

第八章

晶体的塑性形变

引言

- 研究金属形变的意义；

材料的**强度**和**塑性**是两个重要的力学性能，它决定了零构件的加工成形的**工艺性能**，同时又是零构件的重要**使用性能**。

材料的力学性能是**结构敏感**的，它和材料的组织和结构有密切关系，如晶体缺陷密度。

塑性形变的**主要**机制是**滑移**，滑移的临界分切应力可作为起始塑性形变切应力的估计，它取决于位错源开动所需的力以及位错运动所需克服的P-N力等阻力。起始塑性形变所需要的切应力越高，晶体材料的屈服强度越高。

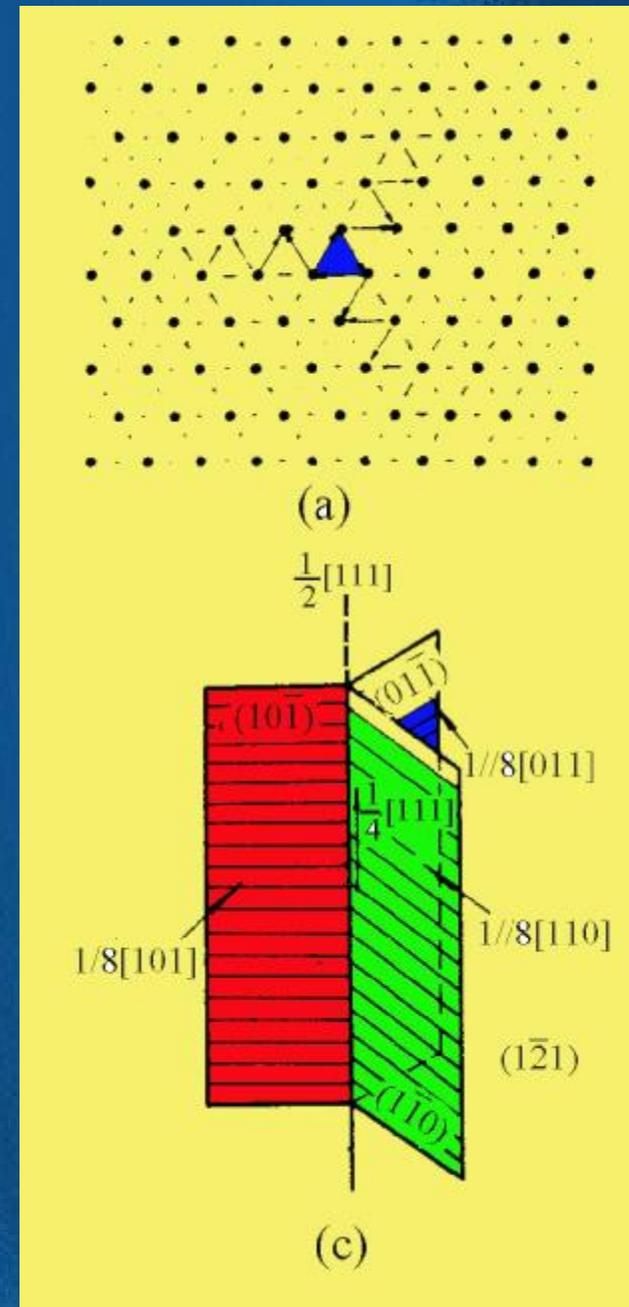
- 本章涉及的内容顺序；

滑移 / 起始塑性流变和加工硬化 / 孪生和扭折 / 多晶体 / 形变组织等。

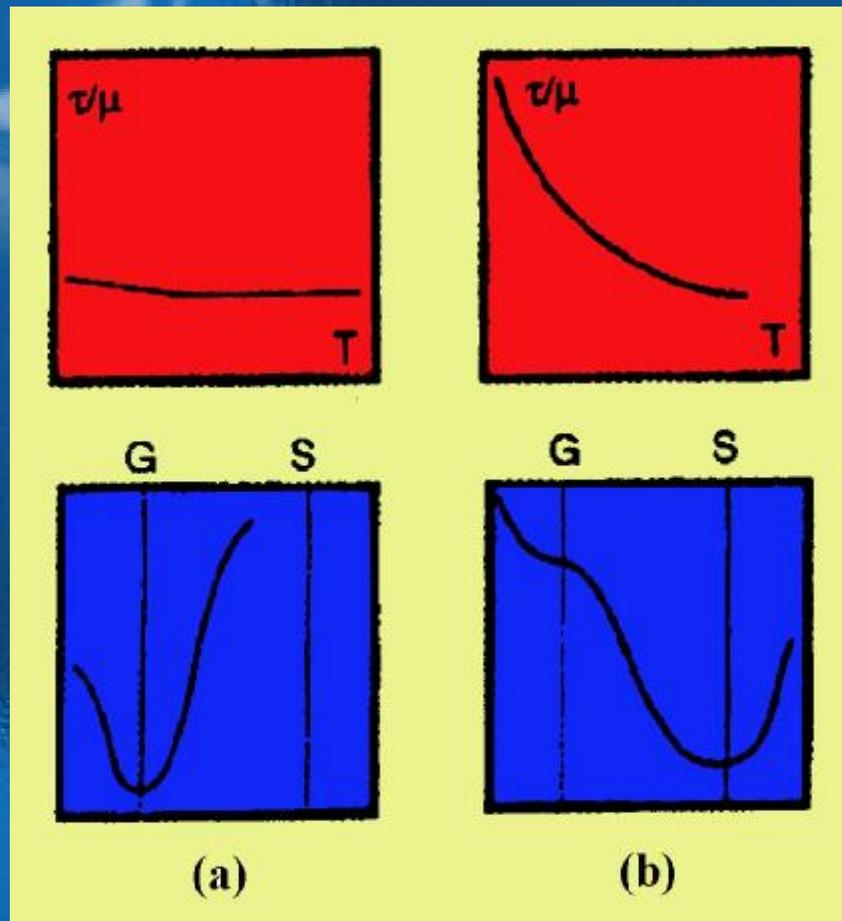
8.1 滑移的进一步讨论

- 关于临界分切应力

位错核心结构对晶体的塑性变形影响很大。只有位错核心在滑移面上是二维分布的场合，例如FCC及HCP在基面滑移的金属，才遵守Schmid定律，且临界分切应力与温度的相关性不大。位错核心不在滑移面二维分布时，如BCC螺位错核心以及HCP在棱柱面滑移的螺位错的核心作非共面扩展，这时偏离Schmid定律，并且临界分切应力与温度的相关性很大。



能量



τ_c 对温度不敏感

τ_c 对温度敏感

位错核心结构对塑性变形的影响

螺位错核心的非共面扩展的难易



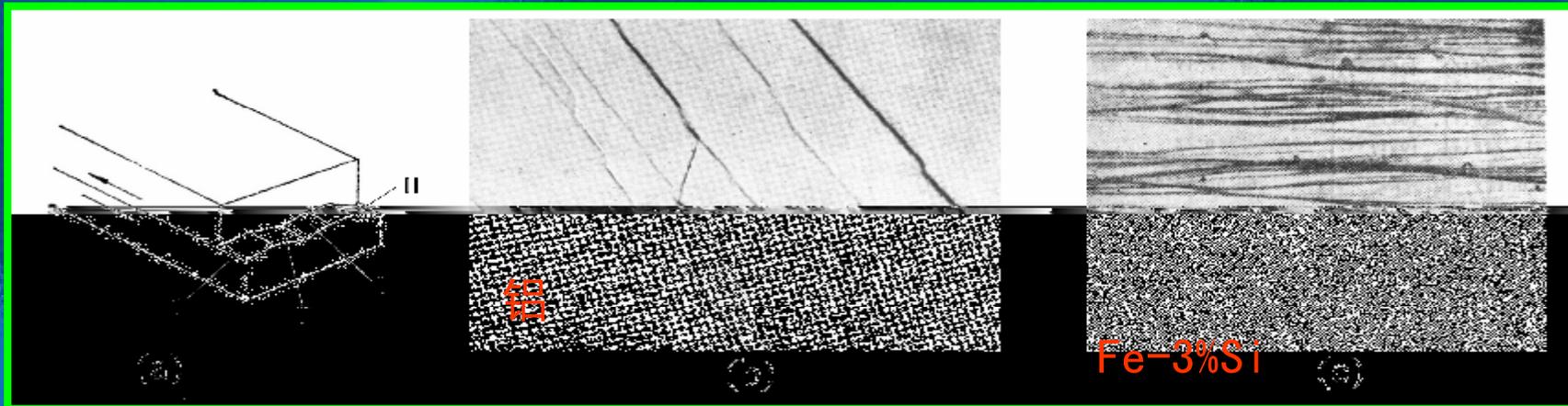
t_c 与温度的关系

t_c 对温度的相关性及对应的位错能示意图

•交滑移

两个或多个滑移面共同按1个滑移方向滑移称**交滑移**。
交滑移形成的滑移线（带）是折线形状。

交滑移不是几个面“同时”，而是“顺序”滑动。

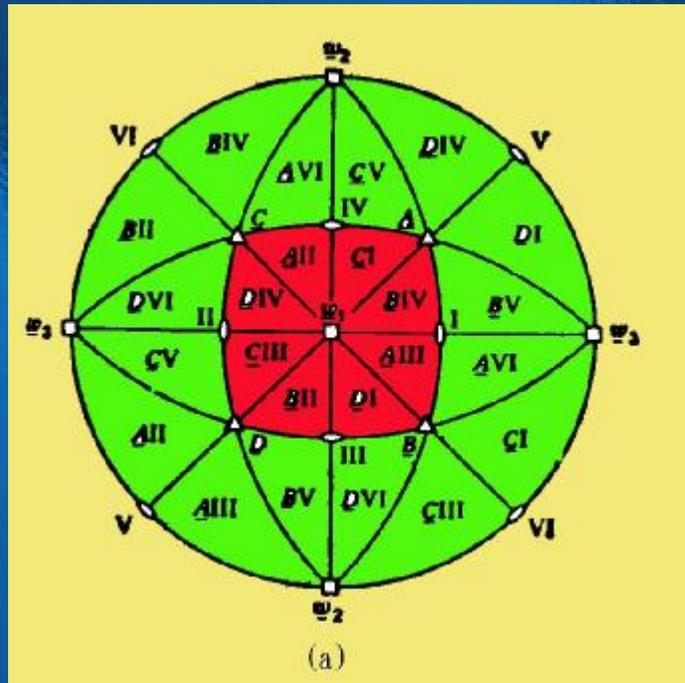


对**低层错能**材料，位错很**难**交滑移，位错运动是**平面型**的，称**平面滑动**。对**高层错能**材料，位错容**易**交滑移，滑移线呈**波纹状**，称**波纹滑动**。交滑移容易与否，对材料的应变硬化有很大的影响。层错能越**低**，位错不易通过交滑移越过遇到的障碍，从而**加大**了应变硬化。

•多系滑移

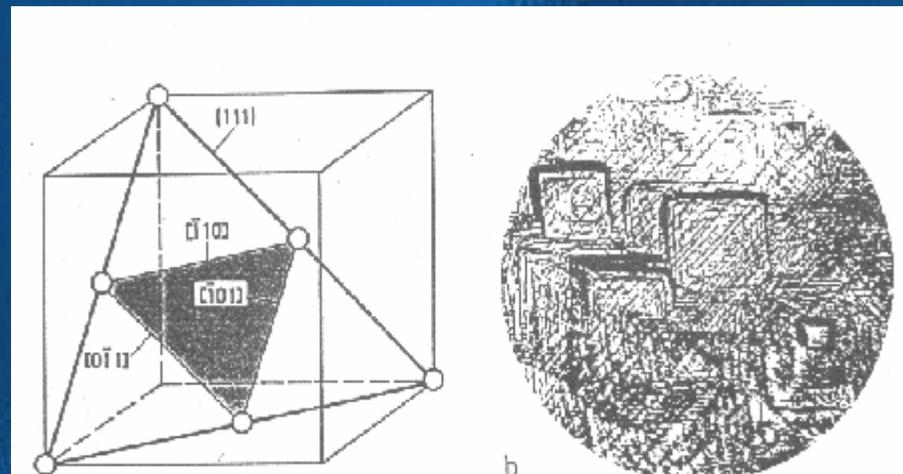
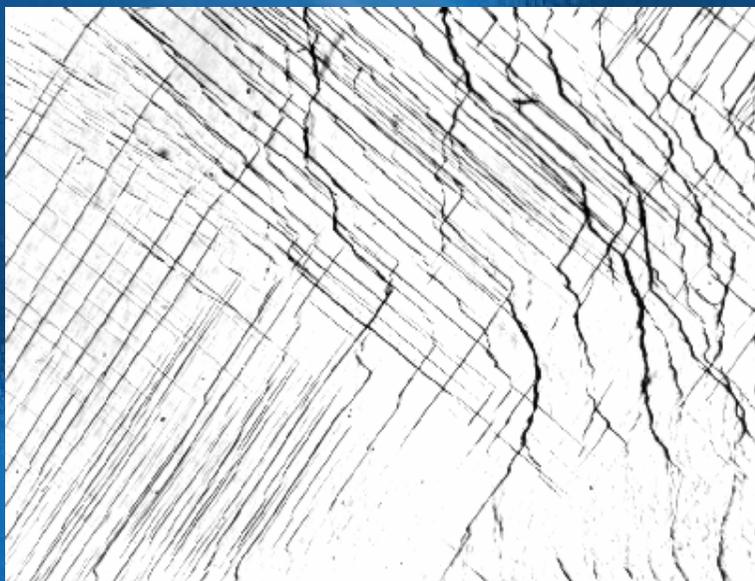
当外力的取向使2个或多个滑移系上的分切应力均达到临界分切应力值时，这些滑移系可以同时开动而发生多系滑移。以fcc结构为例讨论力轴在不同取向下发生的多系滑移。

fcc结构的(001)标准极射赤面图——滑移系的寻找方法



把3个{001}面的极点标为w，
把6个<110>滑移方向的极点分别标上I、II、III、IV、V、VI；
把4个{111}滑移面分别标上A、B、C、D记号。
则一滑移系可表示为：**BIV**

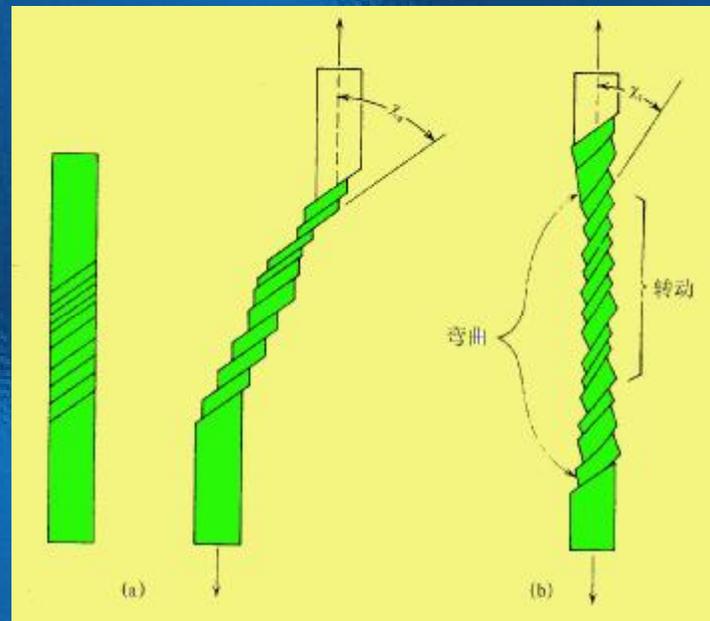
发生多系滑移时，在抛光表面看到不止一组的滑移线，而是两组或多组交叉的滑移线。由于多个滑移系开动，位错交截产生割阶及位错带着割阶运动等原因使位错运动阻力增加，因而强度也增加。



外力轴处于只有1个滑移系开动的取向，材料的强度是比较低的，这样的取向称为软取向；
外力轴处于易多滑移的取向称为硬取向。

8.1.4 拉伸和压缩时晶体的转动

若晶体在拉伸时**不受约束**，滑移时各滑移层会象推开扑克牌那样一层层滑开，每一层和力轴的**夹角 c_0** 保持**不变**。但在实际拉伸中，**夹头不能移动**，这迫使**晶体转动**，在靠近夹头处由于夹头的约束晶体不能自由滑动而产生弯曲，在远离夹头的地方，晶体发生转动，转动的方向是使滑移方向转向力轴。

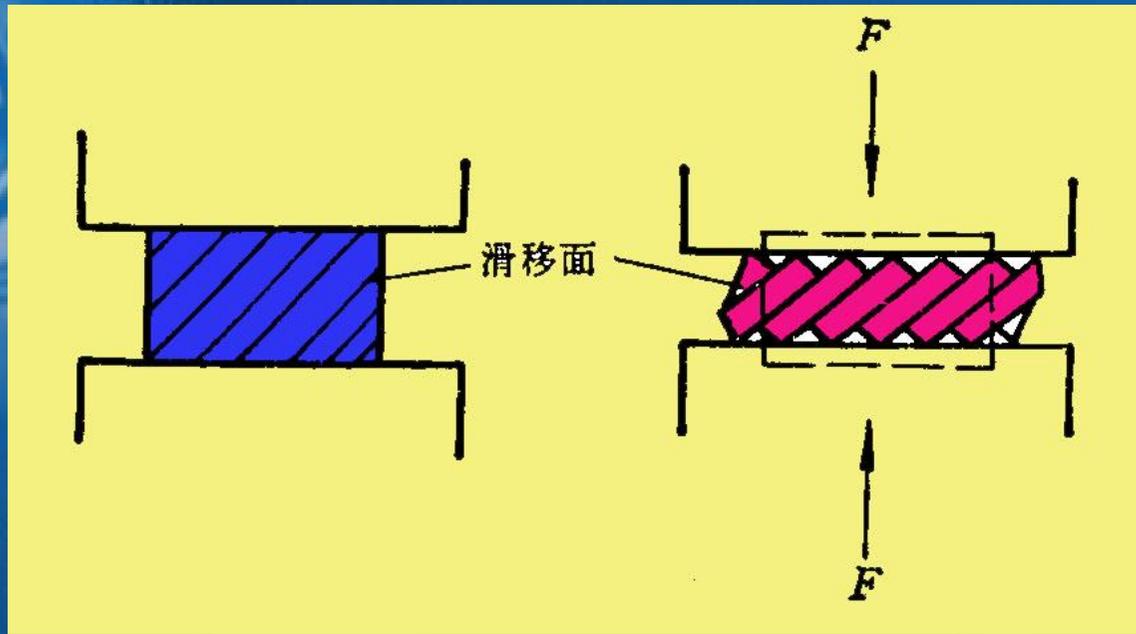


无约束时 有约束时—导致转动

拉伸时



滑移方向 || 拉伸轴



压缩时 → 压缩面 ⊥ 压缩轴

滑移时晶体发生转动，使晶体各部分相对外力的取向不断改变，各滑移系的取向因子也发生变化。如果起始取向 c_0 和 l_0 大于 45° ，在转动时取向因子加大，出现软化，这种软化称**几何软化**。转动使 c_1 和 l_1 小于 45° ，取向因子又重新减小，出现硬化，这种硬化称**几何硬化**。

8.2 起始塑性形变及流变应力

- 起始与可测的关系；

临界分切应力是在滑移系上第一个位错开动所需要的切应力。但从实际的实验来说，不可能测量到这样微小的塑性形变。实际测得屈服点都是对应某一定量的塑性形变的应力，即此时已有了一定数量的位错运动。这样，测出的临界分切应力（塑性形变的起始应力）已不是单一的一个位错运动需要克服的阻力，而还应包含一些运动位错间交互作用引起的阻力。测量仪器的灵敏度越高，所测出的塑性形变的起始应力就越低。

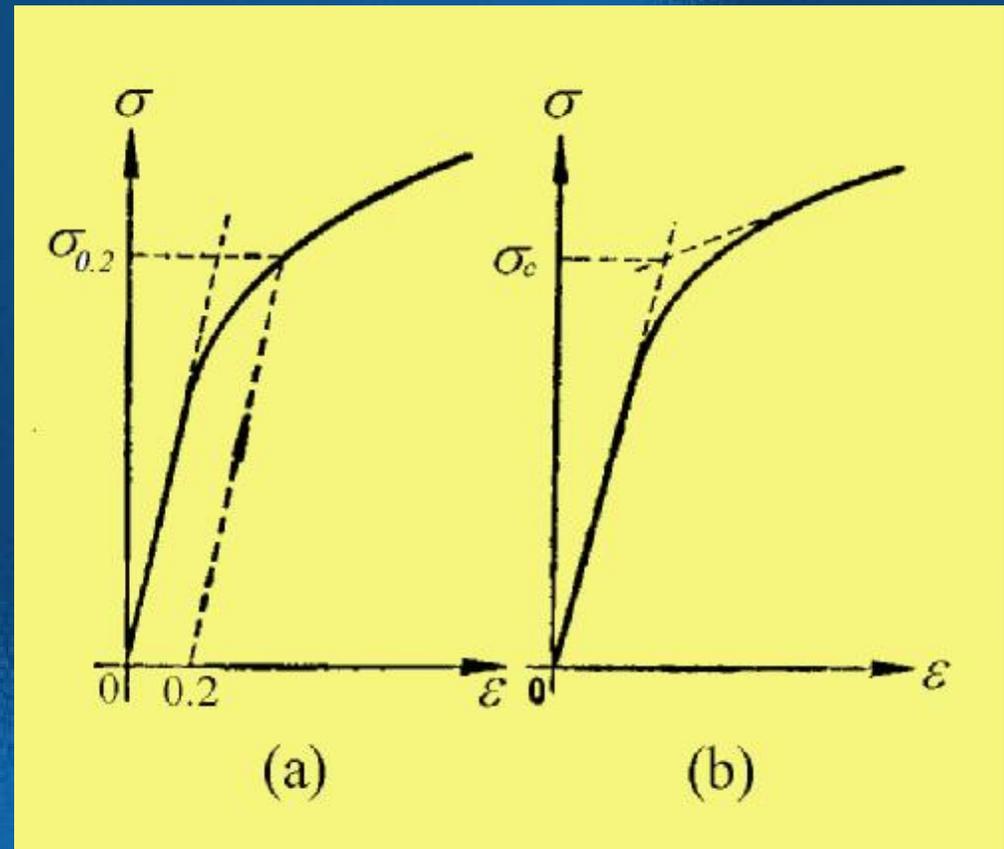
- 流变应力：

屈服以后的任一应力。

从理论上讲，流变和起始塑性形变是属于同一类问题。

•条件屈服

实际测量的应力-应变曲线中，大多数材料是没有明确的弹性形变和塑性形变的分界点的，所以一般是人为地按一定条件来确定屈服应力，这种屈服应力称为条件屈服应力。

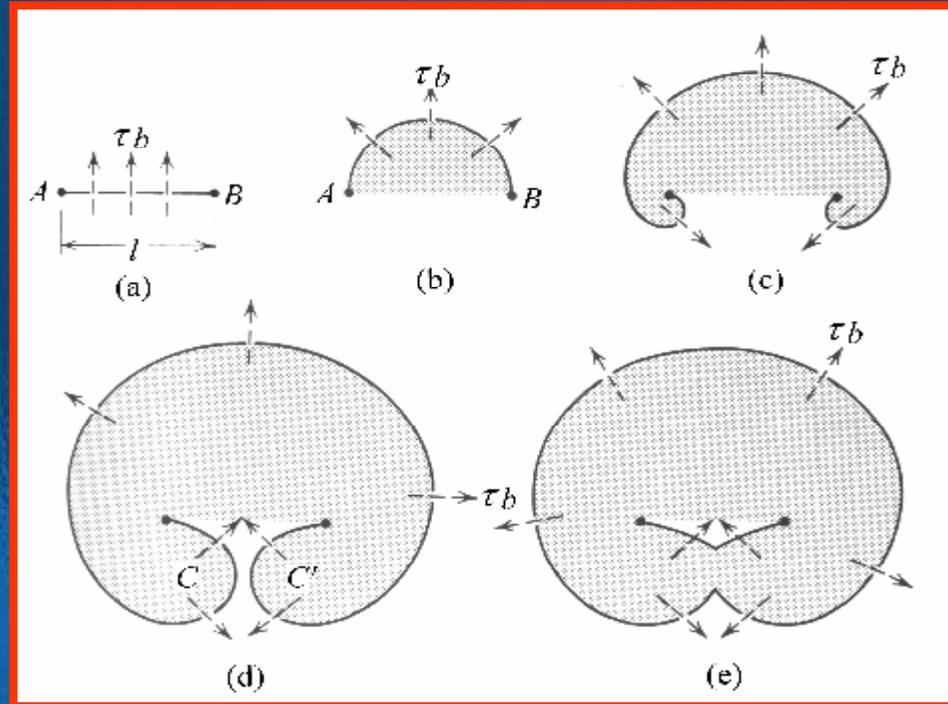


$s_{0.2}$ 及 s_c 的确定

临界分切应力的估算

- 以F-R源开动所需切应力作为临界分切应力的估计估算

$$t_e = \frac{Gb}{l}$$



l 是位错源的长度，它可以看作是三维位错网的网孔直径，约为 $10^{-3} \sim 10^{-5} \text{cm}$ ，由此估计出的临界分切应力和实际的相近。

•以位错间短程交互作用力估算

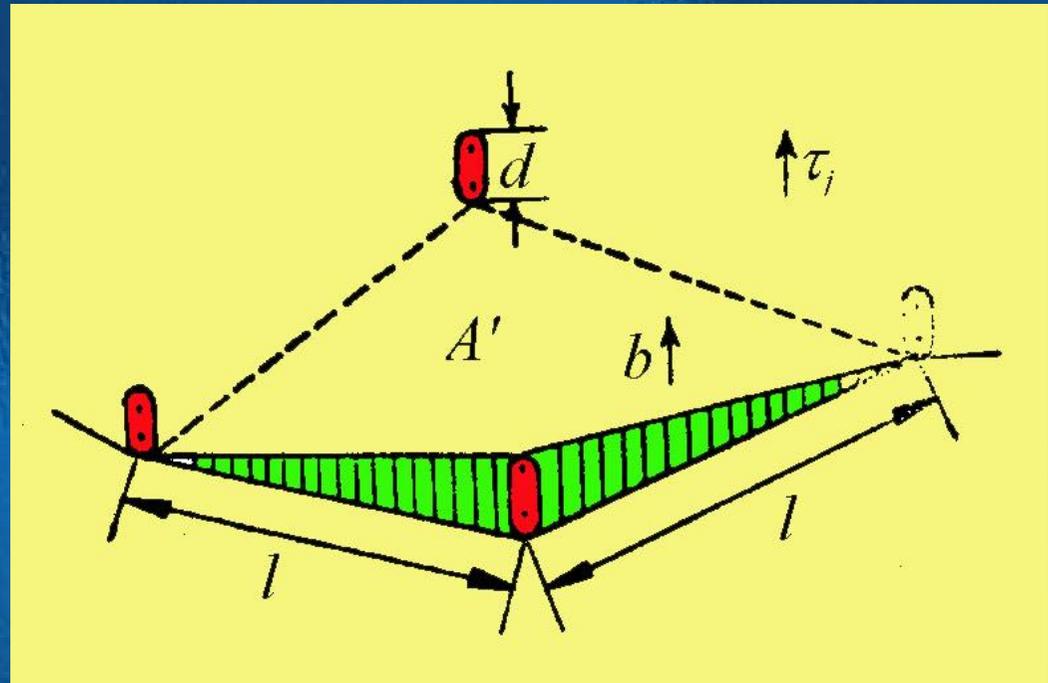
1个位错截过每个林位错，
外加切应力做功 $t_j b l d$ ，
若位错能截过，则：

外力做功=割阶形成能

$$t_j b l d = a G b^3$$



$$t_j = a \frac{G b}{l}$$



•位错密度与流变应力的关系:

由上面的讨论可知, 不论把临界分切应力看作是由 t_G 、 t_j 、 t_{ju} 、 t_D 甚至开动F-R源的切应力 t_e 的贡献, 它们都具有相同的形式

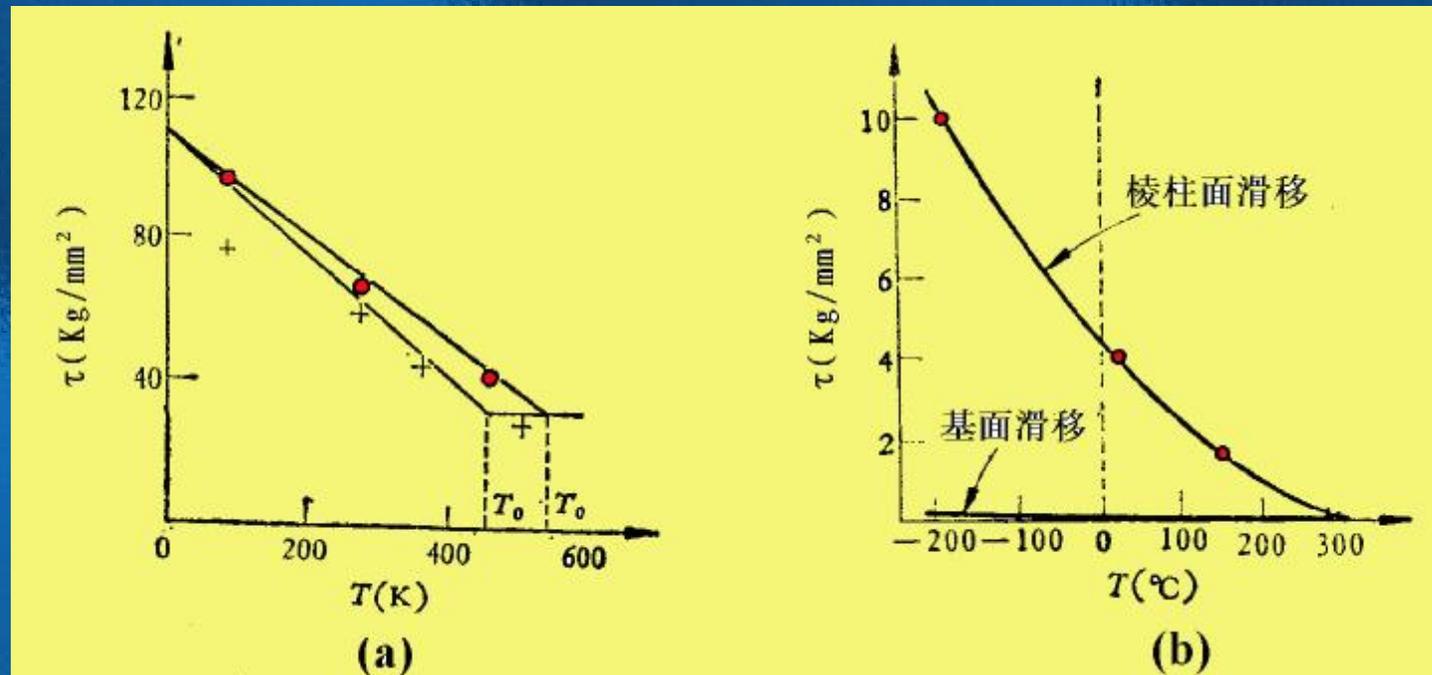
$$t = a \frac{Gb}{l}$$

各式中的 l 也可以近似设为截面上的2个位错露头的间距, 即位错面密度的平方根 $\sqrt{r_s}$, 则上式也可以写成

$$t = aGb \sqrt{r_s}$$

• 临界分切应力与温度间的关系

长程交互作用引起的阻力随温度的变化是很小的。对于如位错和林位错相截形成割阶或带着割阶滑动等短程交互作用引起的阻力，因为这些过程只涉及几个原子间距，热激活对这些过程会有很大作用。温度上升使这些过程易于进行，所以临界分切应力随温度上升而降低。当温度高时，热激活提供足够的能量，使得临界分切应力不再随温度变化。

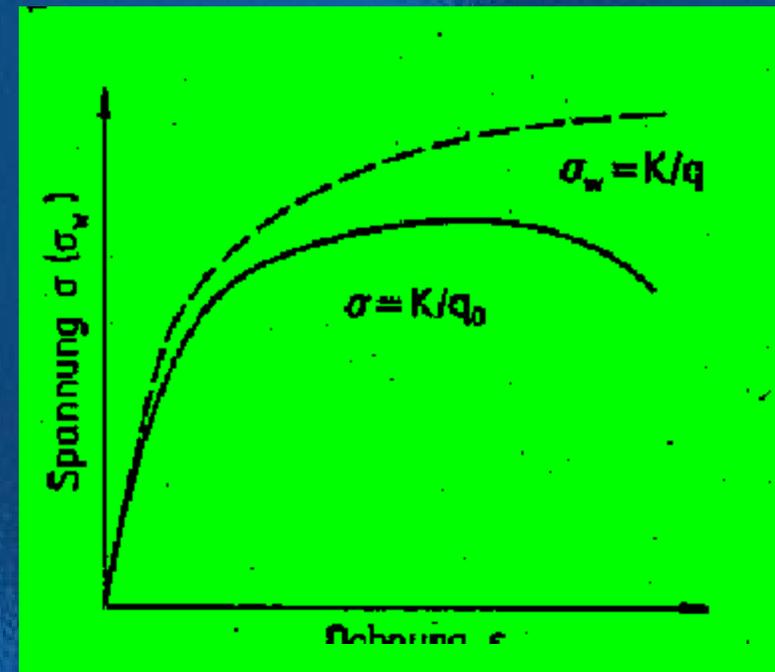
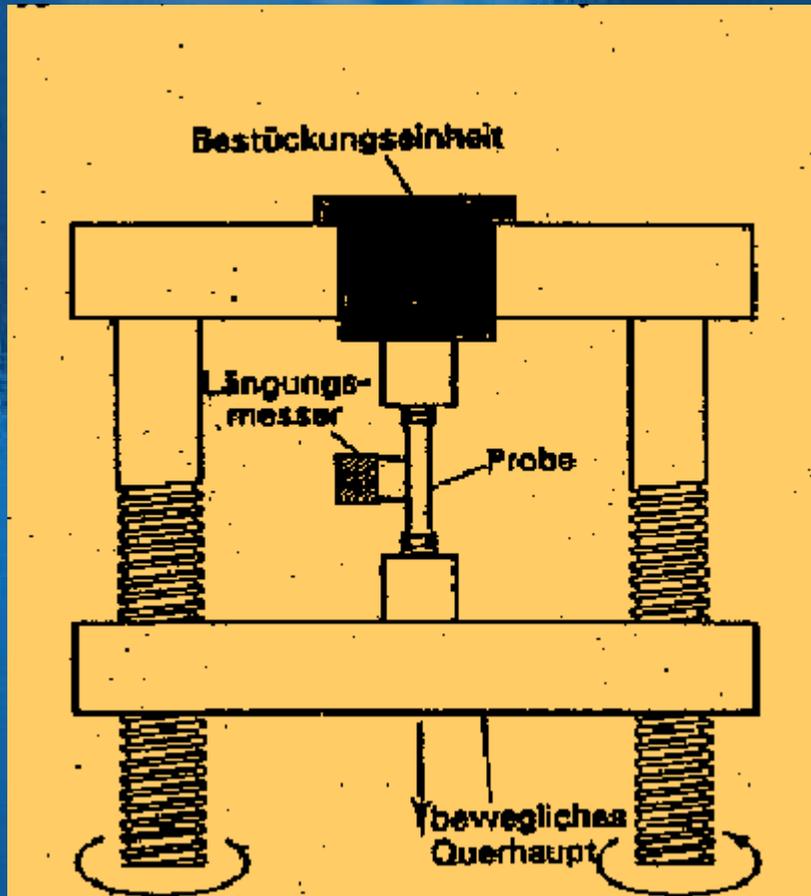


镉单晶基面滑移

镁单晶

8.3 单晶体的应力-应变曲线及加工硬化

加工硬化现象：材料加工时强度和硬度随应变加大而增加；
应力-应变曲线：是定量描述加工硬化性质的依据。



真应变与工程应变曲线的差异

测量条件的说明:

通常测量 σ - ε 曲线用拉伸的办法, 这时获得的是正应力-正应变曲线, 即 s - e 曲线。但切应力 t 和切应变 g 间的曲线能更好地反映试样的变形特点, t - g 曲线不易直接测量, 一般由 s - e 曲线转换来获得。对单系滑移的情况, 如果拉伸的夹头可自由移动, s 和 e 与滑移面的 t 和产生的 g 间有如下关系:

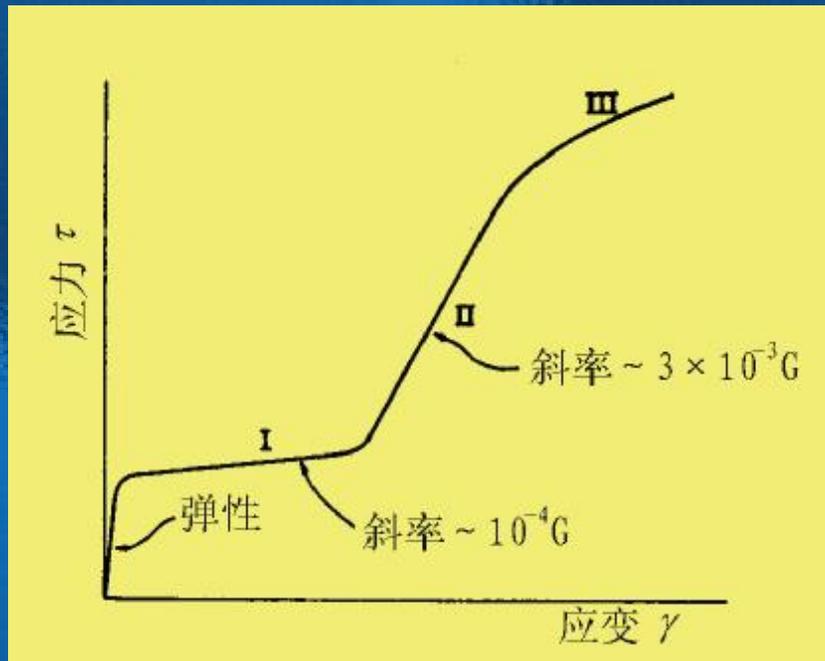
$$t = s \sin c_0 \sqrt{1 - \frac{\sin^2 l_0}{(1+e)^2}}$$

$$g = \frac{1}{\sin c_0} (\sqrt{(1+e)^2 - \sin^2 l_0} - \cos l_0)$$

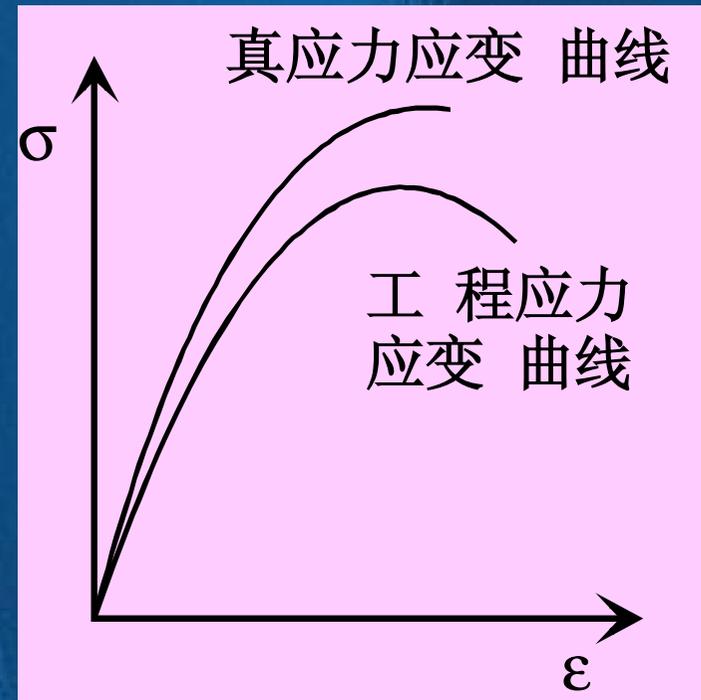
χ_0 和 λ_0 分别是滑移平面和滑移方向与力轴的初始夹角。若知道拉伸转动后的最终取向 c_1 和 l_1 , 则也可以把切应变 g 表达为:

$$g = \frac{\cos l_1}{\sin c_1} - \frac{\cos l_0}{\sin c_0}$$

- 单晶应力-应变曲线
它是定量描述加工硬化性质的依据。
前提：初始取向只下只有1个滑移系开动。



单晶



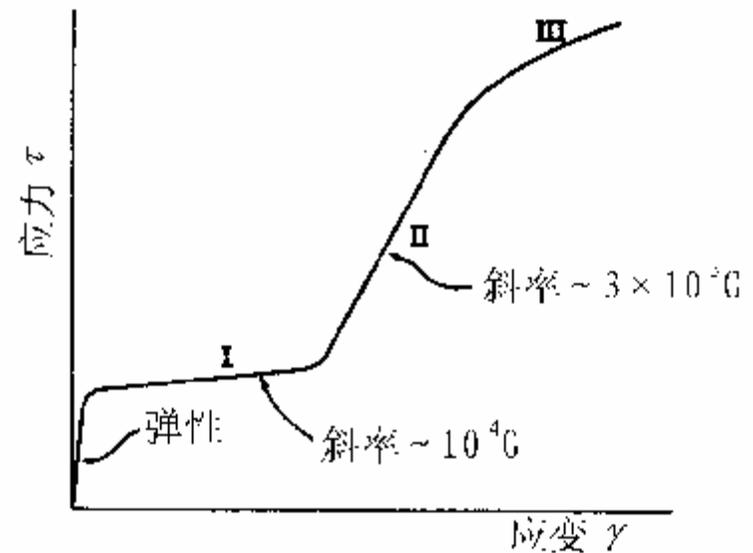
多晶

分为三个阶段：

第I阶段，斜率 q 很低 ($\sim 10^{-4}G$)，
——**易滑移阶段**。
该阶段终止在应变约0.05~0.2处。

第II阶段，线性特征，斜率 q 比
第I阶段约大30倍，它与试样相
对于力轴的取向、温度甚至合金
度等关系不大，——**线性硬化阶
段**。

第III阶段，抛物线；加工硬化率
减少。——**抛物线(动态回复)阶
段**。在应变0.3~0.5处开始，与试
验温度有关。

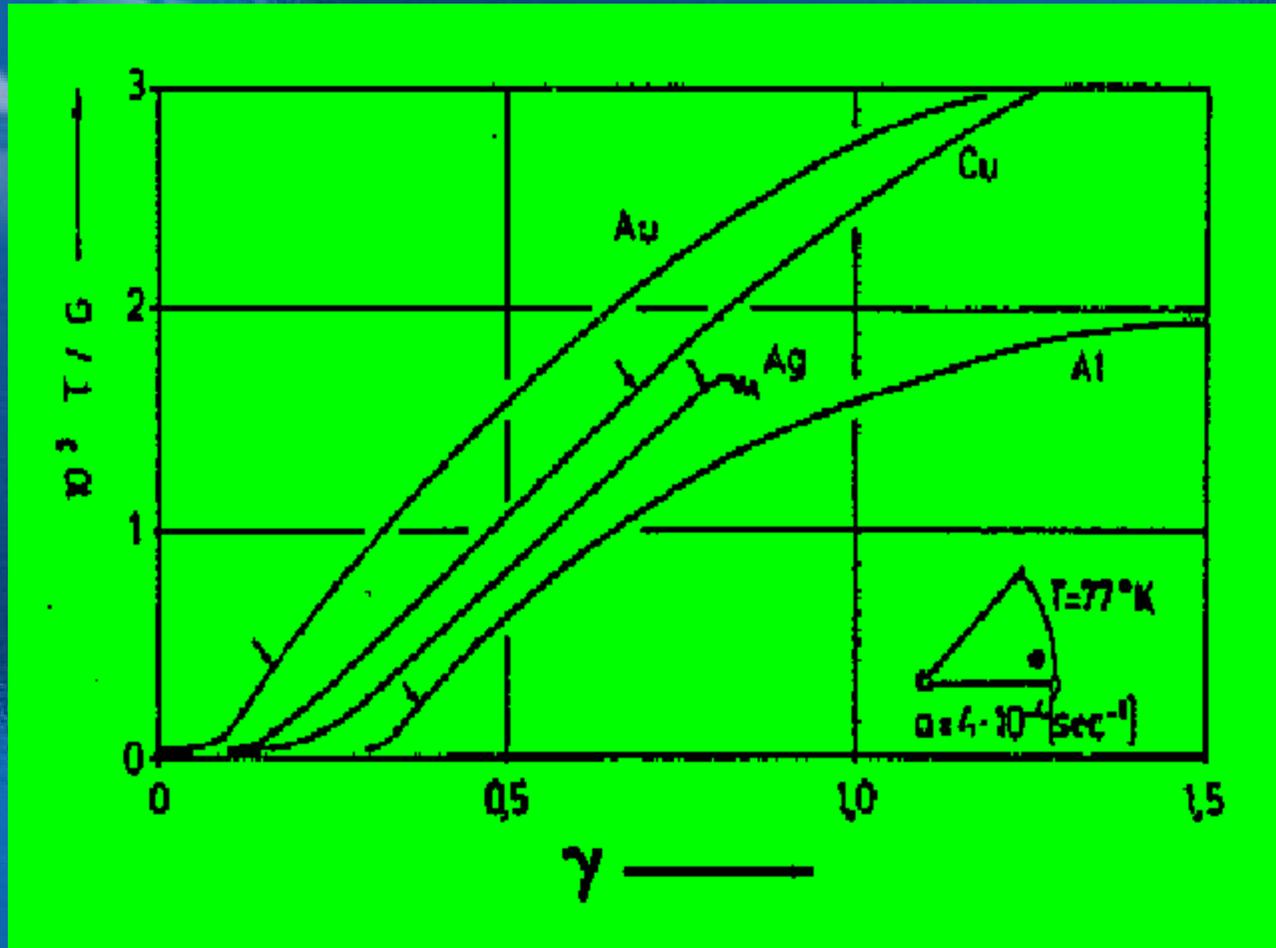


FCC单晶典型的 τ - γ 曲线

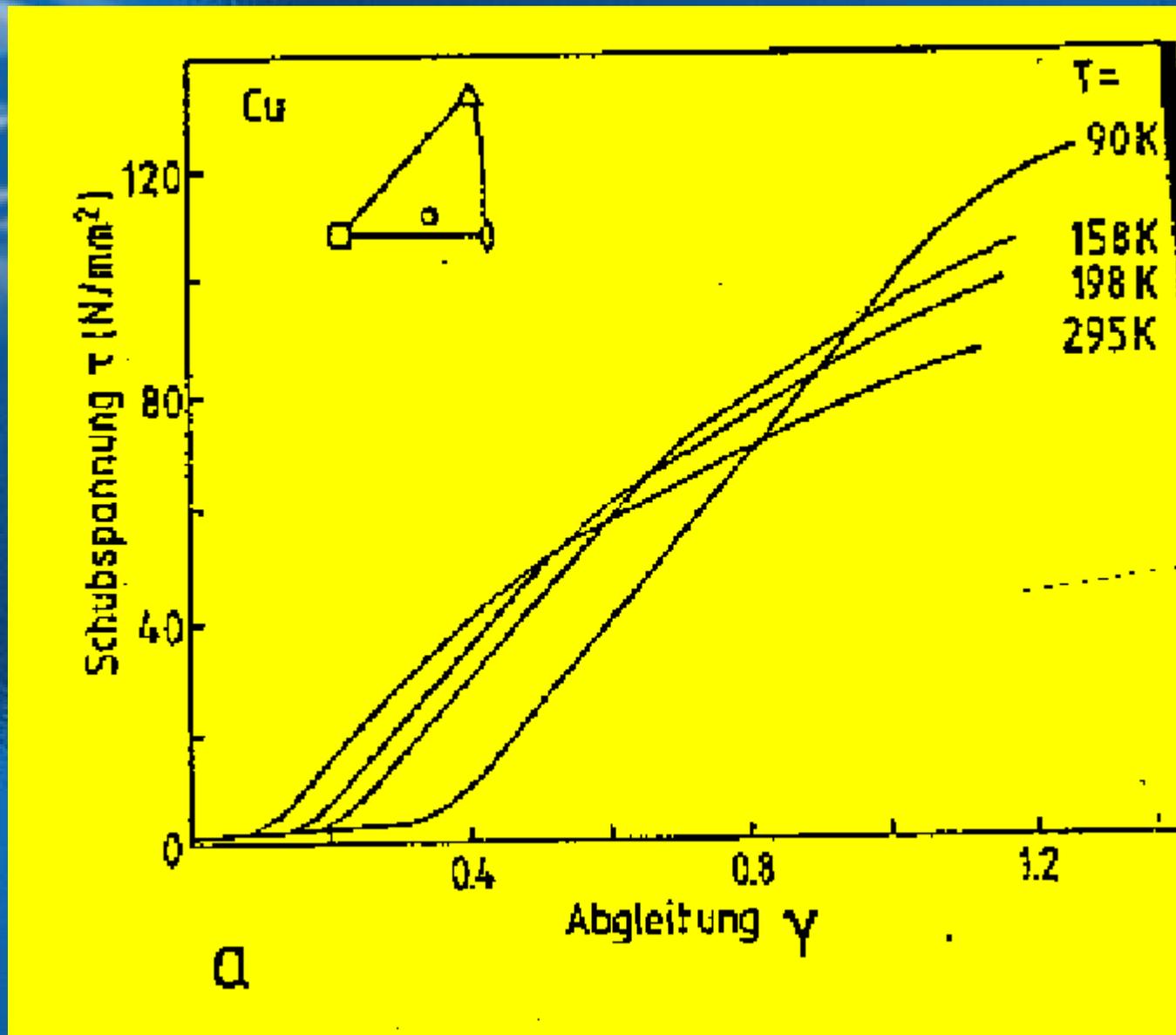
影响因素:

第I, II和III阶段存在范围的大小取决于金属的纯度、形变温度（和形变速度）、晶体的原始取向、晶体的大小和形状等因素。

- 温度很低时第III阶段会消失。
- 金属越纯，第I阶段越短，但 q_I 变化不大。
- 力轴相对于晶体是软取向时（单滑移时），第I阶段比较长，并且 q_I 较小；力轴为硬取向时，特别在取向三角形靠近[111]和[001]边上时， q_I 较大。
- 力轴取向对 q_{II} 也有类似影响，但不如对 q_I 的影响大。
- 形变温度越低，第I、II阶段越长，但 q_I 和 q_{II} 与温度无关。
- 第III阶段开始时的应力 t_{III} 对温度非常敏感，温度越高， t_{III} 越小。
- 形变速率的影响和温度的影响相反，降低温度的影响相当于增加形变速率的影响。

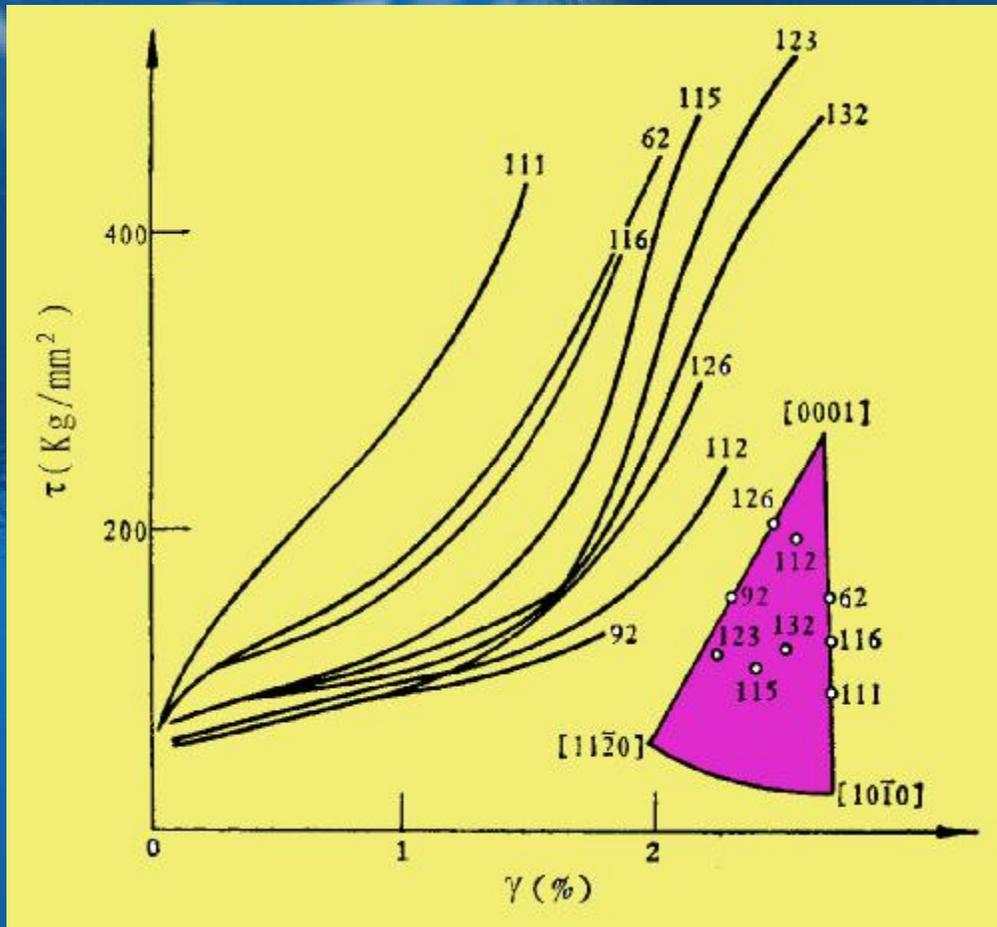


箭头为第三阶段开始的位置，注意层错能的影响。



形变温度对应力应变曲线三阶段的影响

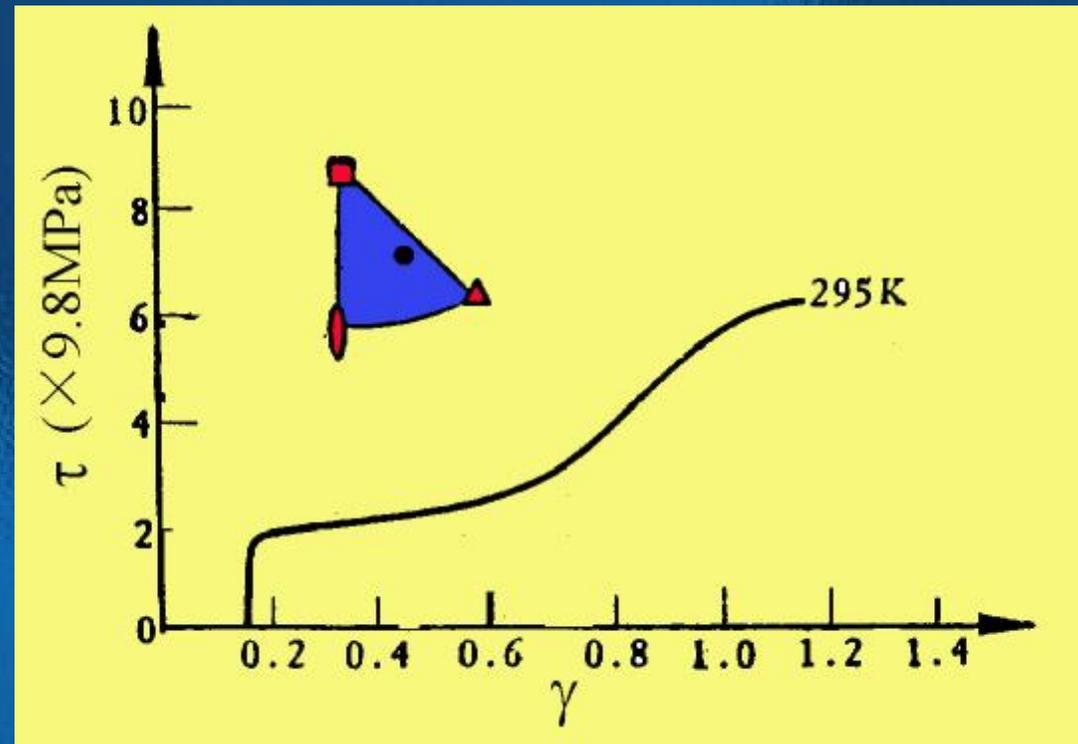
•HCP金属 $t-g$ 曲线与力轴取向的关系



纯锌在294K的 $t-g$ 曲线

HCP晶体的滑移系少，若形变时晶体取向合适，滑移限制在基面上进行，这时只有一组平行的滑移面滑移， $\sigma-\epsilon$ 曲线上的第I阶段就很长，可达100%~200%。若条件合适，HCP晶体的 $s-e$ 曲线也会出现如FCC晶体 $s-e$ 曲线的3个典型阶段。取向在远离 $[0001]-[10\bar{1}0]$ 对称线时， $s-e$ 曲线有明显的3个阶段；但取向靠近 $[0001]-[10\bar{1}0]$ 对称线时，由于多系滑移的影响，第I阶段缩短甚至消失。

体心立方晶体的滑移系很多，非常容易发生多系滑移，所以一般很难观察到应力-应变曲线的第I阶段。

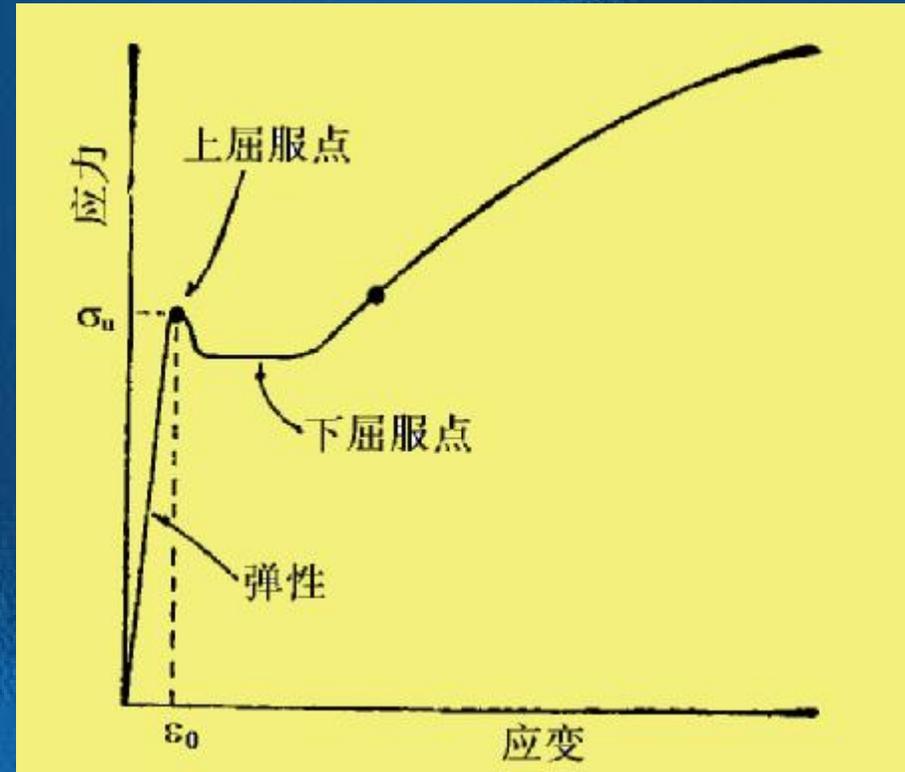


区域提纯铌单晶（BCC）室温下的 $t-g$ 曲线
（应变速率： $4.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ）较少情况下

•上下屈服点效应

如果体心立方金属含有微量的如碳、氮等间隙原子，不论它是单晶体或多晶体，它的应力-应变曲线都会出现一个上屈服点和下屈服点。

原因：溶质气团；



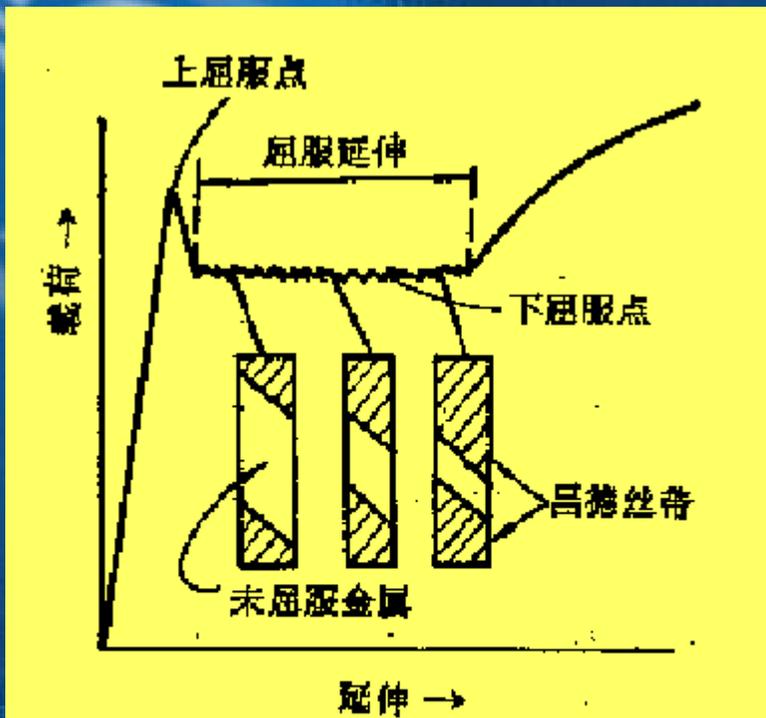
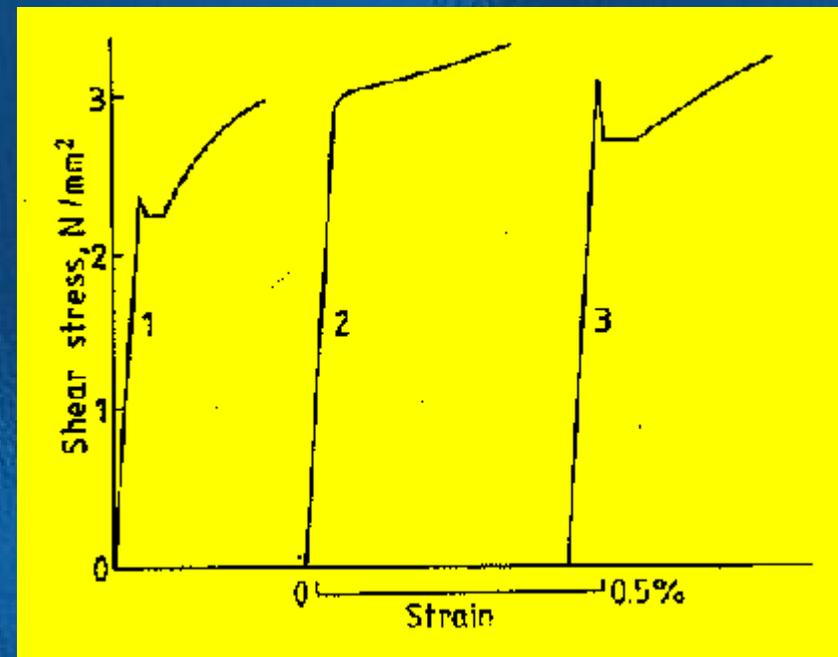
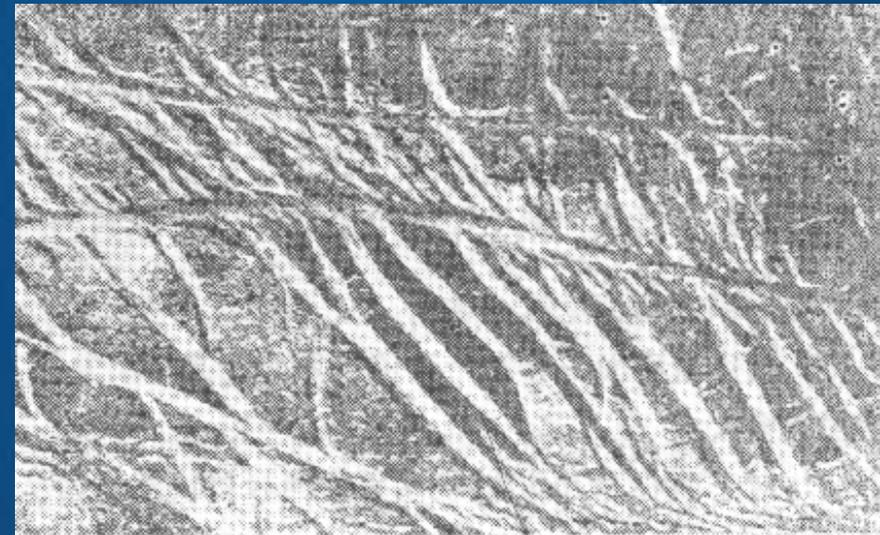


图 8-52 低碳钢的拉伸曲线 (图中三个试样示意图表示吕德丝带的传播)



对性能的影响：
工件表面质量；
吕德斯带；

防止方法：

去除C, N(IF钢)；预变形使位错摆脱钉扎²⁸

8.3.2 加工硬化理论

- 多种机制:

- (1) 位错滑动和林位错交割，增加阻力。
- (2) 林位错使F-R源产生割阶，带割阶的位错运动阻力加大。
- (3) 形成的L-C不动位错增大了形变的抗力。
- (4) 由局部应力场（短程交互作用）引起硬化。

- 影响加工硬化行为的因素

内部因素

晶体结构、晶体取向或织构、堆垛层错能、化学成分、显微组织的几何形状和尺寸以及位错亚结构。

外部因素

温度、应变速率、形变模式。

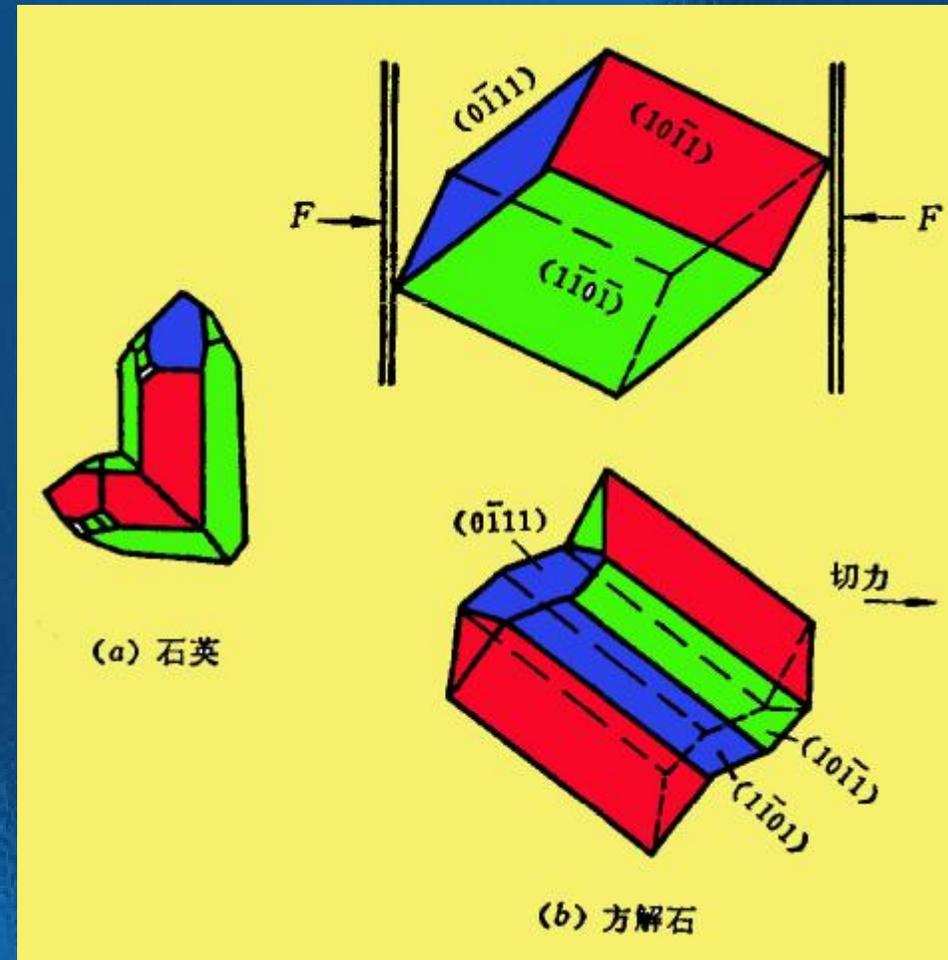
8.4 形变孪生

- 研究的意义：
形变的另一种机制；
在HCP金属中尤其重要；

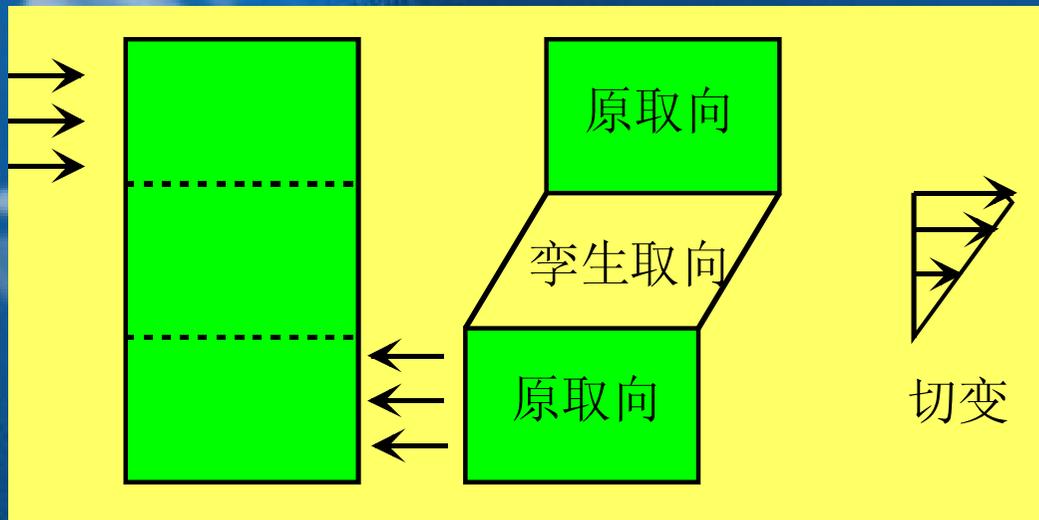
- 孪生现象/孪晶——对称

- 孪晶特点：
原子排列以某一晶
面成镜面对称。

- 孪晶形成过程：
形变、晶体生长、
退火及相变。

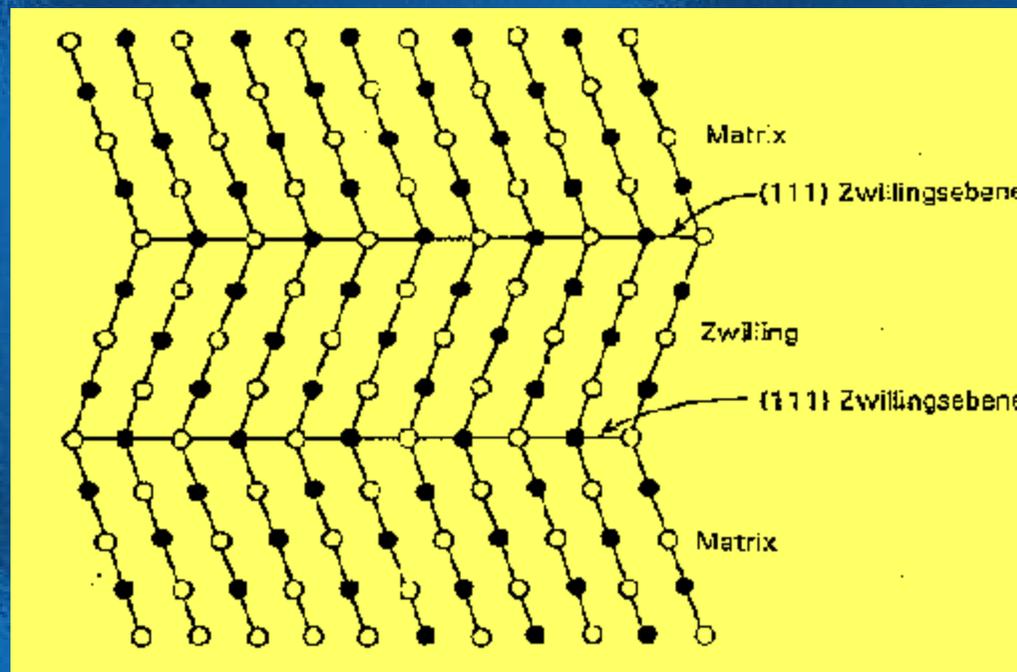


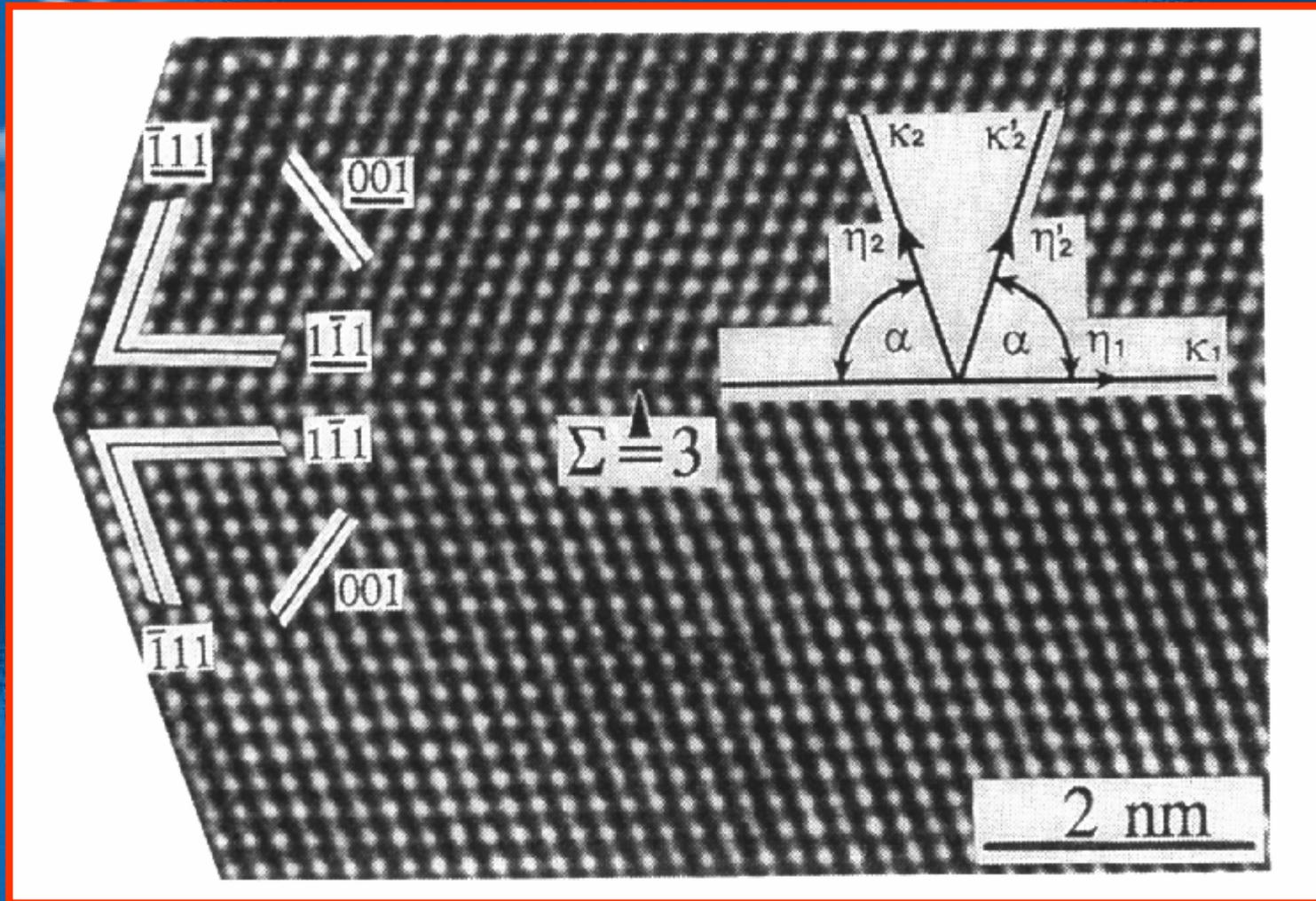
(a) 天然石英的孪晶的外形，
(b) 沿图中方解石体对角线
加压力形成的孪晶。



宏观外形看不出孪生或对称关系

微观原子排列显示出孪生关系





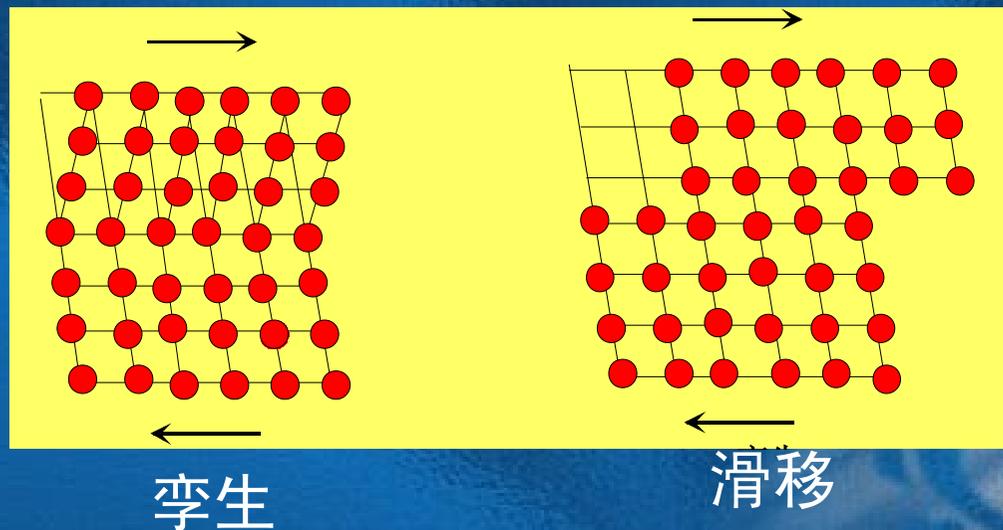
面心立方晶体孪晶的高分辨率电镜照片----实验证实

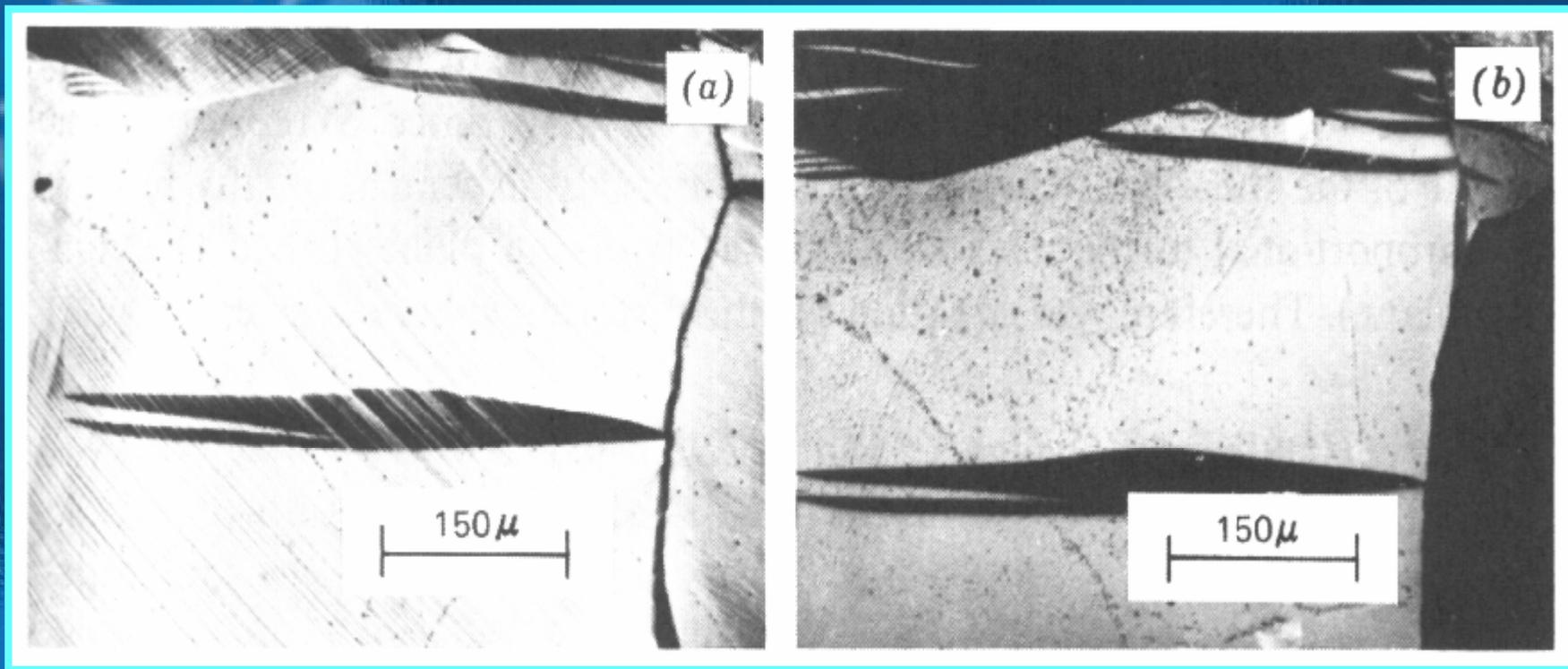
孪生和滑移的差别：

(1) 滑移使滑移面两侧相对滑动一个完整的平移矢量（柏氏矢量），而孪生则在孪晶内所有的面都滑动，滑动的距离并非完整的平移矢量，每个面的滑动量和距孪生面的距离成正比。

(2) 滑移后整个晶体的位向没有改变，而孪生则使孪晶部分的位向与基体成对称。

(3) 滑移使表面出现台阶（滑移线），表面重新抛光后，滑移线消失；孪生则使表面出现浮凸，因孪晶与基体的取向不同，表面重新抛光后并浸蚀后仍能看到。





锌形变组织 (a) 抛光后变形； 滑移、孪生都可看到；
(b) 再抛光并浸蚀； 滑移看不见，孪晶仍存在；

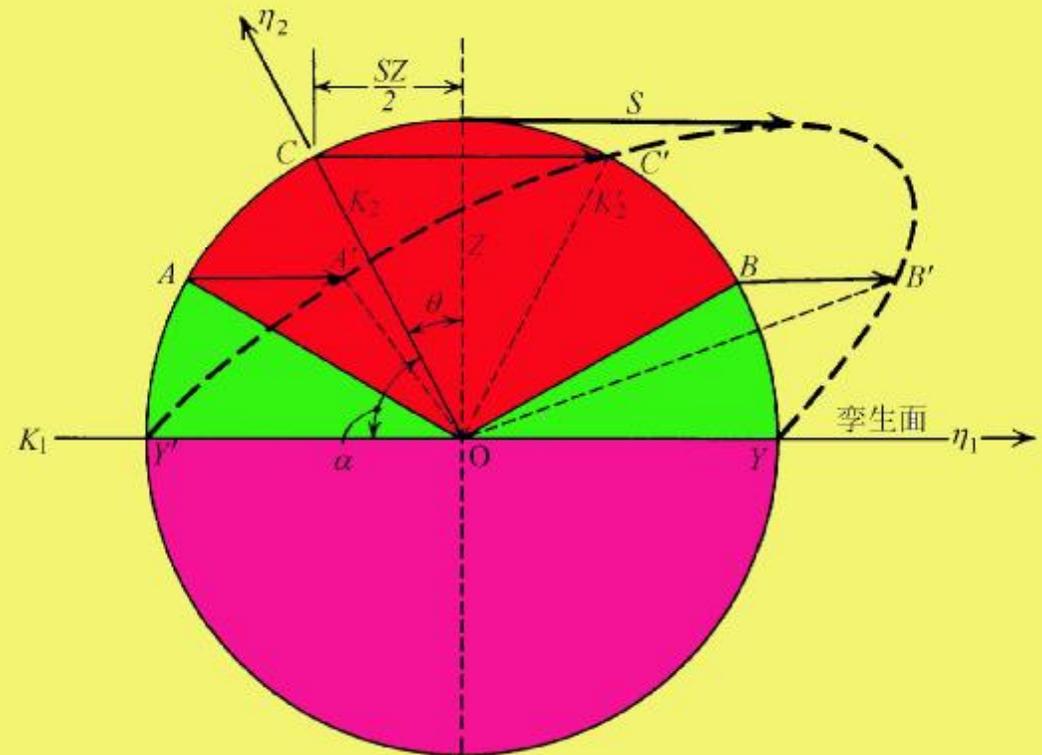
8.4.1 孪晶几何

和切变平面垂直并和 K_1 的夹角小于 a 的面（ OA 面），在孪生切动后变短；和切变平面垂直并和 K_1 的夹角大于 a 的面（ OB 面）在孪生切动后变长。

孪晶要素

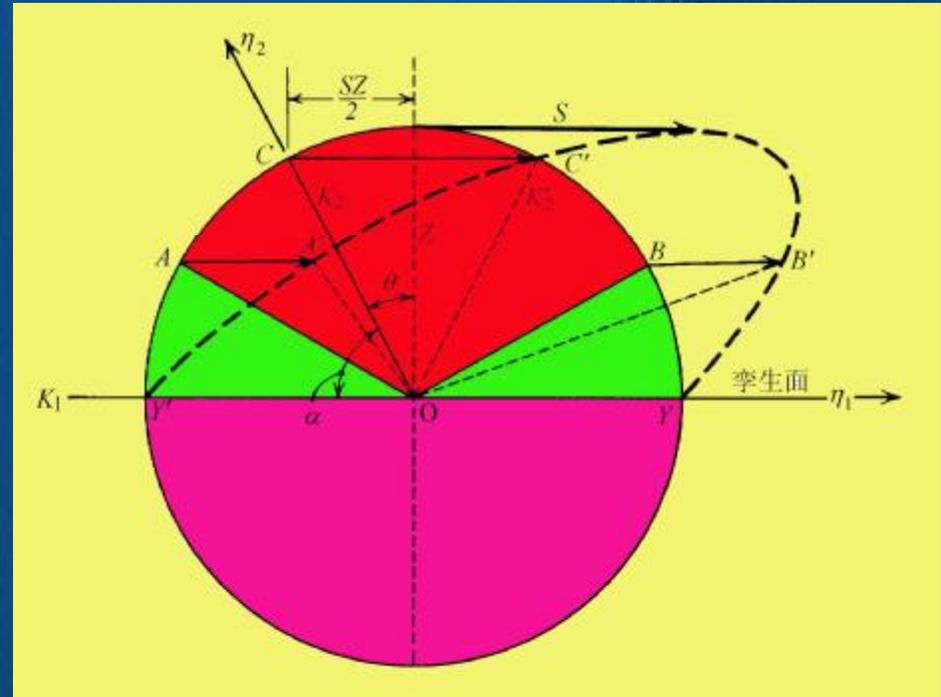
第一、二不畸变面 K_1 、 K_2
孪生方向 h_1 ； h_2

切变平面：
垂直于 K_1 并包含 h_1 方向的
平面。



说明孪生关系的单位球

设球的顶点（ $Z=1$ ）切动的距离为 S ，即孪生切变 $S/Z=S$ 。在不同的 Z 坐标点的切动距离为 SZ ，即孪生切动的大小与距孪生面的距离成正比。



孪生切变量 S 与 K_1 和 K_2 间的夹角 a 的关系：

$$\tan(90^\circ - a) = \frac{SZ}{2} \frac{1}{Z} = \frac{S}{2}$$

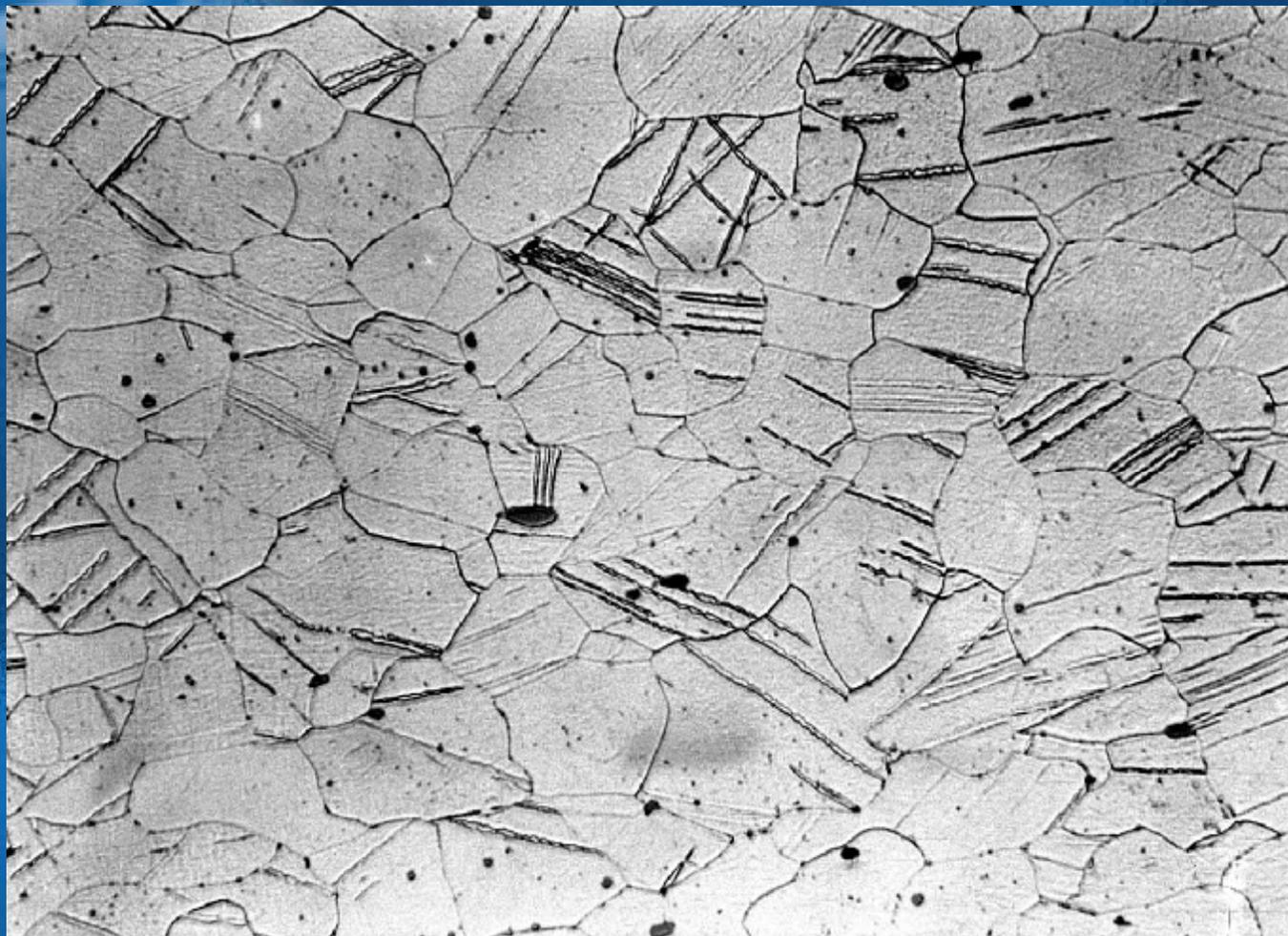
$$S = 2 \cot a$$

一些合金的孪生元素

金属	晶体结构	c/a 轴比	K_1	K_2	h_1	h_2	S	$(l'/l)_{\max}$
Al, Cu	fcc		{111}	$\{11\bar{1}\}$	$\langle 11\bar{2} \rangle$	$\langle 112 \rangle$	0.707	41.4%
Au, Ni								
Ag, α -Fe	bcc		{112}	$\{\bar{1}\bar{1}2\}$	$\langle \bar{1}\bar{1}1 \rangle$	$\langle 111 \rangle$	0.707	41.4
α -Fe								
Cd	hcp	1.886	$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	0.17	8.9
Zn	hcp	1.856	$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	0.139	7.2
Mg	hcp	1.624	$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	0.131	6.8
			$\{11\bar{2}1\}$	$\{0001\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{6} \rangle$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	0.64	37.0
Zr	hcp	1.589	$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	0.167	8.7
			$\{11\bar{2}1\}$	$\{0001\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{6} \rangle$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	0.63	36.3
			$\{11\bar{2}2\}$	$\{11\bar{2}4\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	$\langle 22\bar{4}\bar{3} \rangle$	0.225	11.9
Ti	hcp	1.587	$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	0.167	8.7
			$\{11\bar{2}1\}$	$\{0001\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{6} \rangle$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	0.638	36.9
			$\{11\bar{2}2\}$	$\{11\bar{2}4\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	$\langle 22\bar{4}\bar{3} \rangle$	0.225	11.9
Be	hcp	1.568	$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	0.199	10.4

注意：切变后要保持原子对称的关系、同时晶体结构又不能改变，孪生只能在特定面和方向进行。

•体心立方结构的孪晶



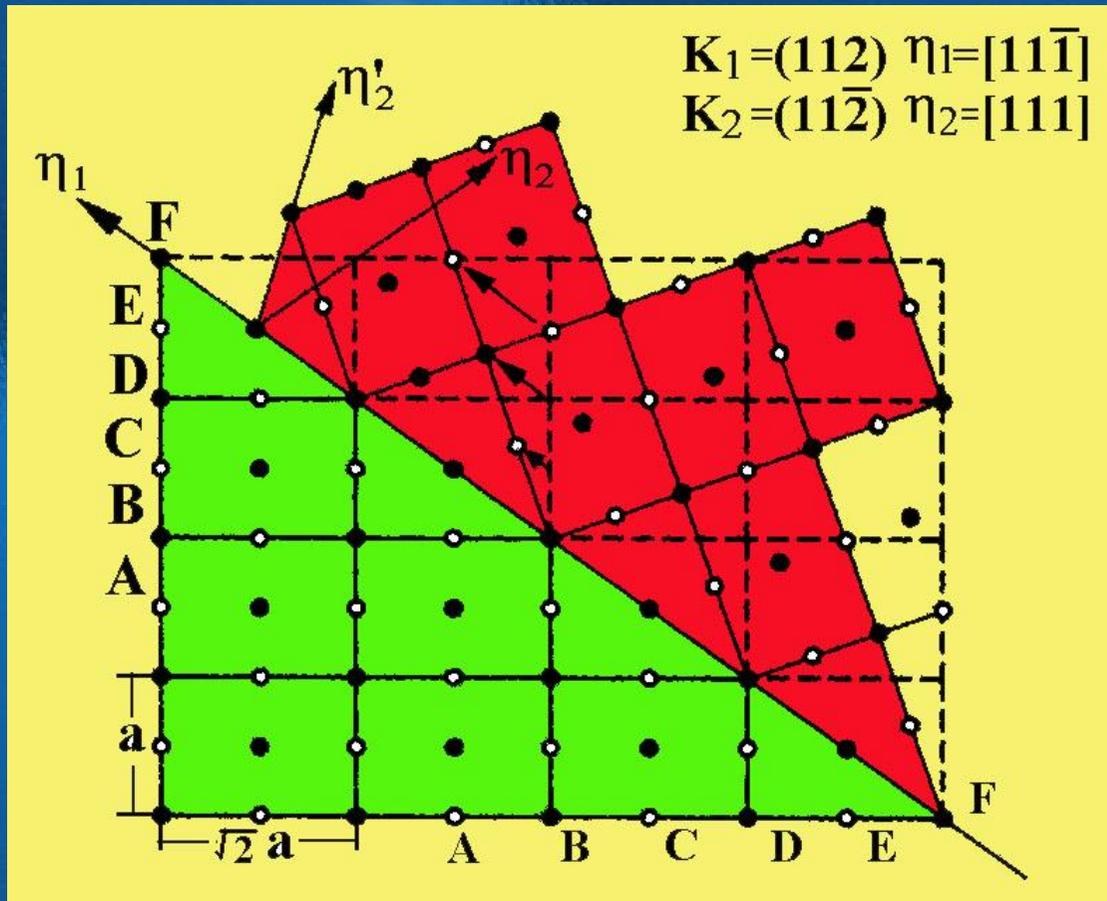
α -Fe中的孪晶（冲击条件下）

孪生要素:

$K_1 = \{112\}$, $K_2 = \{11\bar{2}\}$, $h_1 = \langle 11\bar{1} \rangle$, $h_2 = \langle 111 \rangle$ 。

K_1 与 K_2 的夹角 $\alpha = 70.53^\circ$, 故孪生应变 $S = 2 \cot 70.53^\circ = 0.707$ 。

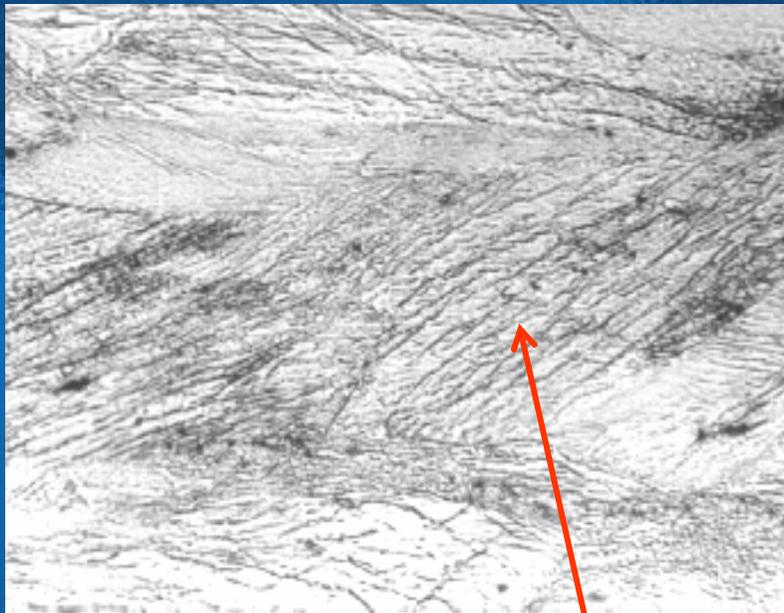
孪生的切变平面是 $(1\bar{1}0)$ 。



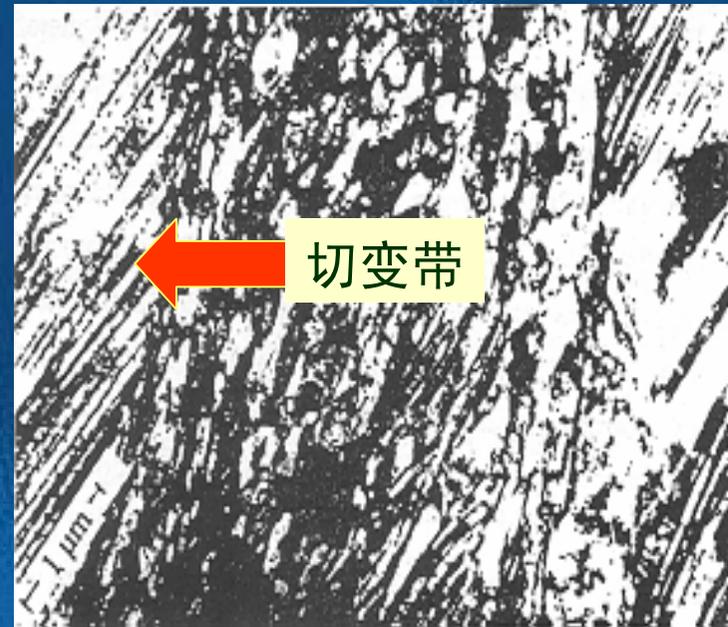
孪生几何,
 $(1\bar{1}0)$ 面上观察

•面心立方结构中的孪晶

层错能低的fcc晶体会出现形变孪晶，如银、黄铜；
fcc不易出现孪晶的原因：
滑移系多；孪晶应变大（ $S=0.707$ ），



切变带



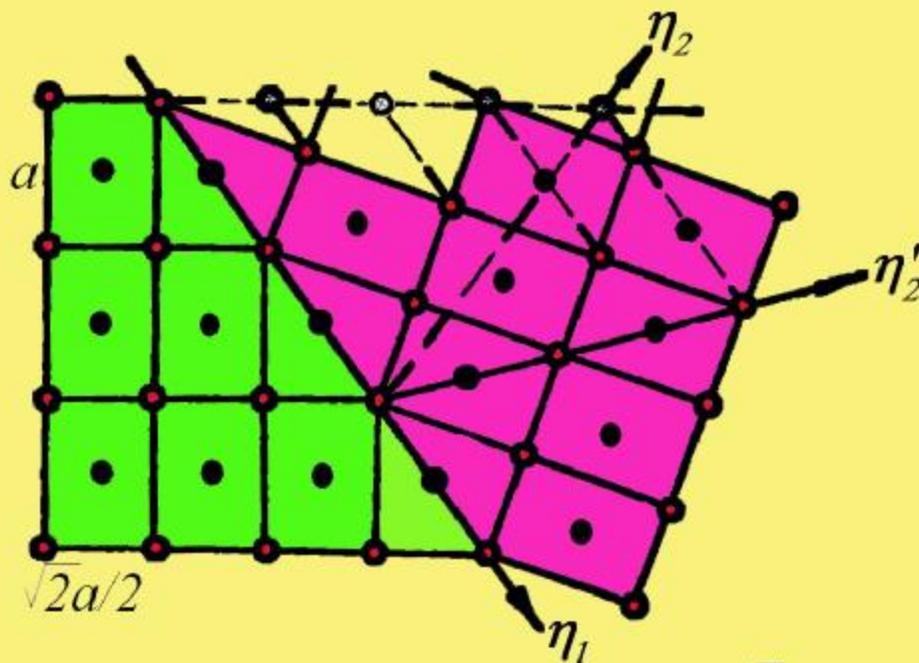
切变带

孪生元素:

$$K_1 = \{1 \bar{1}1\}, K_2 = \{\bar{1}11\}, h_1 = \langle \bar{1}12 \rangle, h_2 = \langle 1 \bar{1}2 \rangle.$$

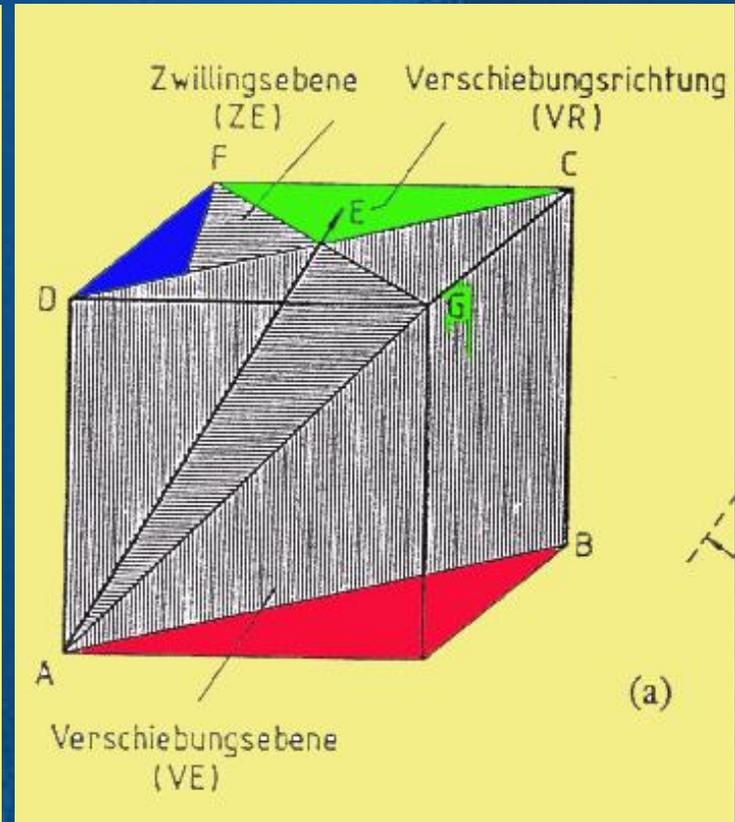
$$a = 70.53^\circ, \text{孪生应变 } S = 2 \cot 70.53^\circ = 0.707.$$

切变平面为 (110)。



$$K_1 = (111) \quad \eta_1 = [11\bar{2}]$$

$$K_2 = (11\bar{1}) \quad \eta_2 = [112]$$



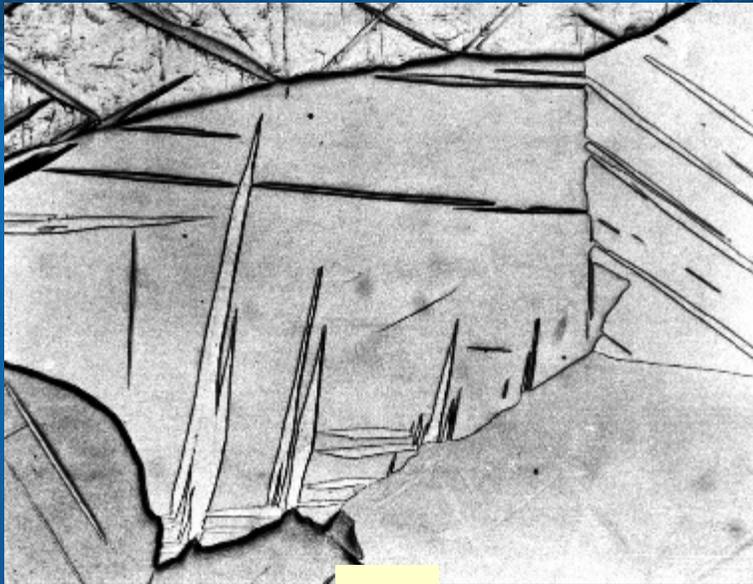
孪生几何, $(1 \bar{1}0)$ 面上观察

•六方结构晶体中的孪生

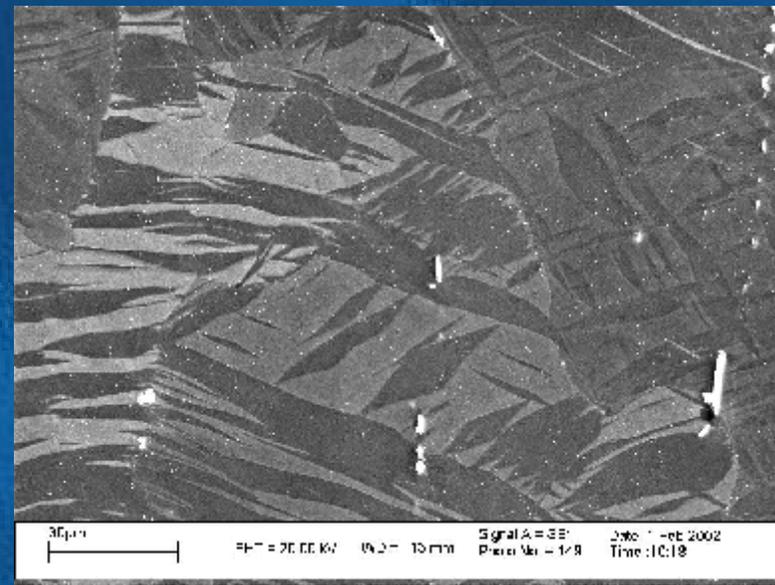
在3种典型金属结构中，六方结构金属最常出现孪晶。

因孪生往往在滑移困难时出现，六方晶系的滑移系很少，所以容易出现孪晶；又因六方晶系的孪生应变 S 比较低，孪生引起的应变能和 S^2 成正比，所以六方晶系孪生比较容易。

六方结构的孪生面有多种，但常见的孪生面 K_1 是 $\{10\bar{1}2\}$ ，孪生方向 h_1 是 $\langle 1011 \rangle$ ，相应的 K_2 是 $\{\bar{1}012\}$ ， h_2 是 $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 。



锌

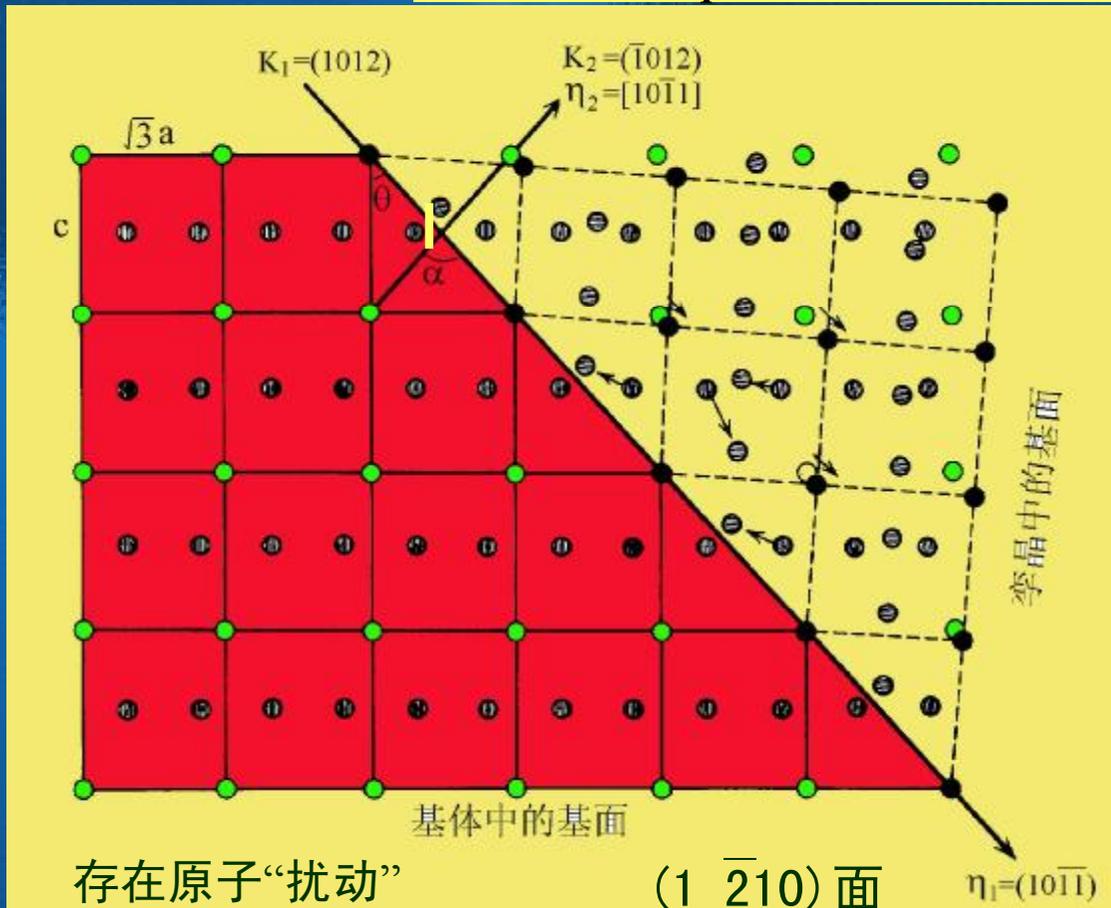


镁

K_1 和 K_2 的夹角为 a , $a=(180^\circ-2q)$, 而 $\tan q = (c/\sqrt{3}a)$ 。

$$S = 2 \cot a = 2 \frac{1}{\tan a} = 2 \frac{1}{\tan(180^\circ - 2q)} = -2 \frac{1}{\tan 2q}$$

$$S = \frac{\tan^2 q - 1}{\tan q} = [(c/a)^2 - 3] \frac{\sqrt{3}a}{3c}$$

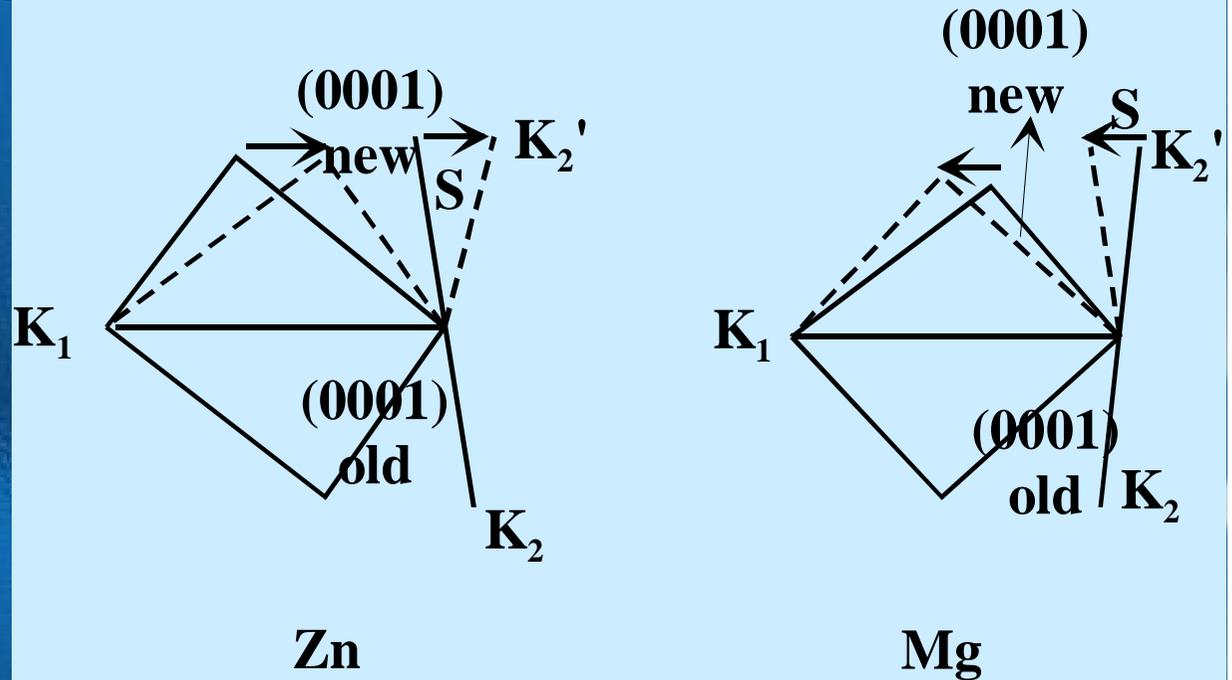
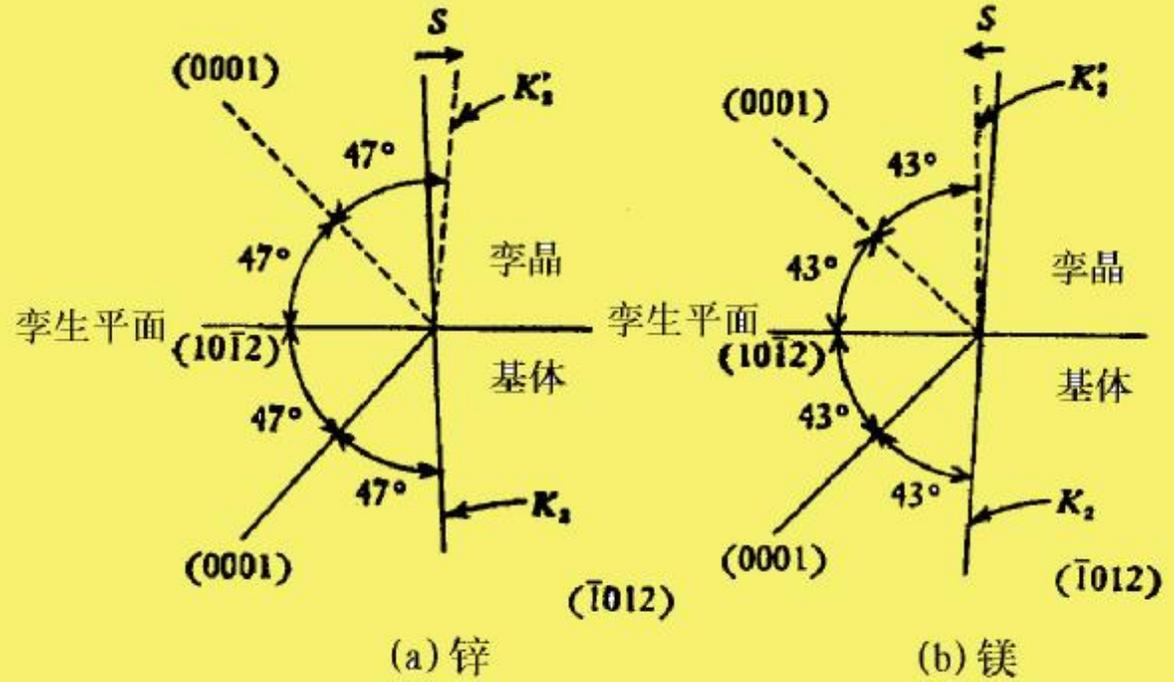


切变 S 随 c/a 值而变化，当 $c/a = \sqrt{3}$ 时，即 $a=90^\circ$ 时， $S=0$ 。 $c/a > \sqrt{3}$ 时， S 是正值； $c/a < \sqrt{3}$ 时， S 是负值。即六方结构晶体的孪生是有极性的， c/a 以 $\sqrt{3}$ 为分界，使孪生切动的方向相反。

若外加力轴
平行于基面

• 锌的孪生使晶体在平行于基面方向伸长，
→ 锌在拉伸时形成孪晶；

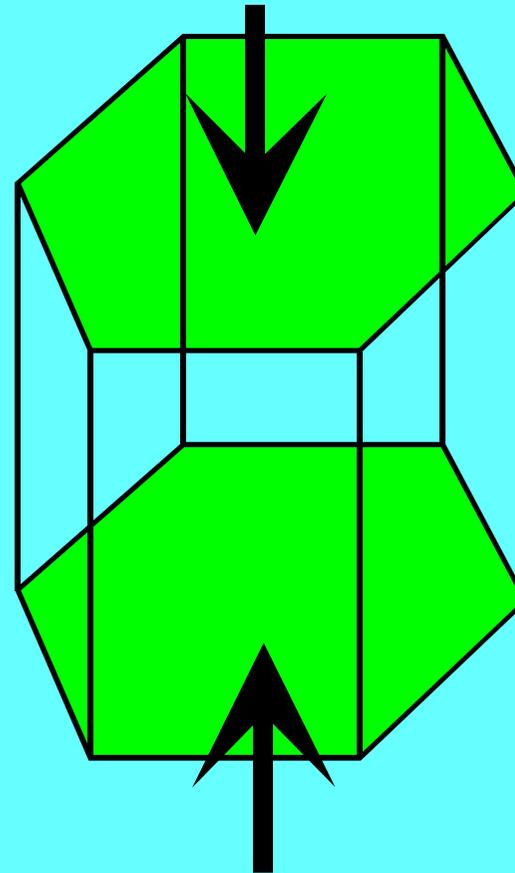
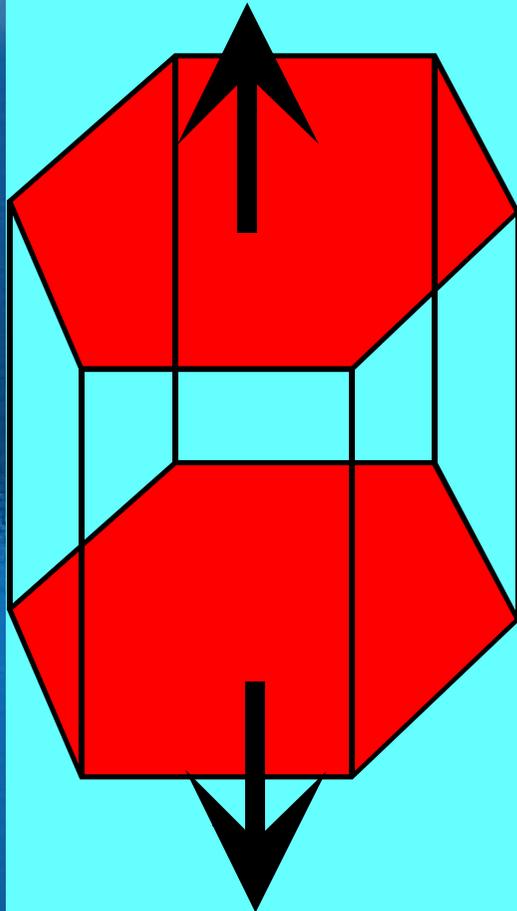
• 镁的孪晶使晶体在平行于基面的方向缩短，
→ 镁在压缩时形成孪晶。



在垂直于基面方向受力时

镁拉伸时 形成孪晶

锌压缩时 形成孪晶



8.4.5 孪生的位错机制

孪生是均匀切变，要求**部分**位错相继扫过每一层面。对BCC结构的孪生，要求每层 $\{112\}$ 面都有1个柏氏矢量 $a\langle 11\bar{1} \rangle/6$ 的部分位错扫过。如何满足此条件？

Cottrell和Bilby提出的**极轴孪生机制**解决了此问题。

AOC

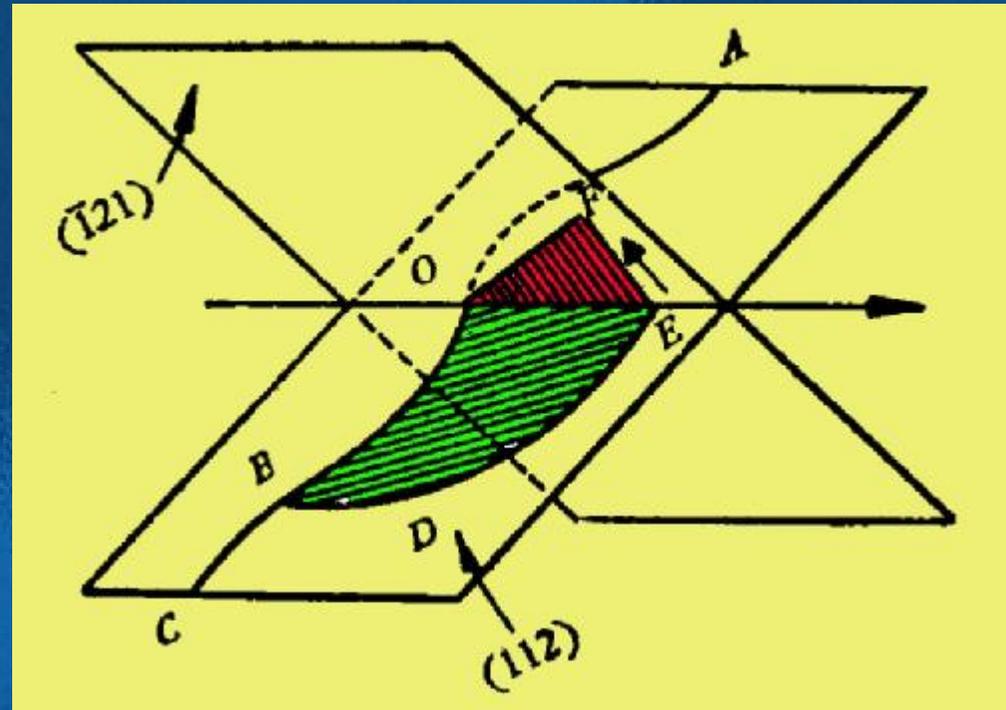
OB

OEDB

$$\frac{a}{2}[111] \rightarrow \frac{a}{3}[112] + \frac{a}{6}[11\bar{1}]$$



$$\frac{a}{6}[\bar{1}21] + \frac{a}{2}[101]$$



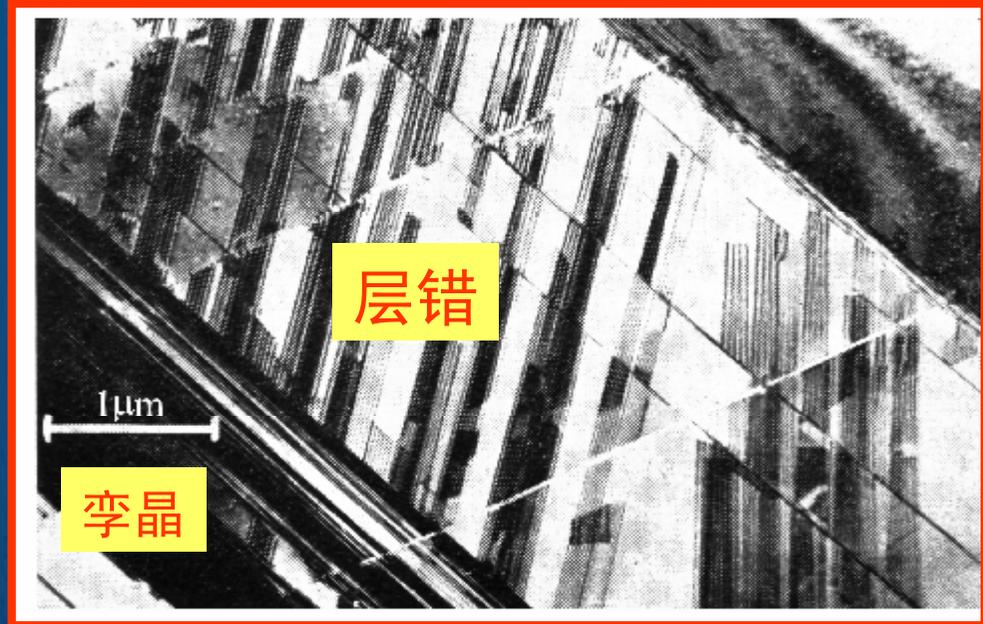
$a[\bar{1}21]/6$ 是 $(\bar{1}21)$ 面的面间距，即OB段位错的柏氏矢量有1个垂直于 $(\bar{1}21)$ 面大小为 $(\bar{1}21)$ 面间距的分量。OE位错每扫过 $(\bar{1}21)$ 面一次，和极轴位错相交截一次，产生1个大小为 $a[\bar{1}21]/6$ 的割阶，扫动位错就到了邻近的 $(\bar{1}21)$ 面。

8.4.6 孪生的一般特点

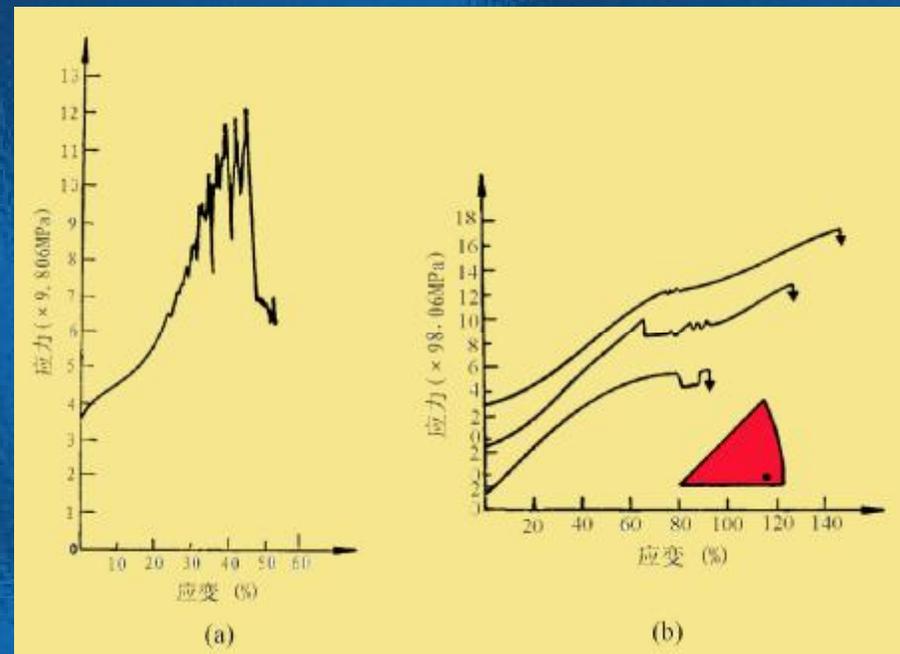
(1) 出现的频率和尺寸取决于晶体结构和层错能的大小。

(2) 常在高应力集中处形核，出现孪生时 σ - ϵ 曲线有突然下降。

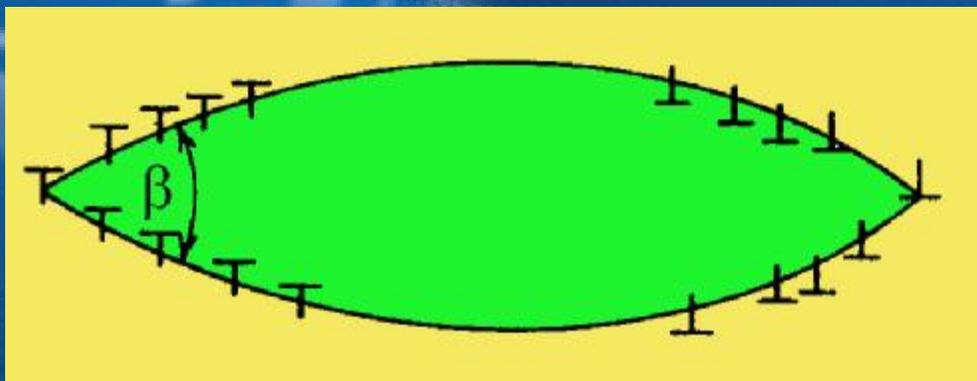
(a) Cd; (b) Au-Ag合金;



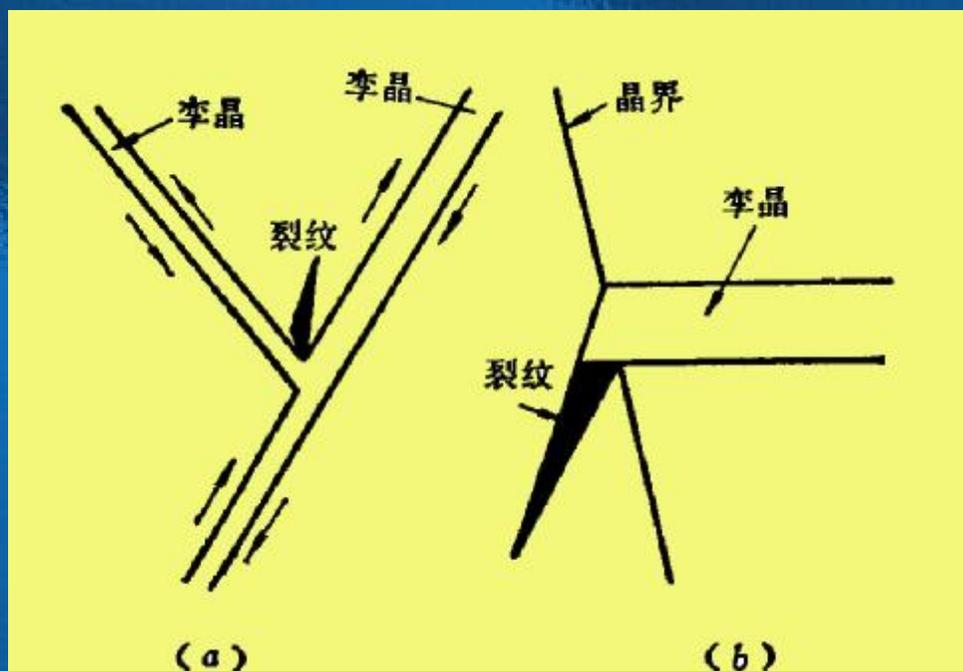
Cu-Si合金中的层错和孪晶fcc



(3) 根据孪晶几何的分析，孪生区域应由2个与基体共格的孪生面为边界。



非共格孪晶界

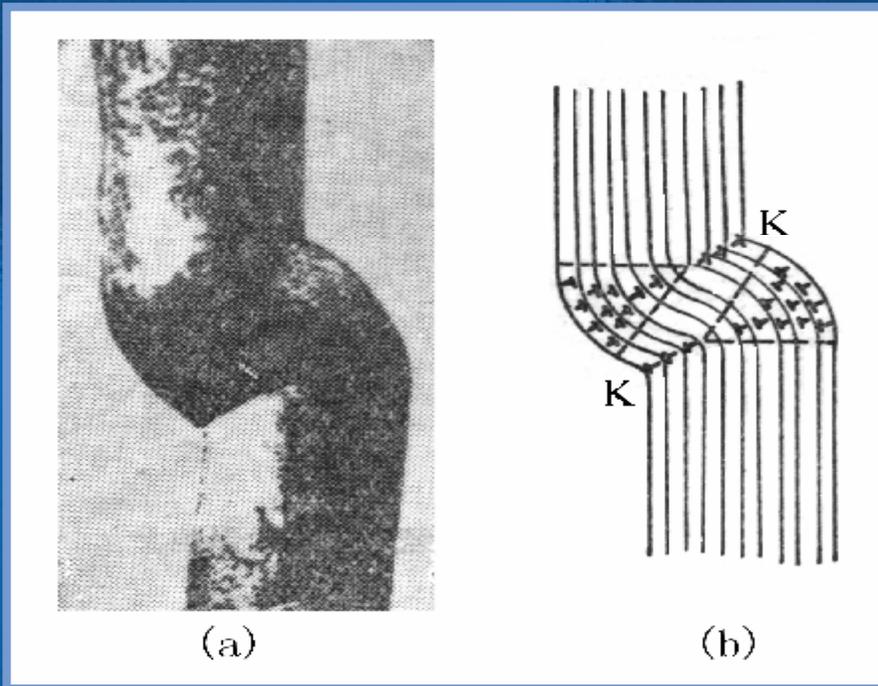


孪生导致裂纹

(4) 由孪生提供的形变量是很小的，特别是在六方结构晶体中⁴⁸

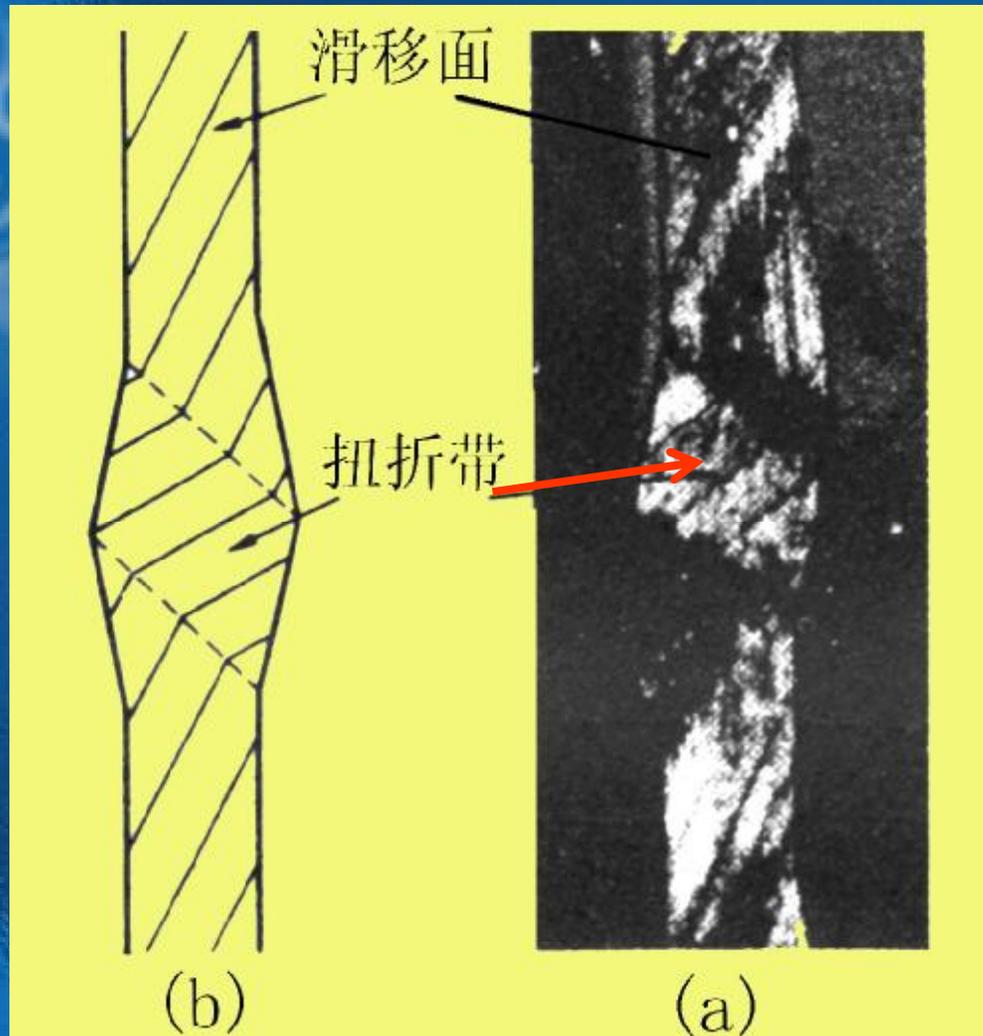
8.5 扭折带和形变带

- 扭折：
塑性形变的一种形式。出现条件：滑移和孪生困难时发生。



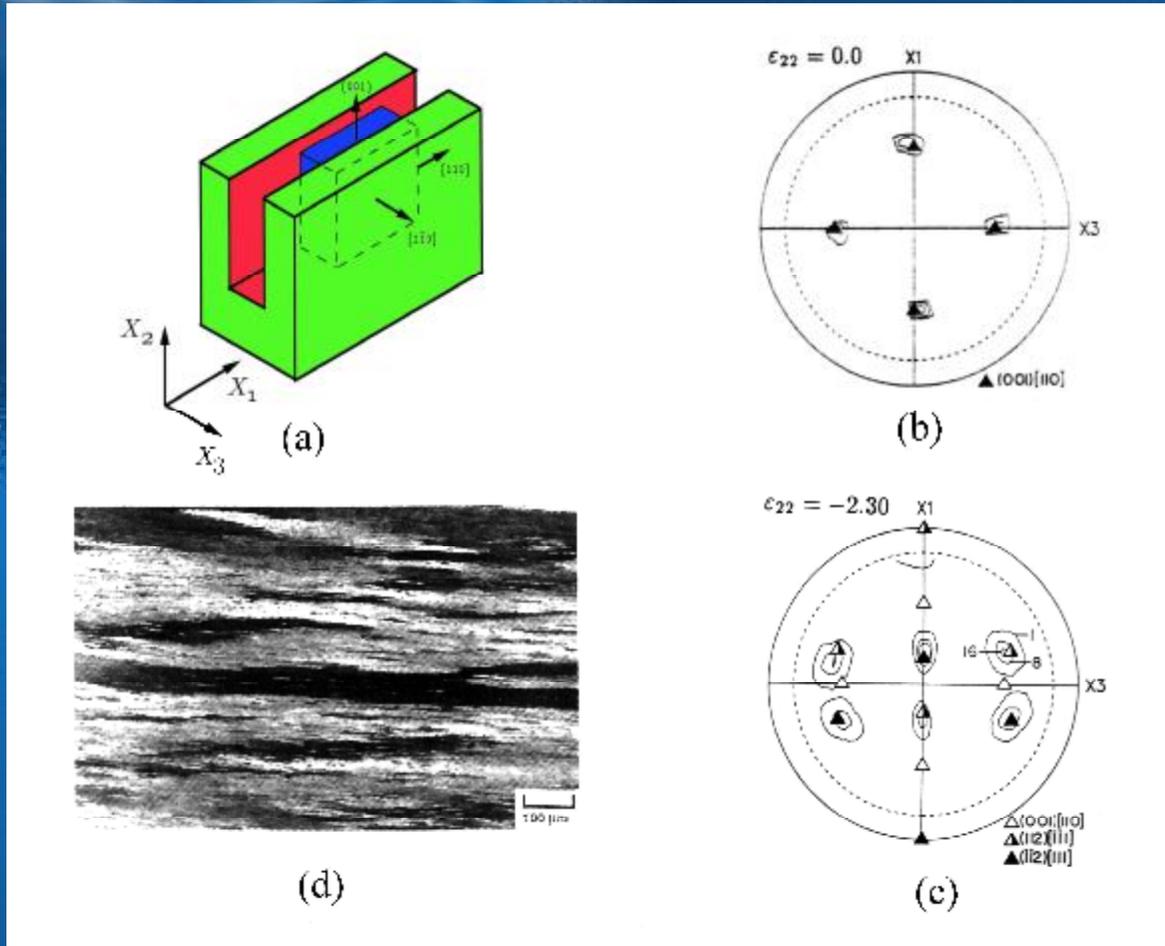
压缩方向平行于滑移面，不容易滑移的，为松弛外力，局部晶格绕某轴产生旋转而形成扭折。在扭折带中包含大量不均匀堆积的滑移位错，在扭折面K两边的滑移线虽然是镜面对称的，但晶格却并非是对称的。

铜单晶体压缩时出现扭折带
外貌及示意图



锌单晶在拉伸形变时出现的扭折带外貌和描述扭折带的示意图。

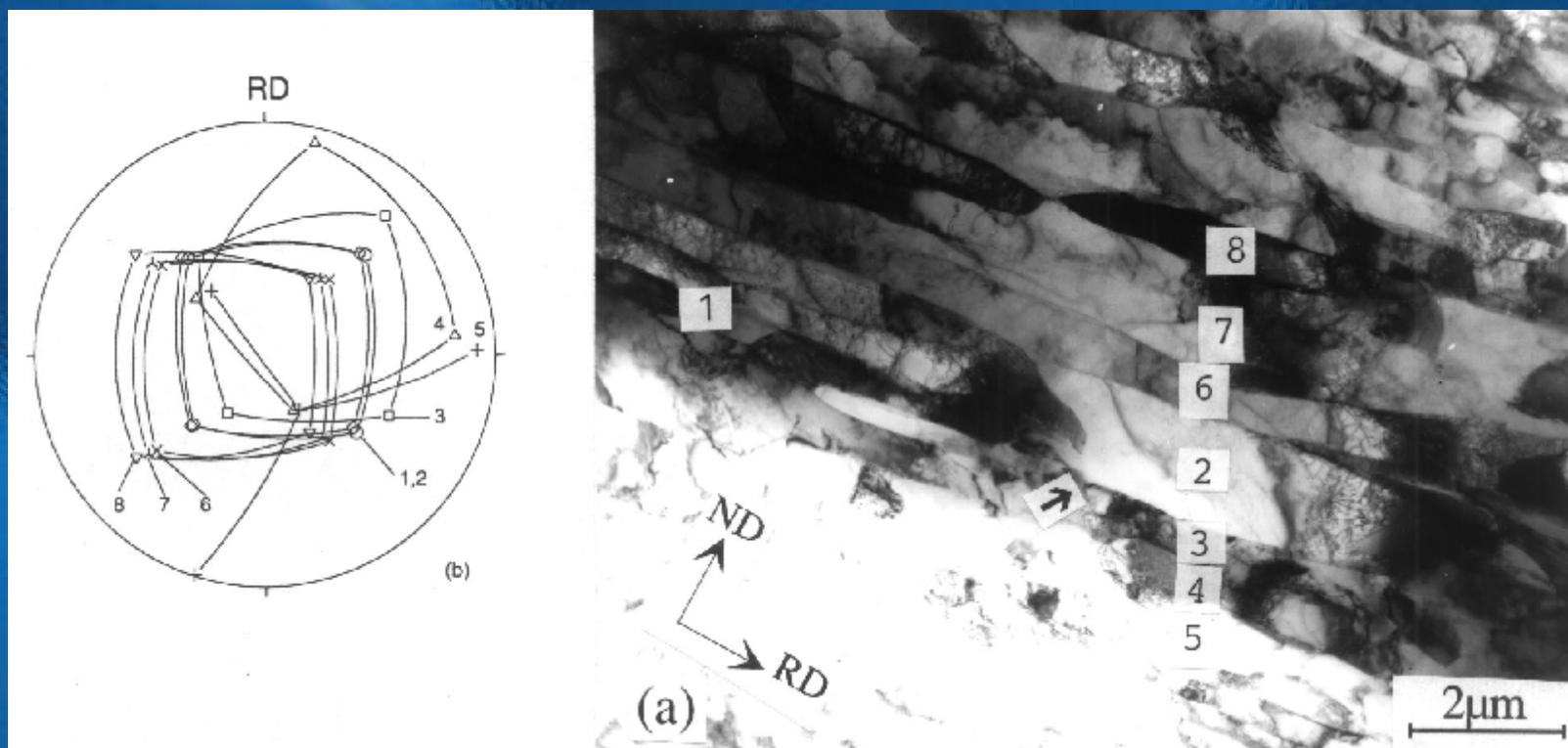
•形变带：
晶粒局部转动使晶体从单一的取向分裂成两种互补的取向的局部区域。



形变前的单晶相对于模子的取向是：
[001] 平行于压缩轴方向，[110]和[1 10] 分别平行于槽的纵向(X_1)和槽的横向(X_3)。70%压缩后，晶体取向以 X_3 轴相对转动分裂成两种取向：一种是(112)面平行于压缩面，[111]平行于 X_1 轴，另一种是(112)面平行于压缩面，[111]平行于 X_1 轴。51

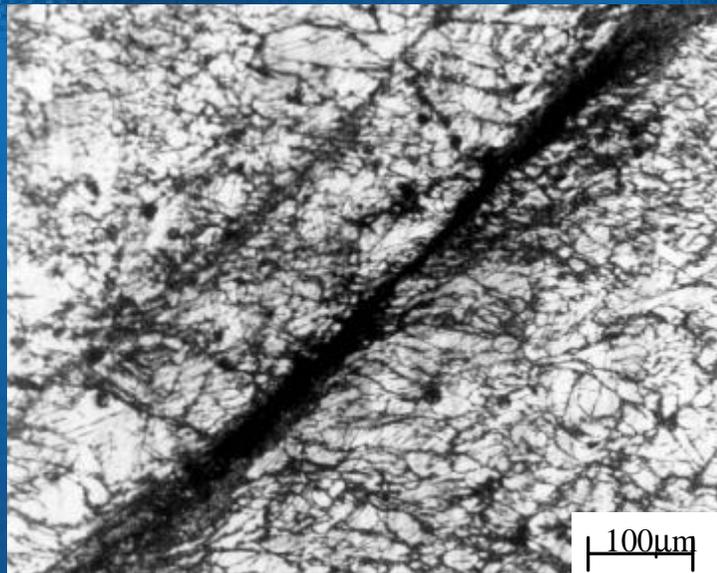
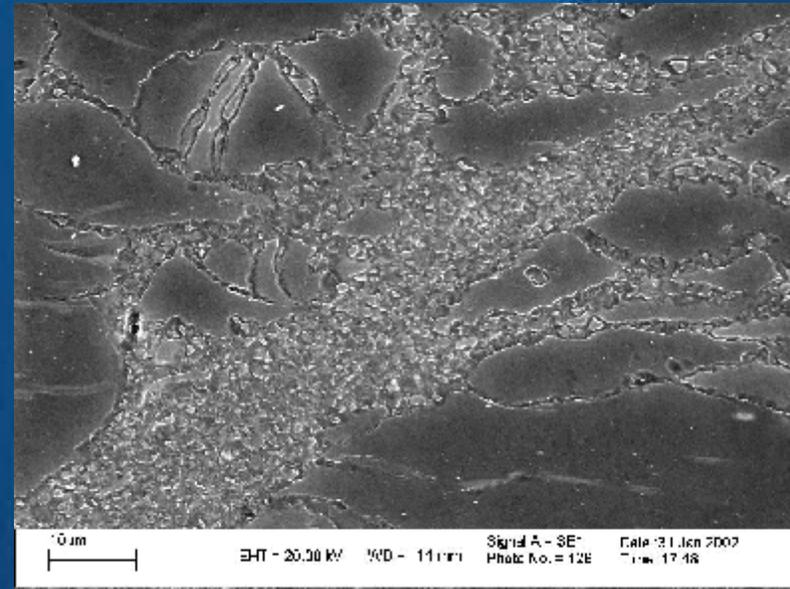
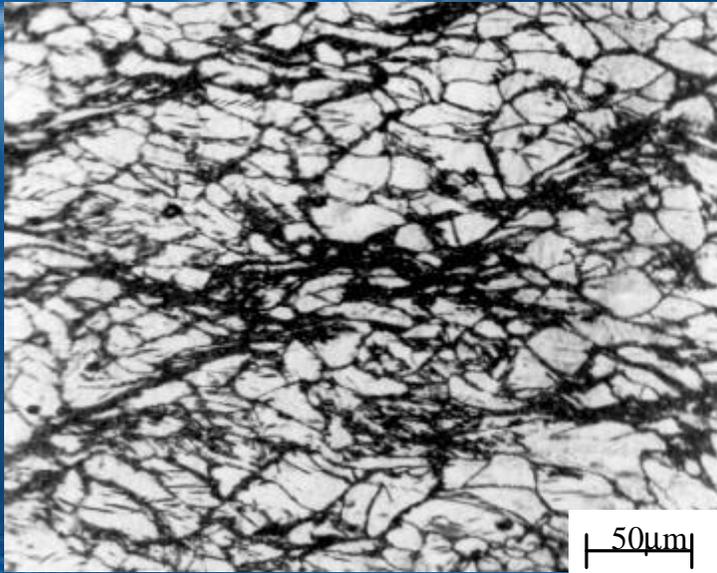
铝单晶Channel Die压缩时形成形变带

形变带和扭折带都是在特殊条件下滑移的表现，它们都是因形变形成取向与晶体其余部分不同的区域，在它们的边缘并不是晶界，它有一定的宽度，是取向逐渐过渡的区域，称这个过渡的边界为**过渡带**（Transition Band）。



形变铝中的过渡带

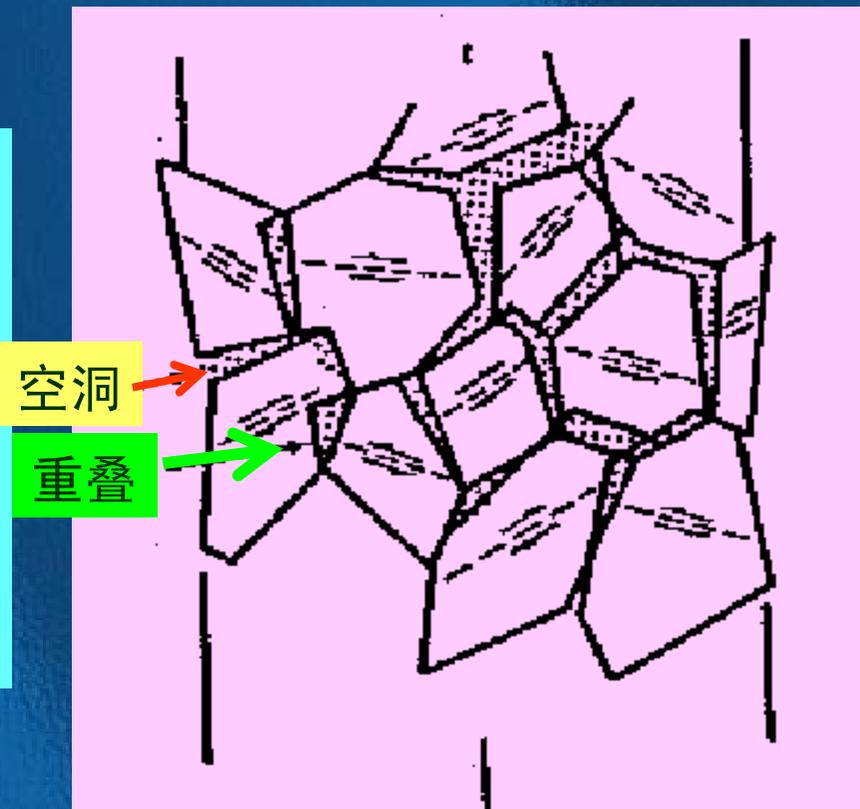
在很多立方系结构金属形变时都观察到形变带，但在六方结构金属形变时却很少出现形变带。



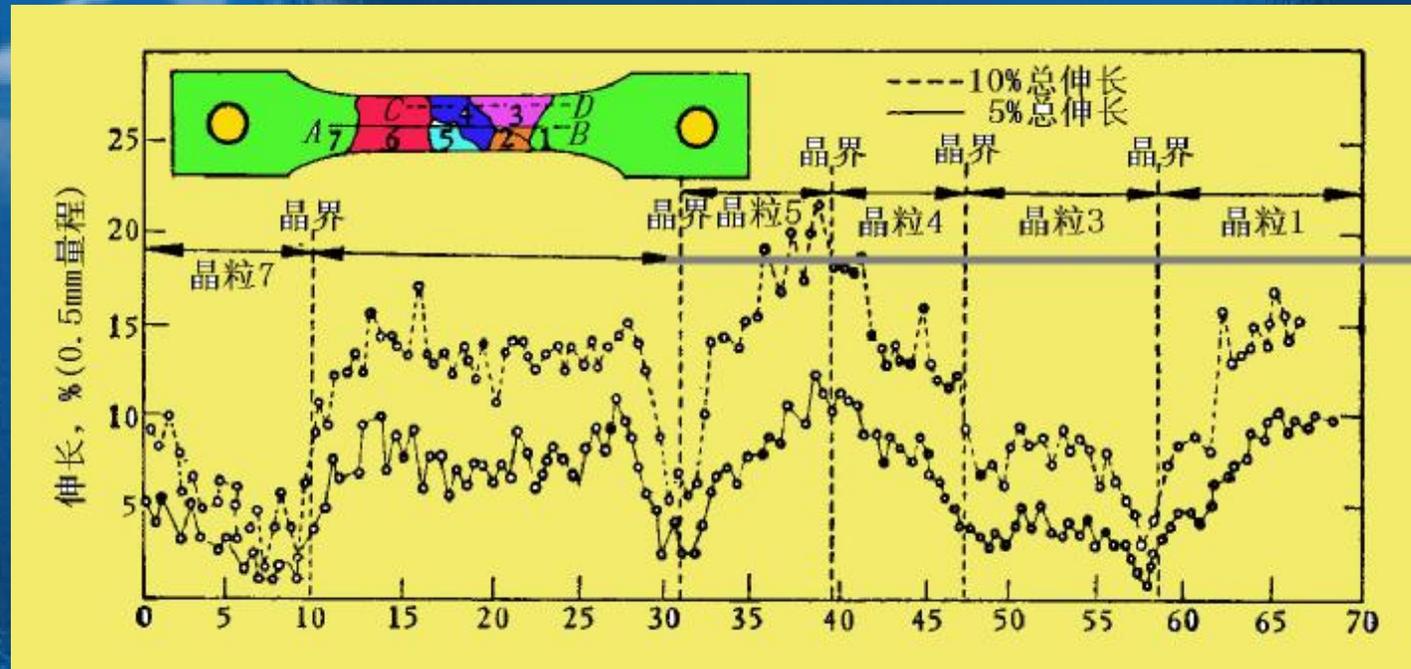
镁合金形变时易出现切变带，随后的形变集中在切变带内；过度的切动造成裂纹的形成。

8.6 多晶体的塑性形变

•多晶体形变的特点不同于单晶；每一晶粒的取向“软”和“硬”不同，形变先后及形变量也不同。为保持整体的连续性，每个晶粒的形变必受相邻晶粒所制约。



铝多晶体拉伸形变试验



基本规律:

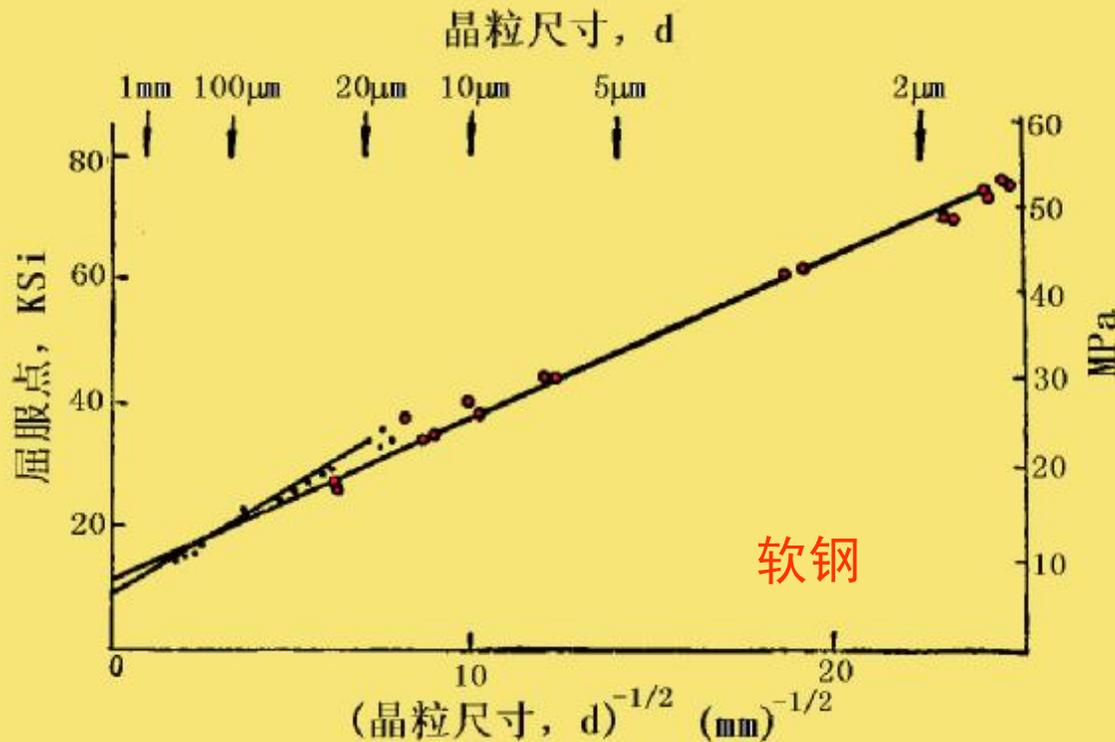
- (1) 跨过晶界的延伸率变化是连续的;
- (2) 靠近晶界处的延伸率较小;
- (3) 细晶粒形变较均匀且强度高;
相反, 大晶粒形变不均匀, 强度低。

•晶粒尺寸与屈服强度的关系

$$S_y = S_0 + k_y d^{-1/2}$$

Hall-Petch关系

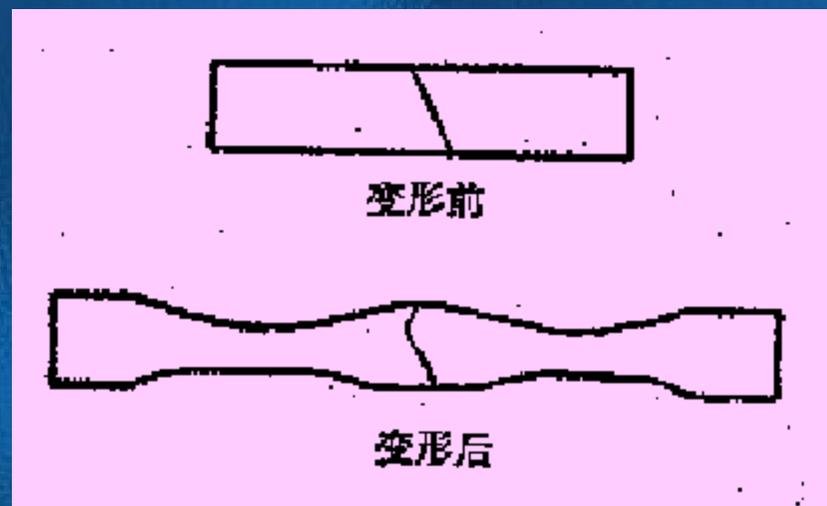
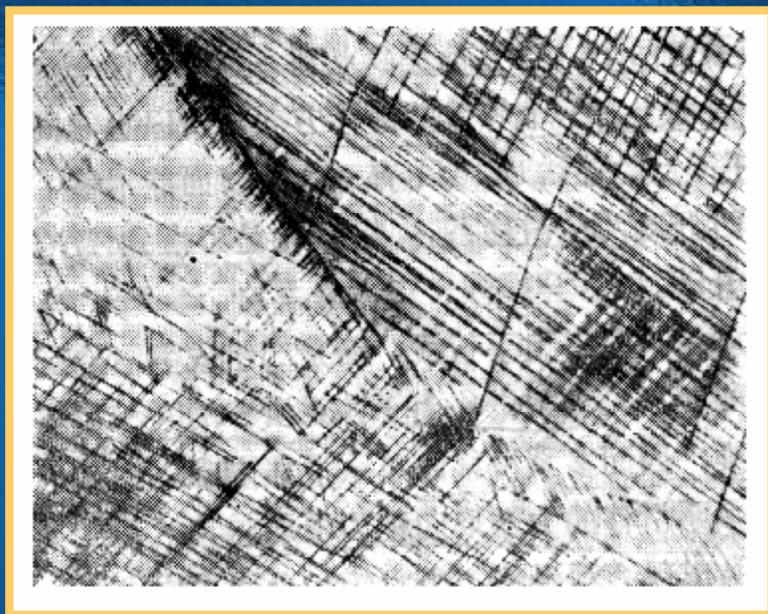
S_0 称晶内阻力或晶格摩擦力；
 k_y 是和晶格类型、弹性模量、位错分布及位错被钉扎程度有关的常数。



除屈服强度外，**流变应力**、**断裂强度**等与晶粒尺寸间也有H-P关系，但 S_0 与 k_y 常数的意义及数值不同。H-P关系可用位错理论或其它方法导出。

晶界存在引起强度增加的原因：

双晶试验表明，试样的屈服强度随2个晶粒取向差加大而加大；把取向差与强度的关系曲线外推到取向差为零时，屈服强度大体和单晶的各种取向的屈服强度的平均值接近。说明晶界本身对强度的贡献不是主要的，而对强度的贡献主要来自晶粒间的取向差。因相邻晶粒取向不同，为保持形变时应变连续，各晶粒形变要协调，在晶界附近会进行**多系滑移**，如下图的铝多晶形变。正是这些多系滑移增加了形变阻力，从而增加强度。



8.6.2 形变过程的宏观应变协调及宏观组织的变化

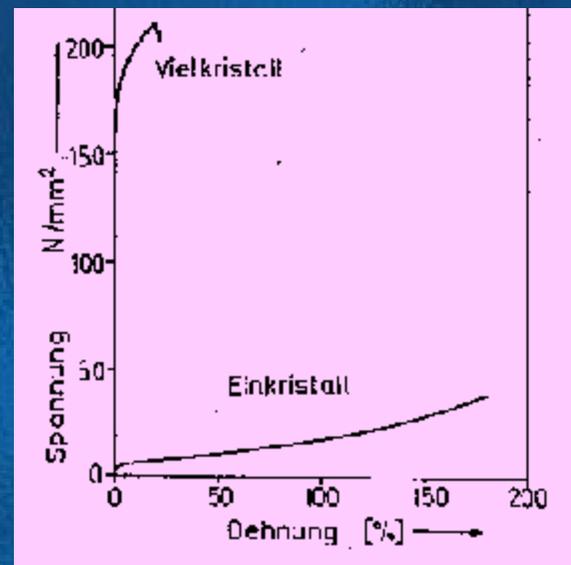
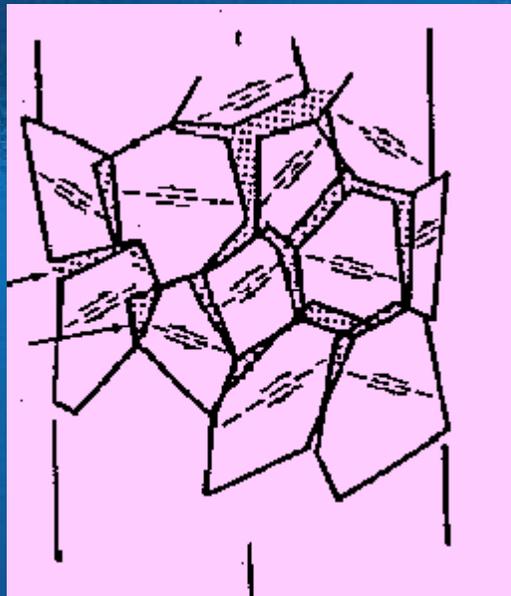
•多晶变形的两个基本模型

Sachs模型（1928年提出）：

设各晶粒的形变是自由的，即多晶体各处的应力状态是连续的。这个假设和实际不符，应变不能维持连续。

Taylor模型（1938年提出）：

形变时晶界保持应变连续而不产生空洞或张开（形变连续）。不足之处是应力不连续。



实现任一变形的条件：必须有5个独立的滑移系开动。

原因：描述任一应变状态用9个分量——对称张量，6个分量——形变体积不变，即3个正应变之和不变，只有5个是独立的。

为检查所提出的模型是否和实际相符，通常是对比由单晶拉伸的 s - e 曲线导出多晶拉伸 s - e 曲线与实际的多晶 s - e 曲线，看它们符合的程度。

单向拉伸应力 s 和在滑移系上的分切应力 t 的关系为 $s = m' t$

其中： $m' = (\cos l \cos j)^{-1}$

对多晶体，可唯象地假设 m' 存在一个平均值： $\bar{m}' = \frac{\int m' N(m') dm'}{\int N(m') dm'}$

式中 $N(m') dm'$ 为 m' 值在 $m' \sim m'+dm'$ 间的晶粒数

由实验求得单晶的切应力 t -切应变 g 曲线

$$t = f(g)$$

按形变功相等： $\sigma d\varepsilon = \tau d\gamma$

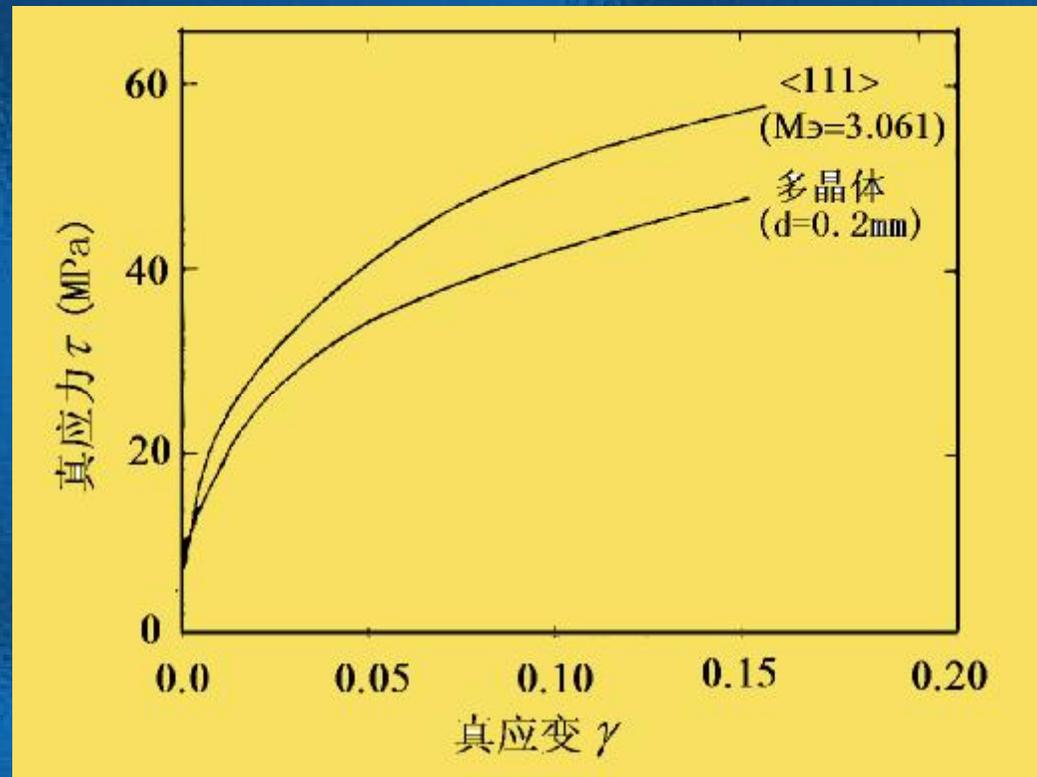
$$g = \bar{m}' e$$

所以导出的多晶体的拉伸曲线： $s = \bar{m}' f(g) = \bar{m}' f(\bar{m}' e)$

不同的形变模型求出的值不同。如果滑移不受限制，并且滑移系数目无限多的话，获得的值最小，等于2。

Taylor模型考虑了应变的连续性，以最小功原理求出面心立方多晶体的 m' 等于3.06；Sachs按应力相等求出 $m' = 2.24$ 。

多晶纯铝室温的 s - e 曲线及按Taylor模型用单晶 $\langle 111 \rangle$ 方向拉伸的 s - e 曲线导出的多晶体 s - e 曲线



形变时宏观协调的难易与晶粒尺寸相关：

晶粒小时各晶粒间形变比较均匀。

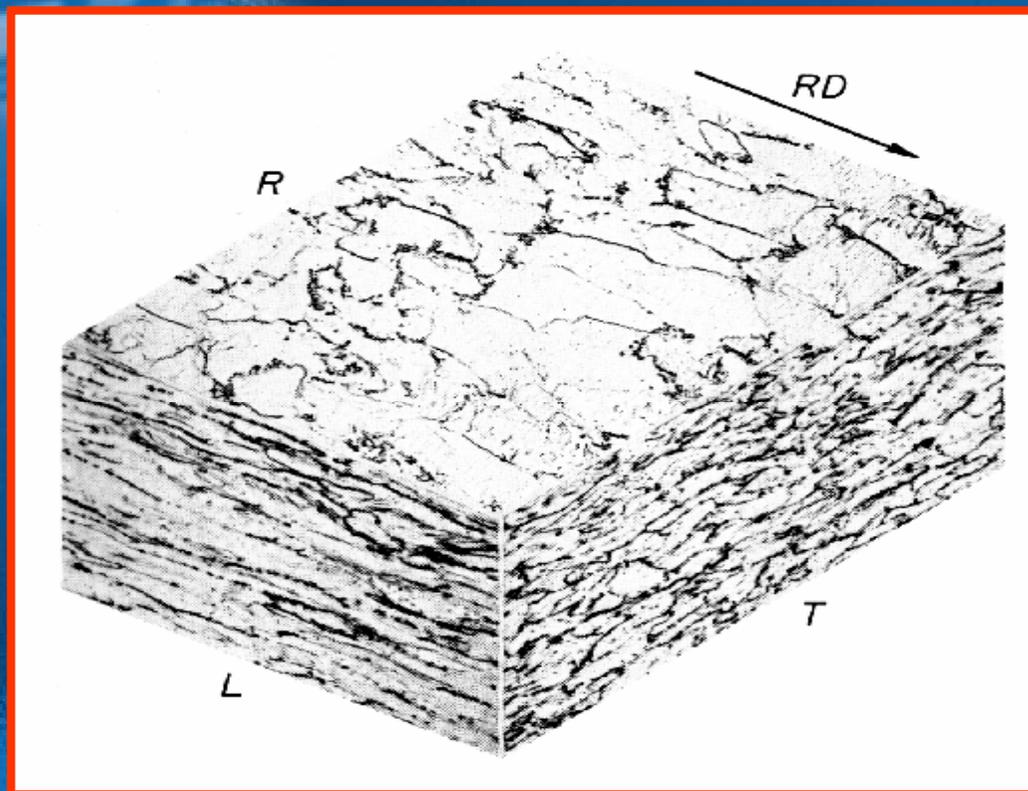
晶粒越大，形变越不均匀，晶粒“碎化”的现象越强烈。

大晶粒形变要求局部开动比较少的滑移系(少于5个)，结果流变应力会降低。



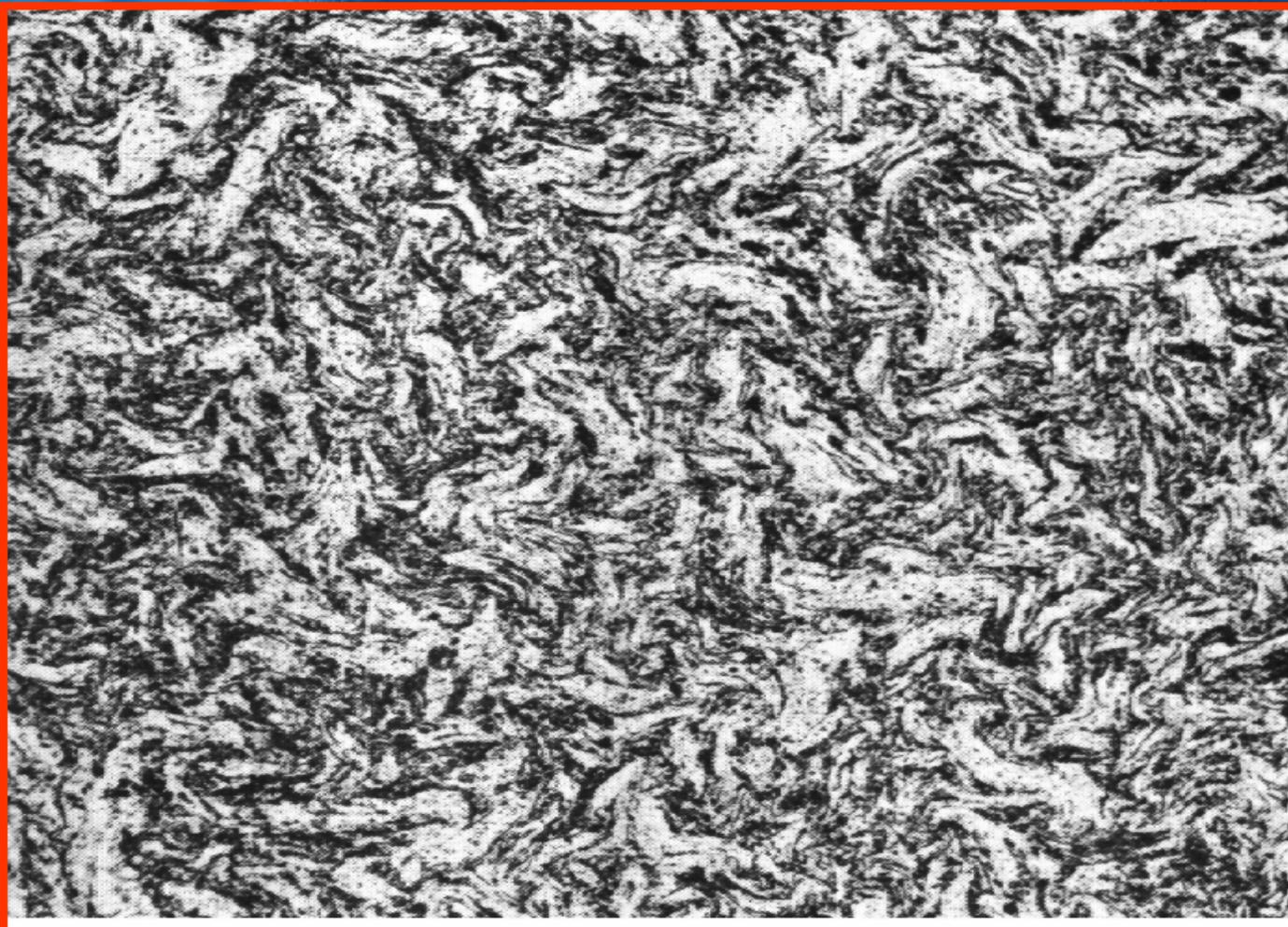
这是小晶粒材料比大晶粒材料强和硬的原因。

•宏观组织（低倍及光学镜下）的变化

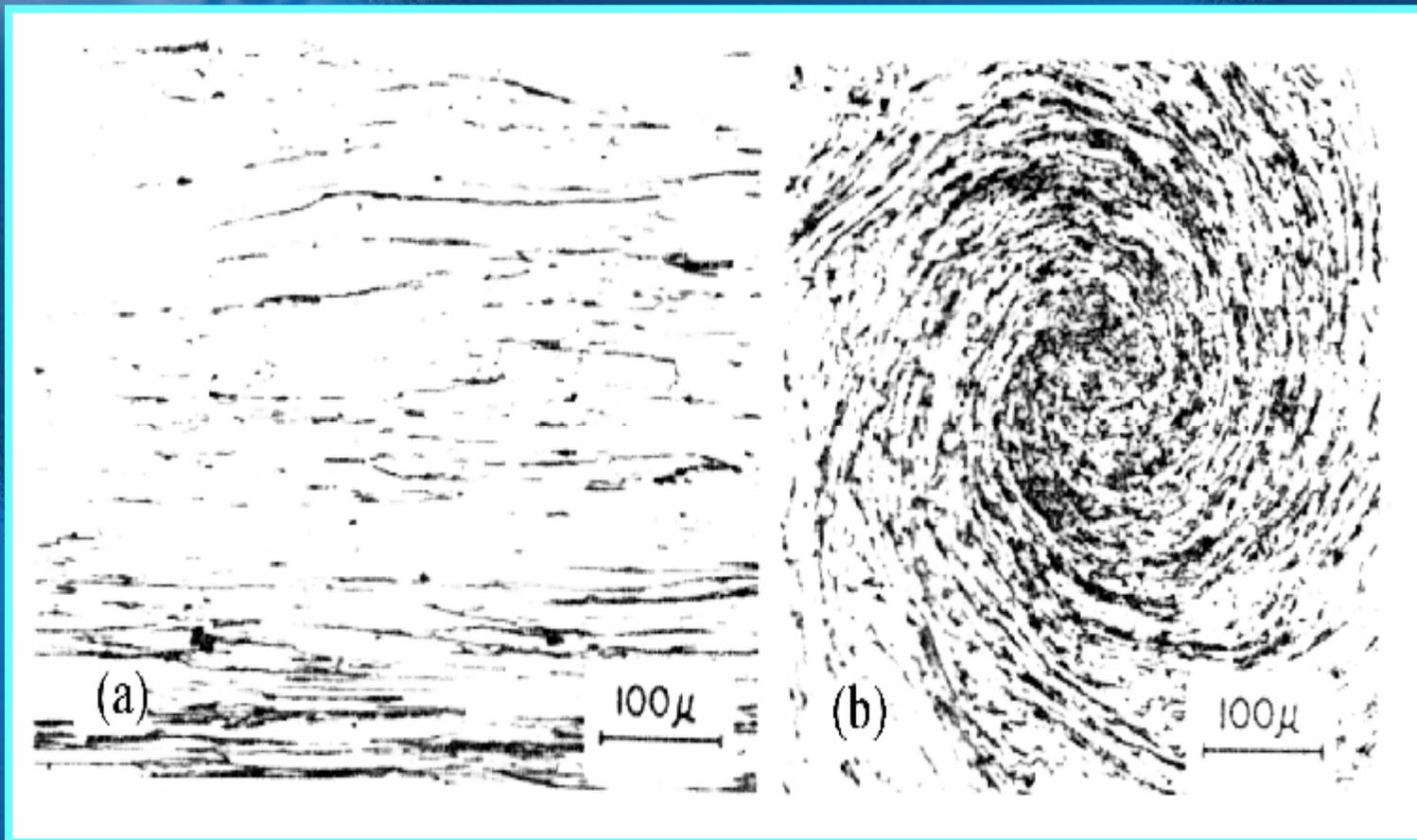


低碳钢经65%冷轧后在轧面、纵截面和横截面的晶粒形状照片。

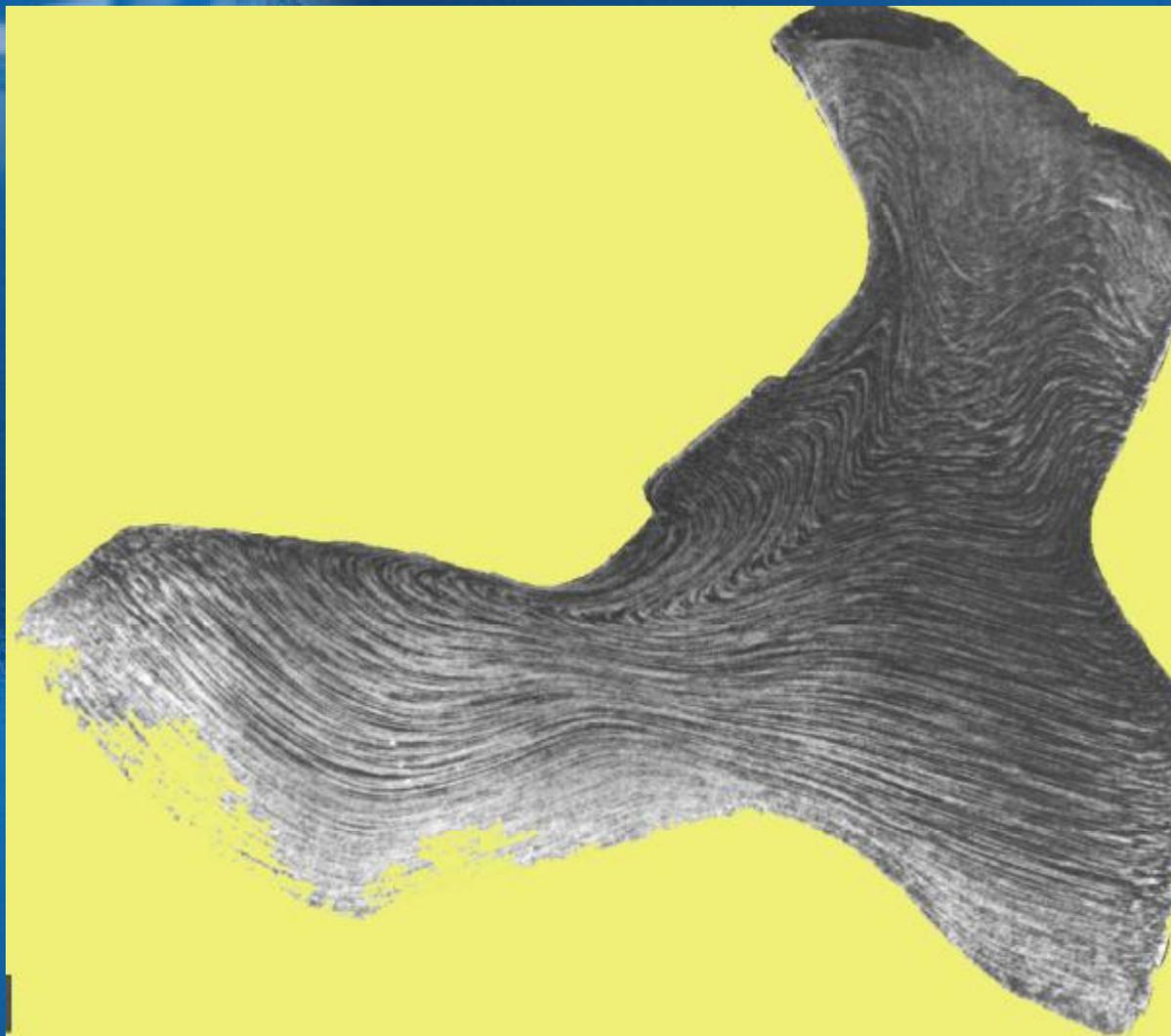
经2.7真应变拉拔的铁丝在横截面观察到的卷曲的晶粒结构。



压缩量为87%的旋压钨丝的纵截面和横截面的组织



模锻件截面上看到的流线



8.6.3 形变过程的微观应变协调与微观组织变化

晶粒内各区域开动的滑移系数目不同从而使晶粒“碎化”；

“碎化”的各区域由过渡带或稠密位错墙 (DDW) 分隔开；

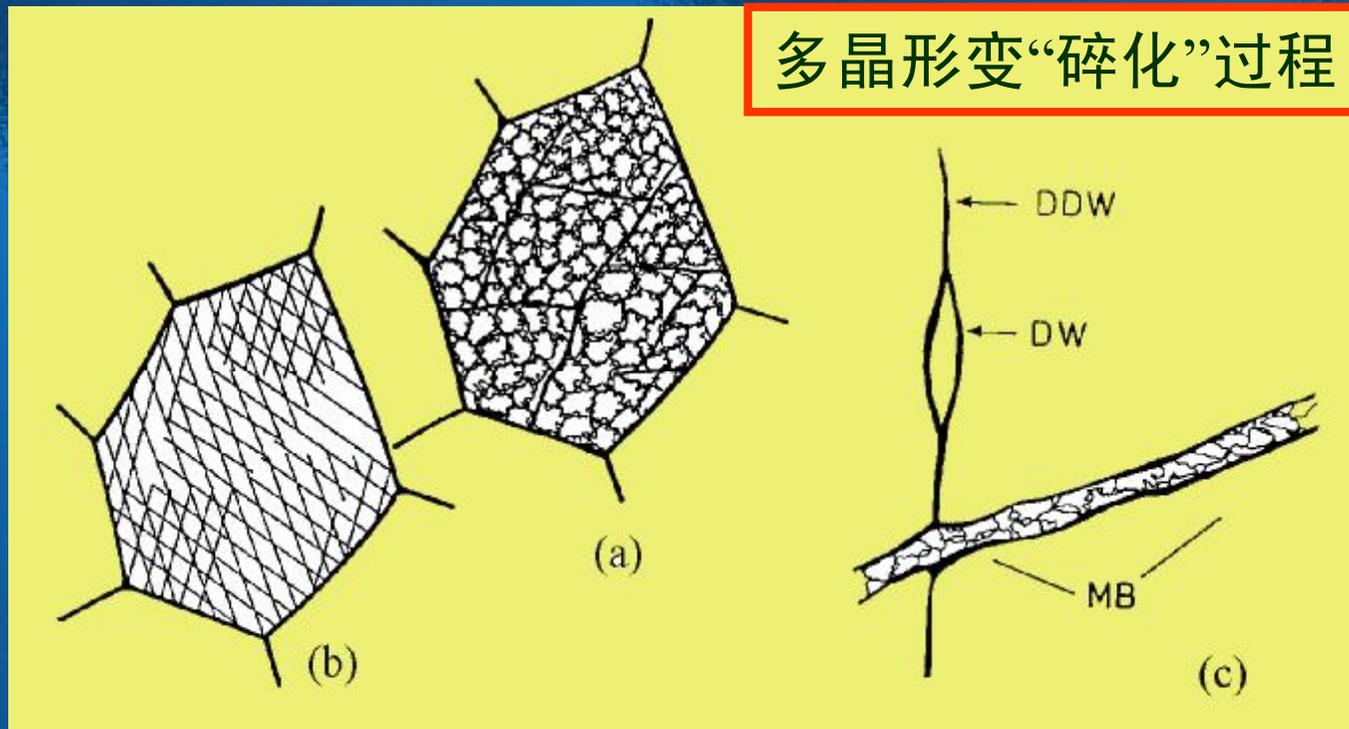
平行的位错墙构成显微带MB；



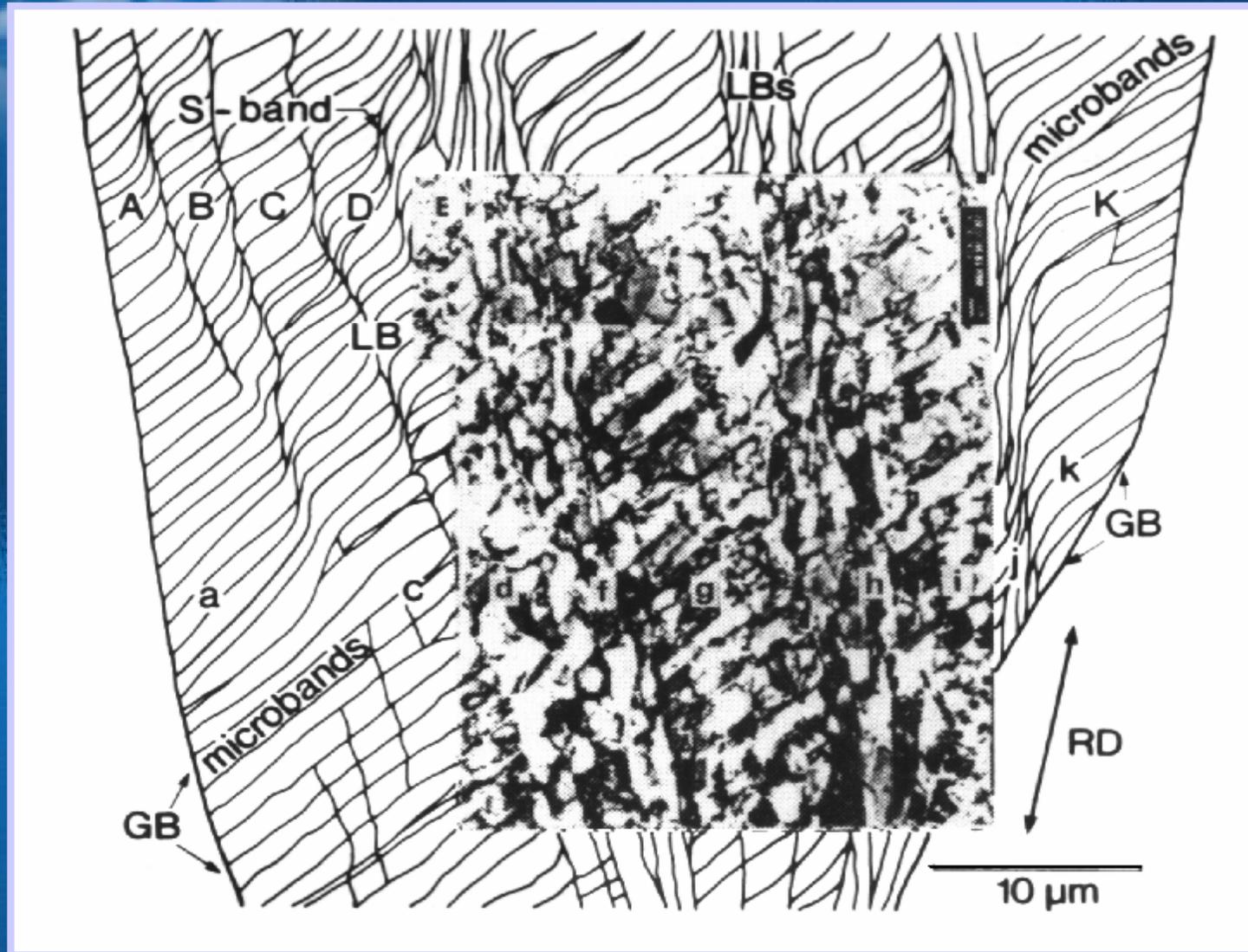
分隔开的每个区域称胞块(简称为CB)；



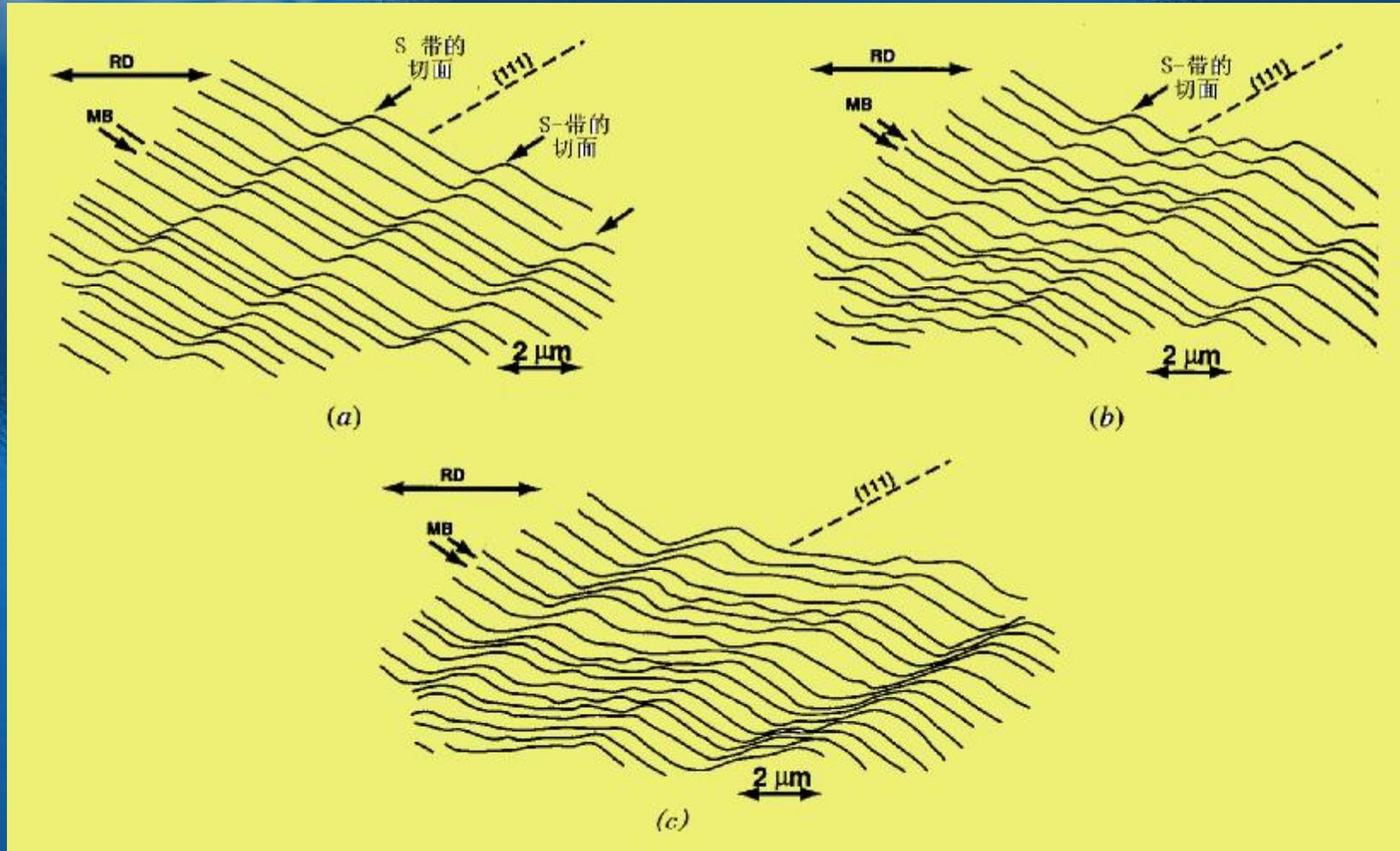
在胞块中含一般的位错胞状结构。



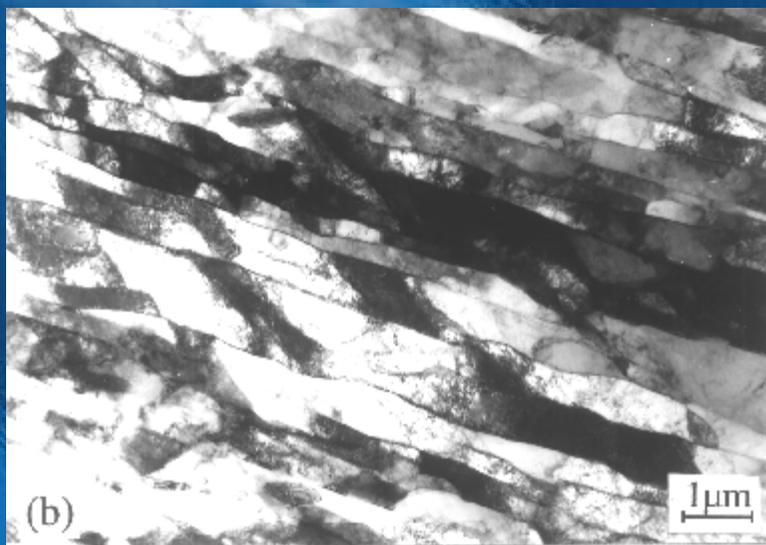
60%轧制铝板纵截面组织及周围的组织结构示意图



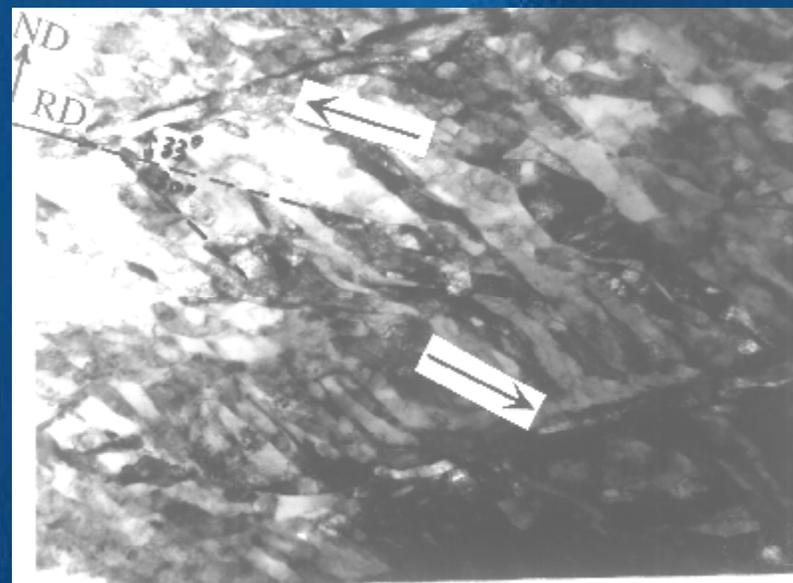
MB/DDW与S带的交互作用，说明 如何从S带产生层带（LB）



形变铝合金的透射电镜组织



侧面观察到的lamellar组织



S-切变带

8.6.4 影响冷形变金属微观组织的因素

•层错能

层错能**高**——组织为胞状结构、DDW、MB及亚晶等。

层错能**低**——有扩展位错，不易交滑移和攀移——产生形变孪晶。

•晶粒大小

大晶粒比小晶粒表现更明显的不均匀形变，晶粒“碎化”更显著。

•第二相颗粒

造成更**高**的位错密度。

大颗粒——位错集中在颗粒附近可形成形变带及大小约为 $0.1\mu\text{m}$ 的亚晶。

小颗粒——位错环或位错缠结分布在粒子附近。弥散粒子钉扎位错，使位错不易交滑移，阻碍普通胞状结构形成。

- 溶质原子

偏聚在位错上形成气团，降低位错运动率及形成胞状结构的倾向。溶质原子可影响层错能而改变变形行为。溶入高价金属原子超过一定限度时降低层错能，不利于胞状结构的形成。

- 形变温度

提高——有利于交滑移和攀移，胞状结构明显，胞尺寸增大。

——减少位错与第二相颗粒的交互作用，使大颗粒附近的形变带尺寸减小，形变带内的点阵转动减少。

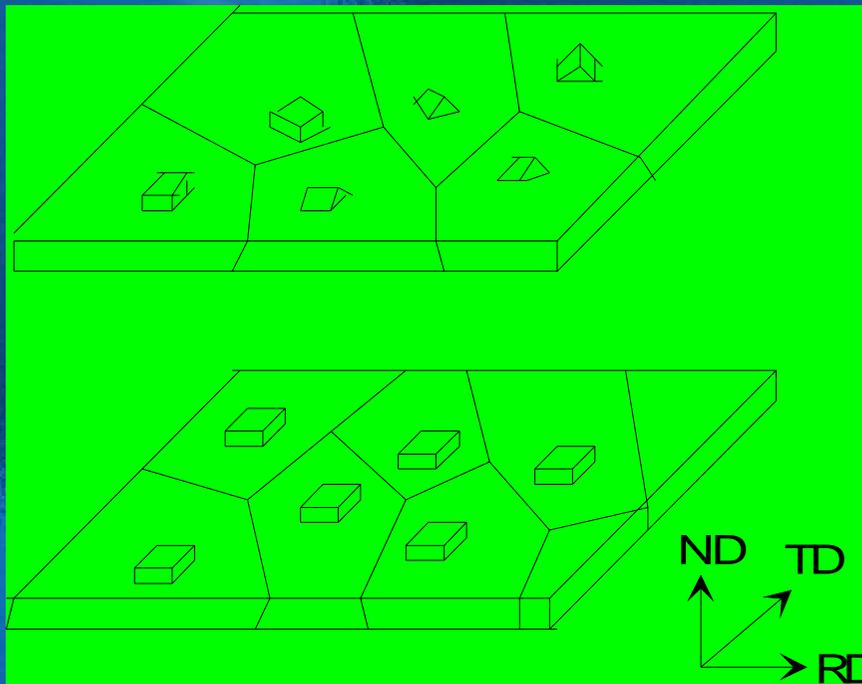
- 形变速率的作用

与温度的作用相反，提高形变速率相当于降低形变温度的作用。

8.7 形变织构

织构(择优取向)的概念：
多晶体晶粒取向集中分布在某一个或某些取向附近的现象。

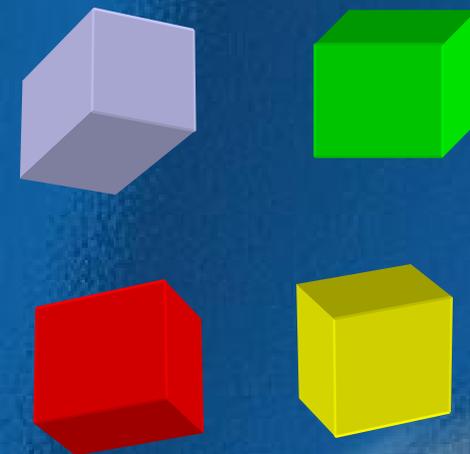
晶粒取向
随机分布



晶粒取向
择优分布



各向异性



不同的取向

多晶体、各向异性、晶粒取向的关系

•出现织构的原因:

形变总是在取向有利的滑移系和孪生系上发生，结果使得形变后晶体的取向并非是任意的。随着形变进行，各晶粒的取向会逐渐转向某一个或多个稳定的取向，这些稳定的取向取决于金属材料的晶体结构及形变方式。

例:

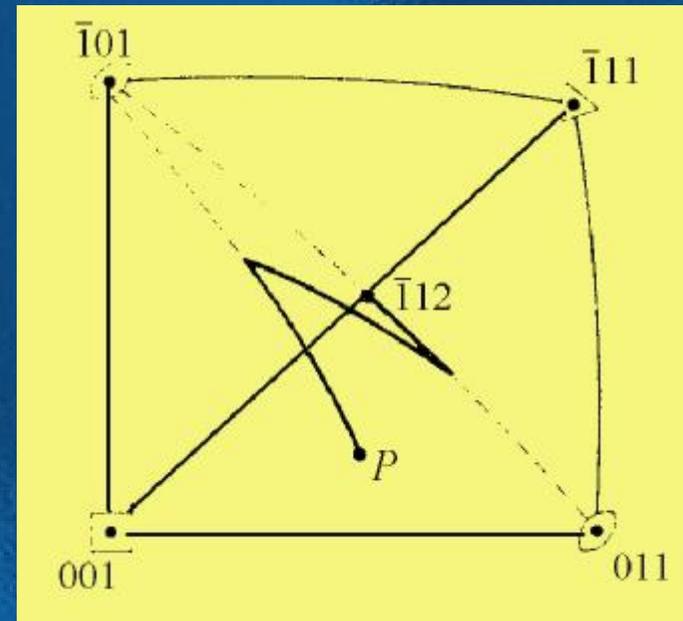
拉伸时，滑移方向力图与力轴平行，应是 $\langle 110 \rangle$;

两个同时开动时可以是 $\langle 112 \rangle$;

孪生时则有一固定转动关系，如FCC是 $72^\circ \langle 110 \rangle$,

HCP是 $86.3^\circ \langle 11 \bar{2} 0 \rangle$;

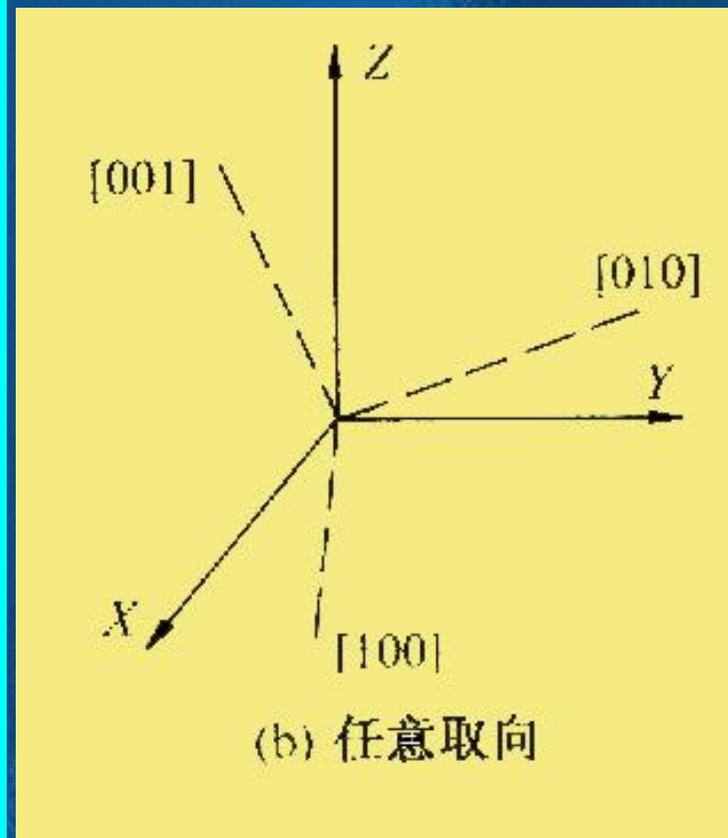
都导致取向择优。



•晶体取向的描述

晶体取向：指晶体的3个晶轴在给定参考坐标系内的相对方位。

1个晶轴的方向在坐标系中由3个变量（晶轴单位矢量在3个坐标轴的分量）确定。3个晶轴共有九个参量，但这9个参量并非完全独立的。例如，单位矢量在3个坐标轴的分量的平方和等于1，这样就有3个约束条件；另外，晶系的3个晶轴之间也有确定的关系，例如立方系3个晶轴相互垂直，这样它们也有3个约束条件。所以只需3个独立的参数就可以描述晶体的取向。



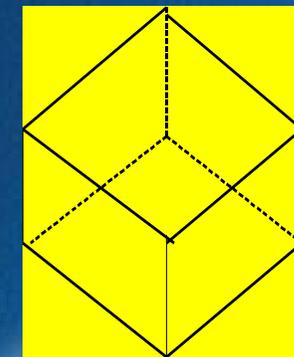
2) 取向的表示方法

(1) 数字

在实际描述晶体取向时，常设定参考系的3个轴为轧制方向(RD)，轧制面的法向(ND)以及轧板的横向(TD)。另外，在描述晶体取向时也不一定采用3个晶轴，而是采用某一晶面 $\{hkl\}$ 的法线、晶面上的某一晶向 $[uvw]$ 在参考坐标上的取向来描述。现以立方系为例说明轧制条件的参考坐标下对晶体取向的描述。

• 密勒指数： $(\bar{1}12) [1 \bar{1}1] = \{hkl\} \langle uvw \rangle$

取向与织构的区别：
多晶中晶粒取向的（择优）分布。
单与多的关系。



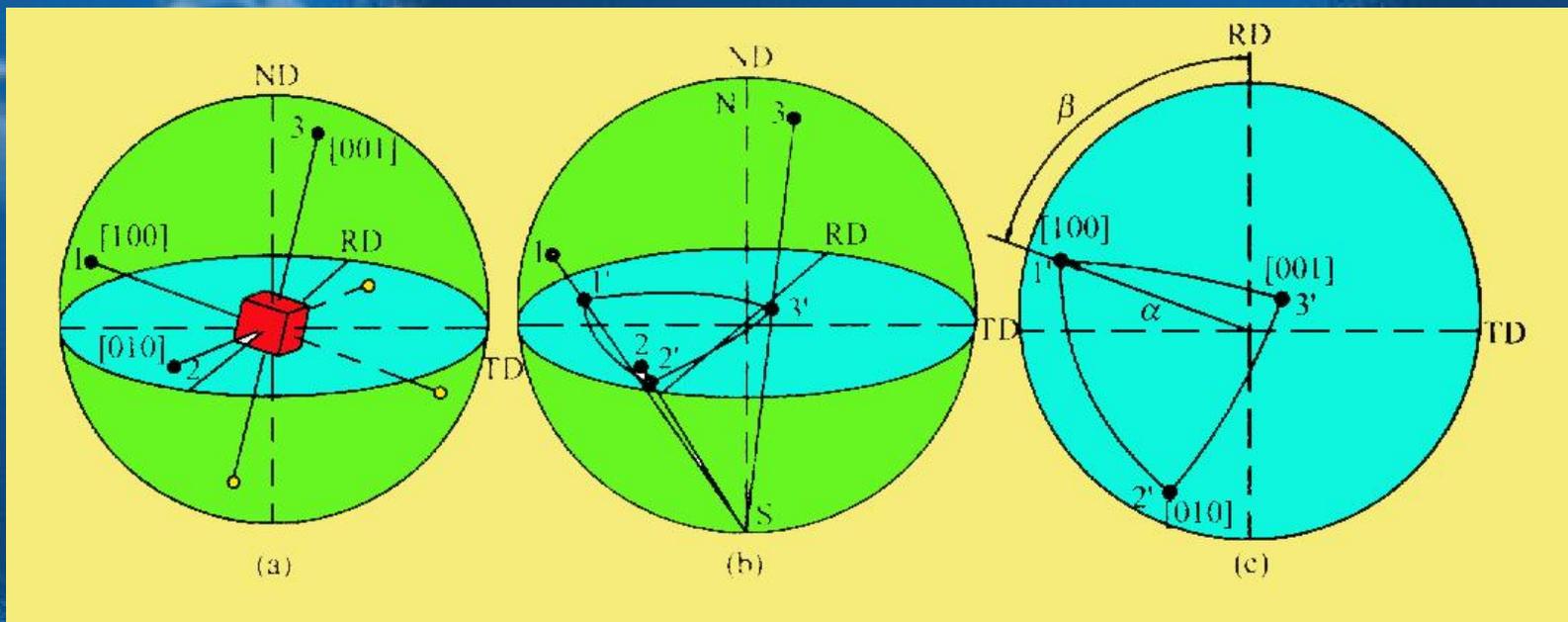
铜型取向

•取向分布的描述

极图：

表示被测材料中各晶粒的某一选定晶面 $\{hk l\}$ 的取向分布的图形。

为便于测定和表示晶面的取向，参考坐标架必须与材料的外观几何相联系。在极图表示法中，选材料外观上3个彼此正交的方向作坐标架，例轧向RD、横向TD和轧面法线ND作坐标架。以轧面作为投影面，作出各晶粒某晶面 $\{hk l\}$ 在参考球球面上极点，把每个点代表的晶粒体积作为这个点的权重，这些极点在球面上的加权密度分布称极密度分布，球面上极密度分布在赤道上的投影称为 $\{hk l\}$ 极图。



参考球与单胞

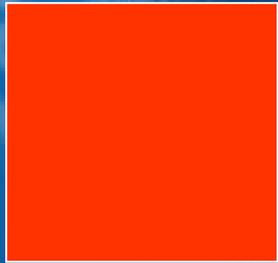
极射赤面投影法

投影图/只给出{100}点

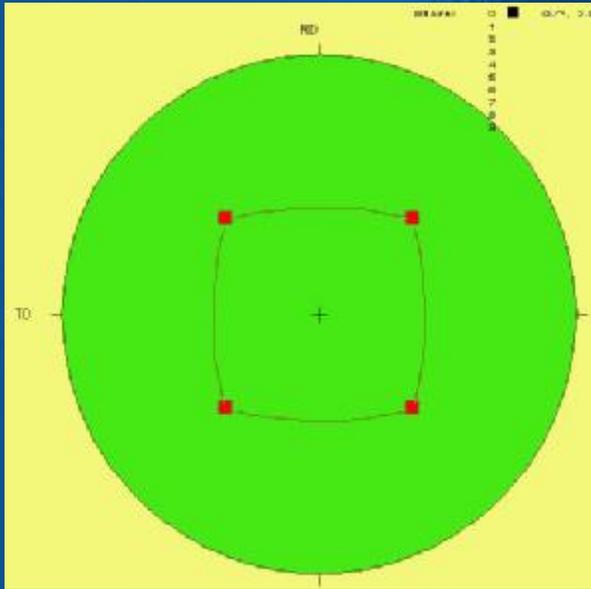
• 一个取向的极图表示

{001} 极图

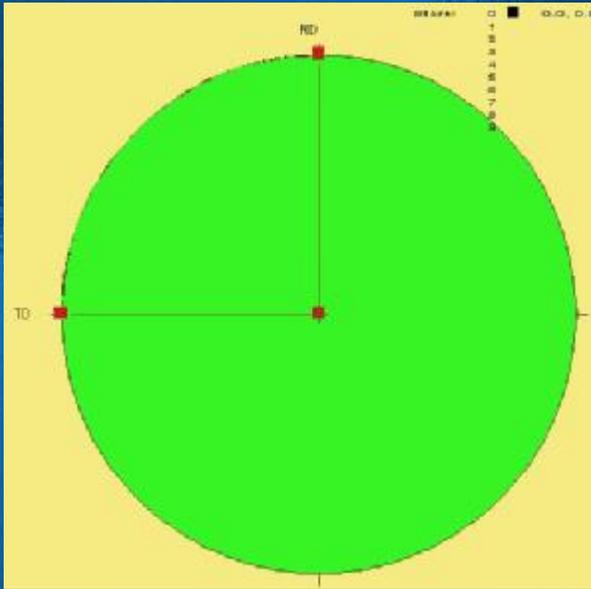
例1: 立方取向 (100) [010]



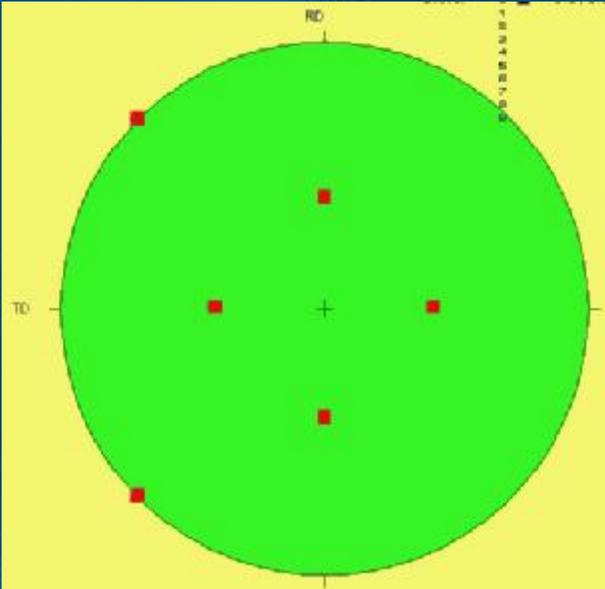
单胞的立体图



(111) 极图



(001) 极图



(220) 极图

反极图 (Inverse Pole Figure)

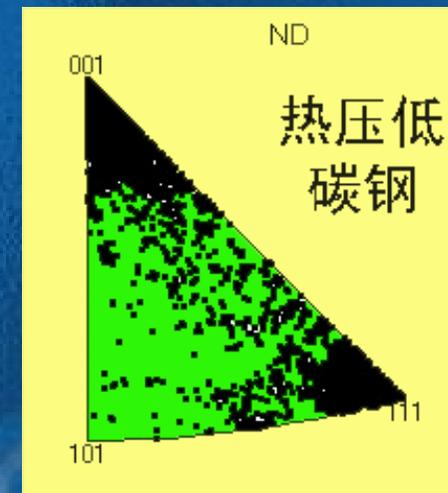
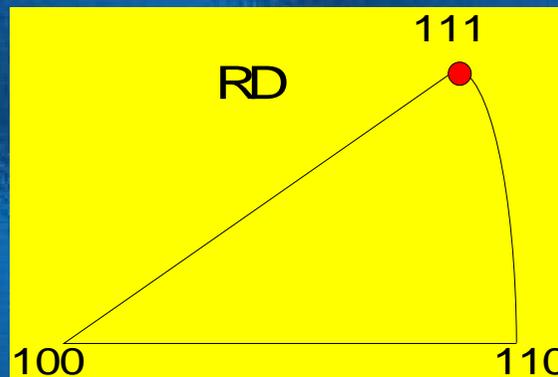
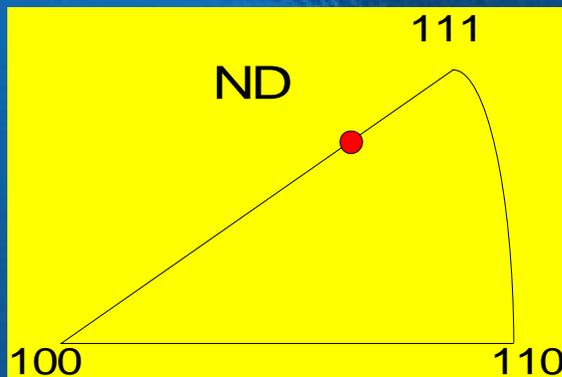
极图相反；是描述多晶体材料中平行于材料的某一外观特征方向的晶向在晶体坐标架的空间分布的图形；

参考坐标架的3个轴一般取晶体的3个晶轴（或低指数的晶向）。作反极图时将设定的外观特征方向的晶向均标于其中，从而反映该外观特征方向在晶体学空间的分布。取与晶体的主轴垂直的面作为投影面，把这一立体分布图形经极射赤面投影成为被测材料的该特征方向的反极图。

反极图一般用于描述
线织构 $\langle uvw \rangle$ 或 $\{hkl\}$

样品坐标系在晶体坐标系的表达。

例：铜型取向 $\{112\} \langle 111 \rangle = \text{ND, RD}$



形成 $\langle 111 \rangle / \langle 100 \rangle$ 线织构

形变组织的类型

取决于形变金属的本质及加工方式。

分类：

轧制组织、拉拔组织等。

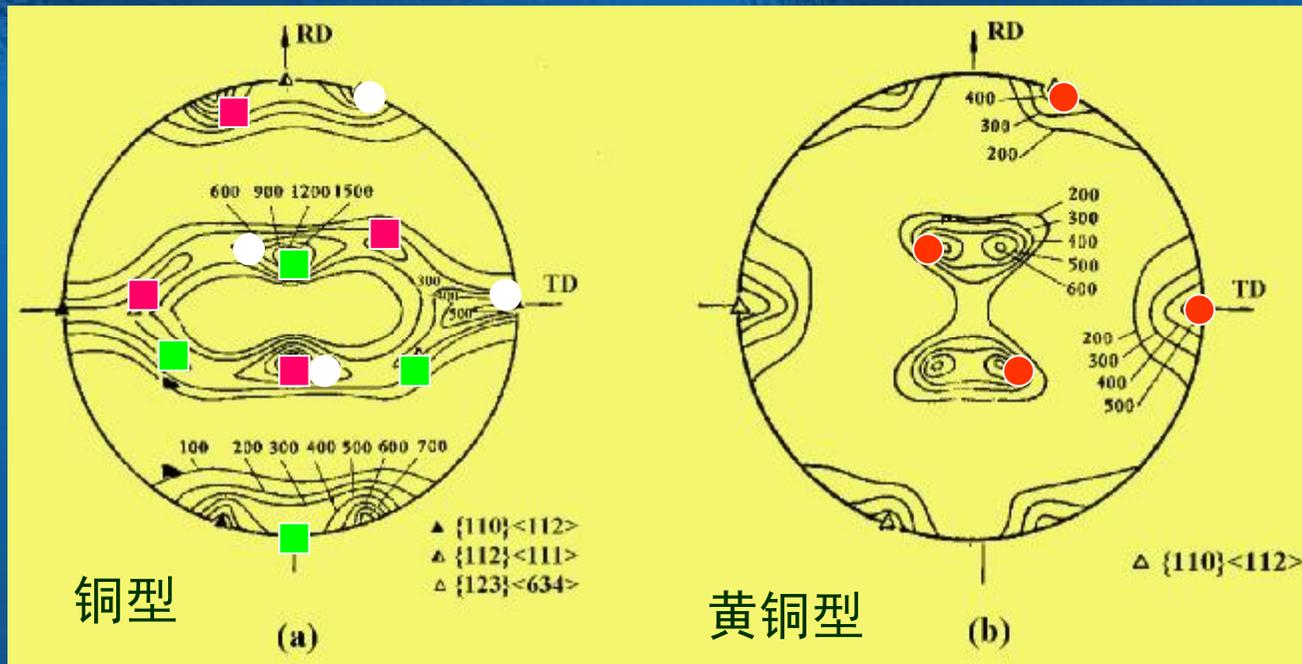
轧制组织表示：

$\{hkl\}\langle uvw\rangle$ 。

FCC金属中的形变组织

表 8-2 轧制 fcc 金属的组织组分

组分, 符号	$\{hkl\}$	$\langle uvw\rangle$	j_1	f	j_2
铜, C	112	111	90	35	45
S	123	634	59	37	63
高斯, G	011	100	0	45	90
黄铜, B	011	211	35	45	90
立方	001	100	0	0	0



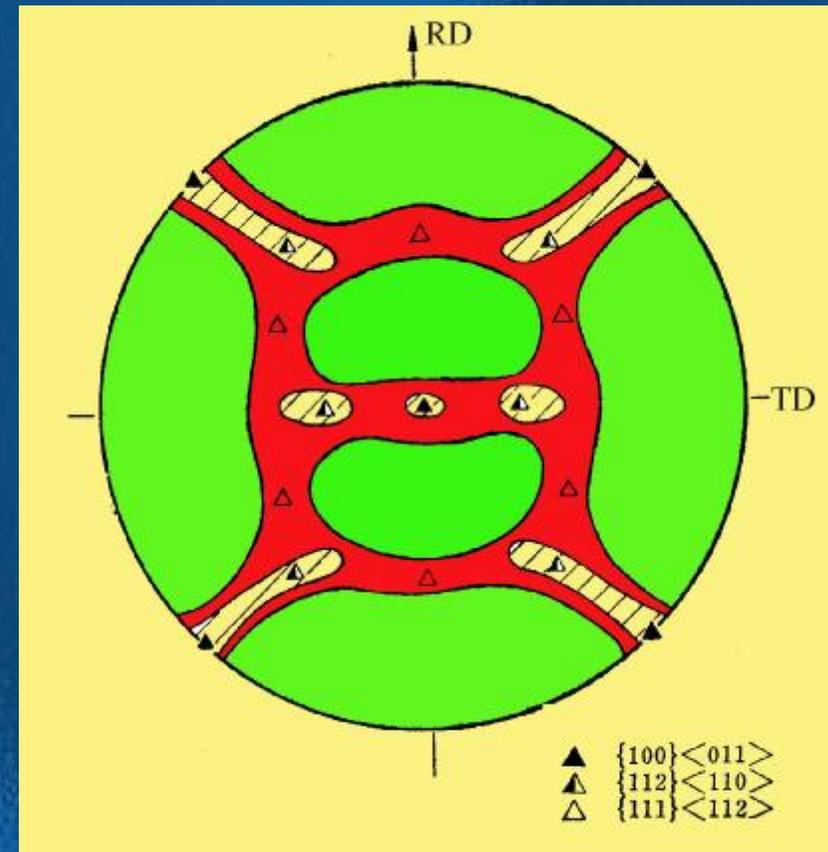
轧制极图
 (a) 经95%轧制纯铝的{111}极图;
 (b) Cu-30%Zn合金经96%轧制的{111}极图

•体心立方金属轧制织构

纯铁经98.5%冷轧的200极图

表8-3 轧制bcc金属的织构组分

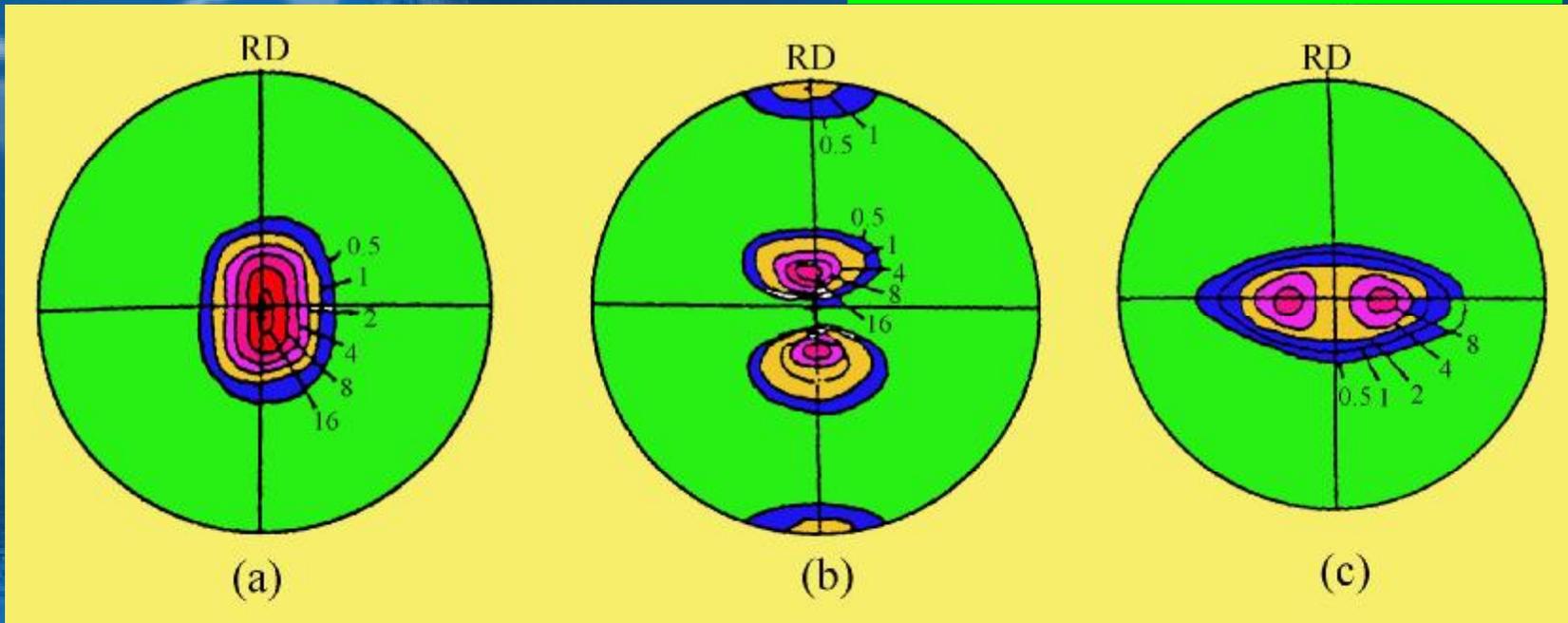
$\{hkl\}$	$\langle uvw \rangle$	i_1	f	i_2
001	110	0	0	45
112	110	0	35	45
111	011	60	54.7	45
111	112	90	54.7	45
110	110	0	90	45



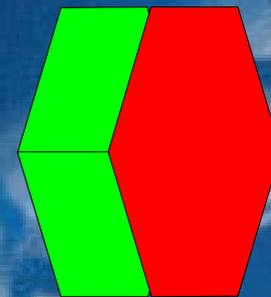
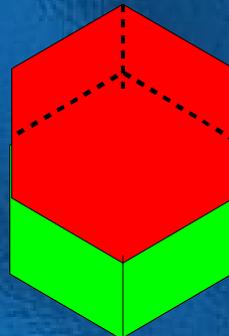
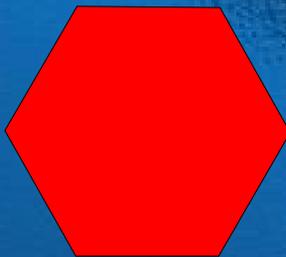
注意高对称性的 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 只有三个点；低对称的 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 有六个点；

•六方金属的轧制织构

为基面平行于轧面的织构



(0002极图), (a) 镁 $c/a=1.62$; (b) 锌 $c/a=1.88$; (c) 钛 $c/a=1.59$



对应单胞的空间方位

8.8 复相合金的塑性形变

取决于基体的性能及第二相的性质、数量、形状和分布。

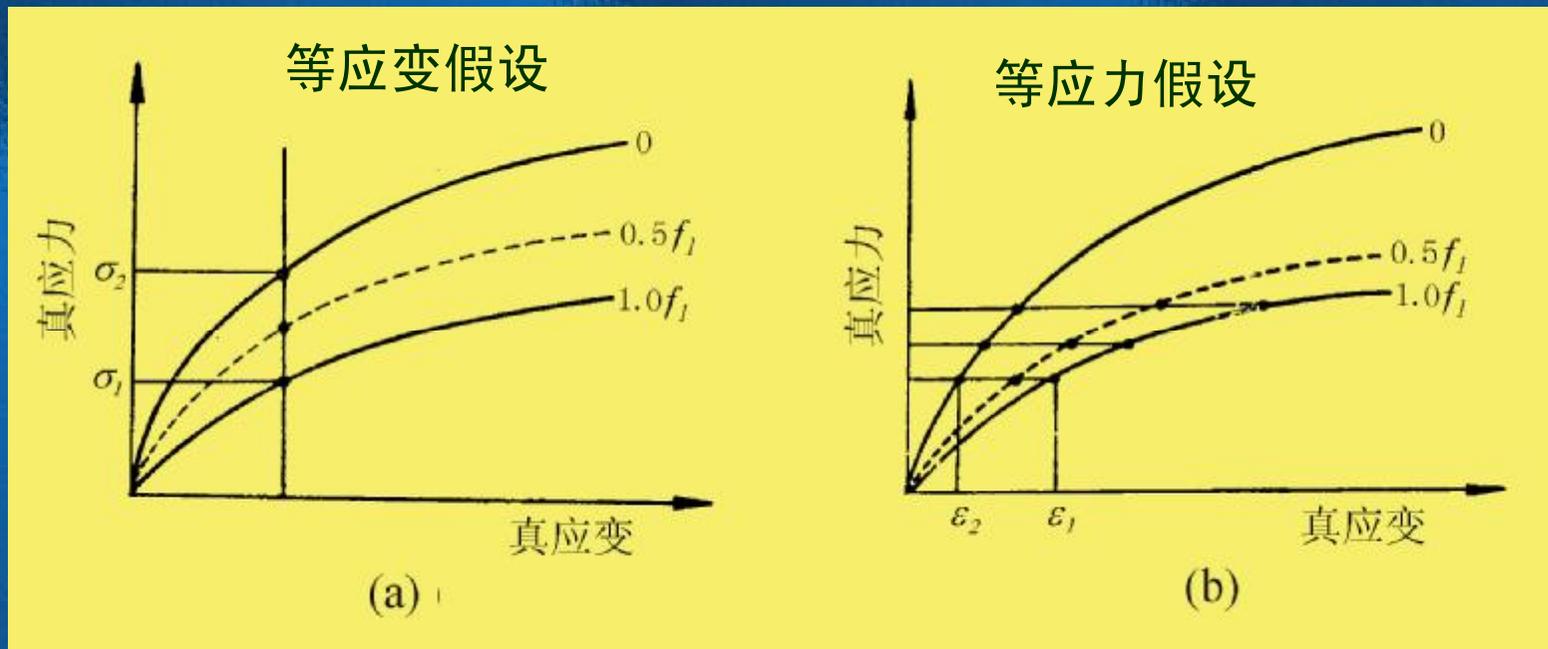
• 当两个相的塑性较好时，一般有两种近似处理方法：

(1) 设两相具有同样的应变， s_1 和 s_2 必不同，平均应力为：

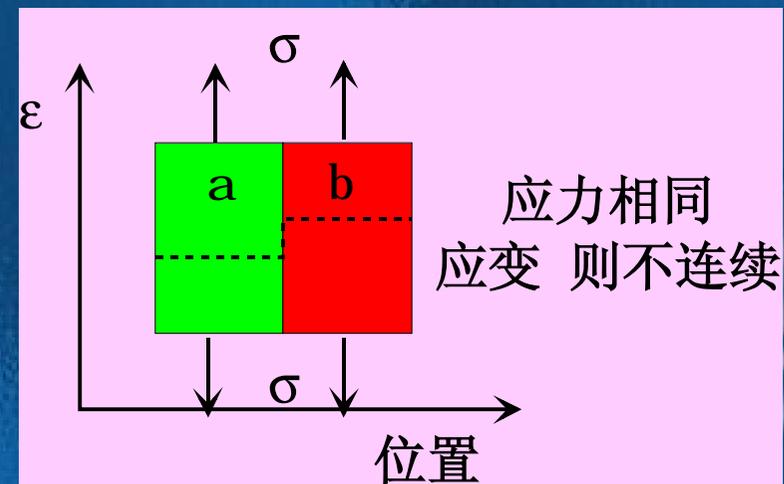
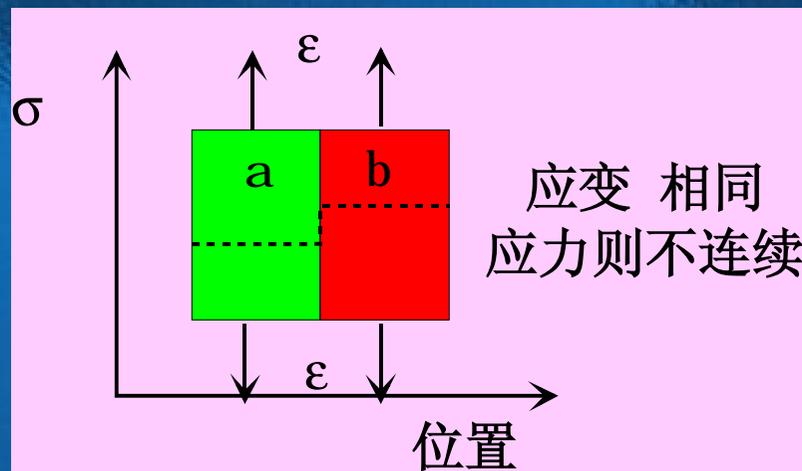
$$\bar{s} = f_1 s_1 + f_2 s_2$$

(2) 设两相应力相同，应变 e_1 和 e_2 必不同，平均应变为：

$$\bar{e} = f_1 e_1 + f_2 e_2$$



实际上，这两种假设都不完全正确。形变过程中各晶粒中的形变已是极不均匀的，第二相的存在更加大了这种不均匀性，所以，第一种应变相同的假设与实际不符；按第二种应力相同的假设，两相间应变必不连续分布，则在界面处会出现裂缝，这也是和实际不符。实际情况是，形变总是从较弱的相开始，随着形变量的增加，在某些界面处的应力集中导致较硬的相形变。在形变过程要求跨过相界面的应力和应变都要保持连续性。



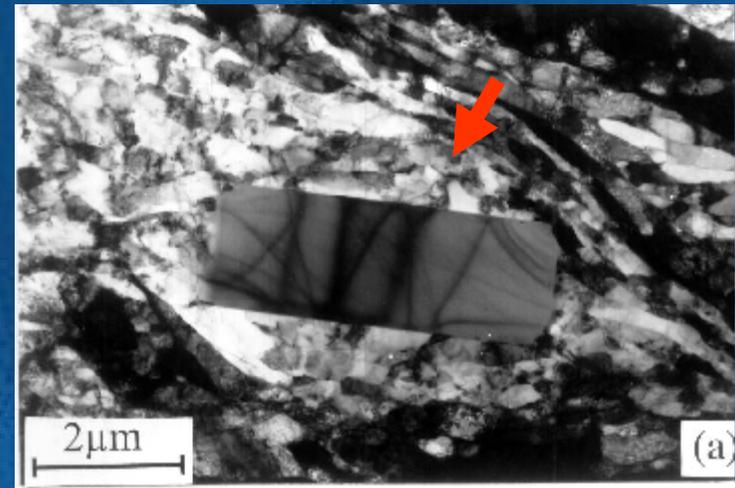
•另一相是脆性相，则除两相的相对量外，脆性相的形状和分布对合金塑性起重大作用。

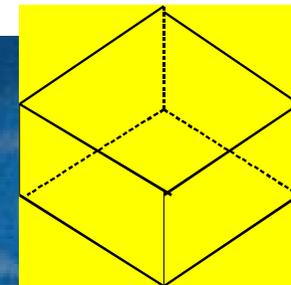
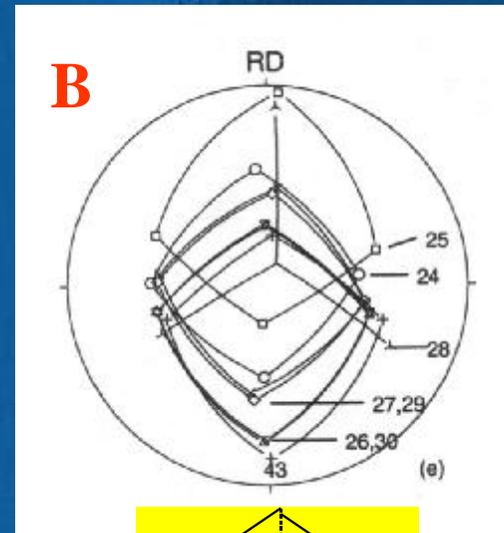
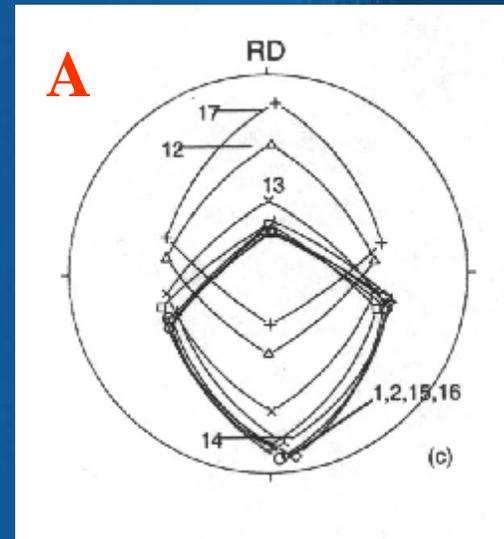
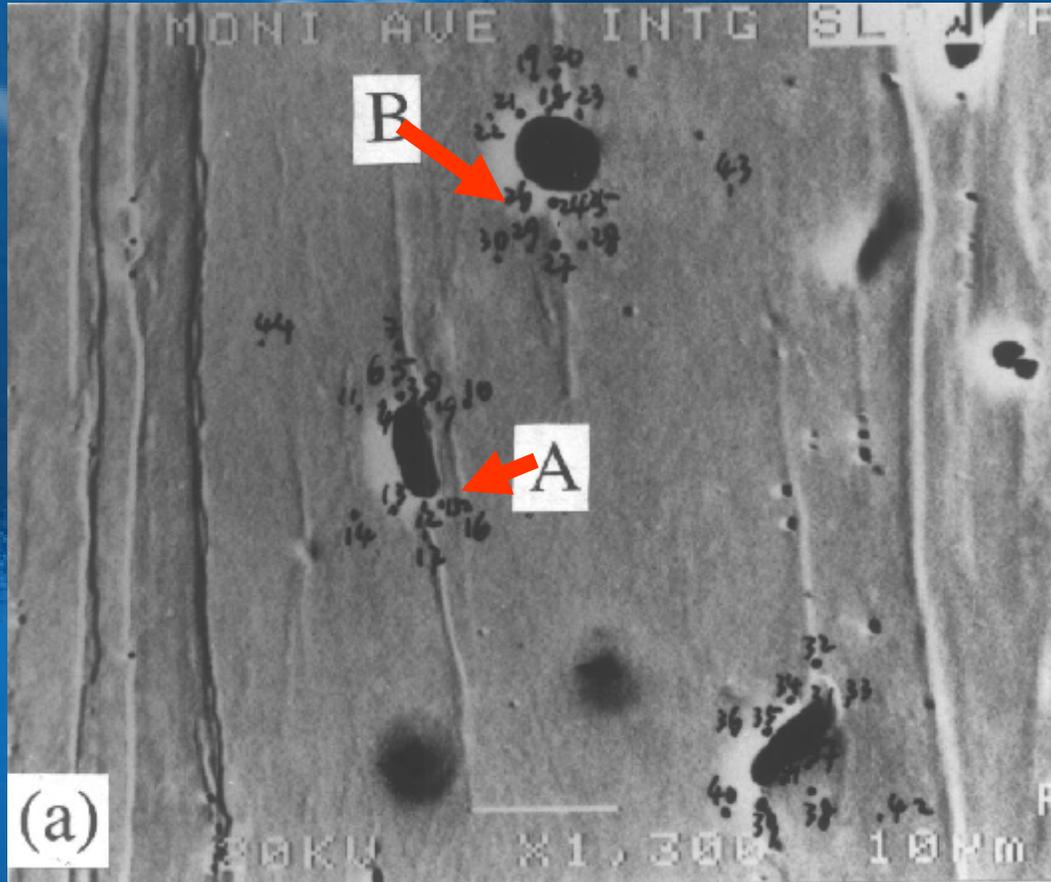
三种情况：

- (1) 脆性相连续地沿塑性相晶界分布；
- (2) 脆性相不连续地分布在塑性相的晶界上；
- (3) 脆性相不连续地分布在塑性相内。

实例：Bi在Cu、Au中的膜状分布；
 Fe_3C 在钢中的网状分布；

硬粒子周围的高形变区

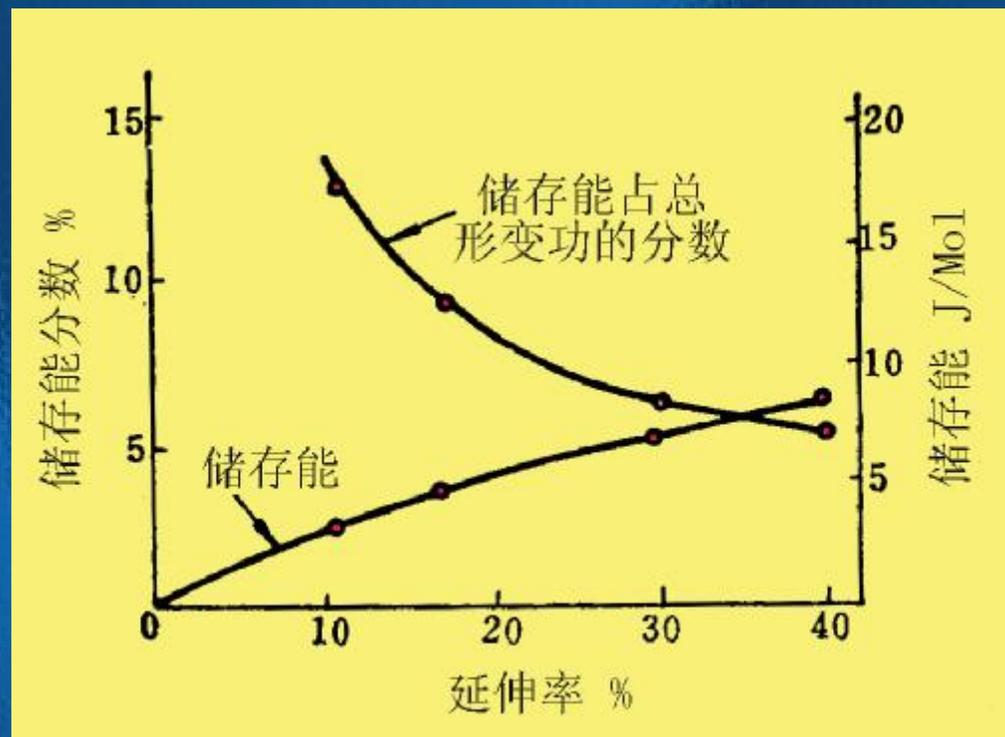




铝锰合金轧后硬粒子周围亚晶的转动

8.10 形变后的残余内应力

金属形变时，外力做功的大部分以热的形式散掉，只有一小部分（约10%~15%）以残余内应力的方式储存在形变金属中（称储存能），它随形变量加大而加大，但它占形变总功的分数却随形变量加大而减小。



纯铜冷加工后的储存能

通常把残余内应力分为三类：

- 第一类残留内应力
由宏观尺度上的不均匀形变引起。

1%

- 第二类残留内应力
晶粒尺度范围内的不均匀形变引起。

10%

- 第三类残余内应力
由形变产生的位错和点缺陷引起。

~90%

再结晶的驱动力

本章小结

•研究的意义

•单晶形变



滑移系, t/t_c 定律, 交/多系滑移/判断
晶体的转动/取向择优
s-e曲线特征

•机械孪生



特点、要素、组织
不同结构中的孪生



与位错关系
s-e曲线

•扭折带与形变带

•多晶形变



晶界影响
取向不同与形变不同时性
形变的协调性



s与 ρ 的关系
加工硬化

•形变组织



晶粒形状的变化
亚结构、形变不均匀区
内应力

•取向变化



原因



轧制
压缩



表达



数字
图形⁰



ICOTOM 14

July 11 – July 15, 2005

Leuven, Belgium

CALL FOR PAPERS

1st Announcement

91

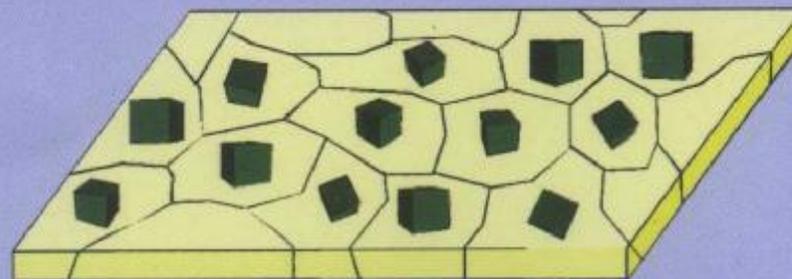
INTRODUCTION

To many, texture and anisotropy are somewhat mysterious properties of metals, rocks and other geological materials, ceramics or polymers. Scientists or engineers often study or develop these materials without paying much attention to these properties. However, at a later stage, they may realise that understanding such properties really 'makes a difference': the difference between the deep drawability of your steel and that of your competitor; the potential of being able to detect and recognise the history of an age-old rock; the ability to really predict the formability of an aluminium alloy sheet.

The 14th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 14) will bring scientists and engineers together who all take an interest in textures and anisotropy: those who have devoted parts of their scientific careers to developing accurate methods for the measurement and analysis of textures; those who have turned to mathematical methods of quantitative texture analysis to make precise predictions of the magnetic properties of textured materials or to finite element simulations of the processes of forming textured materials; those who are gearing up to study this interesting aspect of their Ph. D. research projects; and also those who are eager to learn what is in all this for them and how they can get access to existing knowledge and know how.

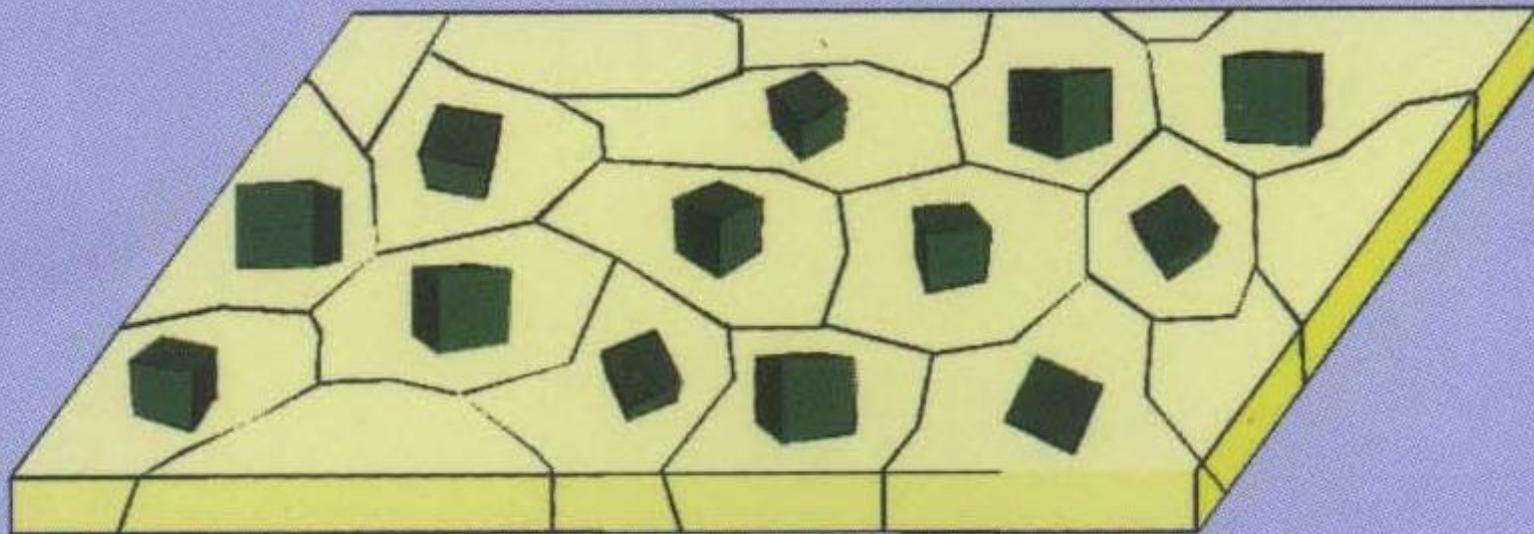
There will be a series of keynote lectures that will give an overview of how texture and anisotropy can be dealt with for certain industrial applications, with examples of state-of-the-art achievements. They will be accessible to newcomers to the field, but will also illustrate possible applications to experienced researchers in texture and anisotropy. They will cover fields such as measurement, data analysis, software, factual knowledge, various industrial processes.

In addition to this, there will be invited papers that will review the scientific state of the art of particular subfields.



*Sketch of the unit cells in the grains of a polycrystalline copper plate.
We have crystallographic texture when the cubes are not randomly oriented!*

an overview of how texture and anisotropy can be dealt with for certain art achievements. They will be accessible to newcomers to the field, but



*Sketch of the unit cells in the grains of a polycrystalline copper plate.
We have crystallographic texture when the cubes are not randomly oriented!*



INTRODUCTION

Color, texture and anisotropy are somewhat mysterious properties of metals, rocks and other geological materials, ceramics or polymers. Scientists or engineers often study or develop these materials without paying much attention to their properties. However, at a later stage, they may realise that understanding such properties really 'makes a difference': the difference between the deep drawability of your steel and that of your competitor; the potential of being able to detect and recognise the history of an age-old rock; the ability to really predict the formability of an aluminium alloy sheet.