

第九章 金属与合金的塑性变形

§ 9-1 概述

一、弹性变形与塑性变形

1、弹性变形

金属材料在外力作用下会发生**变形**。当外力较小时变形是弹性的，即撤去外力（卸载）后变形消失。这种可恢复的变形称为**弹性变形**。

弹性变形阶段，**应力**（单位面积上承受的作用力）和**应变**（拉伸时单位长度变形量）成直线关系。这就是著名的**虎克定律**。

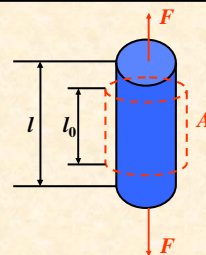
虎克定律：

单向拉伸： $\sigma = E \varepsilon$

σ ——拉应力
 ε ——伸长应变
 E ——杨氏模量

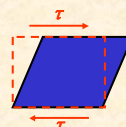
$$\sigma = \frac{F}{A}$$

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0}$$



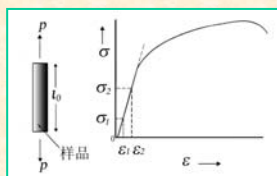
剪切变形： $\tau = G \gamma$

τ ——剪应力
 γ ——剪应变
 G ——剪切模量



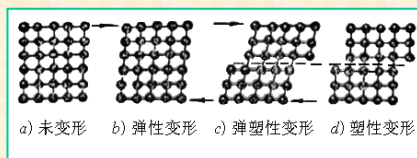
2、拉伸曲线

从拉伸曲线看，当应力超过一定值，应力与应变不再成直线关系。此时，已开始塑性变形。



拉伸曲线

3、塑性变形



a) 未变形 b) 弹性变形 c) 弹塑性变形 d) 塑性变形

塑性变形是**永久性变形**，外力撤去后变形也不能恢复。

塑性变形常用单向拉伸时的**延伸率** δ 和**断面收缩** ψ 率表示：

延伸率
$$\delta = \frac{l - l_0}{l_0} \times 100\%$$

断面收缩
$$\psi = \frac{A_0 - A}{A_0} \times 100\%$$

塑性变形的方式：

宏观上：伸长，缩短，弯曲，扭转，等。

微观上：单晶体只有**滑移**和**孪生**二种。滑移和孪生都是剪应变，即在剪应力作用下晶体的一部分相对于另一部分发生了平移。

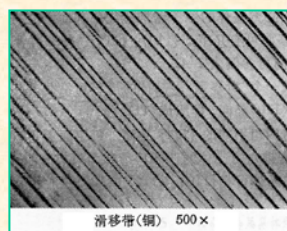
§ 9-2 单晶体的塑性变形

一、滑移

1、滑移现象

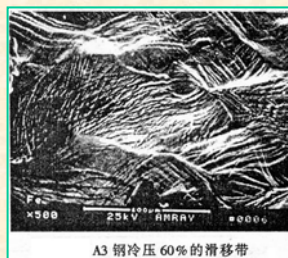


单晶锌变形后产生的滑移带
 （采自C.F.Elam著 *The Dislocation of Metal Crystals*
 Oxford University
 press,1935）

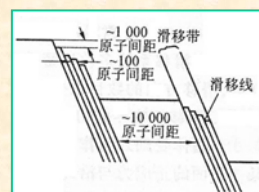


滑移带(铜) 500 ×

动画



A3 钢冷压 60% 的滑移带

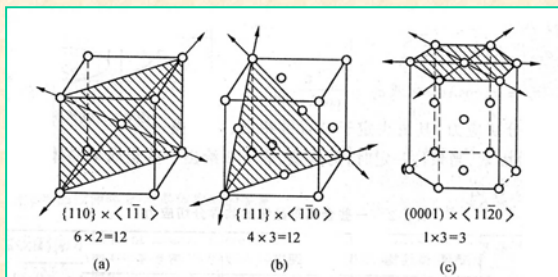


2、滑移系

滑移晶面与其上面的一个滑移方向组成一个**滑移系**。

滑移面是最密排面，滑移方向也是最密排晶向。

三种常见金属晶体的滑移系：



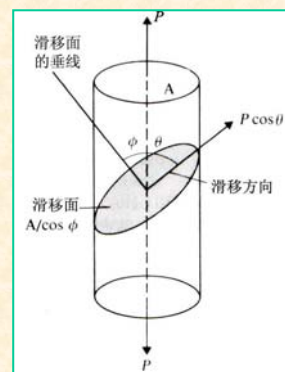
滑移系数越多的晶体，塑性越好。BCC与FCC都是12个滑移系，但是FCC的塑性要好一些。HCP晶体的滑移系只有3个，所以，塑性较差。

3、滑移的临界分切应力——Schmid定律

当晶体受到外力作用时，无论外力方向、大小和作用方式如何，都可以将其分解成垂直于某一晶面（滑移面）的正应力和沿此晶面的切应力。

如图：

$$\begin{aligned}\tau &= \frac{P}{A} \cos \lambda \\ &= \frac{P}{A} \cos \phi \cos \lambda \\ &= \sigma \cos \phi \cos \lambda\end{aligned}$$



式中 $\cos \phi \cos \lambda$ 称为取向因子，或Schmid因子。

当 $\sigma = \sigma_s$ （屈服强度）时，微观上晶体开始滑移，宏观上开始塑性变形，此时对应着 $\tau = \tau_c$ 。 τ_c 称为临界分切应力。其大小取决于结合键特征、晶体结构类型、纯度、温度等因素。

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

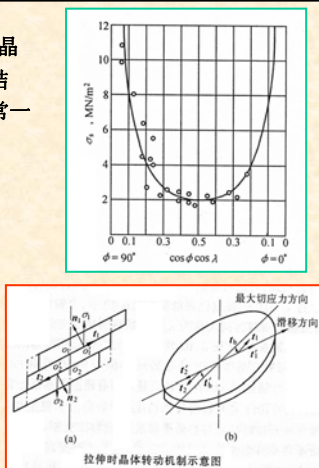
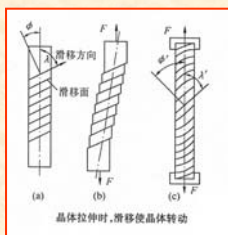
对于一定的晶体， τ_c 为定值。取向因子 $\cos \phi \cos \lambda$ 的值越大，则 σ_s 越小，晶体越容易滑移。当 ϕ 和 λ 都接近 45° 时，取向因子 $\cos \phi \cos \lambda = 0.5$ （极大值）， σ_s 最小，晶体最容易滑移。此位向称为软位向。同理， 90° 则称为硬位向，此时 σ_s 趋近于无穷大。

一些金属单晶体的临界分切应力 τ_c

金属	晶体结构	纯度 %	滑移系	τ_c (MN/m ²)
Al	FCC	-	{111} <110>	0.79
Cu		99.9		0.49
Ni		99.8		3.24~7.17
Fe	BCC	99.96	{110}, {112} <111>	27.44
Nb		-	{110} <111>	33.80
Mg	HCP	99.95	{0001} <11-20>	0.81
Ti		99.99	{10-10} <11-20>	13.70

右图为Mg单晶拉伸时，与晶体取向的关系，曲线为计算结果，圆点为实测值，两者非常一致。

4、滑移时晶体的转动

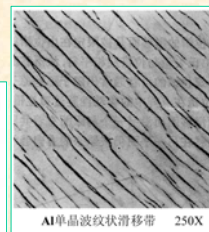
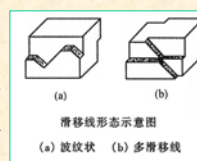


随着滑移进行，不仅滑移面转动，滑移方向也在旋转，故晶体的位向在不断改变。原来处于软位向的滑移系逐渐转变为硬位向（几何硬化），而原来的处于硬位向的滑移系则可能逐步转变为软位向（几何软化）。因此，单晶体的滑移是在不同的滑移系之间相互转化的。

5、多滑移和交滑移

若有二组或几组滑移系同时处于软位向，则可以同时进行滑移，这就是多滑移。

发生多滑移时，在晶体表面可以看到二组或多组交叉的滑移线。

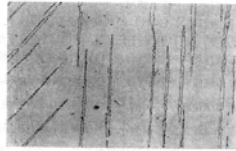


二、孪生（晶）

孪生通常是在晶体难以滑移时而发生的另一种**塑性变形方式**。密排六方结构（HCP）的金属，如Zn, Cd, Mg等常常以孪生方式进行塑性变形。



铜拉伸过程中孪晶的生长



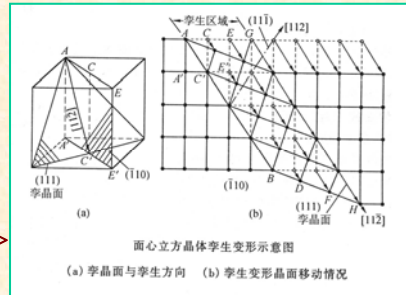
铁变形孪晶（组带）

BCC和FCC结构的金属在变形温度很低、变形速度很快时，也会通过孪生方式进行塑性变形。

1、孪生的晶体学

晶体的孪生面和孪生方向与其晶体结构类型有关。

BCC: $\{112\} \langle 11\bar{1} \rangle$
FCC: $\{111\} \langle 11\bar{2} \rangle$
HCP: $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}011 \rangle$



面心立方晶体孪生变形示意图

(a) 孪晶面与孪生方向 (b) 孪生变形晶面移动情况

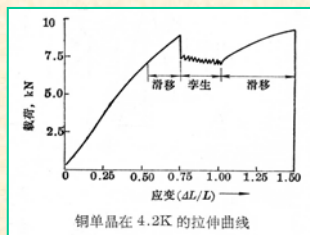
图示说明：版面为 $(\bar{1}10)$ 晶面，孪晶面为 (111) 晶面，两面交线为孪生方向 $[112]$ 。孪生变形时，变形区域作均匀切变，每层 (111) 面相对其相邻晶面沿 $[112]$ 方向移动距离小于一个原子间距。孪晶面两侧呈镜面对称。

2、孪生变形的特点

孪生与滑移的差别：

- ❖ 孪生使一部分晶体发生了均匀切变，而滑移只集中在一些滑移面上进行；
- ❖ 孪生后晶体的变形部分的位向发生了改变，而滑移后晶体各部分位向均未改变；
- ❖ 孪生面、孪生方向与晶体结构有关；
- ❖ 孪生的应力-应变曲线与滑移的不同，有锯齿状波动。

孪生对塑性变形的直接贡献比滑移小得多，但孪生改变了晶体位向，使硬位向的滑移系转到软位向，利于滑移的进行。



铜单晶在 4.2K 的拉伸曲线

§ 9-3 多晶体的塑性变形

实际使用的绝大多数金属都是多晶体。多晶体的基本变形方式与单晶体相同：**滑移，孪生**。

区别在于**晶界对位错运动有阻碍作用，不同晶粒之间的位向不同**。



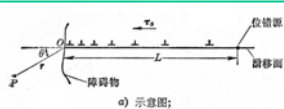
多晶铜试样拉伸后形成的滑移带，173×（采自C.Brady, 美国国家技术标准局）。

晶界的影响——晶界强化

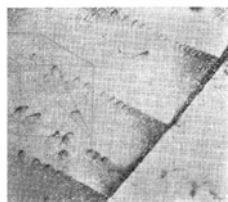
1、位错塞积

位错运动受到晶界的阻碍将在晶界处造成塞积。位错的应力场叠加，造成应力集中。位错运动受阻，塑性变形需要更大的外力才能进行，结果使多晶体材料的屈服强度增高。

随位错数量增加，应力集中加剧，在外加切应力的共同作用下，相邻晶粒的滑移启动。滑移可以在不同晶粒之间交替进行。晶粒越细小，发生滑移的晶粒数越多，总的塑性变形量越大。所以，**细化晶粒不仅可以提高强度，而且还可以提高塑性。**



a) 示意图；



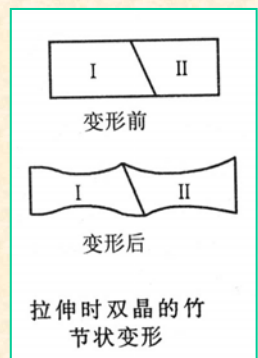
b) 不锈钢薄膜透射电镜象，可看到位错在晶界处堆积 17500×
位错的堆积

2、强度与晶粒大小的关系——Hall-Petch公式

$$\sigma_s = \sigma_i + Kd^{-1/2}$$

σ_i 和 K 是与材料有关的两个常数， d 是晶粒直径。 d 越小， σ_s 越大。此关系式计算结果与实际测量值非常吻合。

由于晶界阻碍位错运动，晶界处变形困难而出现竹节状。



拉伸时双晶的竹节状变形

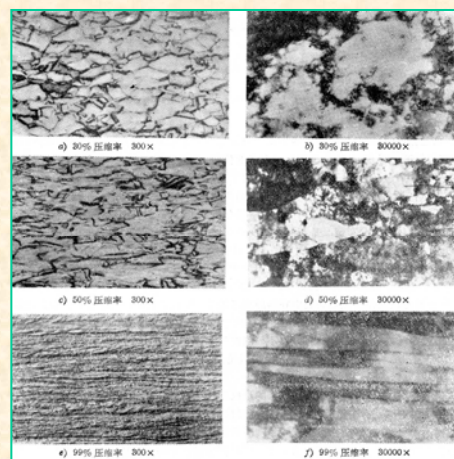
§ 9-4 塑性变形对金属组织与性能的影响

一、塑性变形对金属组织的影响

显微组织的变化

- ❖ 晶粒中出现大量的滑移带或孪晶带；
- ❖ 晶粒形状由原来的等轴晶沿变形方向伸长；
- ❖ 晶粒破碎，形成亚晶粒；
- ❖ 形成纤维组织；
- ❖ 位错密度剧增，出现位错缠结，产生胞状亚结构。

随着变形量增大，铜的显微组织的变化



二、塑性变形对金属性能的影响

1、应变硬化

金属在再结晶温度以下进行塑性变形，变形后硬度、强度升高，塑性、韧性降低的现象称为**应变硬化**，或**加工硬化**。

原因：

- 1) 位错密度剧增；
- 2) 晶粒破碎，晶界增多，造成晶界强化；
- 3) 吸收、存储部分变形能，有残余应力存在。

2、各向异性

当变形量很大，有纤维组织形成时，金属出现各向异性。

§ 9-5 合金的塑性变形

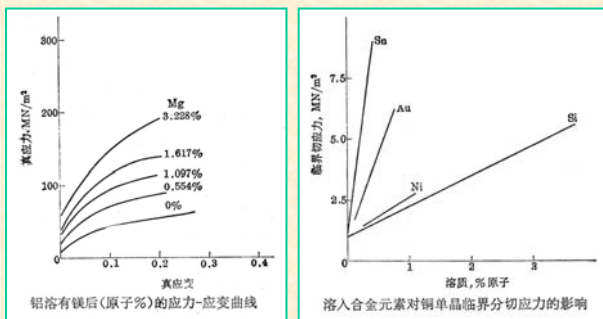
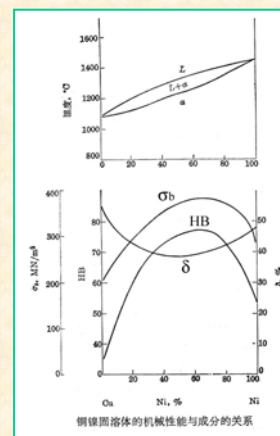
一、固溶体的塑性变形

1、固溶强化

溶质原子溶入基体金属形成固溶体。随着溶质原子含量的增加，固溶体的强度、硬度升高，塑性下降。

例如：

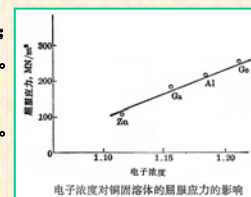
Cu-Ni固溶体，右图
Mg-Al固溶体，下页左图



不同的溶质原子的强化效应是不同的，例如单晶铜中溶入不同的原子对临界分切应力的影响相差很大。见上右图。

2、影响固溶强化的主要因素：

- ❖ 溶质原子的浓度：
溶质原子的浓度越高强化作用越大，但不保持正比，**低浓度时强化效应更为显著**。
- ❖ 原子的相对尺寸因素：
溶质、溶剂原子**尺寸相差越大，强化作用越大**。
- ❖ 固溶体类型：
置换固溶体溶剂原子强化作用较小；
间隙固溶体溶剂原子强化作用较大。
- ❖ 电子浓度因素：
电子浓度越大，固溶强化作用越大。



二、多相合金的塑性变形

实际使用的金属材料几乎都是两相或多相合金。这是因为单相合金虽然能利用固溶强化来提高强度，但固溶强化程度毕竟是有限的，远不能满足需要，故必须进一步以第二相或更多的相来强化。第二相一般是靠加入合金元素（形成金属间化合物）并通过适当的热处理而形成。

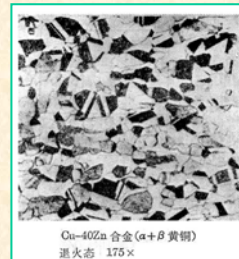
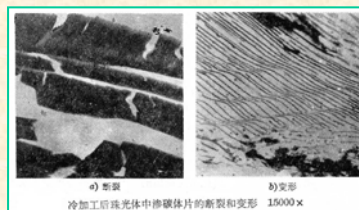
多相合金的塑性变形不仅决定于基体相的性质，而且更决定于第二相的存在情况。**包括**：第二相的力学性能，尺寸，形状，数量，分布状况；两相之间的界面情况，如界面能、接触角等。

1、聚合型两相合金的塑性变形

第二相晶粒与基体相晶粒尺寸属同一数量级时，称为聚合型。

❖ 聚合型合金的两相都具有塑性，则合金的**力学性能**决定于两相的体积分数。如黄铜，右图。

❖ 一个是塑性相而另一个是硬脆相时，则合金的**力学性能**主要取决于硬脆相的存在情况。如珠光体($F+Fe_3C$)，左图。



2、弥散分布型两相合金的塑性变形

当第二相以细小弥散的微粒均匀分布于基体相中时，将产生显著的强化作用。

沉淀强化：第二相微粒通过对过饱和固溶体的时效处理而沉淀析出，并产生强化。也称为**时效强化**。

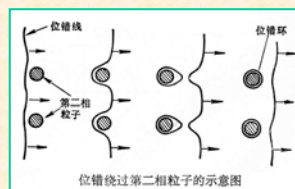
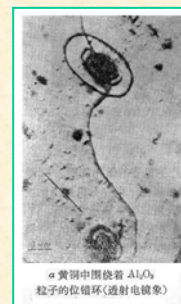
弥散强化：第二相微粒（高硬度）借粉末冶金方法加入而起强化作用。



3、第二相粒子强化机理

❖ 位错绕过机制

不可变形的第二相粒子，阻碍位错运动，运动的位错会绕过粒子并留下位错环。增大了晶体滑移的应力，增加了位错密度，从而产生了强化效果。粒子间距离越小，强化效果越好。



绕过机制由E.Orowan首先提出，故也称为奥罗万机制。

由于位错线具有线张力(T)，要使位错线弯曲必须克服其线张力的作用。

线张力为单位长度位错线的能量： $T = aGb^2$ （见P.249）

位错线绕过间距 λ 为的粒子时，需要的切应力 τ 为：

$$\tau = \frac{T}{b\frac{\lambda}{2}} = \frac{2T}{b\lambda} = \frac{Gb}{\lambda}$$

G ——剪切模量
 b ——柏氏矢量
 λ ——粒子间距
 a ——系数，0.5~1，取0.5

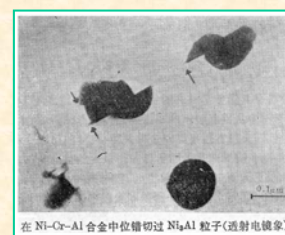
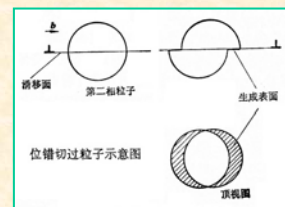
可见，粒子间距越小，强化效果越好。

另外，第二相粒子的体积分数在一定范围内越大强化效果越好。但过大时，材料塑性太低，容易脆断。

❖ 位错切过机制

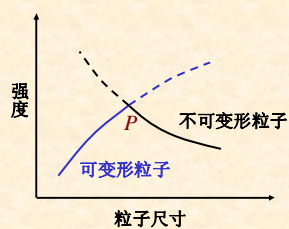
当第二相粒子为可变形微粒时，位错将切过粒子使其随基体一起变形。此强化作用主要取决于粒子本身的性质，以及与基体的联系。

第二相粒子的弹性模量（硬度）比基体的高，即对位错运动有阻碍作用时，强化作用才明显。对于可变形粒子，增大粒子尺寸，增加体积分数都有利于提高强化效果。尺寸大到一定值时，位错难以切过粒子，相当于不可变形粒子。



不可变形粒子，可变形粒子尺寸对强化效果的影响。

对于不可变形粒子，尺寸增大意味着粒子间距增加，位错绕过粒子需要的切应力减小。



对于可变形粒子，尺寸增大意味着位错切过粒子需要更大的应力，当尺寸大到 P 点以后，位错绕过粒子需要的应力小于切过粒子需要的应力，这时位错就以绕过方式移动。所以，合金的强度随粒子长大而下降了。当粒子尺寸相当于 P 点时，合金具有最佳的强度。

本章结束