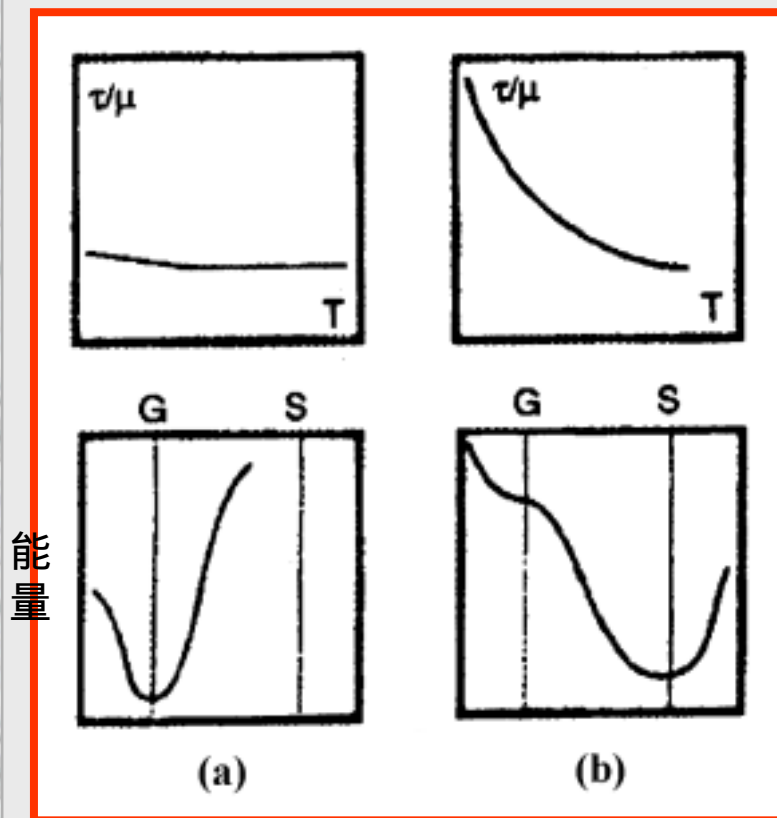


8 晶体的塑性形变

- 研究金属形变的意义；
- 本章涉及的内容；
强度、塑性两个重要性能指标；
其决定因素；与晶体缺陷的关系；

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
塑性变形的影响

螺位错核心的非
共面扩展的难易



τ_c 与温度的关系

τ_c 对温度不敏感

τ_c 对温度敏感

τ_c 对温度的相关性及对应的位错能示意图

- 交滑移



铝

Fe-3%Si

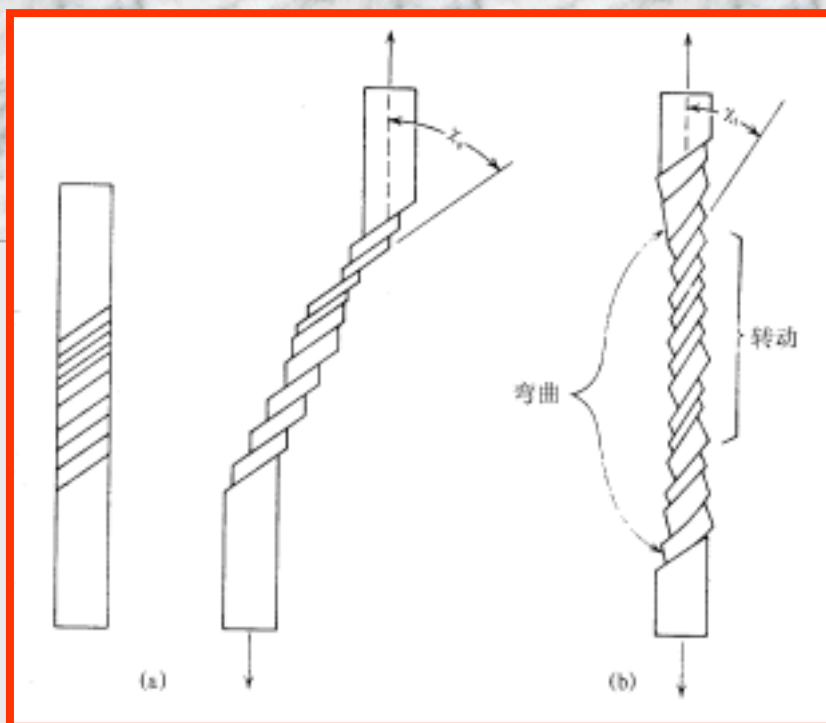
交滑移不是几个面“同时”，而是“顺序”滑动。

- 多系滑移

fcc结构的(001)标准极射赤面图----滑移系的表示方法



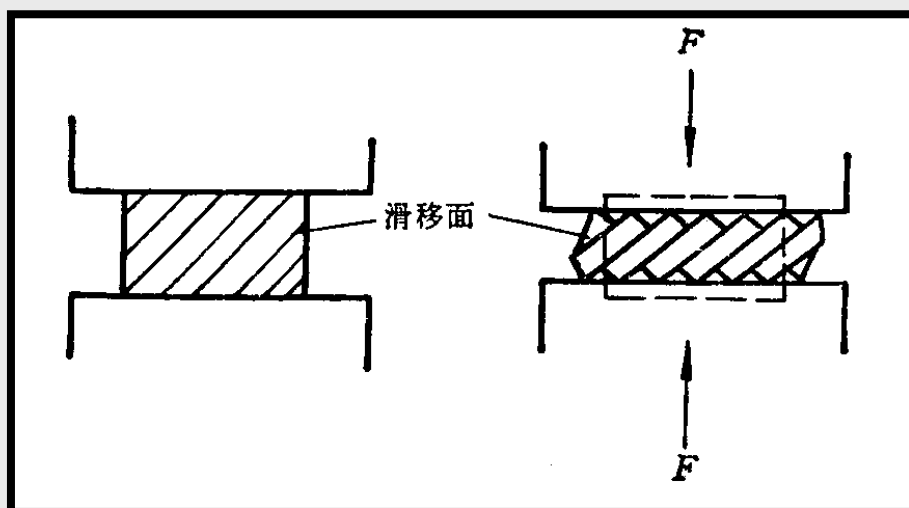
8.1.4 拉伸和压缩时晶体的转动



无约束时

有约束时----导致转动

拉伸时 \longrightarrow 滑移方向 || 拉伸轴



压缩时 \longrightarrow 压缩面 \perp 压缩轴

超射现象

单系滑移



转动



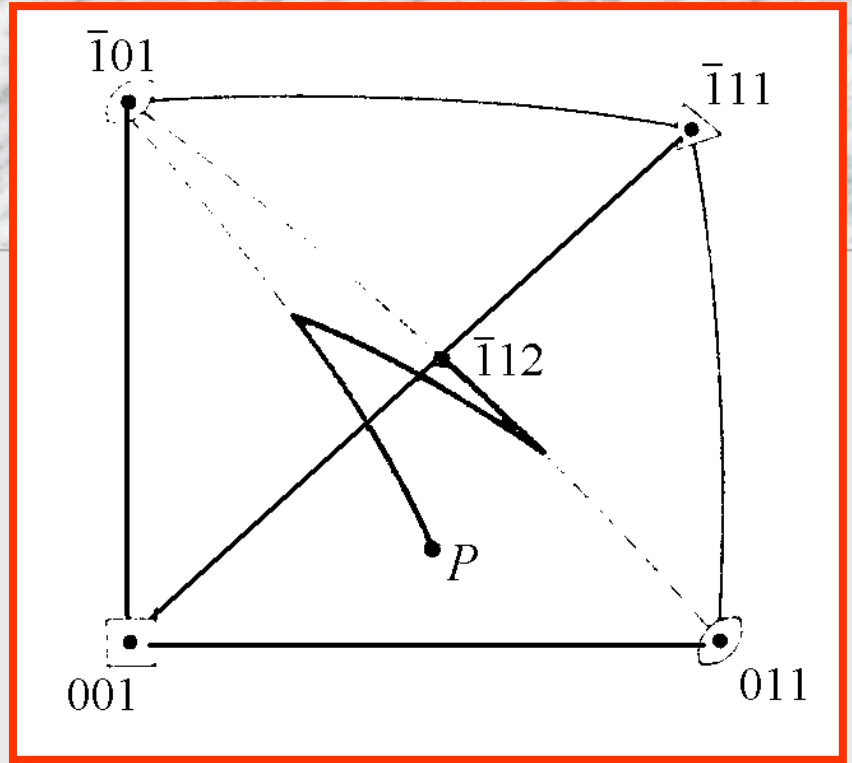
双滑移的不平衡态



超射现象

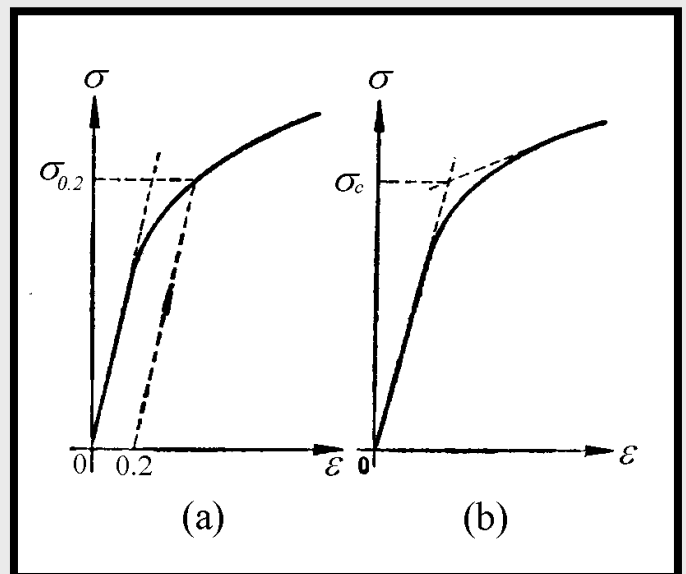


稳定取向



8.2 起始塑性形变及流变应力

- 起始与可测的关系；
- 流变应力：
屈服以后的任一应力。
- 条件屈服

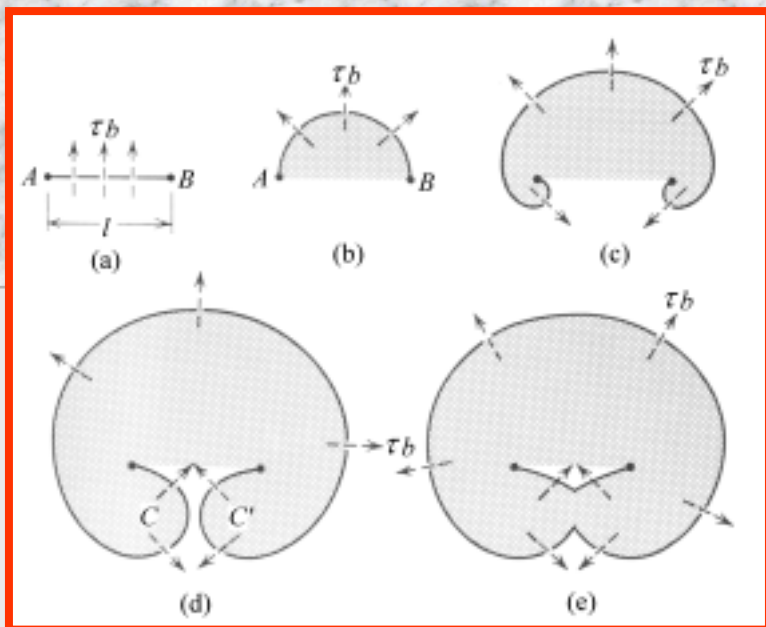


$\sigma_{0.2}$ 及 σ_c 的确定

临界分切应力的估算

- 以F-R源估算

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



- 以位错间短程交互作用力估算

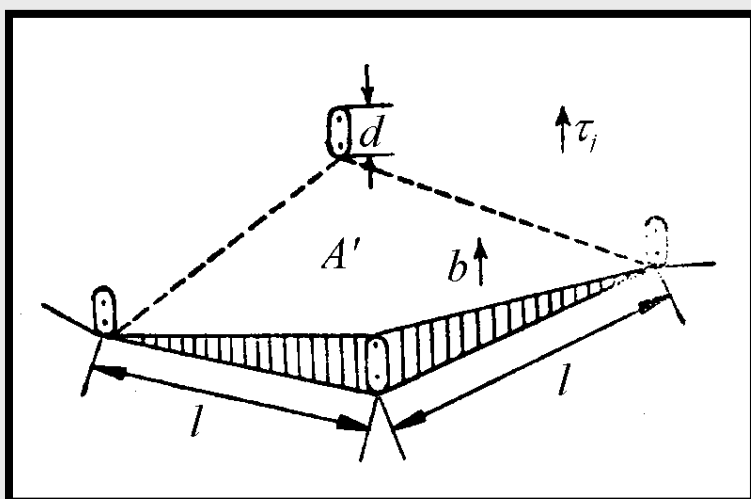
1个位错截过每个林位错，
外加切应力做功 $\tau_j b l d$ ，
若位错能截过，则：

外力做功=割阶形成能

$$\tau_j b l d = \alpha G b^3$$



$$\tau_j = \alpha \frac{Gb}{l}$$



•位错密度与流变应力的关系：

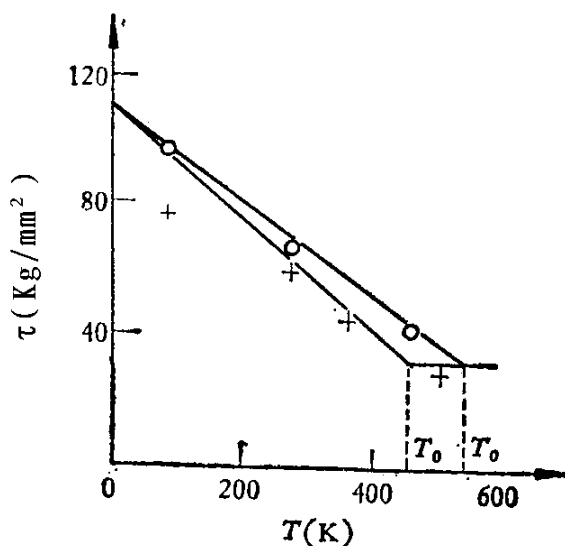
$$\tau = \alpha G b \sqrt{\rho_s}$$

可由

$$\tau = \alpha \frac{G b}{l}$$

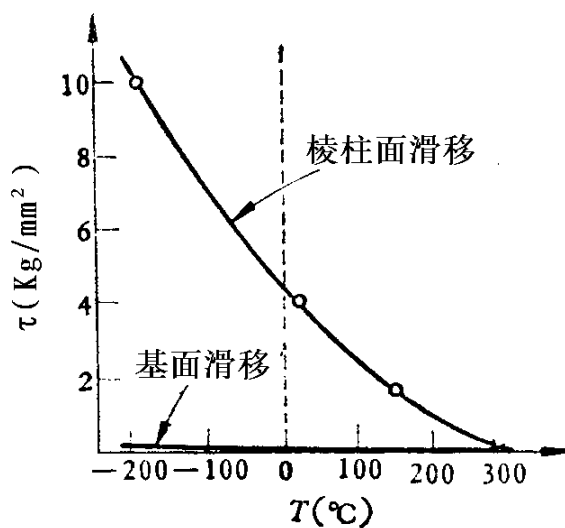
导出

•临界分切应力与温度间的关系



(a)

镉单晶基面滑移



(b)

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：在加工时强度和硬度都会增加；

•应力-应变曲线

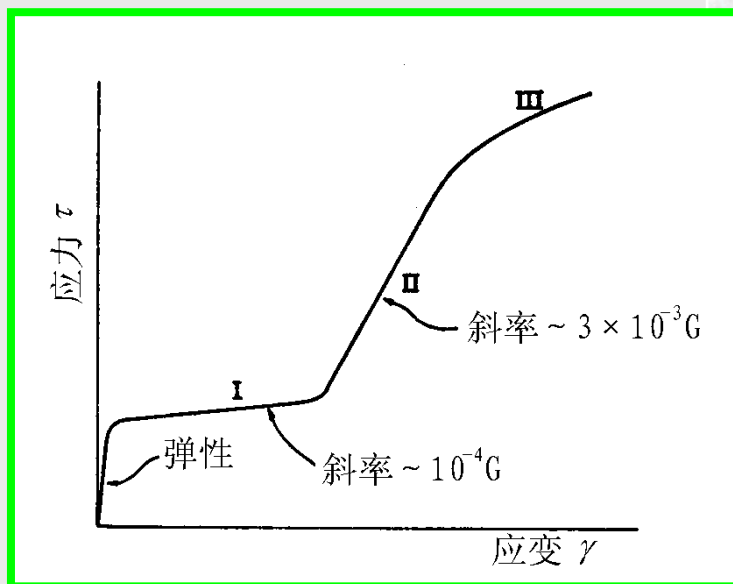
前提：初始取向向下只有1个滑移系开动。

分为三个阶段：

第I阶段，
斜率 θ 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。

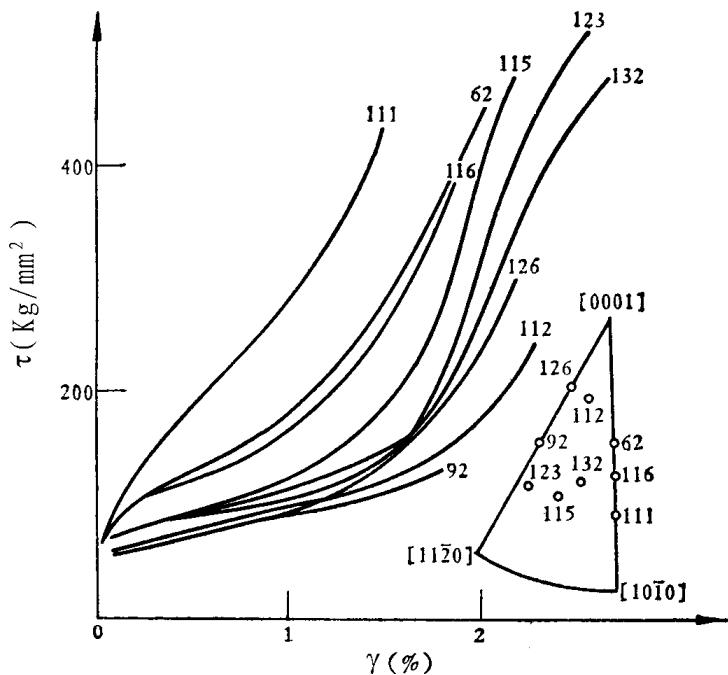
第II阶段，
线性特征，斜率 θ 比
第I阶段约大30倍，
它与试样相对于力轴
的取向、温度甚至合
金度等关系不大，
---线性硬化阶段。

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。
温度高时，此值小。

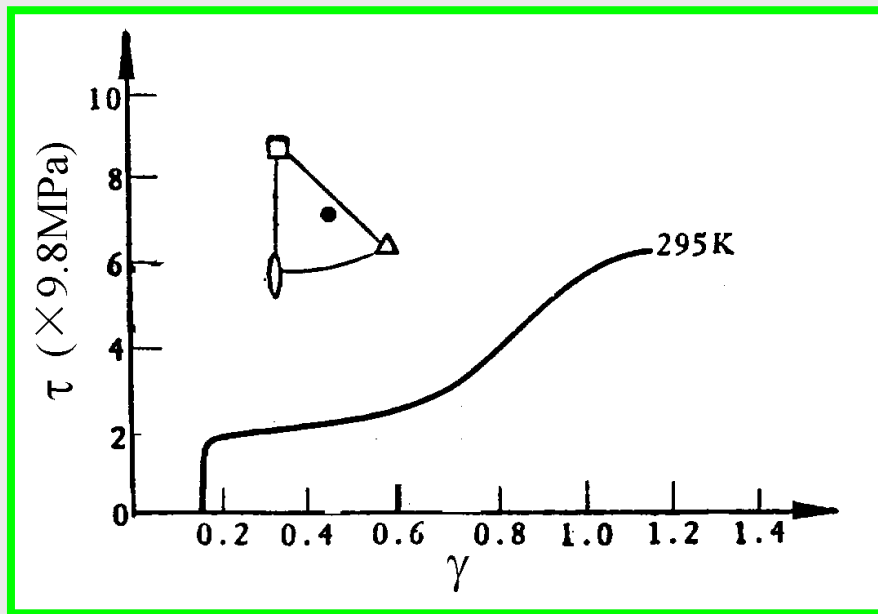


FCC单晶典型的 τ - γ 曲线

•HCP金属 τ - γ 曲线与力轴取向的关系



纯锌在294K 的 τ - γ 曲线



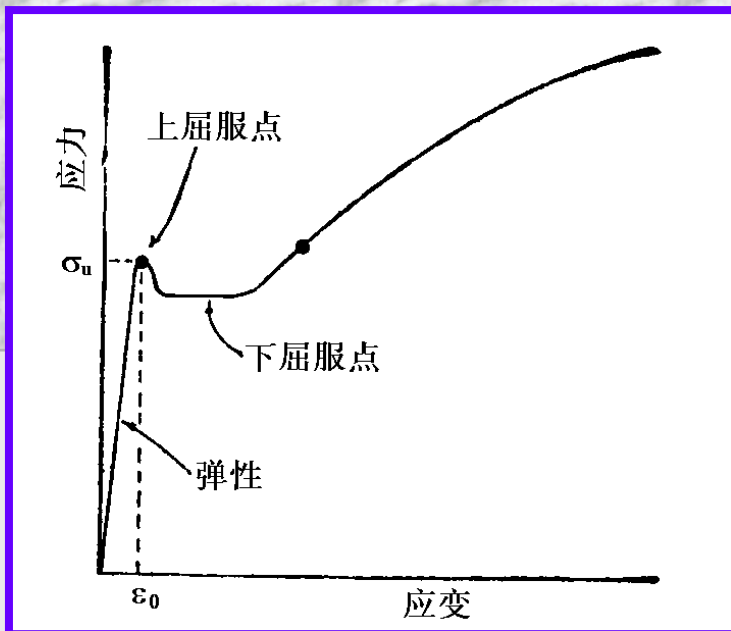
区域提纯铌单晶 (BCC) 室温下的 τ - γ 曲线
(应变速率: $4.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

•上下屈服点效应

原因：
间隙原子钉扎；

对性能的影响：
工件表面质量；

防止方法：



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

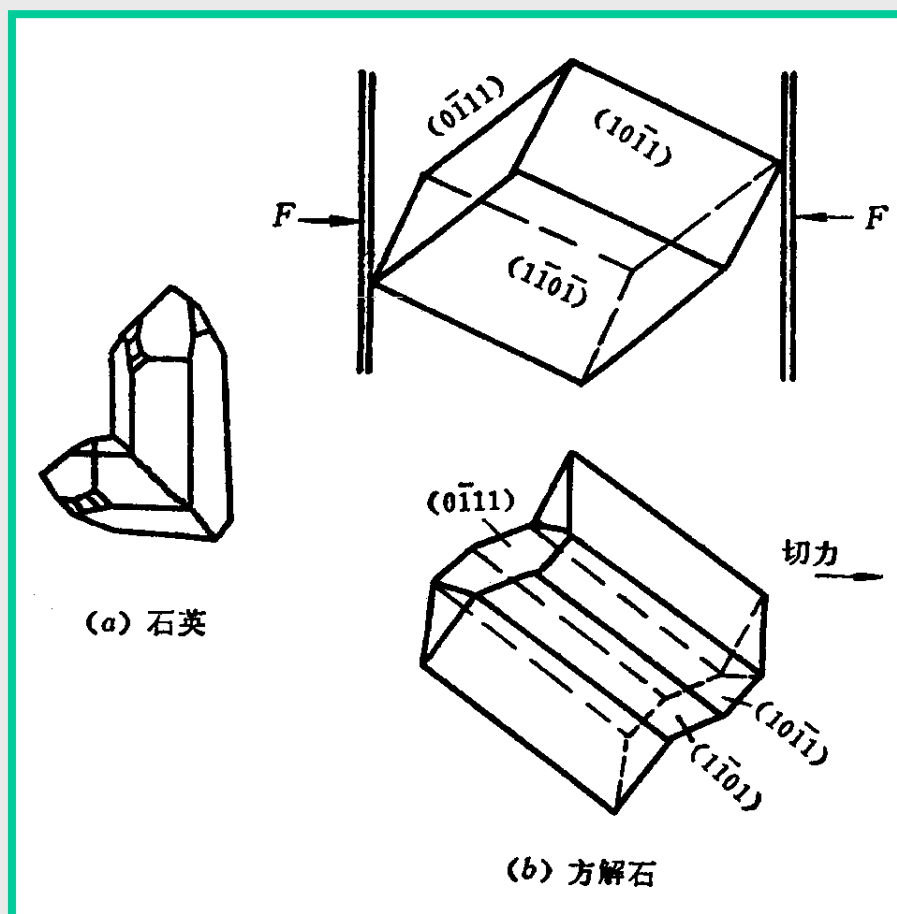
晶体结构、晶体取向或织构、堆垛层错能、化学成分、显微组织的几何形状和尺寸以及位错亚结构。

外部因素

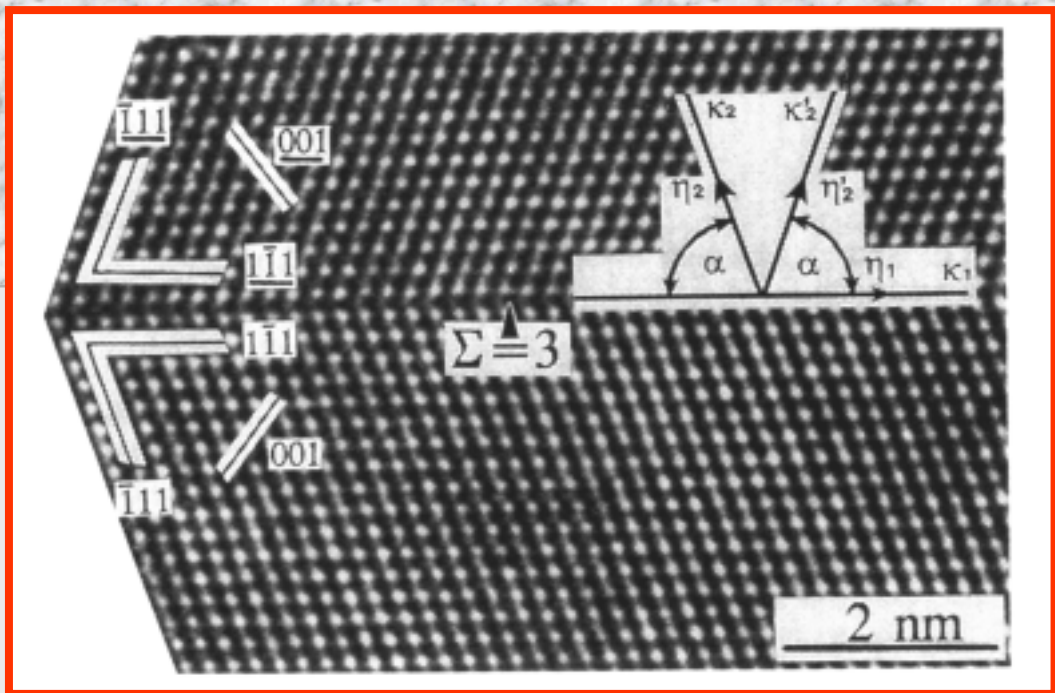
温度、应变速率、形变模式。

8.4 形变孪生

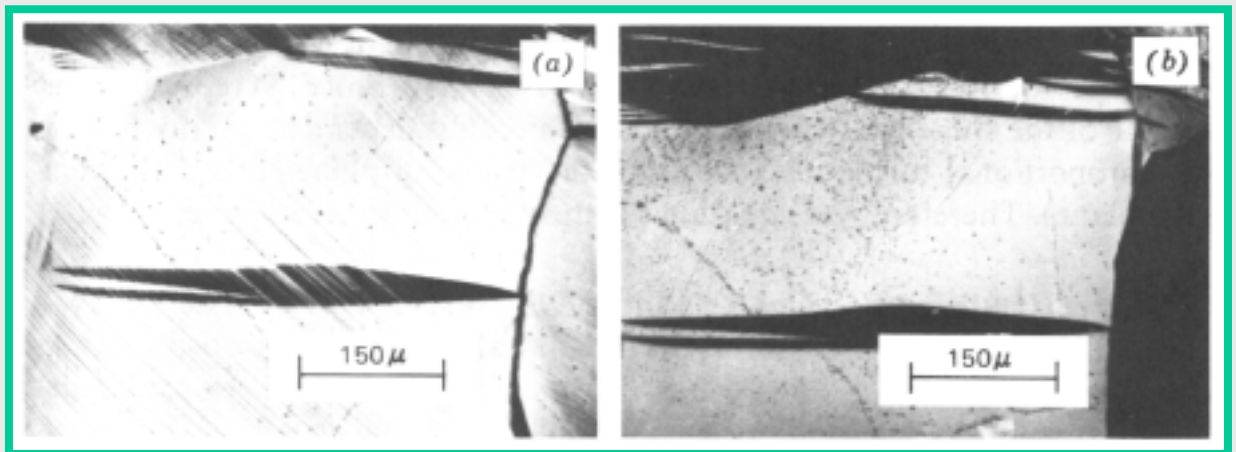
- 形变的另一种机制；
- 孪晶特点：
原子排列以某一晶面成镜面对称。
- 孪晶形成过程：
形变、晶体生长、退火及相变。



(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。



面心立方晶体孪晶的高分辨率电镜照片



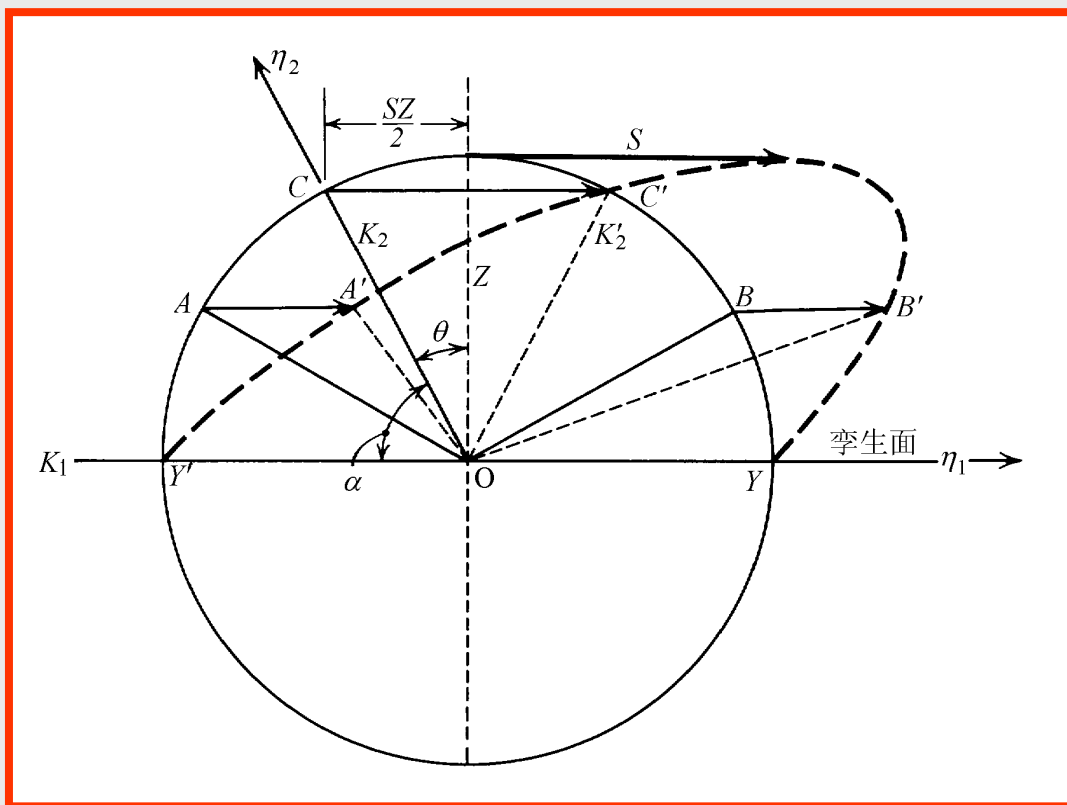
锌形变组织 (a)抛光后变形；(b)再抛光并浸蚀；

8.4.1 孪晶几何

第一、二不畸变面 K_1 、 K_2
孪生方向 η_1 ； η_2

李晶要素

切变平面：垂直于 K_1 并包含 η_1 方向的平面。



说明孪生关系的单位球

切变量

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

$$S = 2 \cot \alpha$$

一些合金的孪生元素

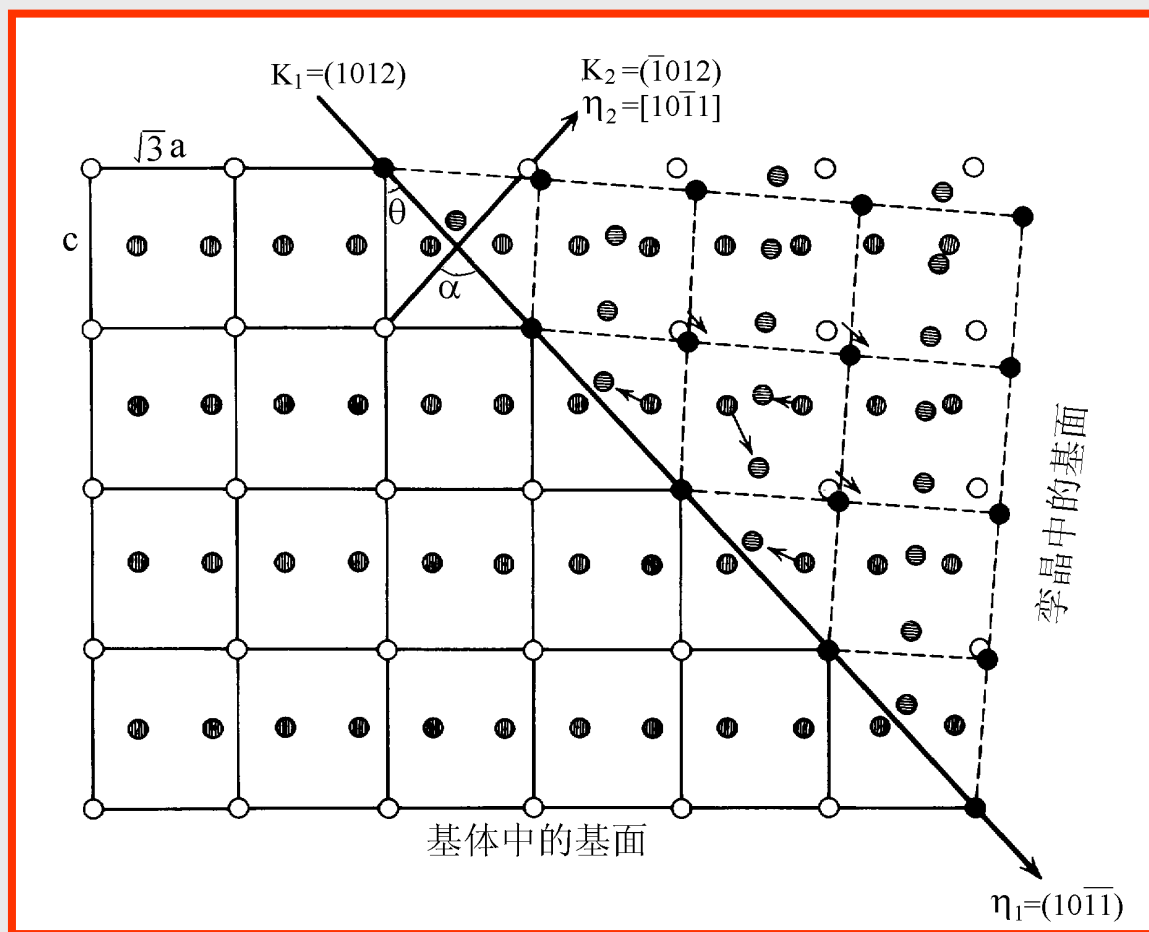
金属	晶体结构	c/a 轴比	K_1	K_2	η_1	η_2	S	$(l'/l)_{\max}$
Al, Cu Au, Ni Ag, γ -Fe	fcc		$\{111\}$	$\{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}$	$\langle 11\bar{2} \rangle$	$\langle 112 \rangle$	0.707	41.4%
α -Fe	bcc		$\{112\}$	$\{\bar{1}\bar{1}\bar{2}\}$	$\langle \bar{1}\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 111 \rangle$	0.707	41.4
Cd	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
Zr	hcp	1.589	$\{11\bar{2}1\}$	$\{0001\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{6} \rangle$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	0.64	37.0
			$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	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
Ti	hcp	1.587	$\{11\bar{2}2\}$	$\{11\bar{2}\bar{4}\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	$\langle 22\bar{4}\bar{3} \rangle$	0.225	11.9
			$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	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
Be	hcp	1.568	$\{11\bar{2}2\}$	$\{11\bar{2}\bar{4}\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	$\langle 22\bar{4}\bar{3} \rangle$	0.225	11.9
			$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	0.199	10.4

•六方结构晶体中的孪生

易出现孪晶的原因：
 滑移系少；孪生应变 S 较低；

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

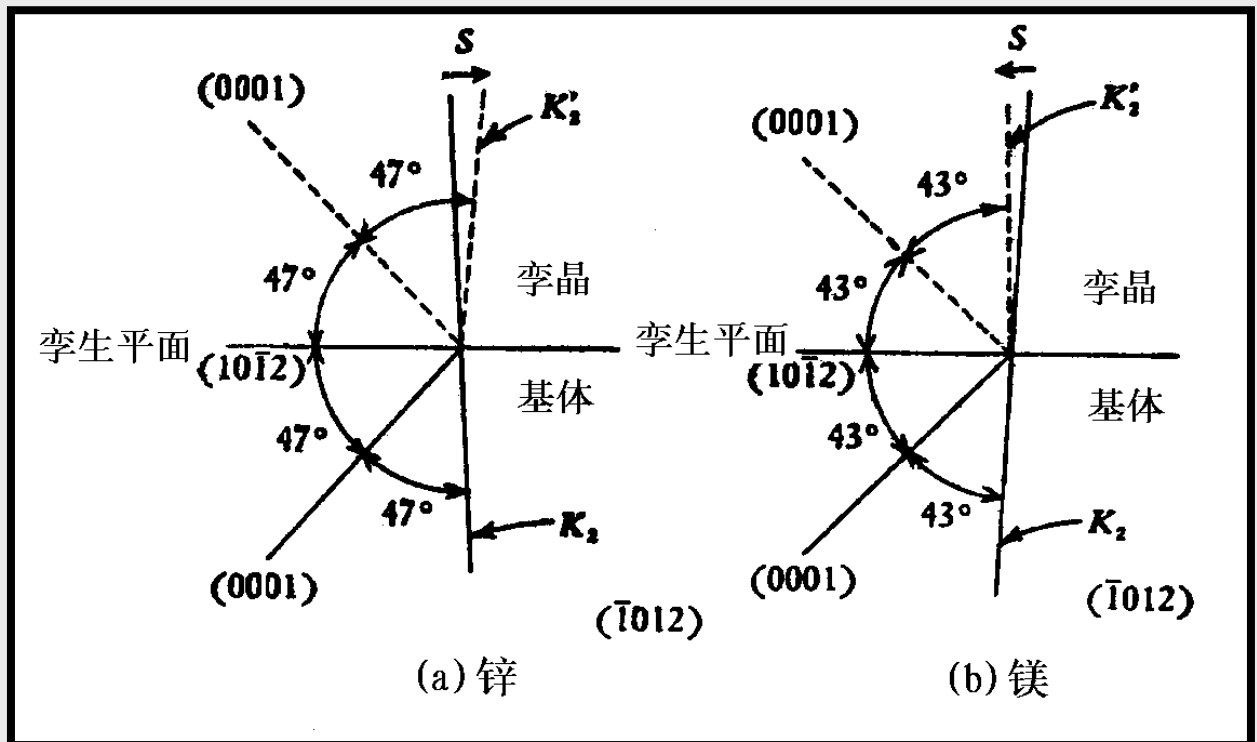
$$S = \frac{\tan^2 \theta - 1}{\tan \theta} = [(c/a)^2 - 3] \frac{\sqrt{3}a}{3c}$$



存在原子“扰动”

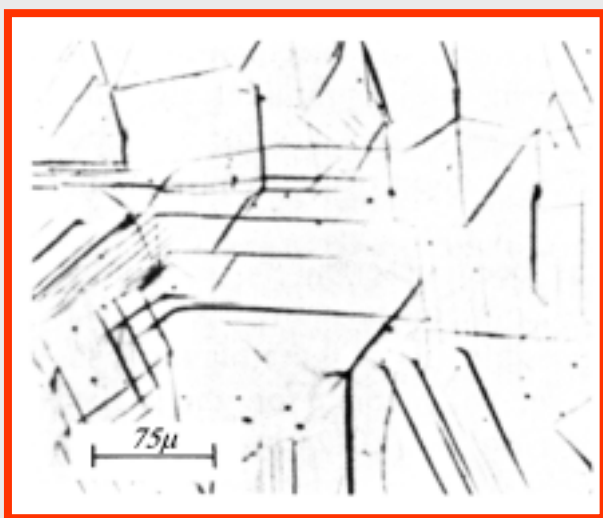
若外加力轴平行于基面

- 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；
- 镁的孪晶则使晶体在平行于基面的方向缩短，
→ 镁在压缩时形成孪晶。

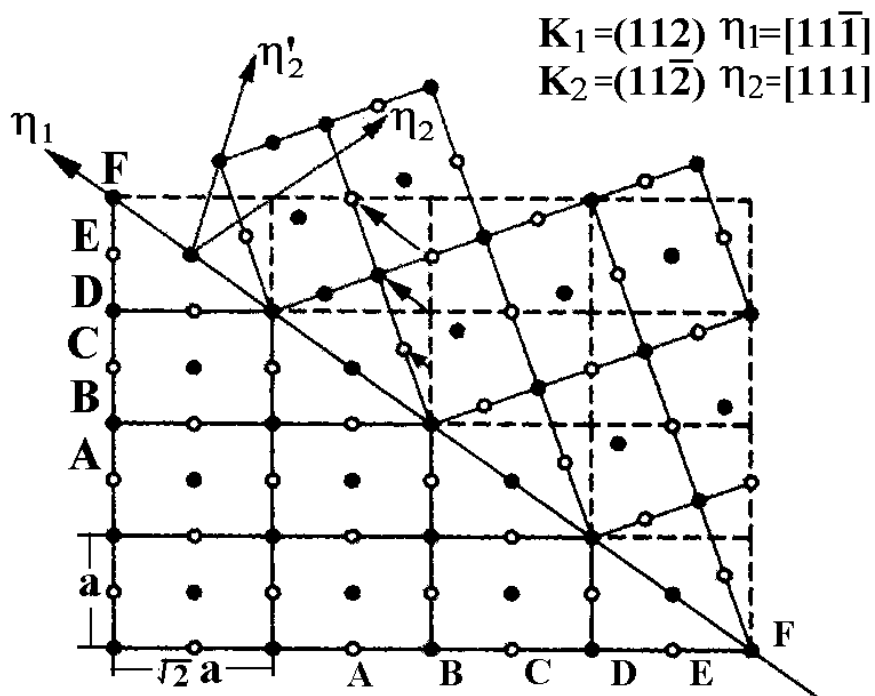


•体心立方结构的孪晶

孪生要素： $K_1=\{112\}$ ， $K_2=\{11\bar{2}\}$ ， $\eta_1=\langle 11\bar{1} \rangle$ ， $\eta_2=\langle 111 \rangle$ 。
 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 $(1\bar{1}0)$ 。



α -Fe中的孪晶



•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；

fcc不易出现孪晶的原因：

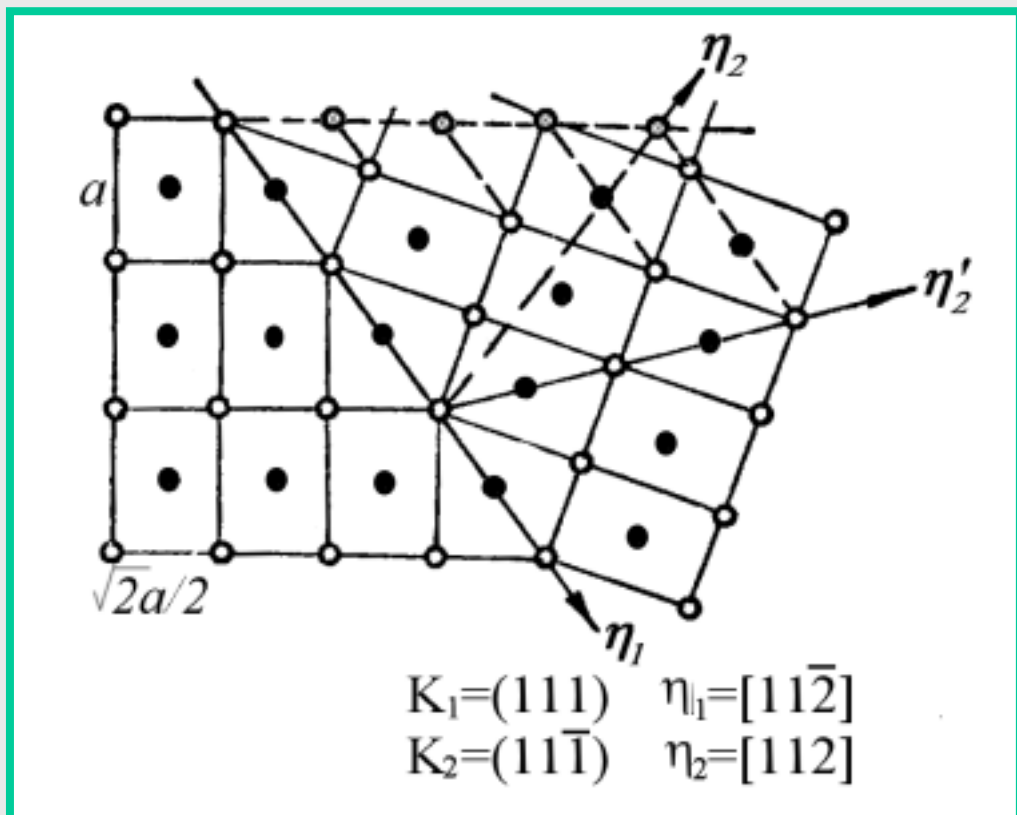
滑移系多；孪晶应变大（ $S=0.707$ ），

孪生元素：

$K_1=\{111\}$ ， $K_2=\{-111\}$ ， $\eta_1=\langle -112 \rangle$ ， $\eta_2=\langle 112 \rangle$ 。

$\alpha=70.53^\circ$ ，孪生应变 $S=2\cot 70.53^\circ=0.707$ 。

切变平面为(110)。



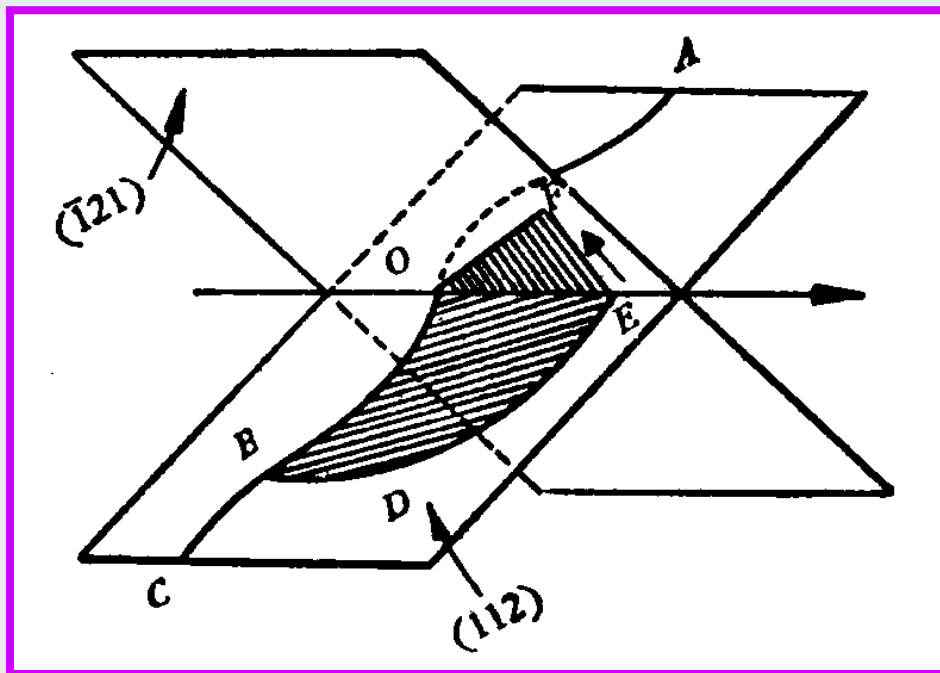
孪生几何，(110)面上观察

8.4.5 孪生的位错机制

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



$$\frac{a}{3}[112] \rightarrow \frac{a}{6}[\bar{1}21] + \frac{a}{2}[101]$$



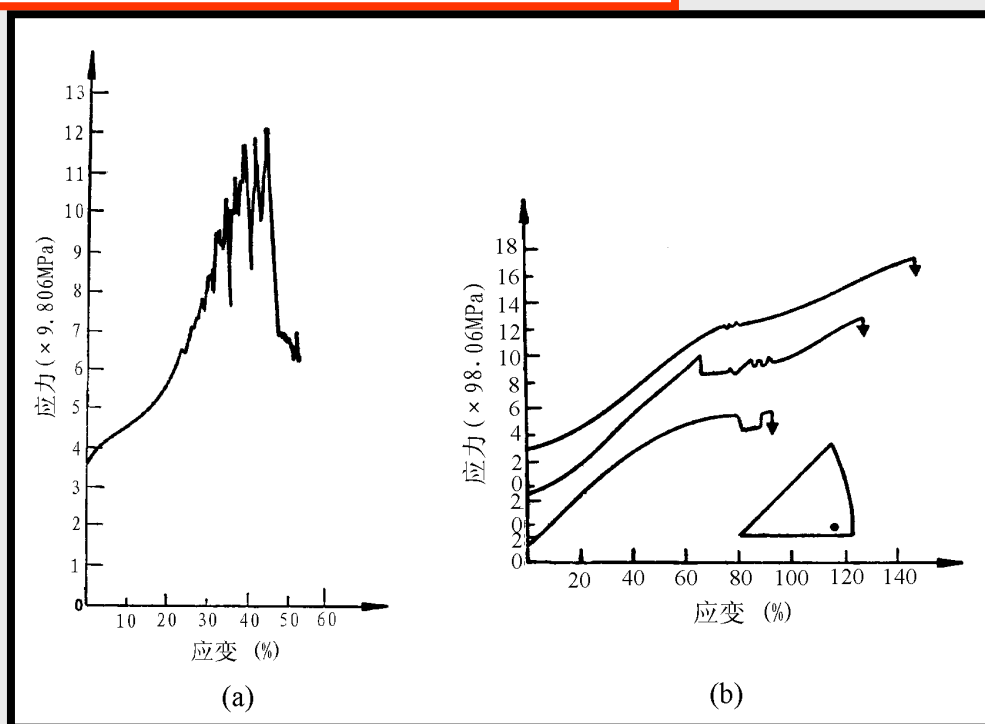
BCC的孪生机制

8.4.6 孪生的一般特点

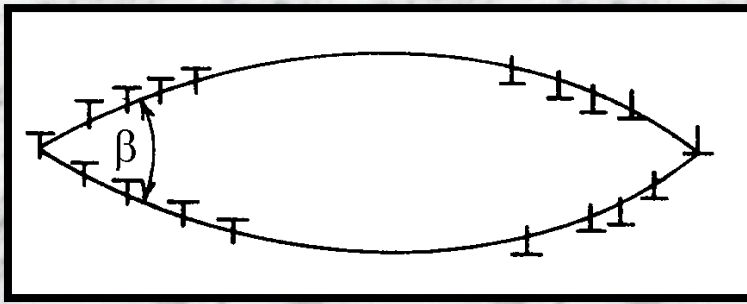
- (1) 出现的频率和尺寸取决于晶体结构和层错能的大小。
- (2) 常在高应力集中处形核，出现孪生时 σ - ϵ 曲线有突然下降。
- (3) 根据孪晶几何的分析，孪生区域应由2个与基体共格的孪生面为边界。
- (4) 由孪生提供的形变量是很小的，特别是在六方结构晶体中。



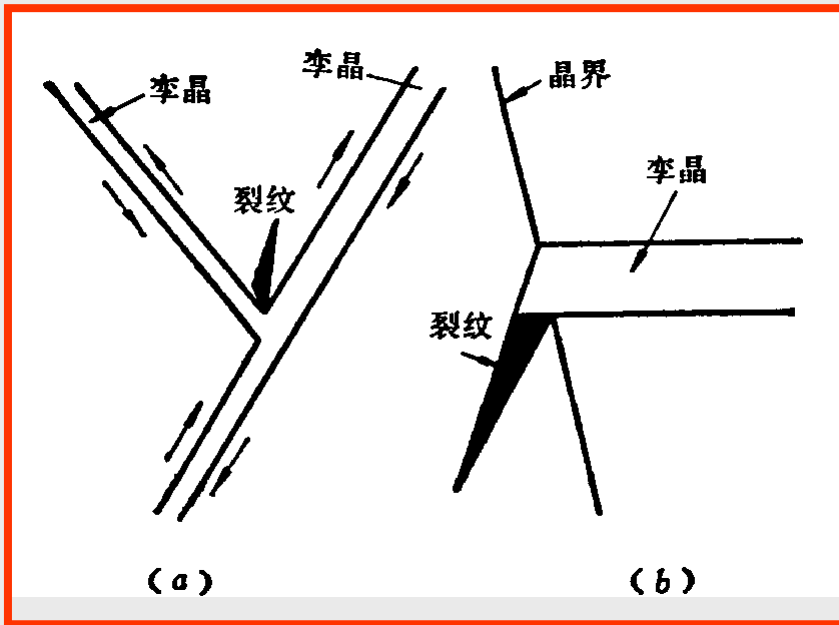
Cu-Si 合金中的
层错和孪晶fcc



σ - ϵ 曲线突然下降(a)镉；(b)Au-Ag合金；



非共格孪晶界



孪生导致裂纹

孪生和滑移的差别：

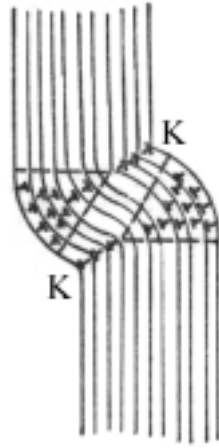
- (1) 滑移---相对滑动---完整平移矢量；
孪生---所有面滑动---滑动距离非完整平移矢量---和距孪生面距离成正比。
- (2) 滑移---晶体位向没改变；孪生---孪晶部分位向与基体对称。
- (3) 滑移---表面出现台阶---重新抛光后，滑移线消失；
孪生与基体取向不同---表面重新抛光并浸蚀后仍能看到。

8.5 扭折带和形变带

•扭折：
塑性形变的一种形式。滑移和孪生困难时发生。



(a)

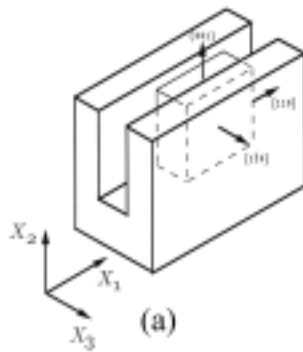


(b)

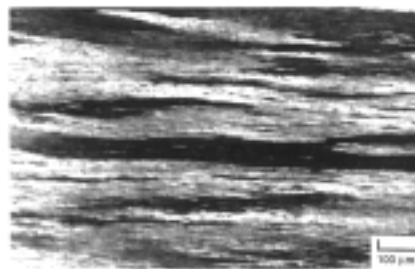
镉单晶体压缩
时出现扭折带
外貌及示意图

•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。

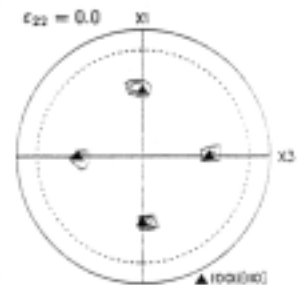
铝单晶压缩时
形成形变带



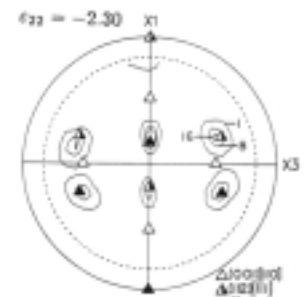
(a)



(d)



(b)



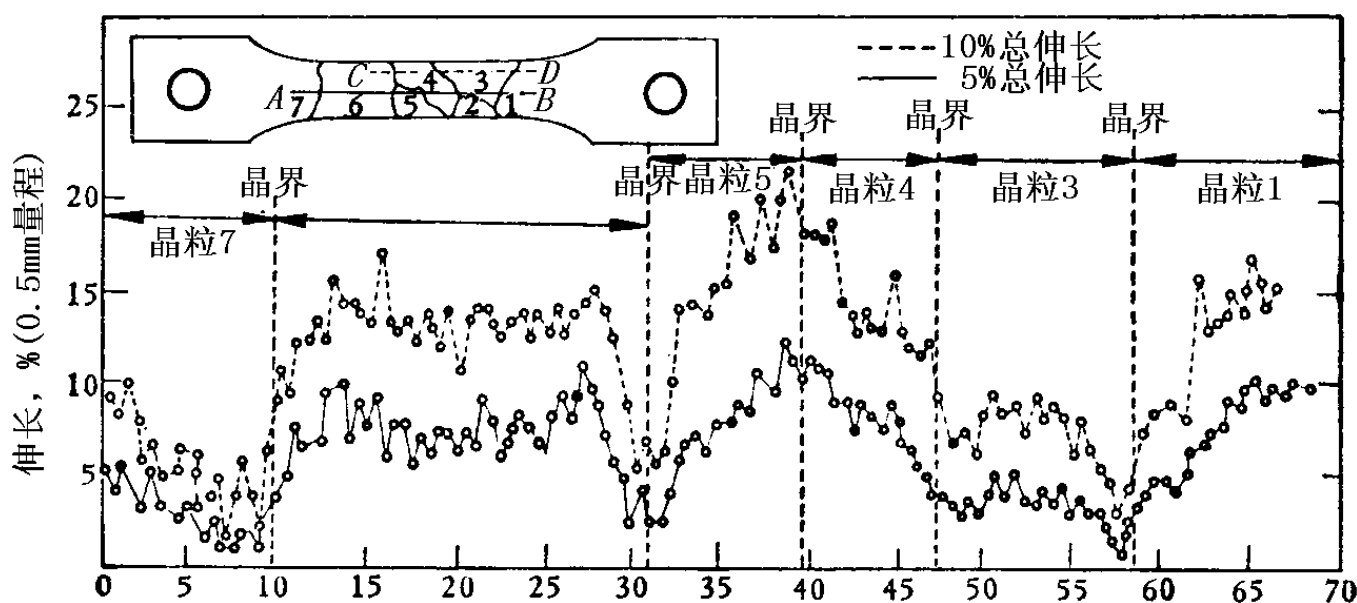
(c)

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

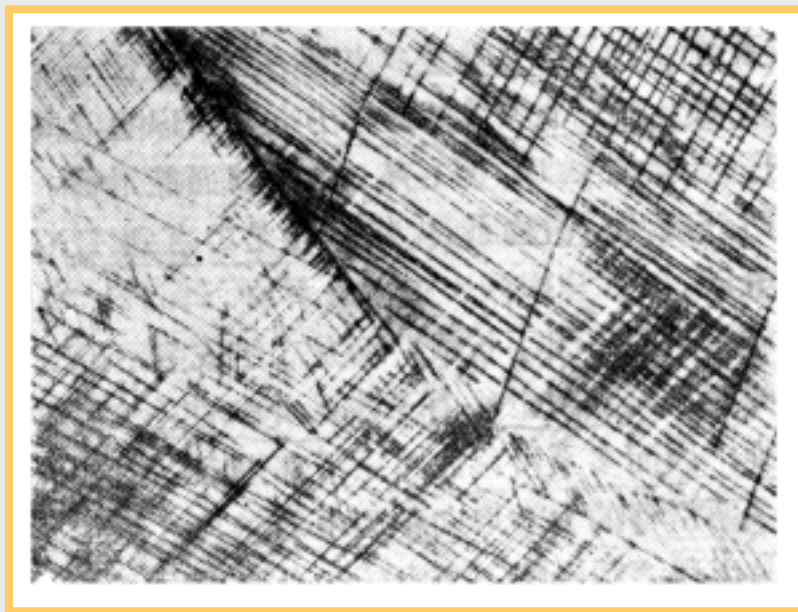
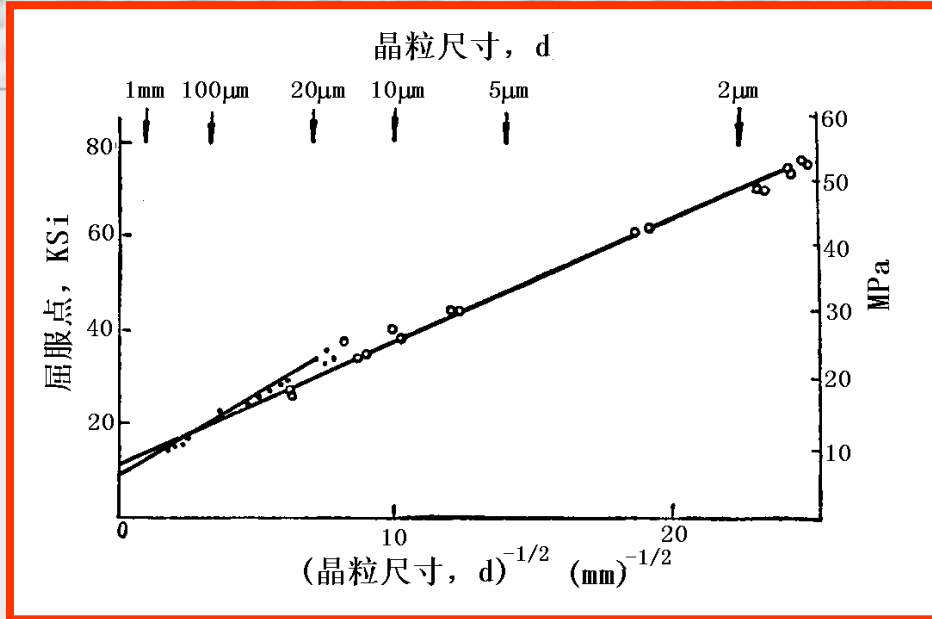
基本规律：

- (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

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$$

Hall-Petch关系



晶界附近的多系滑移

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：

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。

Taylor模型：

形变时晶界保持应变连续而不产生空洞或张开(形变连续)。

•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。

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。

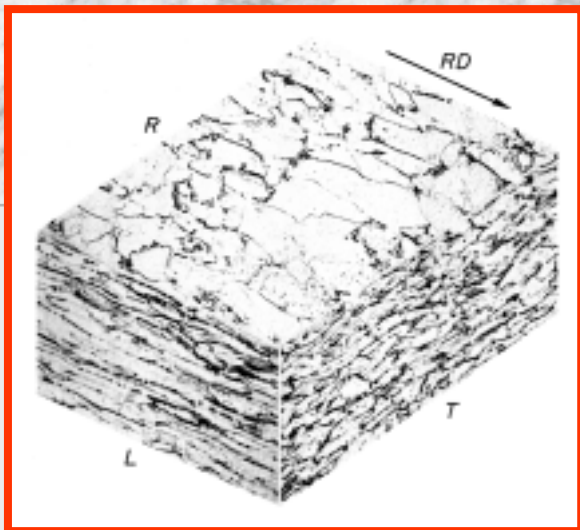
晶粒越大，形变越不均匀，晶粒“碎化”的现象越强烈。

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。

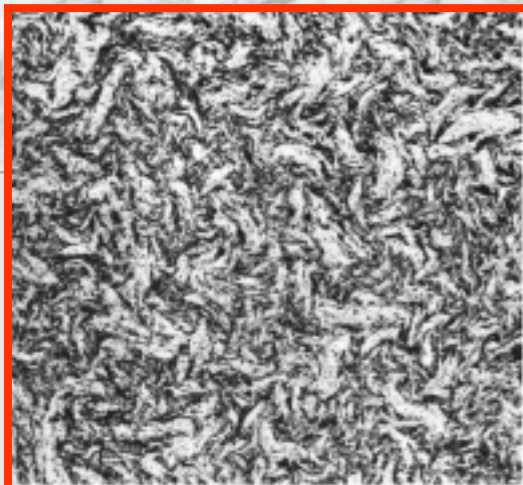


这是小晶粒材料比大晶粒材料强和硬的原因。

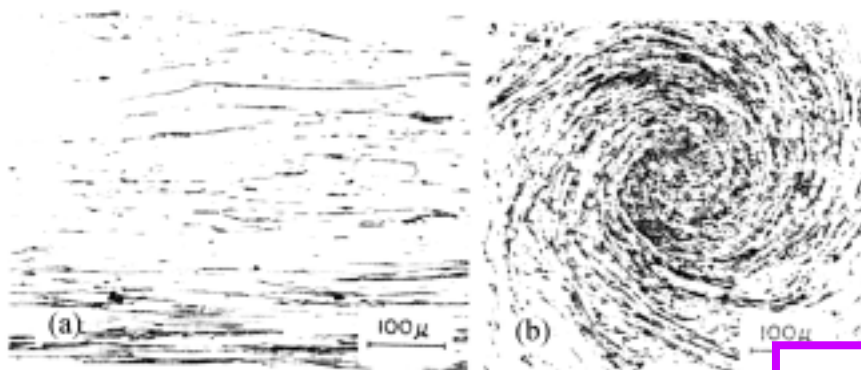
•宏观组织的变化



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。

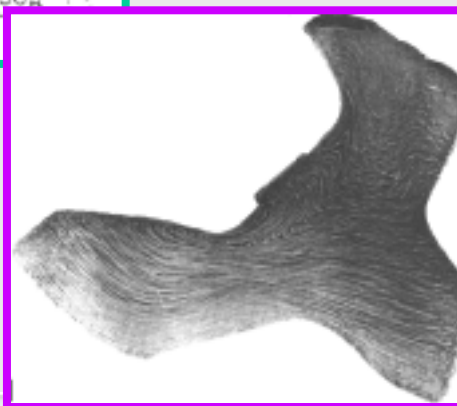


经2.7真应变拉拔的
铁丝在横截面观察到的
卷曲的晶粒结构。



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”；



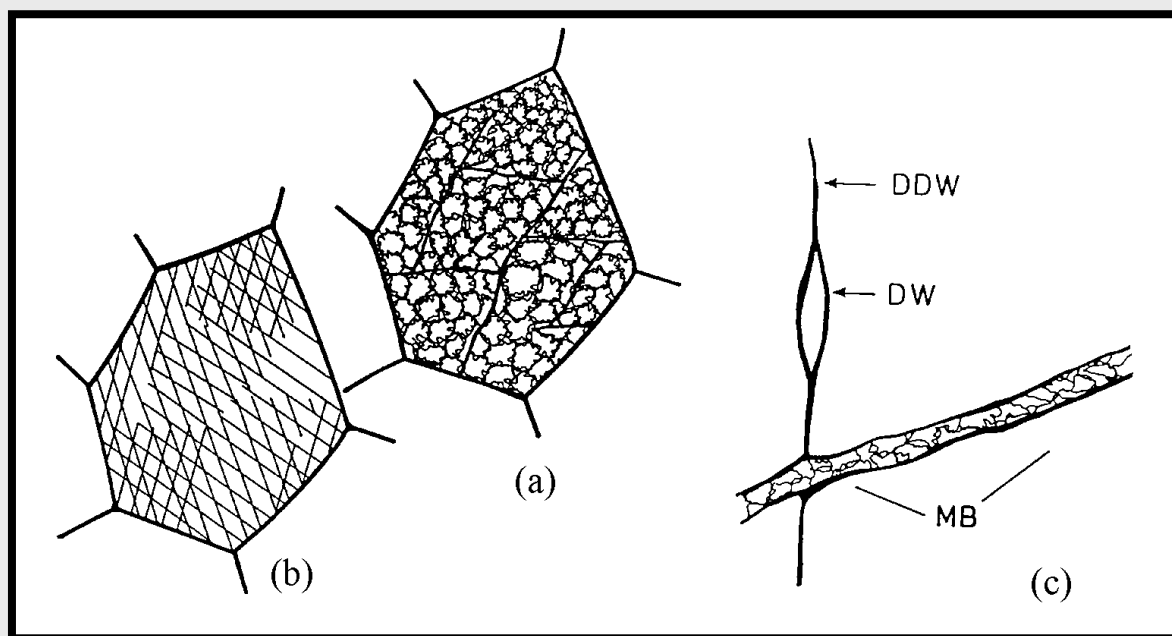
“碎化”的各区域由过渡带或稠密位错墙（DDW）分隔开；



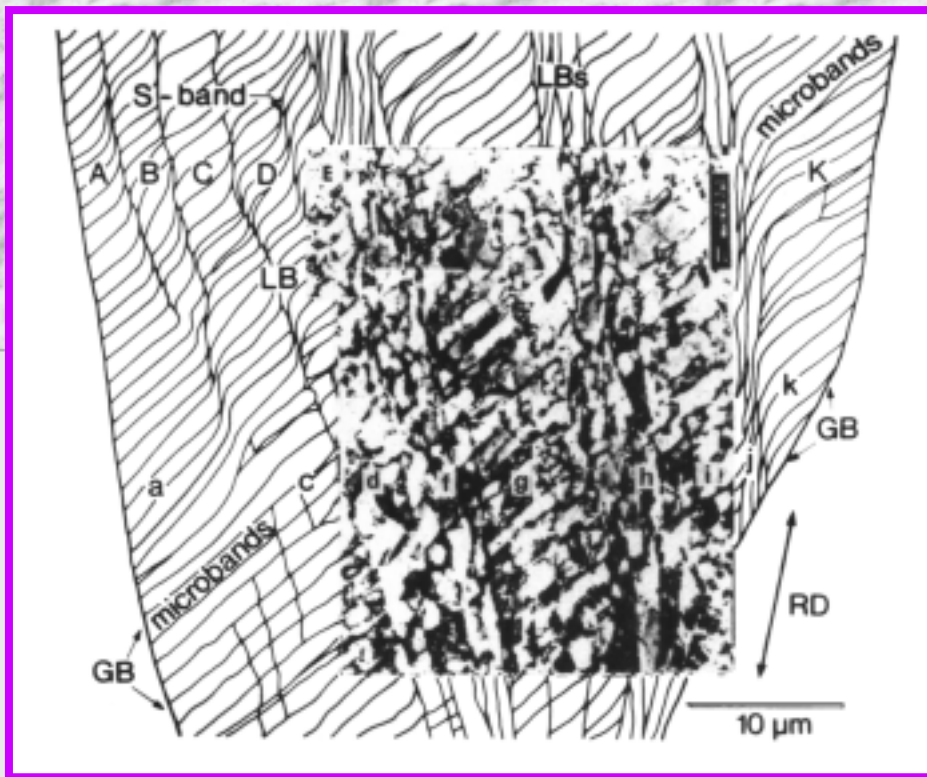
分隔开的每个区域称胞块（简称为CB）。



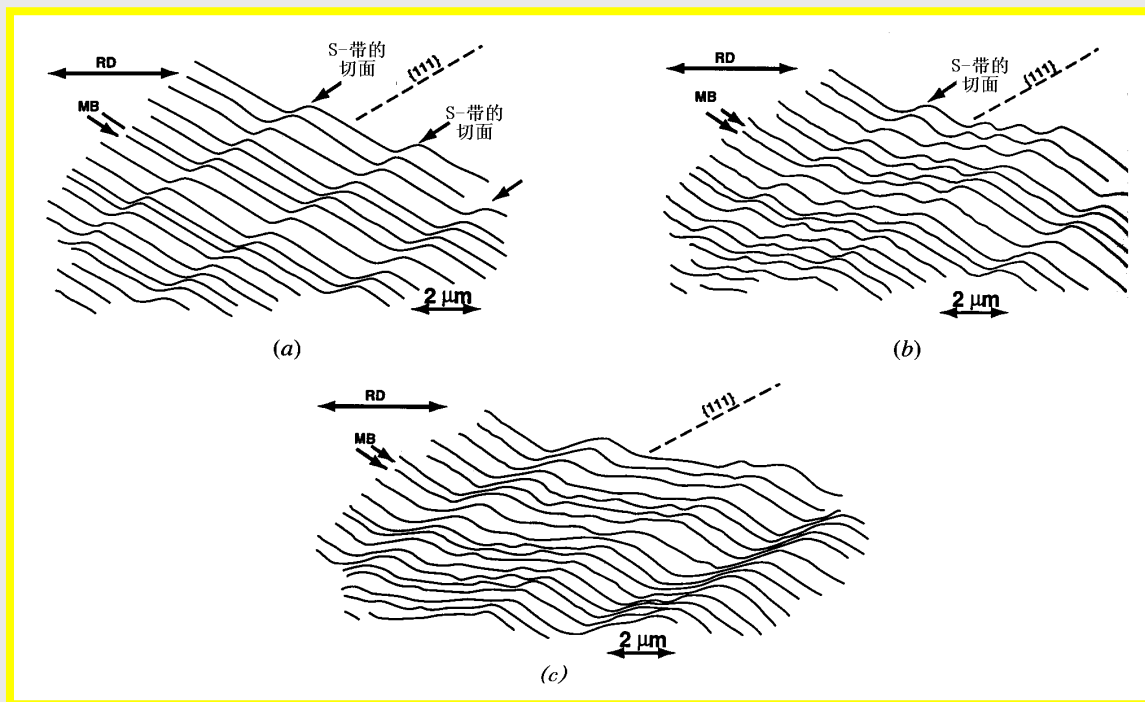
在胞块中含一般的位错胞状结构。



多晶形变“碎化”过程



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）

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形变行为。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。

出现织构的原因：

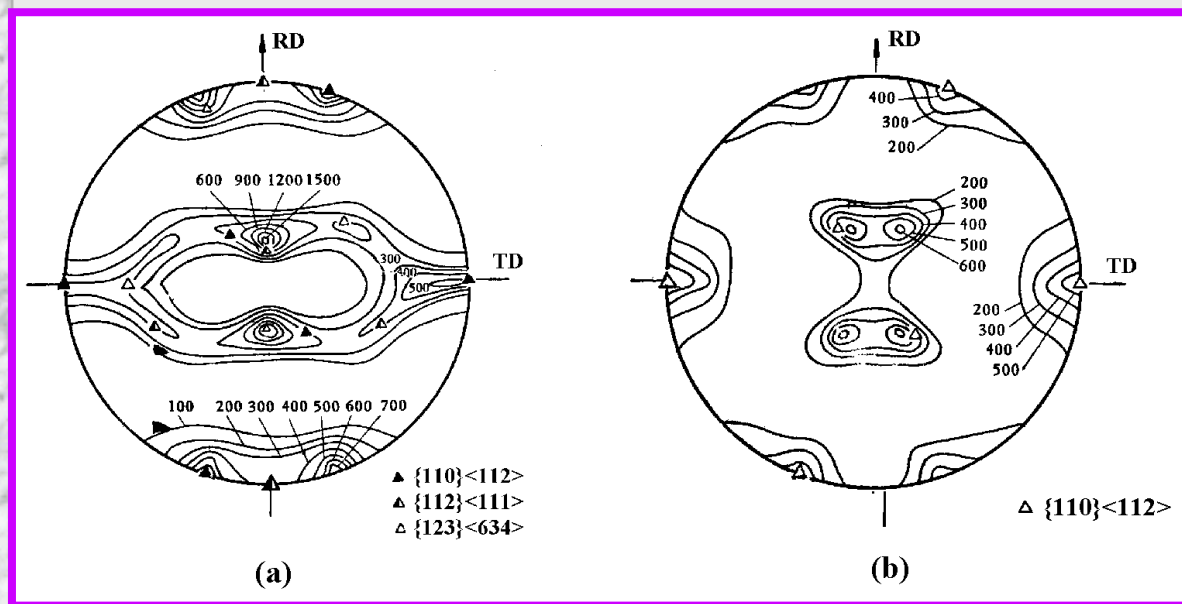
形变总是沿特定面，特定方向进行；

形变时的转动也有特定规律。

•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 $\{hk\}$ 的取向分布的图形。



铜型

黄铜型

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

•形变织构的类型

取决于形变金属的本质及加工方式。
分轧制织构、拉拔织构等。
轧制织构表示为 $\{hkl\}\langle uvw\rangle$ 。

表 8-2 轧制 fcc 金属的织构组分

组分，符号	$\{hkl\}$	$\langle uvw\rangle$	φ_1	ϕ	φ_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

•体心立方金属轧制组织

纯铁经98.5%
冷轧的200极图

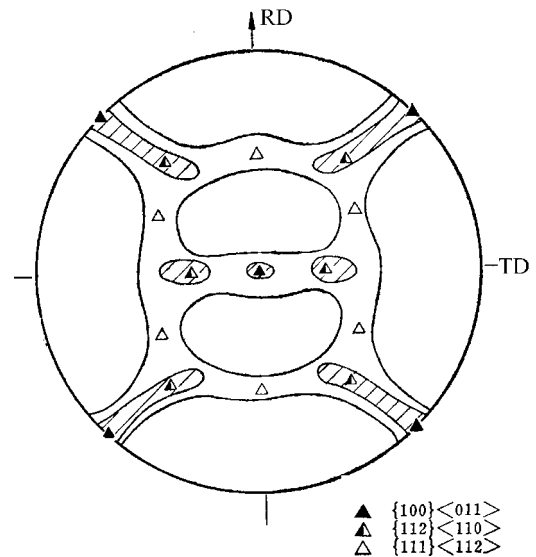
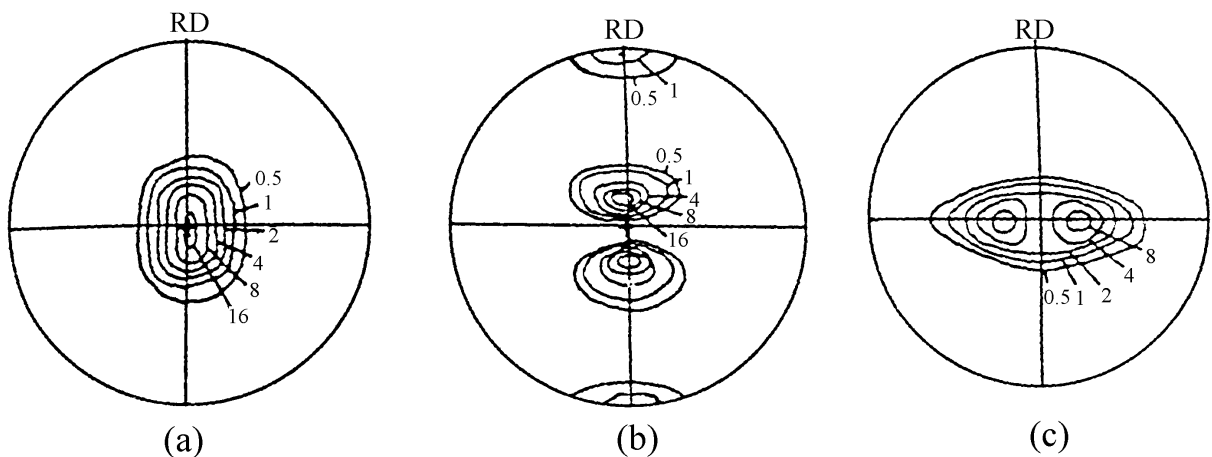


表 8-3 轧制 bcc 金属的组织组分

$\{hkl\}$	$\langle uvw \rangle$	ϕ_1	ϕ	ϕ_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

•六方金属的轧制组织



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

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。

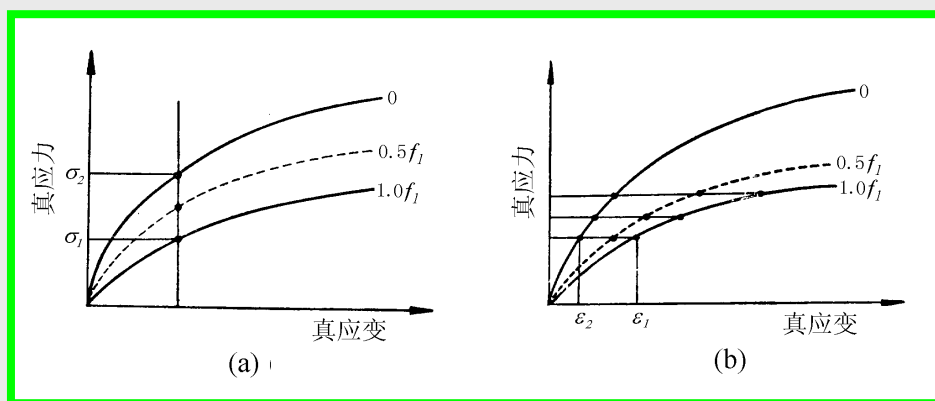
•当两个相的塑性较好时，一般有两种近似处理方法：

(1) 设两相具有同样的应变， σ_1 和 σ_2 必不同，平均应力为：

$$\bar{\sigma} = f_1 \sigma_1 + f_2 \sigma_2$$

(2) 设两相应力相同，应变 ε_1 和 ε_2 必不同，平均应变为：

$$\bar{\varepsilon} = f_1 \varepsilon_1 + f_2 \varepsilon_2$$



(a) 等应变假设 (b) 等应力假设

•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。

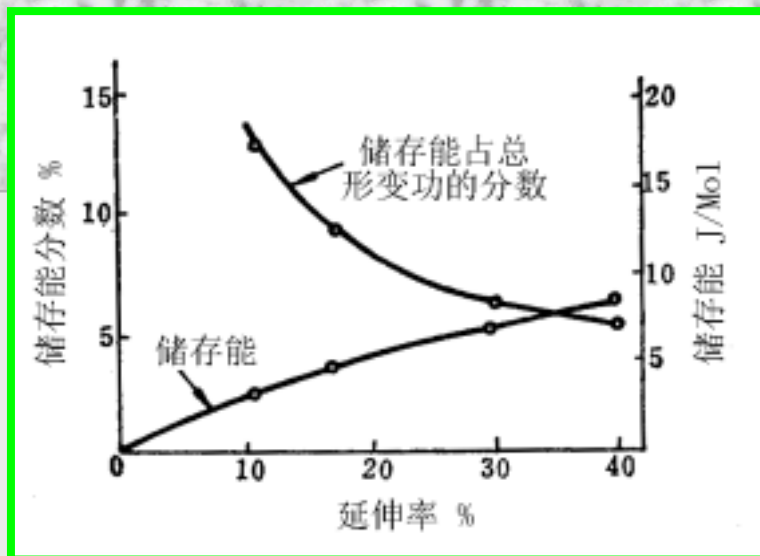
三种情况：

- (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；

Fe₃C在钢中的网状分布；

8.10 形变后的残余内应力



纯铜冷加工后的储存能

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%

形变、再结晶的驱动力

本章小结

•研究的意义；

•单晶形变 \Rightarrow 滑移系、 τ/τ_c 定律、交/多系滑移/判断；
晶体的转动/取向择优；
 σ - ϵ 曲线特征；

•机械孪生 \Rightarrow 特点、要素、组织；
不同结构中的孪生； \Rightarrow 与位错关系
 σ - ϵ 曲线；

•扭折带与形变带

•多晶形变 \Rightarrow 晶界影响
取向不同与 \Rightarrow σ 与位错密度的关系；
形变不同时性 加工硬化；
形变的协调性

•形变组织 \Rightarrow 晶粒形状的变化
亚结构、形变不均匀区
内应力

•取向变化 \Rightarrow 原因 \Rightarrow 轧制
压缩 \Rightarrow 表达 $\begin{cases} \nearrow \text{数字} \\ \searrow \text{图形} \end{cases}$