

第9章

材料的形变

形变是材料制备过程和使用过程中所经历的一个必要环节。

形变 $\left\{ \begin{array}{l} \text{材料改变形状、成形} \\ \text{调整优化组织结构—达到强度与塑性的最佳配合} \\ \text{断裂破坏前零件和构件经历一定程度的形变} \end{array} \right.$

了解形变过程中微观组织的变化，进行有效控制对提高使用寿命是十分必要的。

各类材料如金属、陶瓷和聚合物（高分子材料）的机械性能有很大的差异，这种差异来源于它们的不同结构，使他们的形变行为和形变机制有很大的差异。

按材料形变的基本特征可分为—弹性形变、塑性形变、粘性形变

晶体（包括金属和晶体陶瓷）多为弹-塑性体，

聚合物和非晶体陶瓷可呈现从弹性变形到粘性流变的各种状态。

随着形变温度的提高或应变速率的变化还会出现蠕变或超塑性过程。



9.2 单晶体的滑移

塑性形变的基本方式有滑移和孪生。

9.2.1 滑移要素-滑移系

滑移是指在外力作用下晶体沿某些特定的晶面和晶向相对滑开的形变方式。滑移的特定晶面称滑移面，特定晶向称滑移方向。滑移面和滑移方向合称为滑移要素。在一般情况下，滑移面和滑移方向是晶体的密排和较密排的面及密排方向。

典型结构金属的滑移要素（滑移系）

晶体结构	金属	滑移面	滑移方向
FCC	Al, Cu, Ag, Au, Ni	{111}	<101>
BCC	α -Fe	{110}, {112}, {123}	<111>
	Mo, W	{112}	<111>
	K	{123}	<111>
	Nb	{110}	<111>

晶体结构	金属	滑移面	滑移方向	c/a
HCP	Mg	{0001}, {10 $\bar{1}$ 0}		1.623
	Cd	{0001}		1.886
	Zn	{0001}		1.856
	Be	{0001}	< $\bar{2}$ 110>	1.586
	Ti	{0001}, {10 $\bar{1}$ 0}, {10 $\bar{1}$ 1}	< $\bar{2}$ 110>	1.587
	Zr	{0001}, {10 $\bar{1}$ 0}, {10 $\bar{1}$ 1}	< $\bar{2}$ 110>	1.593

一个滑移面和一个滑移方向组成一个滑移系。

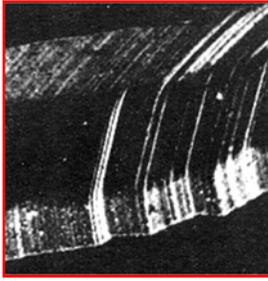
面心立方结构—12个滑移系，

体心立方结构—48个滑移系，

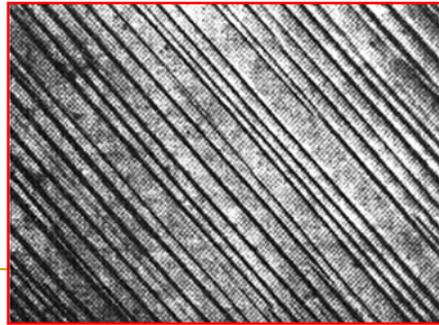
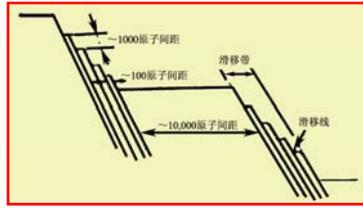
密排六方结构—一般只有3个滑移系。

在外力作用下，只能是其中一个或几个滑移系开动，那些没有开动的滑移系称为潜在滑移系。

9.2.2 滑移带和滑移线



用扫描电镜观察到形变
钛单晶的表面形貌



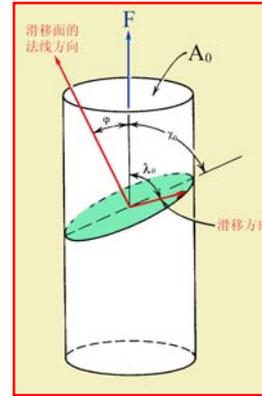
用光学显微镜观察经7%形变的铝
的表面图象×140

9.2.3 Schmid定律

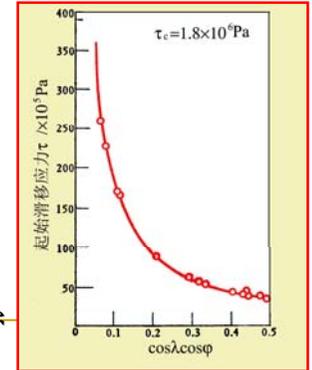
外加拉伸应力 σ 和滑移面内沿着滑移方向分切应力 τ 之间的关系:

$$\tau = \frac{F}{A_0} \cos\lambda \cos\phi = m\sigma$$

$m = \cos\lambda \cos\phi$ 是外加力相对于晶体滑移系的取向因子, 又称Schmid因子。

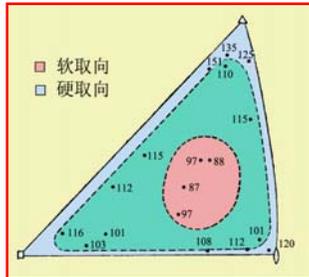


高纯度锌单晶体的 τ_c 与 m 的关系

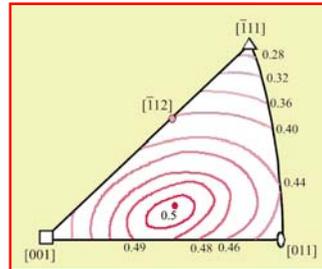


实验看出: 滑移系开动所需要的分切应力是一个常数, 和外加力的取向无关。这就是Schmid定律, 或称**临界分切应力定律**。滑移系开动所需要的最小分切应力称为**临界分切应力 τ_c** 。

如果把滑移面开动所对应的正应力看作是**屈服强度**, 则屈服强度和外加力的**取向有关**。 m 的数值越大(最大为0.5), 屈服强度越小, 取向越“软”; m 的数值越小, 屈服强度越高, 取向越“硬”。



铜单晶临界分切应力值与外力取向的关系(图中数字的单位是 g/mm^2)



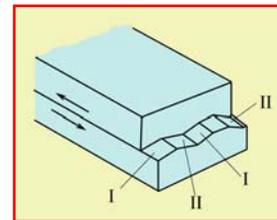
FCC金属等取向因子的分布

Schmid定律只在某些取向范围(只有单系滑移)内才适用。

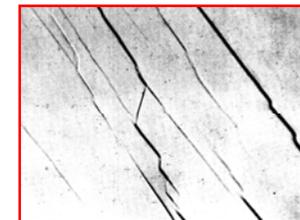
体心立方结构一般是不遵守Schmid定律, 这是由于它的位错核心的特殊结构造成的。

9.2.4 交滑移

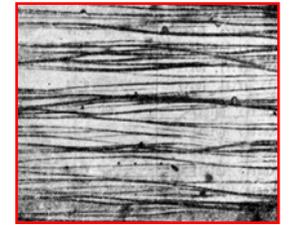
两个或多个滑移面共同按1个滑移方向滑移称**交滑移**。交滑移形成的滑移线(带)是折线形状。



交滑移的古老模型



形变铝单晶体表面观察到的交滑移痕迹



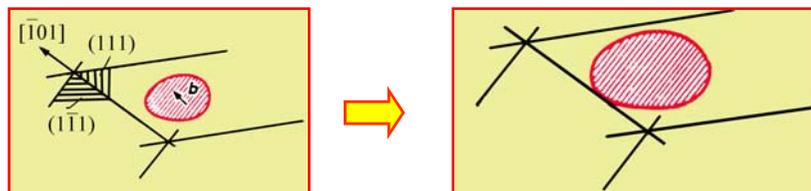
3%Si-Fe合金在室温形变后观察到的波纹状的交滑移痕迹

交滑移不是几个面“同时”而是“顺序”滑动的。

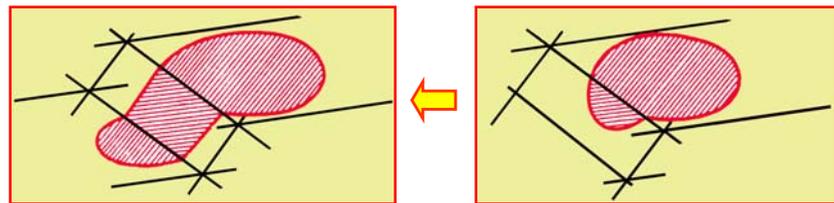
低层错能材料中位错很难交滑移, 位错运动是平面型的, 称平面滑动。**高层错能**材料中位错容易交滑移, 滑移线呈波纹状, 称波纹滑动。交滑移容易与否, 对材料的应变硬化有很大的影响。层错能越低, 位错不易通过交滑移越过遇到的障碍, 从而加大了**应变硬化**。

交滑移的位错机制

交滑移是螺位错从一个滑移面转到与其滑移面相交的另一个滑移面上滑动。

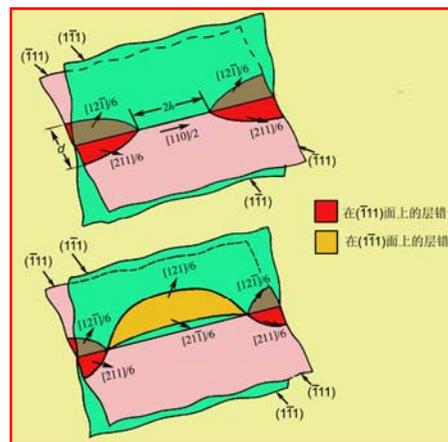


FCC金属中的交滑移



9

扩展位错要发生交滑移，首先在外力作用下扩展位错在局部集成一小段全位错，然后这段全位错交滑移到另一滑移面，位错交滑移到另一滑移面后再重新在这个滑移面分解成扩展位错。



在(111)面上柏氏矢量为 $a[110]/2$ 全位错分解为

$$\frac{a}{2}[110] \rightarrow \frac{a}{6}[211] + \frac{a}{6}[12\bar{1}]$$

其中一段位错束集成 $a[110]/2$ 全位错，它交滑移到(1-1-1)面上，然后在(1-1-1)面上再分解成扩展位错

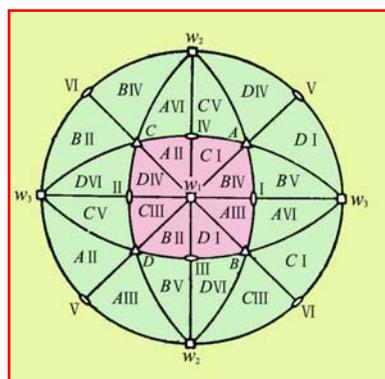
$$\frac{a}{2}[110] \rightarrow \frac{a}{6}[121] + \frac{a}{6}[21\bar{1}]$$

扩展位错束集是热激活过程。层错能越低，扩展位错宽度越大，位错交滑移越困难。

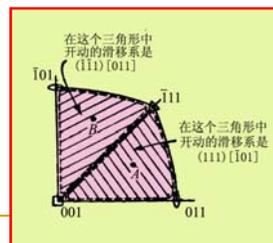


9.2.5 多系滑移

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。



w —三个{001}的极点
I、II、III、IV、V、VI—六个<110>类型的滑移方向的极点
A、B、C、D—四个{111}滑移面的极点
英文字母-阿拉伯数字—表明力轴处在该区开动的滑移系。

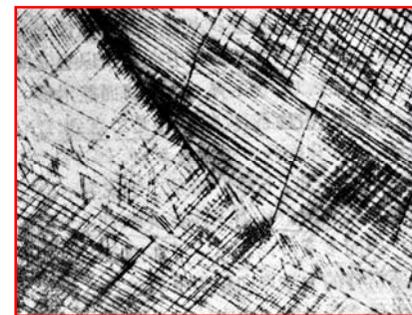


fcc结构的(001)标准极射赤面投影图

开动滑移系的数目：三角形内：1个；
边上：2个；2次轴上：4个；三次轴上：6个；4次轴上：8个；

11

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。



Al多晶体多系滑移出现的滑移带 ×145

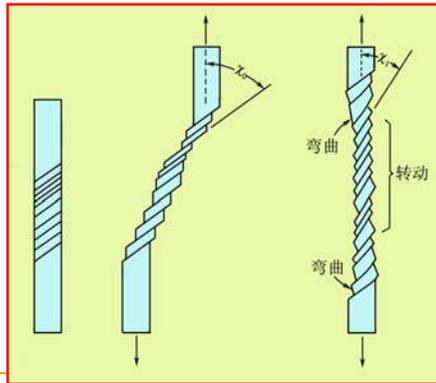
外力轴处于只有1个滑移系开动的取向，材料的强度是比较低的，这样的取向称为软取向；
外力轴处于易多滑移的取向称为硬取向。

12

9.2.6 在拉伸和压缩时晶体的转动

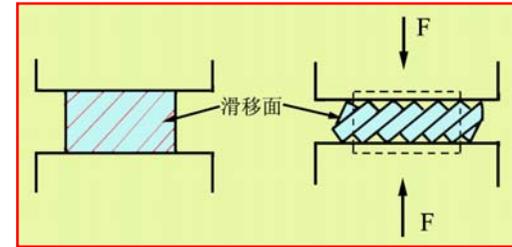
若晶体在拉伸时不受约束，滑移时各滑移层会象推开扑克牌那样一层层滑开，每一层和力轴的夹角 λ_0 保持不变。

但在实际拉伸中，由于夹头的约束，在夹头附近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 滑移面 ⊥ 压缩轴

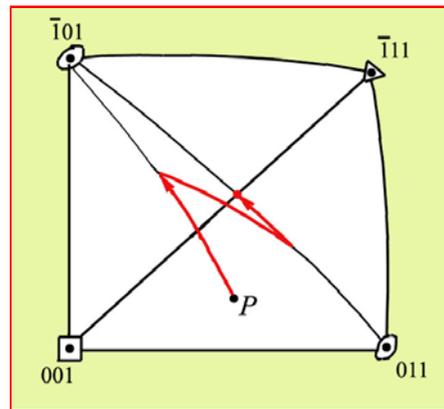
滑移时晶体发生转动，使晶体各部分相对外力的取向不断改变，各滑移系的取向因子也发生变化。

如果起始取向 λ_0 和 λ_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 λ_1 和 λ_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**。

超射现象，双滑移

单系滑移
↓
转动
↓
双滑移的不平衡态
↓
另一个滑移系开动，转动
↓
双滑移的不平衡态
↓
超射现象
↓
原来的滑移系开动，转动
↓
稳定取向



体心立方晶体滑移转动一般不会出现超射现象。

9.3 起始塑性形变及流变应力

• 起始塑性应变与测量精度的关系

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时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—产生塑性变形后任一个应变对应的应力。

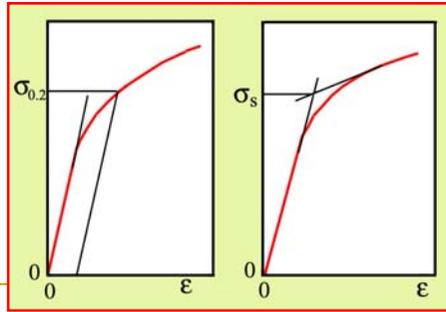
从理论上讲，流变和起始塑性形变是属于同一类问题。

但经过了一定预形变后的材料中的位错结构毕竟是和原始状态的不同，所以这两者研究的对象还是有一定差异。

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。

在工程研究中，特别对多晶材料，用具有0.2%残余塑性形变所对应的应力 $\sigma_{0.2}$ 作为屈服应力。或者把应力-应变曲线的弹性阶段及塑性阶段曲线外推的交点 σ_c 作为屈服应力。这些条件屈服应力显然还不是真正屈服所需要的临界应力。



17

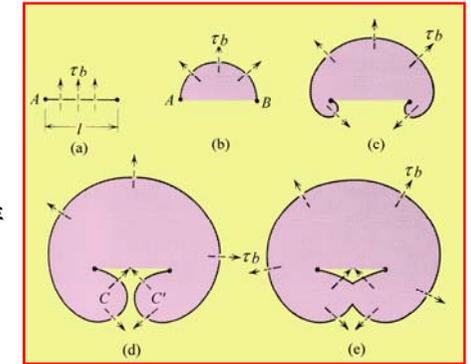
临界分切应力的估算

从理论上分析，由位错源激活放出第1个位错并滑出晶体可看作是塑性形变的开始。

(1)以F-R源开动所需切应力估计

$$F=2\Gamma l \approx Gb^2 l$$

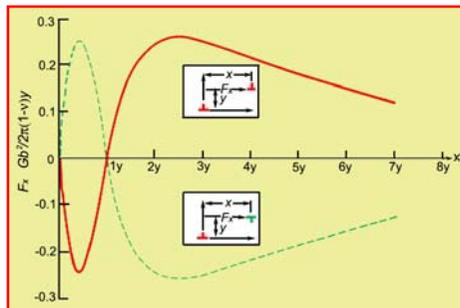
故
$$\tau_c = \frac{Gb}{l}$$



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。

18

(2)以位错运动克服的位错间的长程交互作用估计



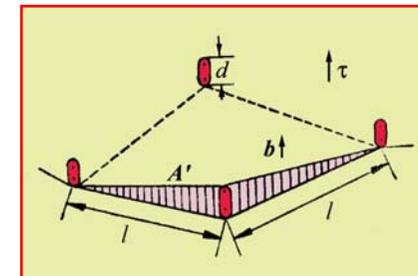
例如刃位错在滑移面移动，要克服在平行滑移面上其它刃型位错的弹性作用产生的阻力，这个阻力 $F(\tau_G)$ 正比于 Gb^2/l ，其中 l 是平行于滑移面的距离。如果把这一阻力看作是对临界分切应力的主要贡献，则 τ_G 为

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

式中 α 为常数，取决于位错排列情况。

19

(3)以位错间短程交互作用力估算



1个位错截过每个刃位错，交割形成割阶，割阶形成能约为 $\alpha'Gb^3$ ， α' 是小于1的常数。外加切应力做功 $\tau_j l d b$ ，若位错能截过，则：外力做功=割阶形成能：

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

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

式中 α 是常数（约为0.1）

20

位错密度与流变应力的关系:

不论把临界分切应力看作是由 τ_G 、 τ_j 、 τ_{ju} 、 τ_D 甚至开动F-R源的切应力 τ_c 的贡献, 它们都具有相同的形式:

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

各个式中的 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 $\sqrt{\rho_s}$, 则上式也可以写成

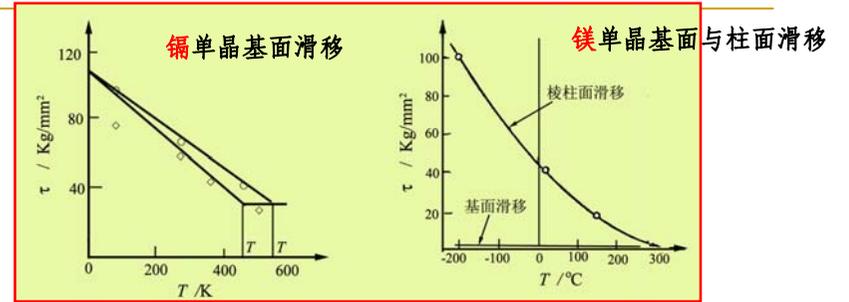
$$\tau = \alpha Gb \sqrt{\rho_s}$$

临界分切应力随温度升高有所降低。

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, 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。

21



面心立方结构, 层错能低的比层错能高的临界分切应力随温度变化较缓慢。

体心立方结构的临界分切应力和杂质有密切关系, 随温度变化也比较激烈。

9.4 单晶体的应力应变曲线及加工硬化

加工硬化: 变形时位错增殖的数目远大于位错消失的数目, 使加工强度和硬度都增加。

应力-应变曲线: 是定量描述加工硬化性质的依据。

22

9.4.1 应力-应变曲线

典型的fcc金属单晶体的 τ - γ 曲线有三个阶段:

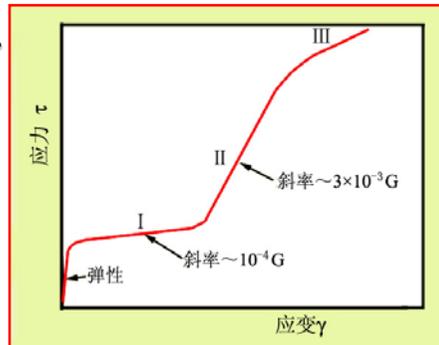
第I阶段—斜率 θ 很低 ($\sim 10^{-4}G$),

称**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, 称**线性硬化阶段**。

第III阶段—抛物线特征; 加工硬化率减少。称**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

23

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。

• 金属纯度—越纯, 第I阶段越短, 但 θ 变化不大。

• 力轴相对于晶体的取向—是软取向时(单滑移时), 第I阶段比较长, 并且 θ 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, θ 较大。

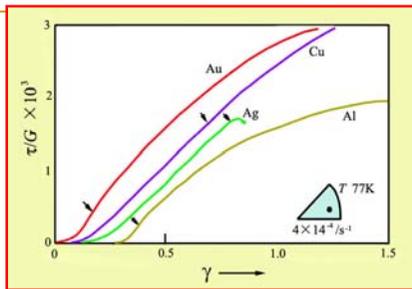
力轴取向对 θ_{II} 也有类似影响, 但不如对 θ 的影响大。

• 形变温度—越低, 第I、II阶段越长, 但 θ 和 θ_{II} 与温度无关。

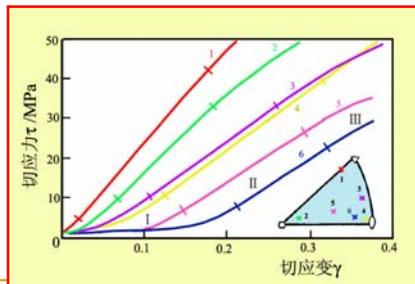
第III阶段开始时的应力 τ_{III} 对温度非常敏感, 温度越高, τ_{III} 越小。温度很低时第III阶段会消失。

• 形变速率—其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。

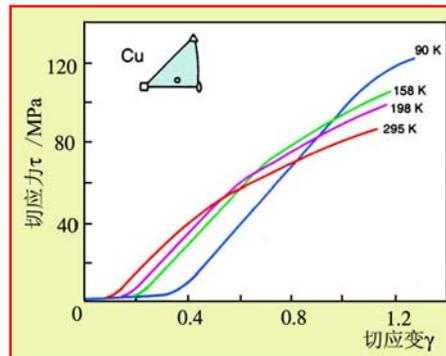
24



箭头为第三阶段开始的位置，注意层错能的影响。

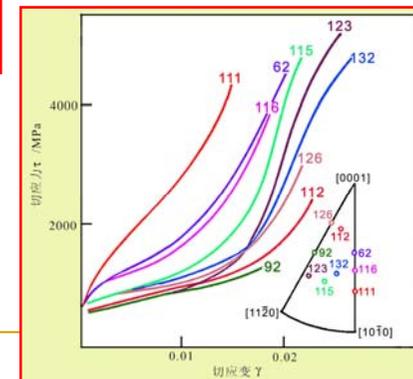


不同取向的铜单晶拉伸时的应力-应变曲线



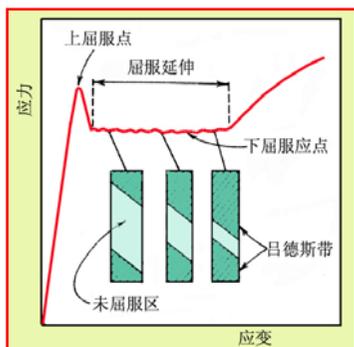
六方结构晶体的滑移系少，若滑移限制在基面上进行，只有一组平行的滑移面滑移，应力-应变曲线上的第I阶段很长，可达100%~200%。若条件合适，应力-应变曲线也会出现3个典型阶段。

形变温度对铜单晶应力-应变曲线的影响



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。

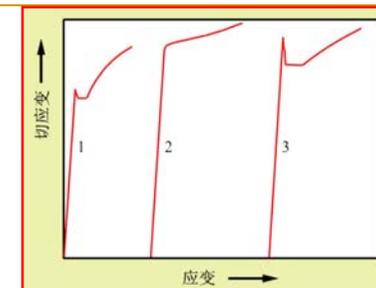
上下屈服点效应



若体心立方金属含有微量的间隙原子（碳、氮等），单晶体或多晶体的应力-应变曲线都会出现一个上屈服点和下屈服点。原因是溶质气团对位错的钉扎作用。



低碳钢出现的吕德斯带



出现上下屈服现象的原因是C、N间隙溶质原子在位错附近产生的原子气团，需要更大的应力使它们摆脱气团，出现上屈服点。开动的位错产生塑性变形逐渐转移到其它未发生塑性变形的区域，产生不均匀塑性变形（吕德斯带）。

防止方法：去除C、N（IF钢）；预变形使位错摆脱钉扎。

多晶体形变一般不出现第一阶段。



9.4.2 加工硬化理论

硬化的第I阶段（易滑移阶段）

只有单一的滑移系开动，滑移的总量主要是通过新滑移面的开动而不是靠原来的滑移面增加滑移量来实现。由于应力水平低，同一个滑移面放出的位错的间隔比较大。这个阶段的硬化是来自单个位错间的长程应力场，所以硬化率很低。

硬化的第II阶段（线性硬化阶段）

描述这一阶段的理论很多，不管哪一种理，都会涉及如下的一种或多种机制：

- (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。

所有的第II阶段硬化理论除了要求定性解释硬化原因外，还要定量地说明硬化的线性关系，并且估算的硬化率要和实测的相符。

29

硬化的第III阶段（动态回复阶段）

在应力足够大时，螺位错大量交滑移到别的滑移面，或者塞积群前的障碍在塞积群的高的应力集中下被“摧毁”，从而使塞积位错群的高应力场得以松弛，结果硬化率下降。塞积群中的螺位错交滑移后，在原滑移面和交滑移面留下两群刃位错，如果温度不高，不易攀移，就形成胞状结构。



•影响加工硬化行为的因素

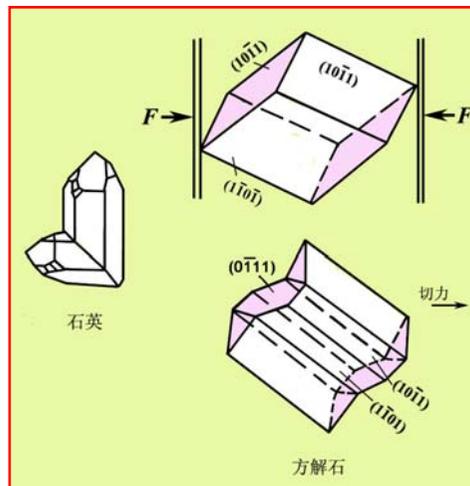
内部因素：晶体结构、晶体取向或织构、堆垛层错能、化学成分、显微组织的几何形状和尺寸以及位错亚结构。

外部因素：温度、应变速率、形变模式。

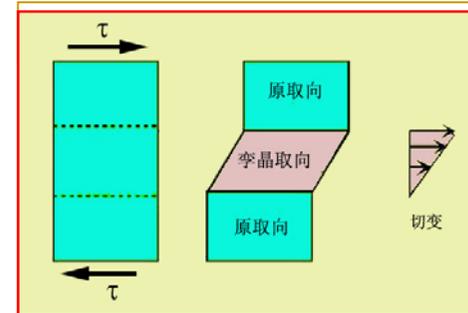
30

9.5 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。

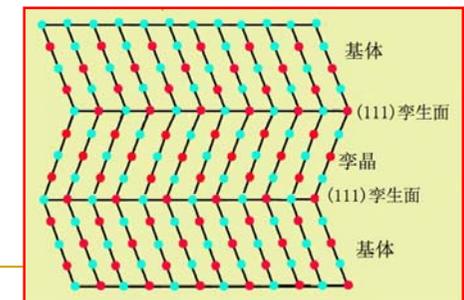


31

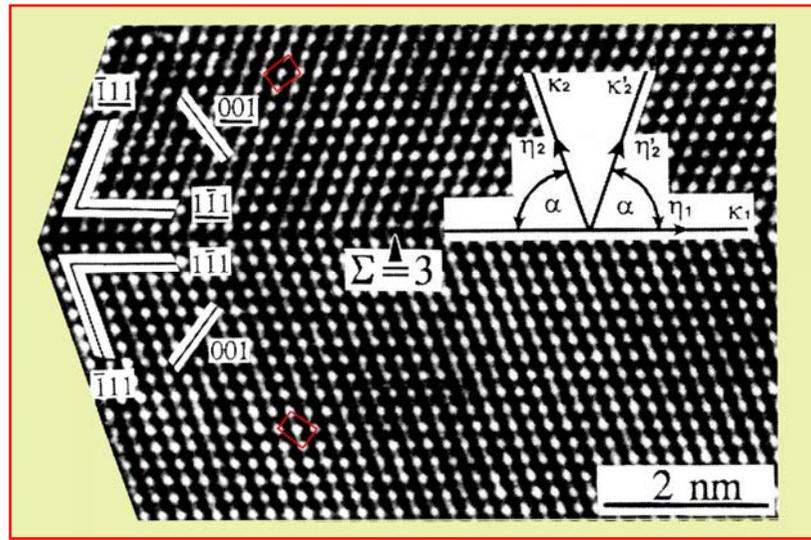


宏观外形看不出孪生的
晶体学对称关系

原子排列显示出孪
生的晶体学关系



32



面心立方晶体孪晶的高分辨率电镜照片

33

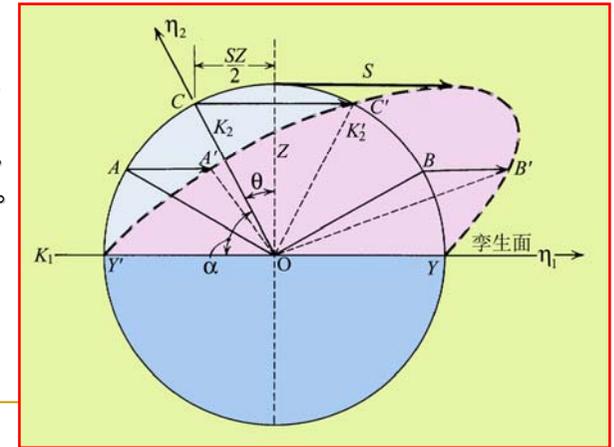
9.5.1 孪晶几何

和切变平面垂直并和 K_1 的夹角小于 α 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 α 的面(OB面)在孪生切动后变长。

孪晶要素

第1、2不畸变面 K_1 、 K_2 ; 第1、2不畸变孪生方向 η_1 、 η_2 。
 η_1 是孪生切动方向。

切变平面:
垂直于 K_1 并包含 η_1 方向的平面。



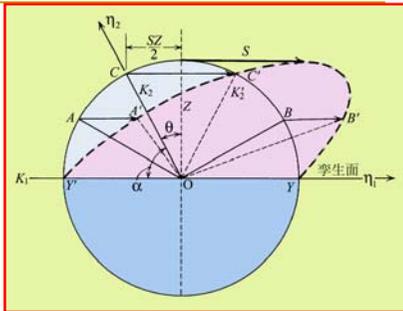
设球的顶点($Z=1$)切动的距离为 S ,即孪生切变 $S/Z=S$ 。

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 α 的关系:

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

$$S = 2 \cot \alpha$$



K_1 、 K_2 、 η_1 和 η_2 是表述孪生几何的重要参量,称孪生要素。孪晶分4类。

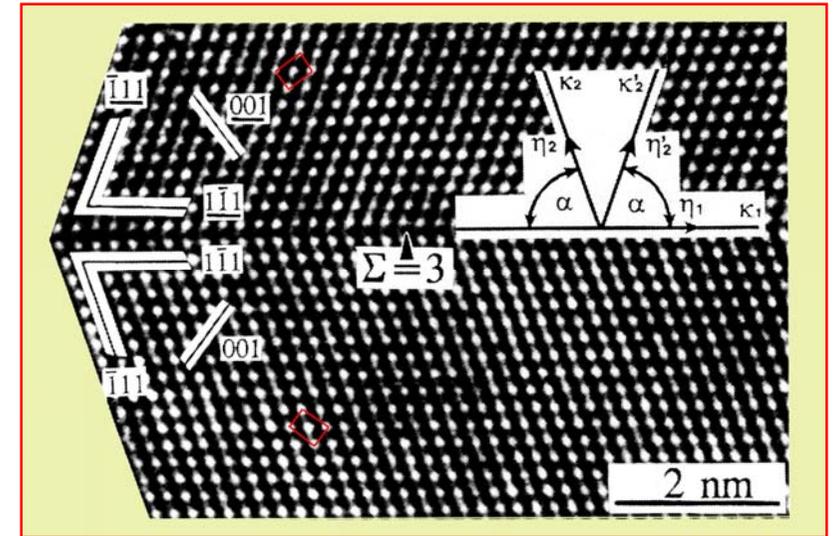
I类孪晶: K_1 和 η_2 具有有理指数, K_2 和 η_1 具有无理指数;

II类孪晶: K_2 和 η_1 具有有理指数, K_1 和 η_2 具有无理指数;

倒易型孪晶:若一个孪晶和另一孪晶的孪晶要素有如下关系,

$K'_1=K_2$ 、 $K'_2=K_1$ 、 $\eta'_1=\eta_2$ 和 $\eta'_2=\eta_1$,它们互为倒易孪晶。

混合型或有理型孪晶:4个孪生元素均是有理指数。对称性较高的晶体结构(如多数金属晶体)的孪晶一般都属于混合型孪晶。



再从面心立方晶体孪晶的高分辨率电镜照片来看孪生要素

36

一些金属的孪生元素

金属	晶体结构	cla轴比	K_1	K_2	η_1	η_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, γ -Fe								
α -Fe	bcc		{112}	{ $\bar{1}\bar{1}2$ }	$\langle \bar{1}\bar{1}1 \rangle$	$\langle 111 \rangle$	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
			{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 $\bar{2}4$ }	$\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	$\langle 224\bar{3} \rangle$	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 $\bar{2}4$ }	$\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	$\langle 224\bar{3} \rangle$	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

37

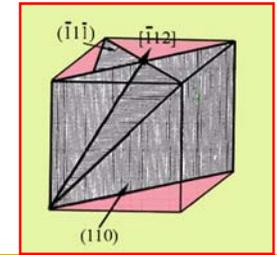
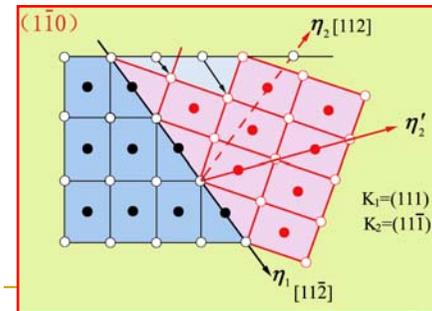
9.5.2 面心立方结构晶体中的孪晶

层错能低的fcc晶体会出现形变孪晶，如银、黄铜；层错能高的合金在低温和高应变速率下产生。

fcc不易出现孪晶的原因：滑移系多；孪晶应变大 ($S=0.707$)。但容易在退火过程中出现孪晶。

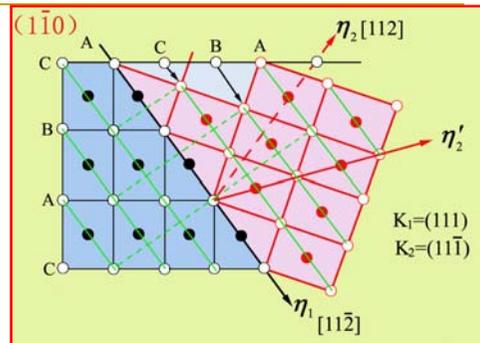
孪生元素：

$K_1=\{111\}$ ， $K_2=\{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}$ ， $\eta_1=\langle \bar{1}12 \rangle$ ， $\eta_2=\langle 1\bar{1}\bar{2} \rangle$ 。 $\alpha=70.53^\circ$ ，孪生应变 $S=2\cot 70.53^\circ=0.707$ 。切变平面为(110)。



38

(110)面是按每两层重复堆垛的，图中○和●分别表示这2层(110)面原子排列位置。图中长方形对角线是 $\eta_1=\langle \bar{1}12 \rangle$ 也是一层(111)面的在切变平面的迹线。



(111)面按每3层重复堆垛，堆垛顺序为

.....BCABCABCABC.....

如果从某一层(例如B层)开始每1层都切动 $a[\bar{1}12]/6=0.4082a$ ，即B层切动到C层位置，C层切动到A层位置，如此类推，结果堆垛顺序变成

.....BCABCACBACB.....

(111)面的面间距为 $a\sqrt{3}/3=0.5774a$ ，故孪生应变 $S=0.4083/0.5774=0.707$ ，这和前面计算是相符的。

39



w(Zn)=10%的Cu-Zn合金在室温压缩32%观察到的应变条痕(孪晶)

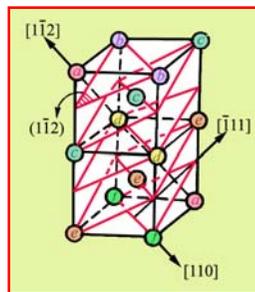
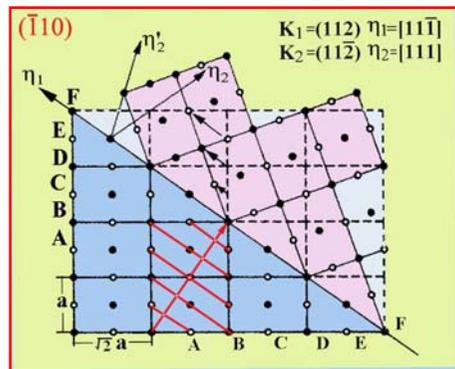
轧制的w(Si)=8.8%的Cu-Si合金中的层错和很细的形变孪晶



40

9.5.3 体心立方结构的孪晶

孪生要素：切变平面是 $(\bar{1}10)$ 。 $K_1=\{112\}$, $K_2=\{1\bar{1}2\}$, $\eta_1=\langle 11\bar{1}\rangle$, $\eta_2=\langle \bar{1}11\rangle$ 。 K_1 与 K_2 的夹角 $\alpha=70.53^\circ$ ，故孪生应变 $S=2\cot 70.53^\circ=0.707$ 。



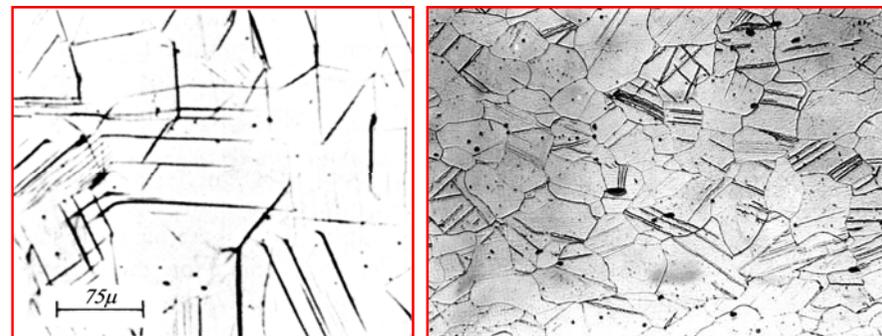
(112)面按每6层重复排列

.....ABCDEFABCDEF.....

每层切动 $a\langle 111\rangle/6$ ，切动后，排列变成

.....ABCDEFEDCBA.....

(112)面的面间距为 $4.082a$ 。每层(112)面切动距离为 $0.2886a$ 。孪生应变 S 应等于 $0.2886/0.4082=0.707$ ，和前面的计算是相符合的。



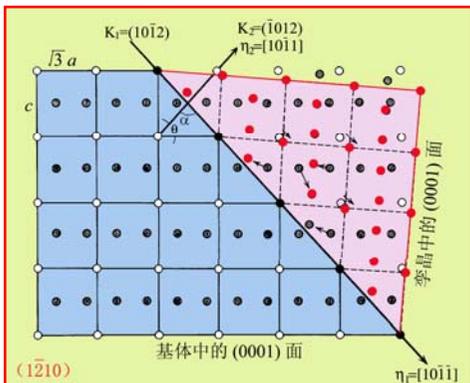
α -Fe中的孪晶—纽曼带（冲击条件下）

8.4.4 六方结构晶体中的孪晶

在3种典型金属结构中，六方结构金属最常出现孪晶。

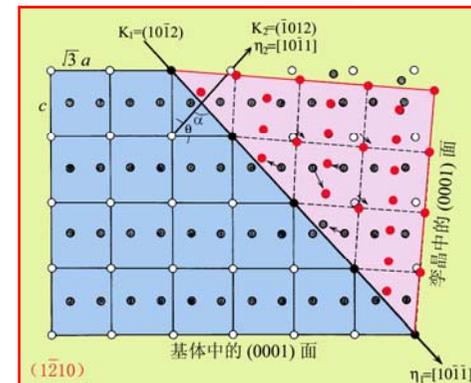
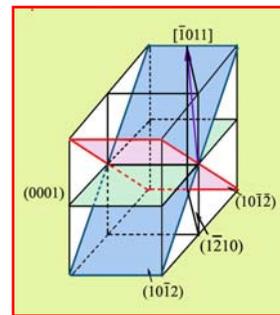
六方晶系易发生孪生的原因：(1) 滑移系很少，所以易出现孪晶；(2) 六方晶系的孪生应变 S 比较低，孪生引起的应变能和 S^2 成正比，所以畸变小，易进行。

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 η_1 是 $\langle 10\bar{1}1\rangle$ ，相应的 K_2 是 $(\bar{1}012)$ ， η_2 是 $\langle 1011\rangle$ 。



孪生时如果每一层 $(10\bar{1}2)$ 面都发生均匀切变，则会破坏六方结构，所以除了每隔2层原子发生均匀切动外，在均匀切动的2层面之间原子发生“扰动”，迫使它滑到孪晶所要求的位置，

K_1 $(10\bar{1}2)$ 和 K_2 $(\bar{1}012)$ 的夹角为 α ， $\alpha=(180^\circ-2\theta)$ ，而 $\tan\theta=\frac{c/a\sqrt{3}}{3}$

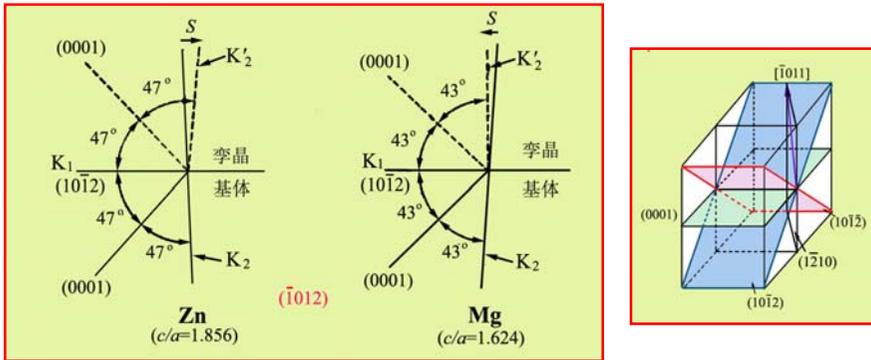


$$S = 2 \cot \alpha = 2 \frac{1}{\tan \alpha} = 2 \frac{1}{\tan(180^\circ - 2\theta)}$$

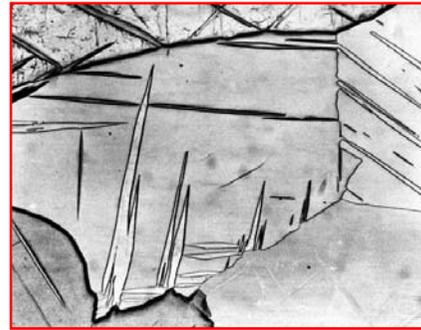
$$= -2 \frac{1}{\tan 2\theta} \frac{\tan^2 \theta - 1}{\tan \theta} = \frac{[\frac{c}{a}]^2 - 3}{3} \frac{\sqrt{3}a}{3c}$$

切变 S 随 c/a 值而变化，当 $c/a=\sqrt{3}$ 时，即 $\alpha=90^\circ$ 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。

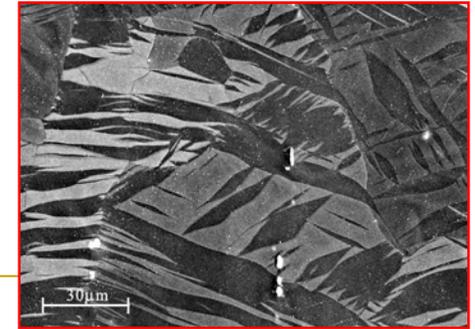
若外力轴平行于基面



- 锌($c/a=1.856 > \sqrt{3}$)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($c/a=1.624 < \sqrt{3}$)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



锌的形变孪晶

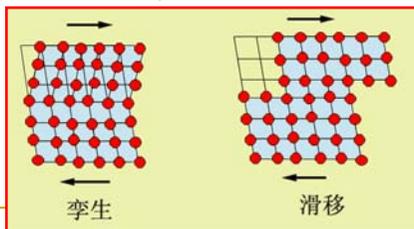


镁的形变孪晶

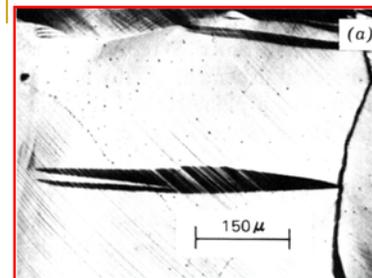
9.5.6 孪生的一般特点

1. 孪生和滑移的区别

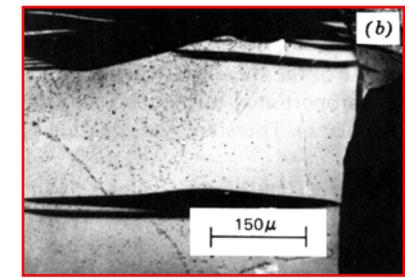
- (1) 滑移使滑移面两侧相对滑动一个完整的平移矢量（柏氏矢量），而孪生则在孪晶内所有的面都滑动，滑动的距离并非完整的平移矢量，每个面的滑动量和距孪生面的距离成正比。
- (2) 滑移后整个晶体的位向没有改变，而孪生则使孪晶部分的位向与基体成对称。
- (3) 滑移使表面出现台阶（滑移线），表面重新抛光后，滑移线消失；孪生则使表面出现浮凸，因孪晶与基体的取向不同，表面重新抛光后并浸蚀后仍能看到。



锌形变后的表面组织



抛光后变形；滑移带、孪生都可看到



再抛光并浸蚀；滑移带看不见，孪晶仍存在；

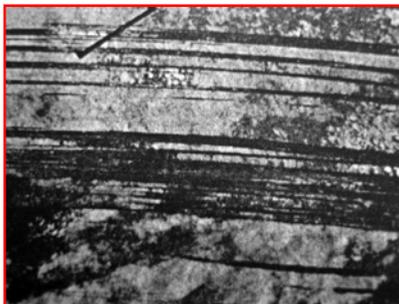
2. 影响孪生的因素

出现的频率和尺寸取决于晶体结构和层错能的大小。

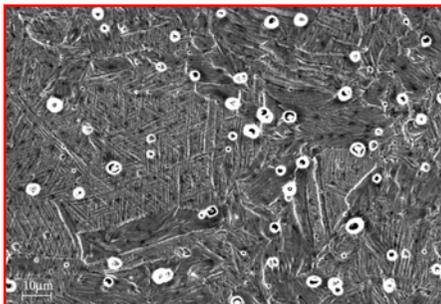
bcc结构金属及高层错能的fcc结构金属，如Cu ($\gamma_{SEF} \sim 80 \text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$)、Al ($\gamma_{SEF} \sim 170 \text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$)等形变的主要机制是滑移，在低的形变温度或高的形变速率下才可能发生孪生。

~~低层错能 ($\gamma_{SEF} \sim 20 \text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$) 的fcc金属和合金如银、黄铜、奥氏体不锈钢等形变时很易发生孪生。~~

面心立方金属中的形变孪晶一般很细（宽度在0.5mm以下）。在轧制过程随着形变量增加孪晶会转动沿轧制面排列。



w(Zn)=30% 的Cu-Zn合金在室温17%压下量轧制形成的孪晶

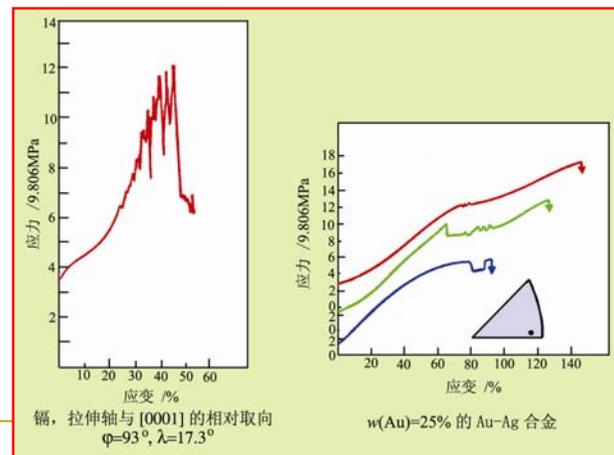


Fe-25Mn-3Al-3Si (高锰钢) 奥氏体钢室温拉伸时出现的孪晶

hcp金属的潜在滑移系少，形变开始时一般是滑移，在很低的应变量下 ($\epsilon < 0.2$) 就发生孪生。在低应变时，孪晶通常是长的薄层状，很快加厚变成宽的透镜状。当 $c/a > 1.633$ 时，只在1个孪晶系发生孪晶；而当 $c/a < 1.633$ 时，则可以在多个孪晶系发生孪晶。

3. 孪生在应力-应变曲线上的表现

孪晶在高应力处形核，出现孪晶时应力-应变曲线出现突然下降，并伴有爆裂声。一般先滑移，当滑移受阻才出现孪生。孪生是否存在一个临界分切应力，尚有争议。在多晶中孪生不一定导致应力应变曲线的下降。

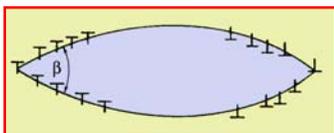


铜，拉伸轴与[0001]的相对取向 $\phi = 93^\circ, \lambda = 17.3^\circ$

w(Au)=25% 的Au-Ag合金

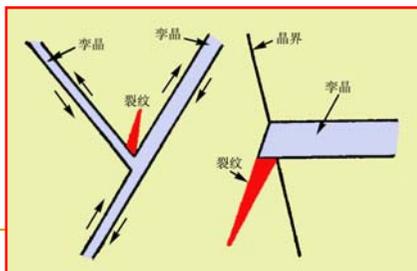
4. 孪生的边界

孪生区域应由2个与基体共格的孪生面为边界。但孪晶的形貌经常是透镜状的，故它是由位错排列的半共格孪晶界组成的。 β 角是控制孪晶厚度。孪生切变大， β 角小。基体塑性好， β 角大。



5. 孪生与宏观变形量以及断裂关系

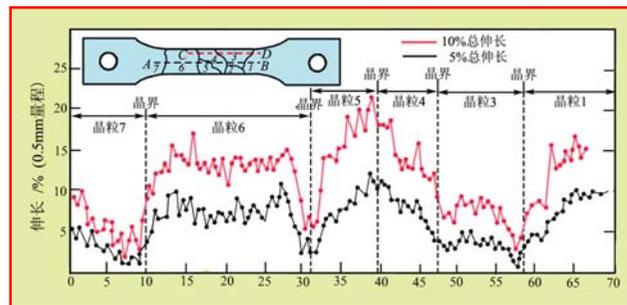
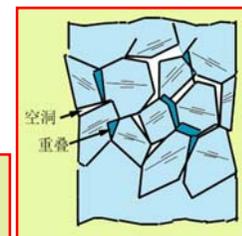
孪生提供的形变量较小，特别是六方结构。但孪生调整了晶体取向，使原来不易滑移可以继续滑移，塑性较大的金属的孪生可以延续到断裂。若基体的塑性不好，将会在孪晶的交叉点和孪晶与晶界相交处促发裂纹。



9.6 多晶体的塑性变形

9.6.1 多晶体变形的特点

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。



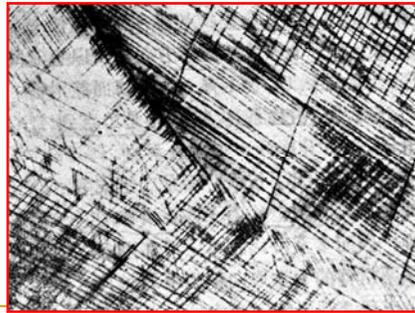
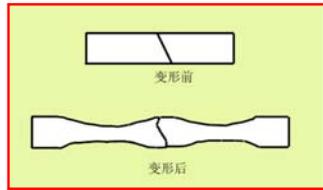
基本规律：

- (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, 这些多系滑移增加了形变阻力, 从而增加强度。



铝形变在晶界附近的多系滑移 53

9.6.2 形变过程的宏观应变协调及组织变化

为了变形时各晶粒不出现局部重叠或裂开的现象, 晶粒间必然要相互协调并与外应力应变状态保持一致。

多晶变形的两个基本模型

Sachs模型 (1928年提出):

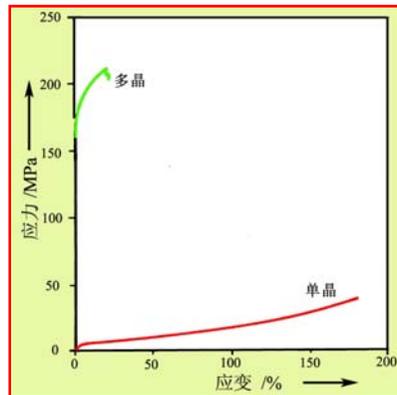
设各晶粒的形变是自由的, 即多晶体各处的应力状态是连续的。这个假设和实际不符, 应变不能维持连续。

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)。这个假设也和实际不符, 因应力应该是连续的。

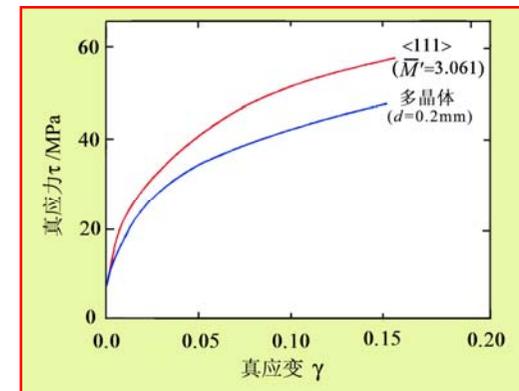
任意一个应变状态要用6个应变分量来描述, 因为塑性形变体积基本不变, 即3个正应变之和不变, 所以6个应变分量中只有5个是独立的。即只要改变5个独立应变分量就可以获得任何一种应变状态。因此, 要使晶粒间的应变保持连续, 则必须有5个独立的滑移系开动。所谓独立滑移系是指它滑移的结果不能由共同开动的其它滑移系组合所代替。

独立滑移系的数目在保持应变协调性非常重要。



密排六方的锌只能进行基面滑移, 只有两个独立滑移系, 当处在有利于基面滑移的取向时, 单晶可充分进行塑性变形; 但对多晶锌, 晶粒取向不同, 很难保持各晶粒间的应变协调, 在很小的形变量下样品就断裂了。

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 σ - ϵ 曲线按一定形变模型导出多晶拉伸 σ - ϵ 曲线, 再与实际的多晶 σ - ϵ 曲线比较, 考察它们符合的程度。



多晶纯铝室温的 σ - ϵ 曲线及按Taylor模型用单晶<111>方向拉伸的 σ - ϵ 曲线按 $M=3.06$ 导出的多晶体(晶粒尺寸 $d=0.2\text{mm}$) σ - ϵ 曲线。从图看出, 用Taylor模型所预测的和实际还是有较大差别的。

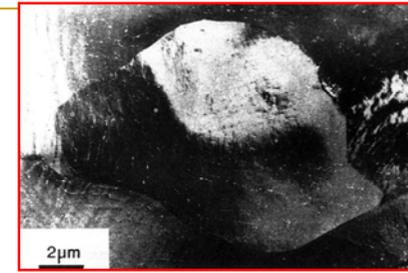
理论上，使各晶粒的宏观协调必须有5个独立的滑移系开动。

但对于特殊形状的晶粒，例如扁平的晶粒或伸长的晶粒就不需要5个独立滑移系开动就可以宏观协调保持连续。实际上在1个晶粒各区域开动的滑移系数目可以不同，一般都少于5个。

各区域开动的滑移系只协调它邻接的晶界附近的应变保持连续，而整个晶粒则由各个区域联合来共同协调。晶粒分成开动不同数目滑移系的区域必然把晶粒“碎化”成若干取向有差别的小块，在每一小块中的变形是比较均匀的，而它和与它相邻接的其它小块的变形方式会很不相同。

因为晶粒内各区域开动的滑移系数目不同，各区域间出现一定的位向差，从而在抛光并浸蚀的试样上各区域表现的衬度不同。

57



纯铝多晶体经扭转形变（应变为5%）后的隧道衬度显微照片，照片中显示了晶粒内的“碎化”情况，测量出相邻区域的取向差可高达4°。

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。

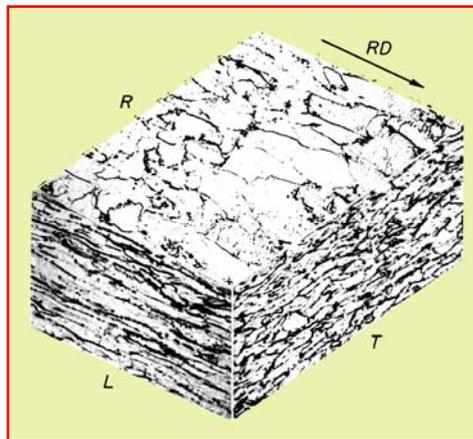
大晶粒形变要求局部开动比较少的滑移系（少于5个），结果流变应力会降低。

这是小晶粒材料比大晶粒材料强和硬的原因

58

9.6.3 形变过程宏观组织的变化

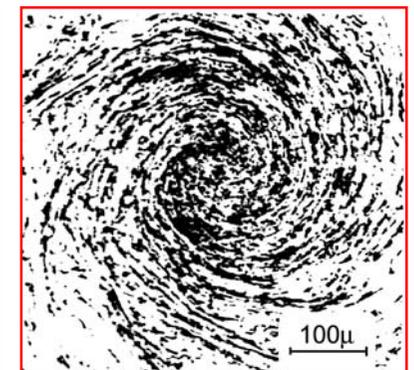
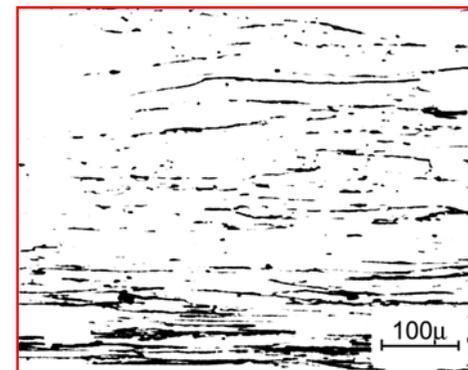
多晶体形变时，原来等轴状的晶粒形状会发生改变，改变的方式因加工方式而异。



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

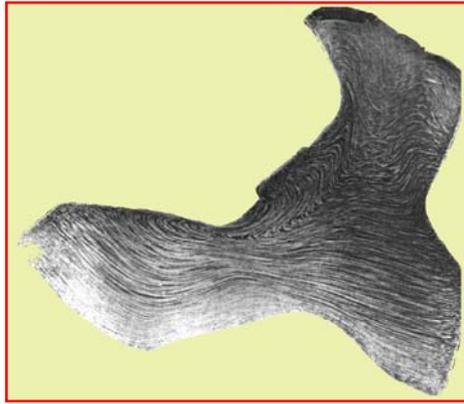
59

压缩量为87%的旋压钨丝的纵截面和横截面的组织



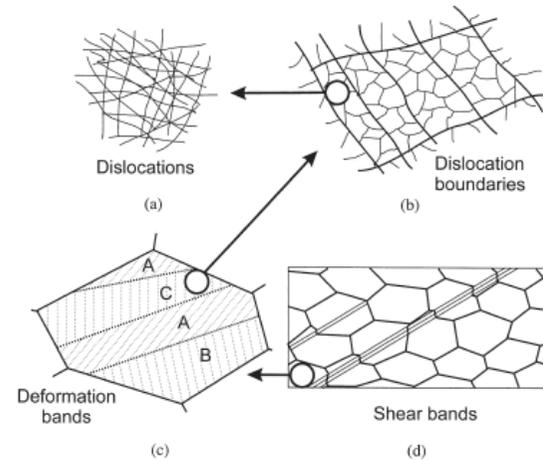
60

在形变时，除了晶粒形状发生改变外，材料中的夹杂物的形状和分布也发生改变。可变形的夹杂物沿形变方向伸长，而不易变形的夹杂物则跟着金属基体流变沿流变方向分布。形变时晶粒形状的改变连同夹杂物形状和分布改变使在宏观上出现流线，在模锻时流线平行于锻模的轮廓。



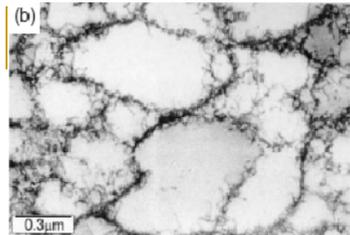
模锻件截面上看到的流线

9.6.4 形变过程的微观应变协调与微观组织变化

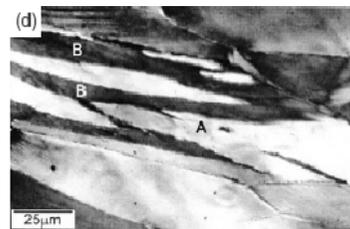
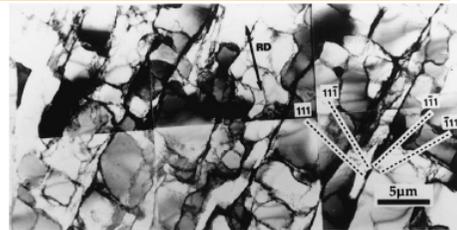


术语:

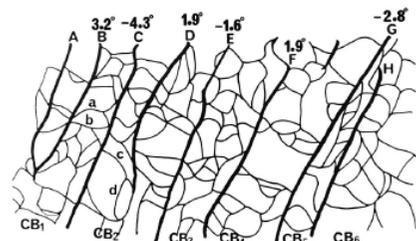
- 位错缠结
- 胞块
- 伴生位错边界 / IDB
- 几何必需边界 / GNB
- 显微带
- 形变带
- 过渡带
- 剪切带



位错缠结, 25%冷轧Cu



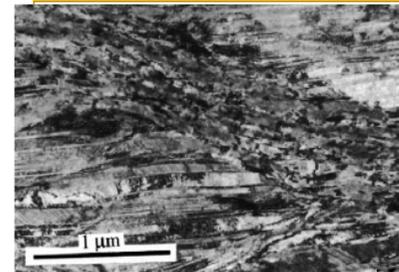
形变带Al-1%Mg



Ni 单晶

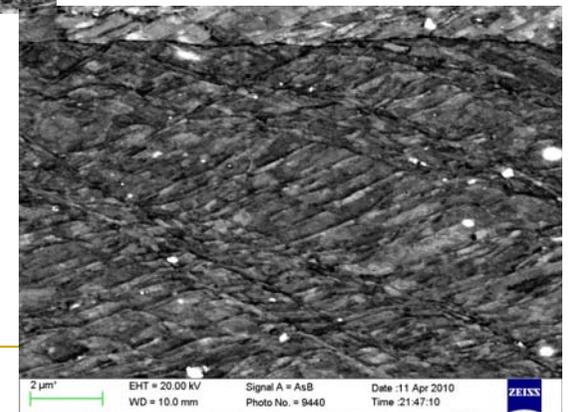
IDB (取向差较小)

GNB (取向差较大)



显微带与细剪切带; Fe-3%Si, 68%冷轧

形变孪晶与剪切带
50%冷轧Cu-30%Zn



9.6.5 影响冷形变金属微观组织的因素

冷形变组织结构会因金属的结构、晶粒大小、层错能大小，是否有溶质原子或第二相以及变形方式不同等因素而发生变化。

•层错能

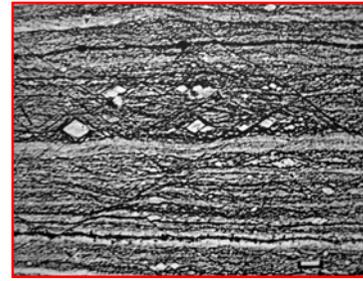
层错能高——层错能影响不大。组织为胞状结构、DDW、MB及亚晶等。

层错能低——（黄铜、A不锈钢）有扩展位错，不易交滑移和攀移——产生形变孪晶，不易形成明显的胞状结构。

中等层错能——取决晶粒的局部取向，有些易于滑移，有些易于孪生。结果不同地方各有胞状结构、孪晶或都含胞状结构、孪晶。

65

黄铜（Cu-30%Zn）的轧制组织，为形变孪晶及其周围的切变带。



95%压下量切变带，光学显微镜照片



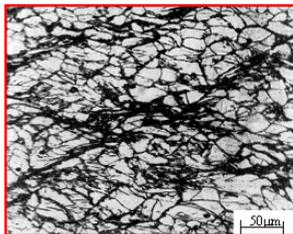
65%压下量形变孪晶及切变带，TEM照片

切变带是正常晶体学滑移受阻时出现的一种非晶体学特征的形成不均匀区，它可穿过数个晶粒甚至整个样品。在低层错能或低温变形的fcc金属中很显著，其形貌特征是与轧制方向成 $\sim 35^\circ$ 的条带。变形集中在条带内，常是裂纹产生之处。如滑移系少的镁合金及聚合物都是从切变带上首先产生裂纹的。

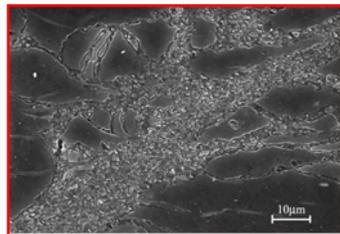
66

产生切变带的原因是，大变形后，滑移产生的显微带和孪晶带对应的 $\{111\}$ 面都转到与轧面平行，难以继续有效变形从而产生与轧向成一定角度的切变带。

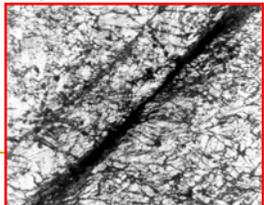
镁合金AZ31压缩时形成的切变带



在97°C压缩0.25



在186°C压缩0.6，切变带内的组织的照片



在186°C压缩0.8，观察到切变带上产生裂纹

67

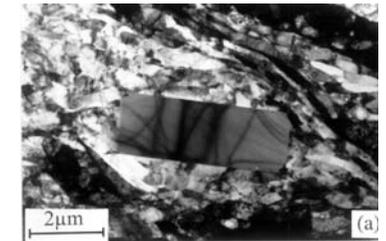
•晶粒大小

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。中小尺寸（35~80 μm ）晶粒，MB有从一个晶粒扩展到另一个晶粒的趋势，大晶粒则不会。

•第二相颗粒

硬的颗粒——由于形变协调的需要，形成更多的GNB。在给定应变量下有更高的位错密度。

大的颗粒，位错集中在颗粒附近可形成形变带及大小约为0.1 μm 的亚晶。



小颗粒，GNB所需的位错常以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。

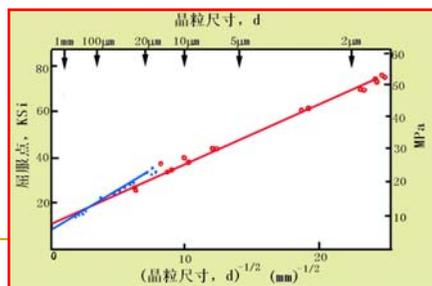
68

9.6.5 晶粒尺寸强化 (细晶强化)

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。由于相邻晶粒取向不同，为了保持形变时应变连续，各晶粒形变要协调，在晶界附近会有多个滑移系开动，多系滑移增加了形变阻力，从而增加强度。晶粒尺寸 d 和屈服强度间的关系 (Hall-Petch关系)：

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

σ_0 —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。



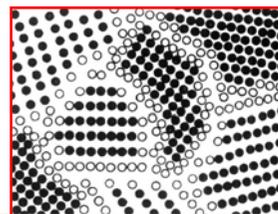
几种软钢的晶粒尺寸和下屈服点的关系

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 σ_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。

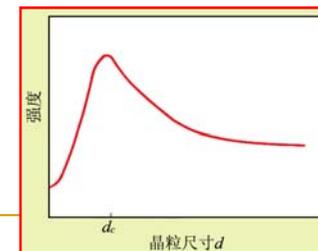
H-P公式只适用于晶粒直径大于1微米者，小于此值后屈服应力几乎不变。

在纳米尺寸范围内的晶粒，晶界核心区域的原子所占的分数可高达50%，并且在晶界核心区域原子密度低和原子近邻配置也截然不同。H-P公式是不适用的。

理论模拟显示存在一个临界尺寸 d_c ，约在十几到二十纳米之间出现了反H-P效应的现象， $d_c(\text{Cu})=19.3\text{nm}$ ， $d_c(\text{Pt})=11.2\text{nm}$ 。



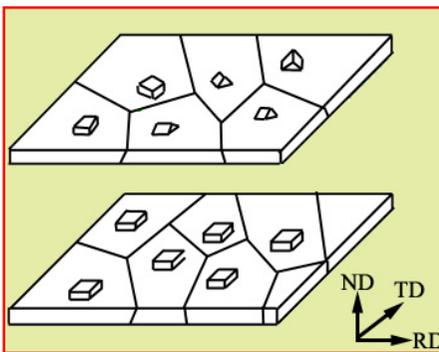
纳米微晶材料中的二维结构示意图



9.7 形变织构

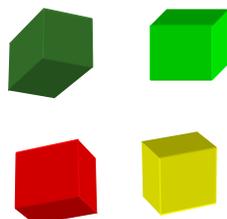
择优取向—多晶体的晶粒取向集中分布在某一个或某些取向附近
织构—多晶体的择优取向。广义看，多晶体中晶粒取向偏离随机分布的现象都称为织构。

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

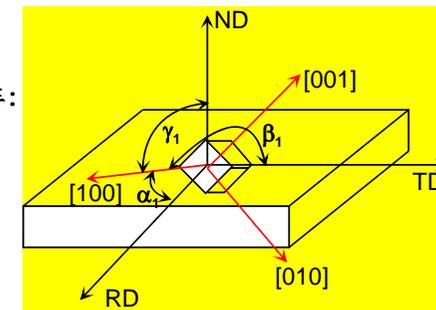
9.7.1 晶体取向的描述

•取向的定义：

样品坐标系 (RD-ND-TD) 相对于晶体坐标系 [100]-[010]-[001] 的方位。

建立表示坐标系关系的取向矩阵：

$$g = \begin{bmatrix} \cos \alpha_1 & \cos \beta_1 & \cos \gamma_1 \\ \cos \alpha_2 & \cos \beta_2 & \cos \gamma_2 \\ \cos \alpha_3 & \cos \beta_3 & \cos \gamma_3 \end{bmatrix}$$



3个行矢量分别是晶体坐标轴在样品坐标轴的投影，3个列矢量分别是样品坐标轴在晶体坐标轴的投影。该矩阵是正交矩阵，其逆矩阵等于转置矩阵。9个分量中只有3个是独立的。

取向矩阵中的晶向/面指数信息:

如果样品的轧向RD是晶体的 $[uvw]$, 法向ND是晶体的 $[hkl]$, 选定新方向 $[rst]=[hkl] \times [uvw]$, 则两个坐标系的取向矩阵是:

$$g = \begin{bmatrix} u & r & h \\ v & s & k \\ w & t & l \end{bmatrix}$$

矩阵中的元素是经归一化处理的数值。例如 $[112]$, 在取向矩阵中3个分量分别是 $1/\sqrt{6}$ 、 $1/\sqrt{6}$ 、 $2/\sqrt{6}$ 。

•取向的数字描述

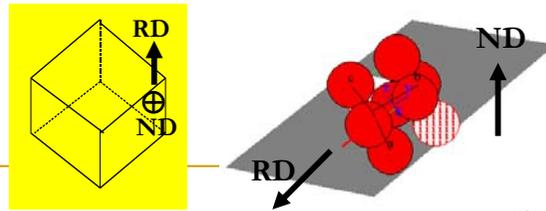
铜型取向

•密勒指数:

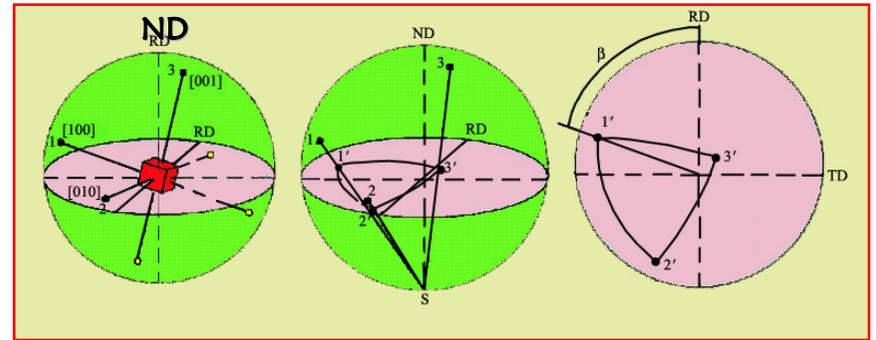
$(\bar{1}12)$ $[1\bar{1}1]$

$= (hkl)[uvw] = ND \cdot RD$

说明两坐标系的关系。



•一个取向的极图表示



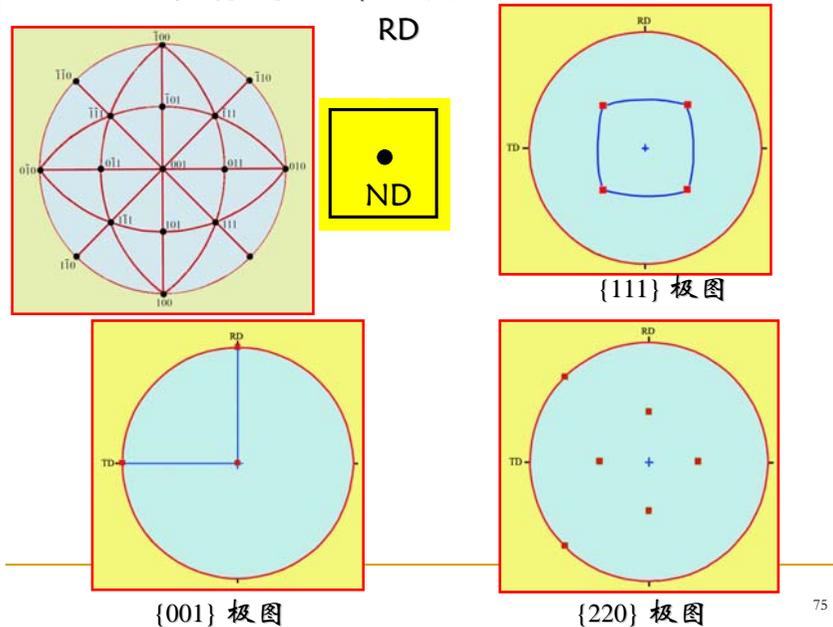
参考球与单胞

极射赤面投影法

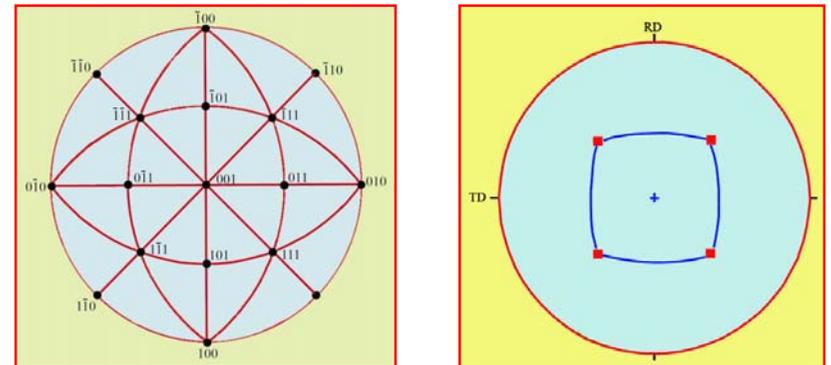
投影图/只给出{100}点

{001}极图

例1:立方取向(001)[100]的各种极图表示



标准投影图与表示取向/组织的极图之间的关系



标准投影图: 是单晶体以(001)面为投影面, 把“所有”晶面的极点标出。与样品坐标系无关。

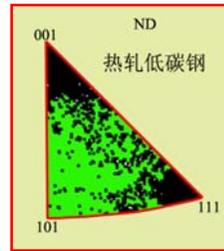
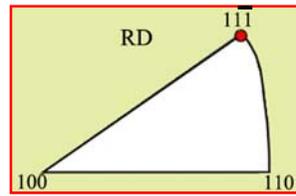
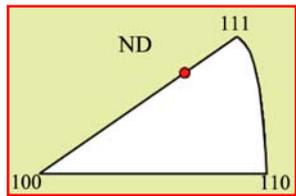
{111}极图是以轧面为投影面, 给出所有晶粒的{111}极点投影位置; 上图是立方取向(100)[001]的{111}极图的示意表示

反极图

和极图相反；是描述多晶体材料中平行于材料的某一外观特征方向（如法向ND或拉伸轴方向）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），对方立方系，因24次（ $4 \times 3 \times 2$ ）对称性，只选 $[001]$ - $[101]$ - $[111]$ 。反极图一般用于描述线织构 $\langle uvw \rangle$ 。

样品坐标系在晶体坐标系的表达。

例：铜型取向 $(112)[11\bar{1}] = \text{ND-RD}$

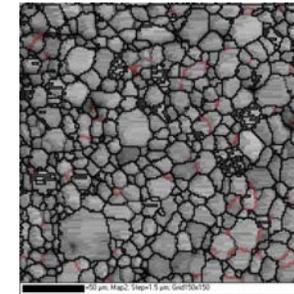
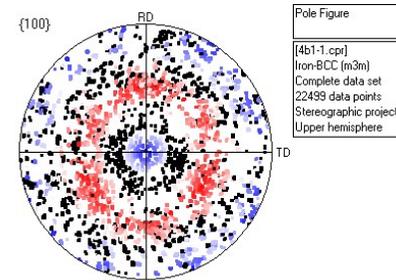


形成 $\langle 111 \rangle$ 线织构

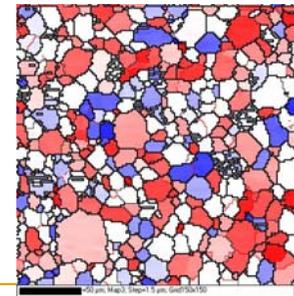
9.7.2 取向分布的描述

极图：

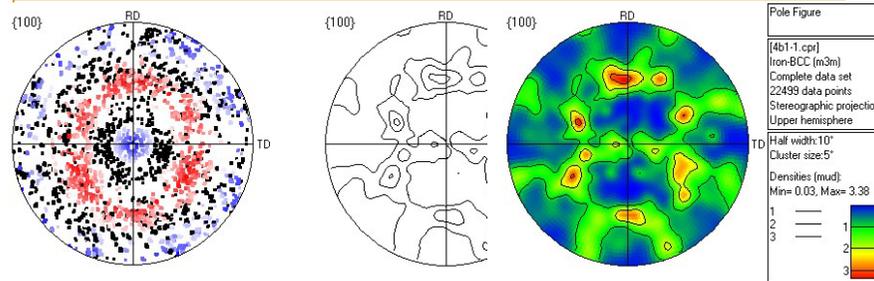
表示被测材料中各晶粒的某一选定晶面 $\{hkl\}$ 的取向分布的图形。



测定过程演示



红色 $\langle 111 \rangle \parallel \text{ND}$, 蓝色 $\langle 100 \rangle \parallel \text{ND}$



以散点表示取向常看不清择优的程度。常用等高线表示。

以轧面作为投影面，作出各晶粒某晶面 $\{hkl\}$ 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 $\{hkl\}$ 极图。

9.7.3 形变织构的类型

9.7.3.1 轧制织构

取决于形变金属的本质及加工方式。

分类：轧制织构、拉拔织构等。

轧制织构表示为： $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ 。其中 $\{hkl\} \parallel$ 轧面， $\langle uvw \rangle \parallel$ 轧向。

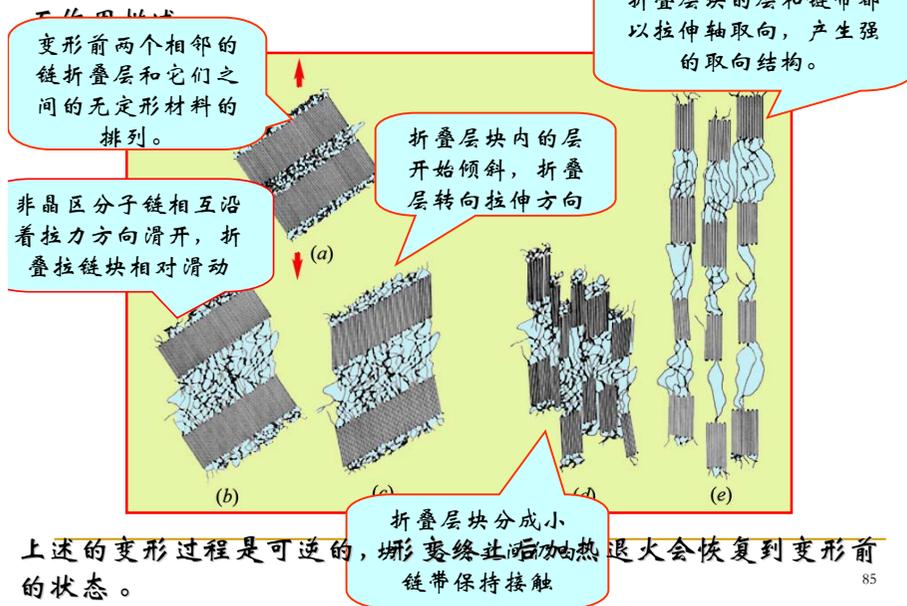
1. 面心立方金属轧制织构

轧制fcc金属中的织构组分

组分, 符号	$\{hkl\}$	$\langle uvw \rangle$	$\phi_1 / ^\circ$	$\phi / ^\circ$	$\phi_2 / ^\circ$
铜, C	{112}	$\langle 11\bar{1} \rangle$	90	35	45
S	{123}	$\langle 63\bar{4} \rangle$	59	37	63
高斯, G	{011}	$\langle 100 \rangle$	0	45	90
黄铜, B	{011}	$\langle 21\bar{1} \rangle$	35	45	90
立方	{001}	$\langle 100 \rangle$	0	0	0

9.8 聚合物的形变(简介)

半晶态聚合物的塑性变形:用折叠层状结构



9.8.1 温度对线性非晶态聚合物形变的影响

($T < T_g$) 玻璃态—施加外力链段可作瞬时的微量伸缩和微小的键角改变, 当外力去除后, 聚合物立即回复原状。这种变形称为瞬时弹性形变。

T_g 以下某一温度 T_x (脆化温度)—分子热运动被冻结, 主链键长和键角都不能变化, 聚合物呈脆性。施加外力会使大分子链断裂, 聚合物失去使用价值。

($T_g < T < T_f$) 高弹态—分子链呈卷曲状, 外力使卷曲链沿外力方向逐渐伸展拉直, 宏观变形量可达100%~1000%。外力去除后分子链又逐渐回缩到原来的卷曲状态, 弹性形变消失。该过程缓慢进行, 随时间变化。

($T > T_f$) 粘流态—分子动能足以使链段和整个分子链都运动起来, 聚合物成为流动的粘稠液体。外力使大分子链之间发生相对滑动而产生不可逆永久变形, 该变形称为粘性流动变形。聚合物可以在这种状态加工成型。

在室温的聚合物:
 处于粘流态的属于流动性树脂;
 处于高弹态的称为橡胶;
 处于玻璃态的为塑料。

从使用角度出发:

作为橡胶使用的聚合物, T_g 越低越好, 这样可保证在较低温度下仍不失去弹性;

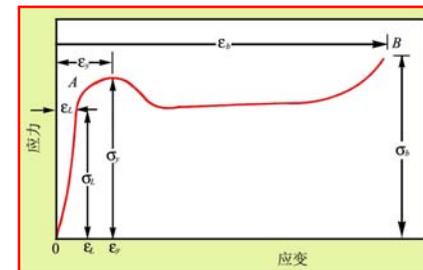
作为塑料使用的聚合物, T_g 越高越好, 这样可保证在较高温度下仍保持玻璃态。

通常可通过改变聚合物分子链的组成、结构和分子量的大小而获得具有不同 T_g 的聚合物, 以满足不同使用性能的要求。

一般分子柔顺度越好, T_g 越低; 分子量越大, 分子链结合力越大, T_g 越高。

9.8.2 热塑性聚合物的变形

(1) 热塑性聚合物的应力-应变曲线



聚合物的典型应力-应变曲线。 σ_L , σ_Y , σ_b , 分别为比例极限, 屈服强度和断裂强度。

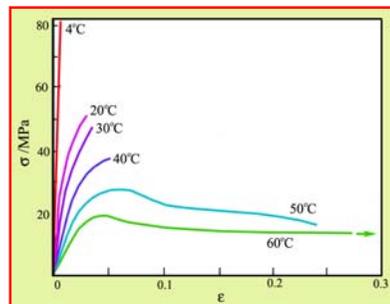
当 $\sigma < \sigma_L$, 应力与应变呈线性关系, 主要是由键长和键角的变化引起的普弹性变形;

当 $\sigma > \sigma_L$ 后, 链段发生可恢复的运动, 产生恢复的变形, 同时应力-应变曲线偏离线性关系。

当 $\sigma > \sigma_Y$, 屈服, 同时出现应变软化, 即应力随应变的增加而减小, 随后出现应力平台, 最后出现应变强化导致材料断裂。

由于聚合物具有粘弹性，其应力-应变行为受温度、应变速率的影响很大。

有机玻璃在室温附近几十度温度范围内的一组应力-应变曲线。

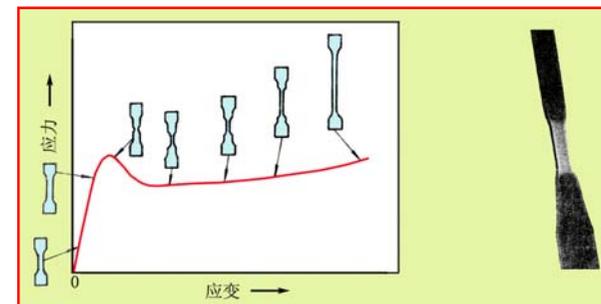


随温度的上升，有机玻璃的模量、屈服强度和断裂强度下降，延性增加。在4°C，有机玻璃是典型的脆的材料，而在60°C，已变成典型的刚而韧的材料。

一般来说，材料在玻璃化温度 T_g 以下只发生弹性变形，而在 T_g 以上产生粘性流动。

(2) 屈服与冷拉

聚合物的模量和强度比金属材料低得多，屈服应变和断裂伸长比金属高得多；屈服后出现应变软化；其屈服应力强烈地依赖温度和应变速率。

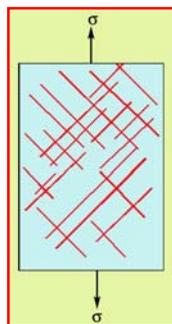


玻璃态聚合物在 T_x-T_g 之间和部分结晶聚合物在 T_g-T_m 之(熔点)间的典型拉伸应力-应变曲线及试样形状的变化过程。

若试样在拉断前卸载或拉断后，拉伸中产生的大变形除少量可恢复外，大部分变形将保留下来，该拉伸过程称为冷拉。

(3) 剪切带与银纹

聚合物的屈服塑性变形以剪切滑移方式进行。滑移变形可局限于某一局部区域，形成剪切带。剪切带是局部的不均匀变形区，一般出现在受最大剪切应力的面上。



示意图



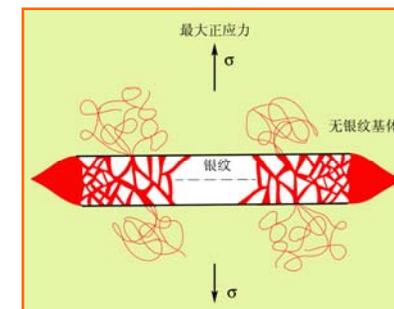
聚乙烯中出现的剪切带

剪切带内的分子链高度取向。剪切带通常发生于材料的缺陷或裂缝处，或应力集中引起的高应力区。而在结晶相中，除了滑移以外，剪切屈服还可通过孪生和马氏体转变的方式进行。

某些聚合物在玻璃态拉伸时，会出现肉眼可见的微细凹槽，类似于微小的裂纹。它可发生光的反射和折射，通常起源于样品表面并和拉伸轴垂直。因反射光线而银光闪闪，故称之为银纹。



聚合物玻璃表面的有序银纹



银纹中的分子形态

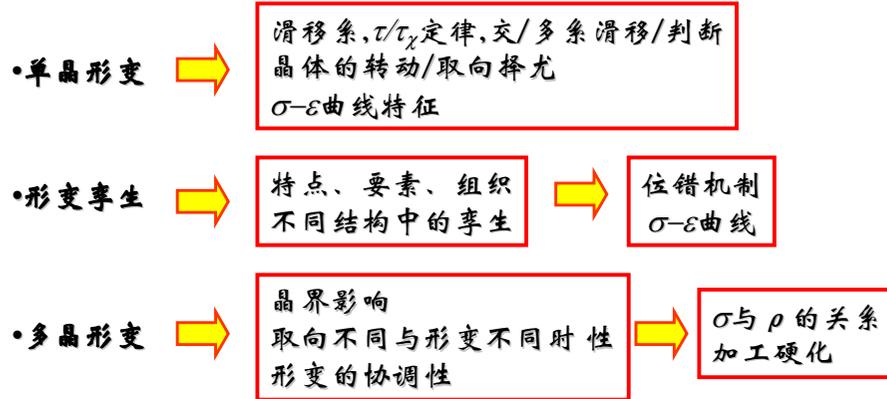
银纹不同于裂纹，银纹面之间由高度取向的纤维束和空穴组成，仍具有一定强度。

总结

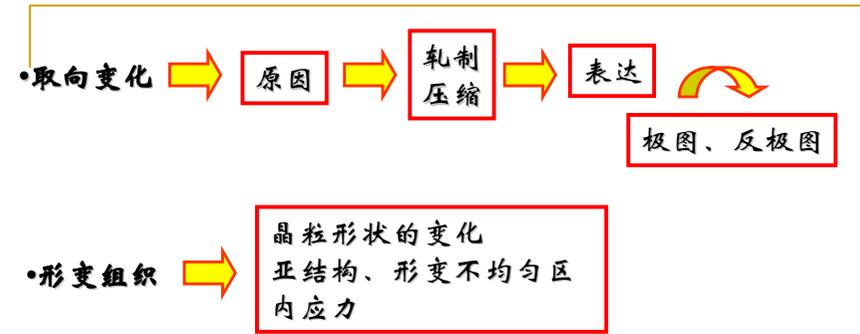
材料的变形—弹性变形、塑性变形或粘滞性流变。

弹性变形—普弹性、高弹性、滞弹性。

金属塑性变形的本质是位错运动。



93



聚合物形变—内部分子链的拆开和键角的改变。

分子链由折叠的变为平行于拉伸轴，并造成拉拔强化，形变体的硬化区域不断均匀扩展，断裂出现在形成的切变带上。

温度显著地改变聚合物的形变行为。随形变温度的提高，线性聚合物分别出现玻璃态、高弹态和粘弹性。

94