

# 第八章 材料的变形与断裂

## THE DEFORMATION AND FRACTURE OF MATERIALS

金属变形概述

金属的弹性变形

滑移与孪生变形

单晶体的塑性变形

多晶体的塑性变形

纯金属的形变强化

合金的变形与强化

冷变形金属的组织与性能

金属的断裂

冷变形金属的回复和再结晶

金属的热变形、蠕变及超塑性

陶瓷晶体的变形

高分子材料的变形

THE END

# 第一节 金属变形概述

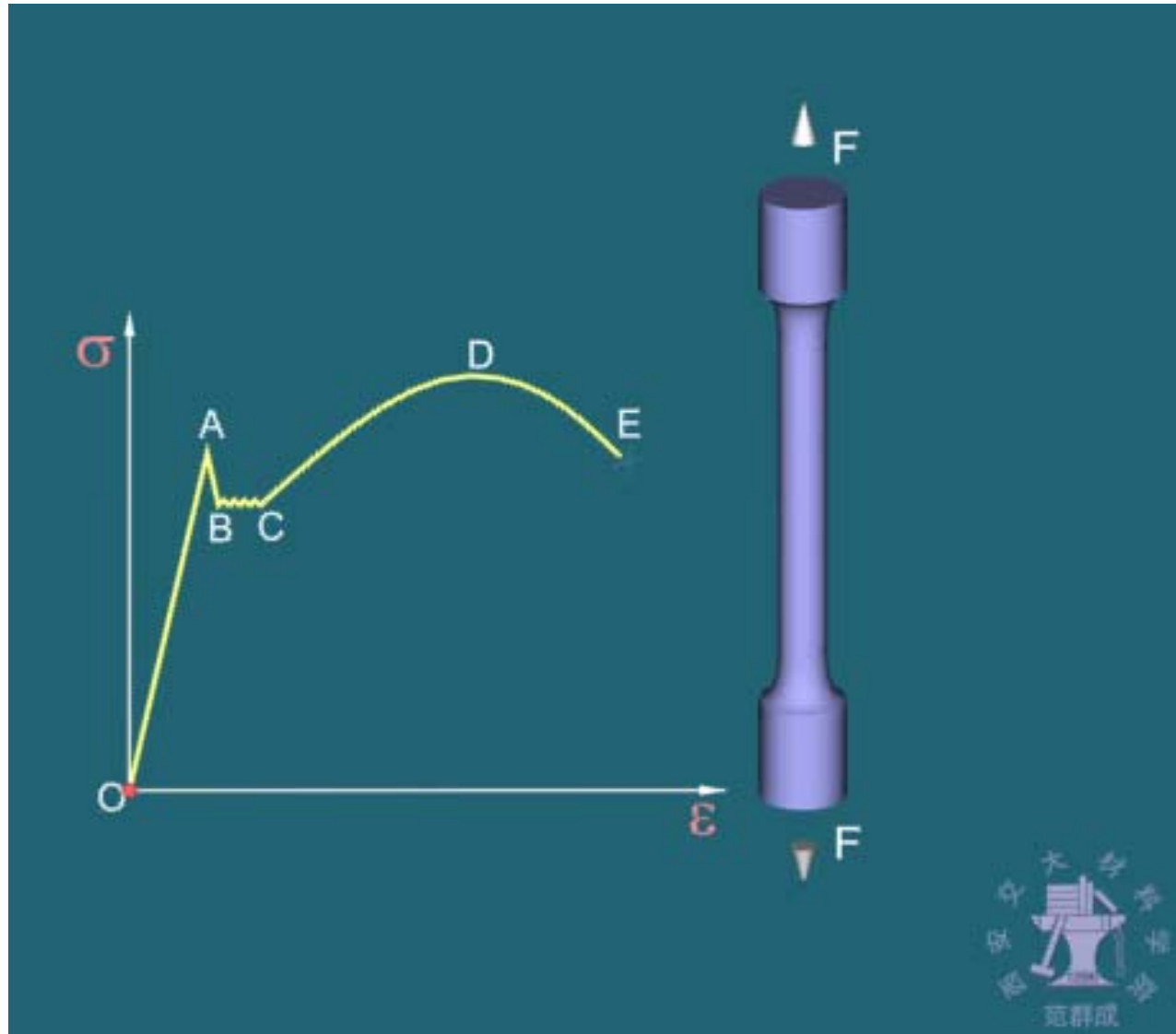
## INTRODUCTION TO DEFORMATION OF METALS

金属典型的拉伸曲线

金属拉伸变形的三个阶段

THE END

# 金属典型的拉伸曲线



# 金属拉伸变形的三个阶段

弹性变形阶段

$$\sigma < \sigma_s$$

塑性变形阶段

均匀变形

$$\sigma_s < \sigma < \sigma_b$$

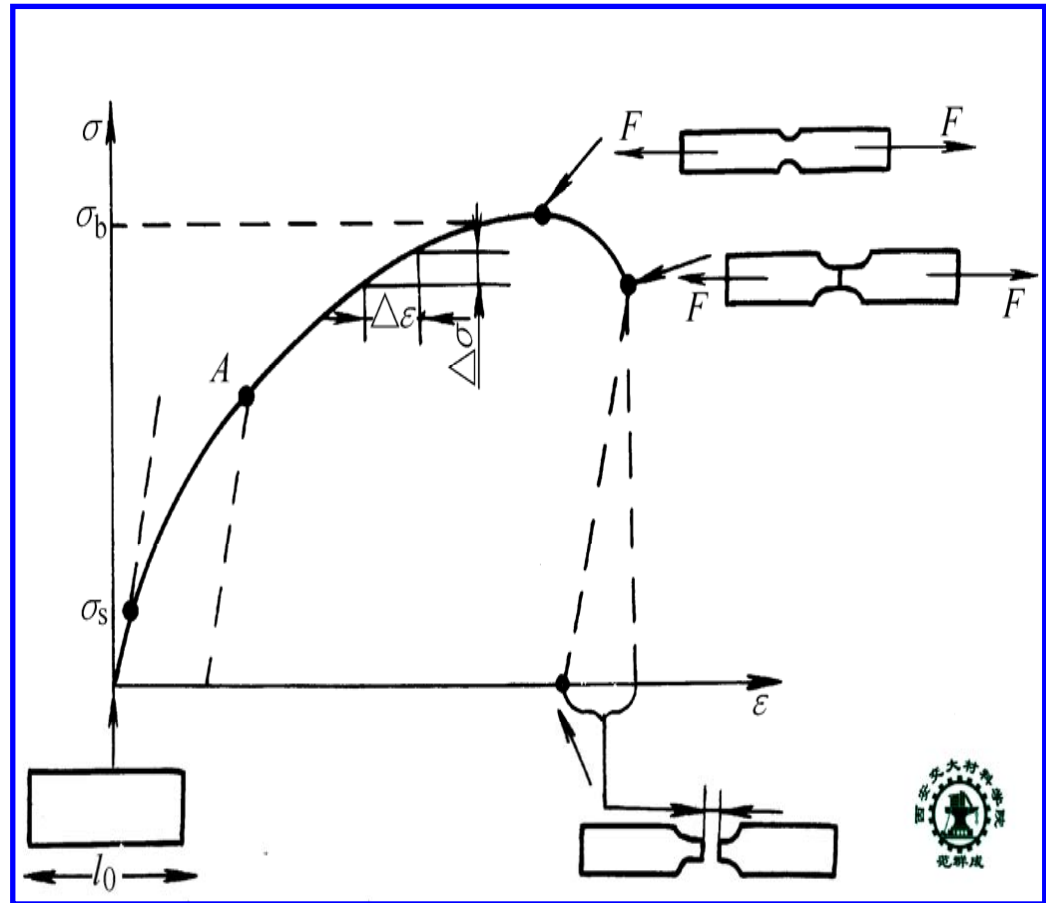
颈缩

$$\sigma = \sigma_b$$

局集变形

$$\sigma_K < \sigma < \sigma_b$$

断裂阶段  $\sigma = \sigma_K$



退火纯铜的拉伸曲线

THE END



# 第二节 金属的弹性变形

## ELASTIC DEFORMATION OF METALS

弹性变形的特点

弹性模量的物理意义

弹性模量在工程上的应用

THE END

## 一、弹性变形的特点

- 变形可逆
- 应力—应变呈线性关系

$$\sigma = E\varepsilon$$

$$\tau = G\gamma$$

式中， $\sigma, \tau$  — 分别为正应力和切应力  
 $\varepsilon, \gamma$  — 分别为正应变和切应变  
 $E, G$  — 分别为正弹模量和切弹模量

## 二、弹性模量的物理意义

——原子间结合力强弱的反映

THE END

$r_0$ — 原子平衡间距，原子间相互作用能最低

原子间相互作用力  $F$  随原子间距  $r$  而变：

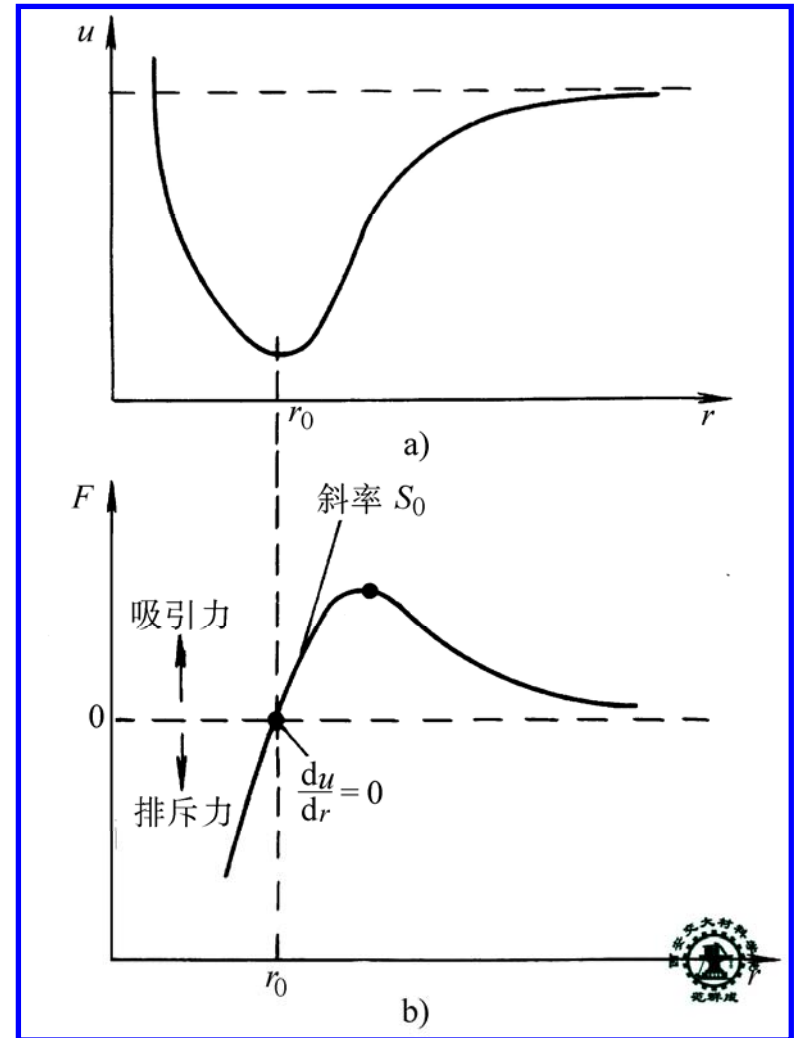
$$r = r_0 \quad \text{时} \quad F = 0$$

$$r < r_0 \quad \text{时} \quad F < 0$$

$$r > r_0 \quad \text{时} \quad F > 0$$

设：F-r 曲线的导数  $\frac{dF}{dr}$  在  $r_0$  附近为常数

则， 
$$F = \frac{dF}{dr}(r - r_0)$$



结合能(a)、作用力(b)  
与原子间距离的关系

$$\frac{F}{r_0^2} = \frac{1}{r_0} \cdot \frac{dF}{dr} \cdot \frac{r - r_0}{r_0}$$

即

$$\sigma = \frac{1}{r_0} \cdot \frac{dF}{dr} \cdot \varepsilon$$

而虎克定律为

$$\sigma = E\varepsilon$$

故

$$E = \frac{1}{r_0} \frac{dF}{dr} \quad (8-1)$$

(8-1)式表明，弹性模量是原子间结合力强弱的反映，所以，他是一个对材料组织不敏感的性能指标。加入少量合金元素和热处理对弹性模量的影响不大。

THE END

## 三、弹性模量在工程上的应用

——对零（构）件进行刚度设计

则

$$\sigma = \frac{F}{A_0} = E\varepsilon$$

$$\frac{F}{\varepsilon} = EA_0$$

THE END

# 第三节 滑移与孪生变形

## THE SLIP AND TWIN DEFORMATION

晶体的滑移与观察

滑移机制

晶体的滑移系

孪生变形

THE END

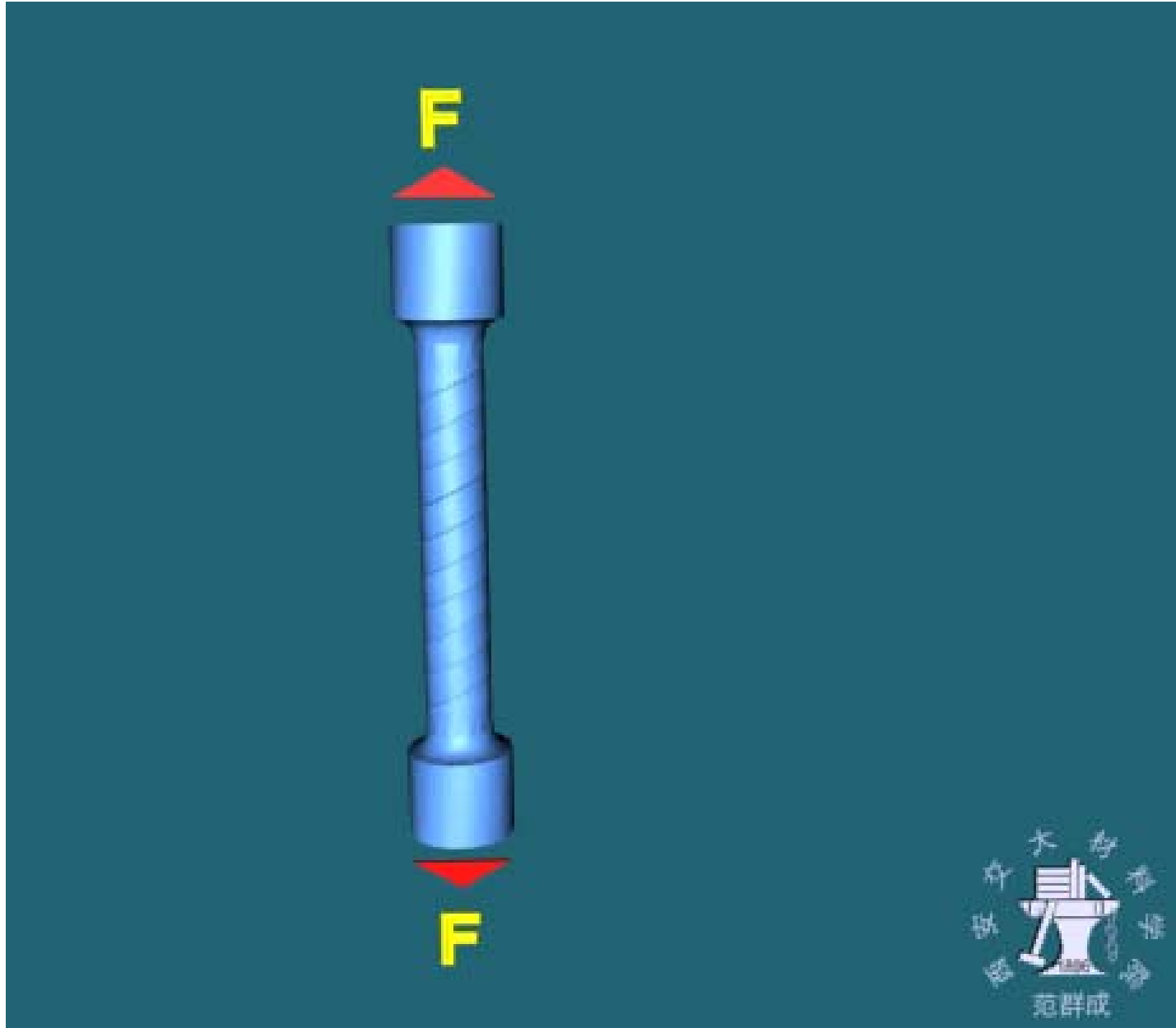
金属塑性变形的主要方式 { 滑移  
孪生  
晶界滑动（高温下）

## 一、晶体的滑移与观察

### 1. 晶体的滑移

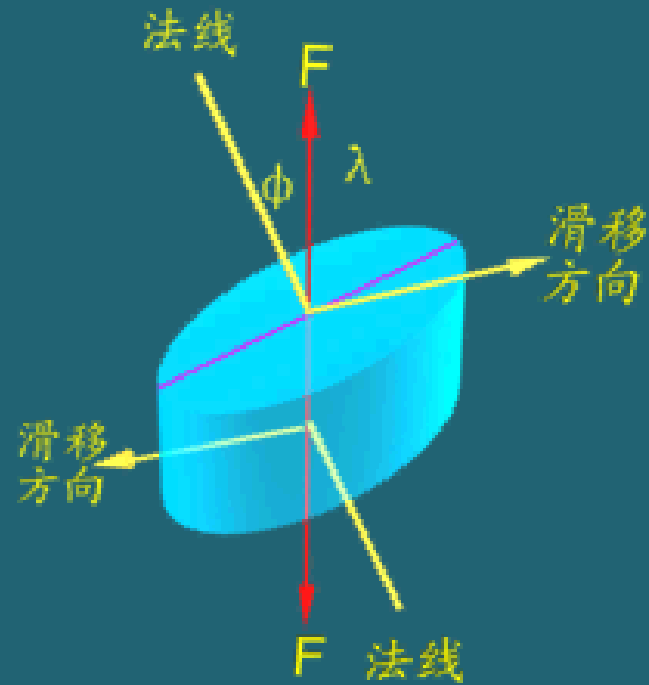
**晶体的滑移**—晶体中特定晶面两侧的晶体沿该面内特定方向的相对滑动。这个特定晶面称为**晶体的滑移面**，特定方向称为**晶体的滑移方向**

单晶体试棒的自由滑移变形



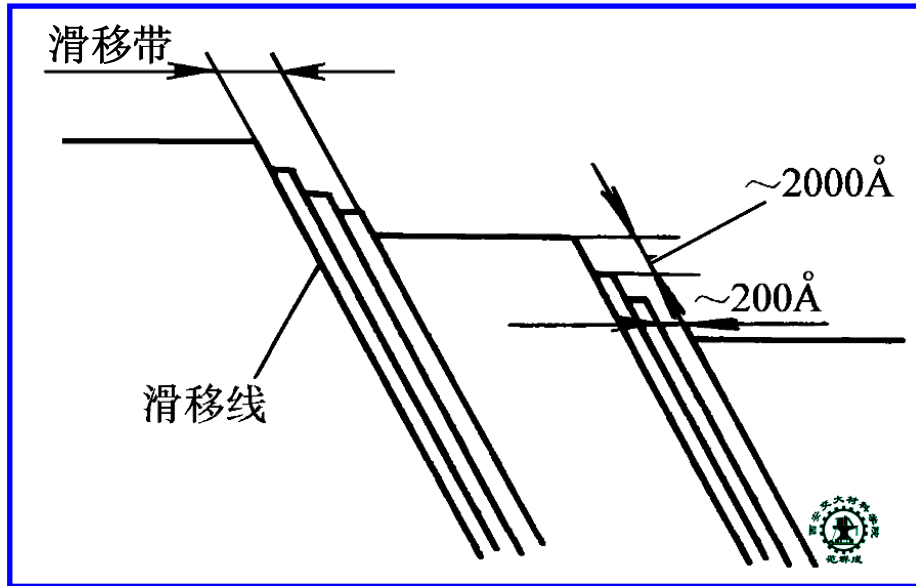


# 夹头固定时单晶体试棒的拉伸变形

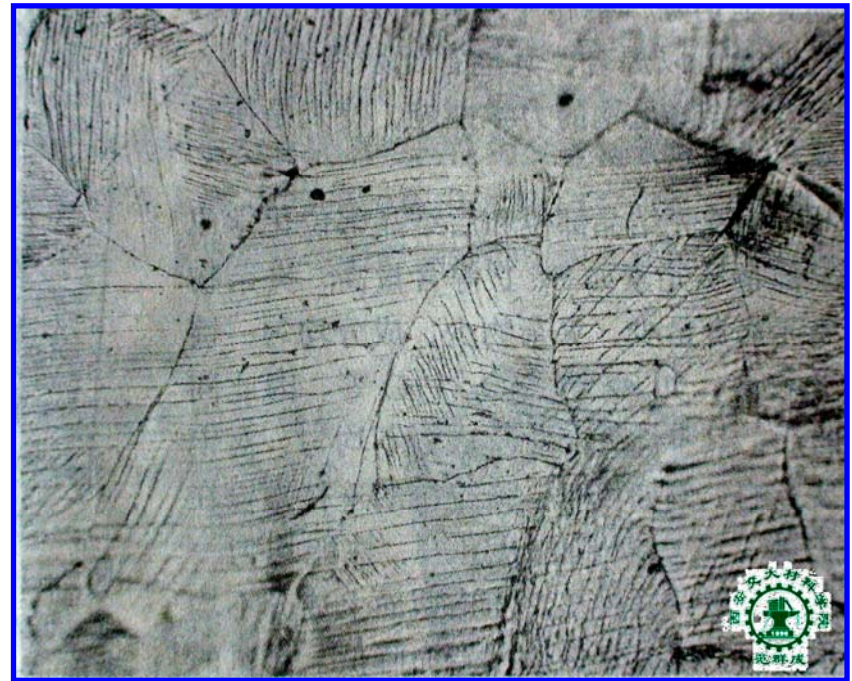


## 2. 晶体滑移的观察

- **滑移线** — 晶体滑移在晶体表面形成的台阶称为滑移线
- **滑移带** — 聚集在一起的滑移线称为滑移带



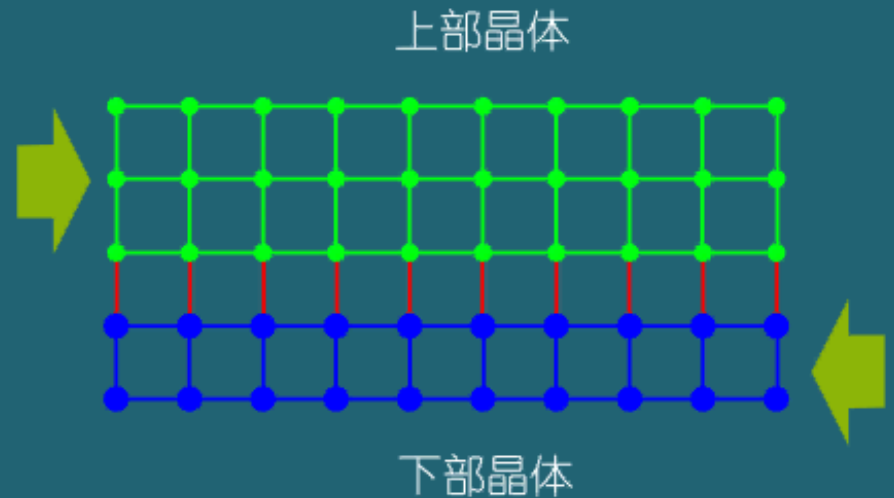
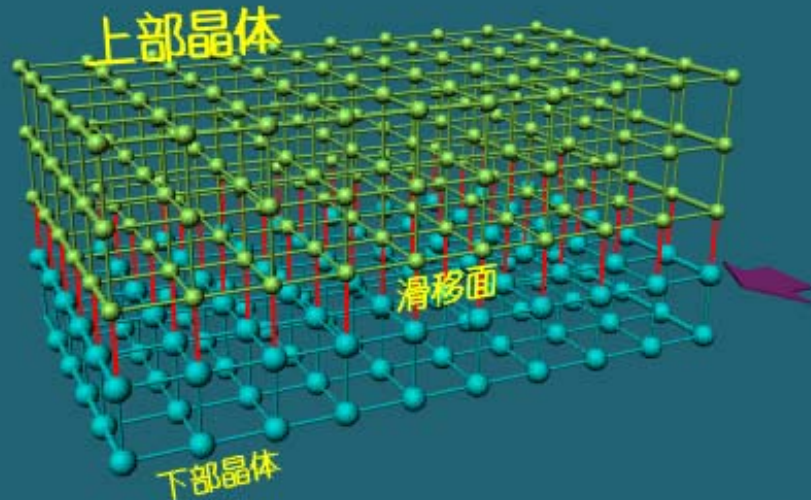
滑移线及滑移带示意图

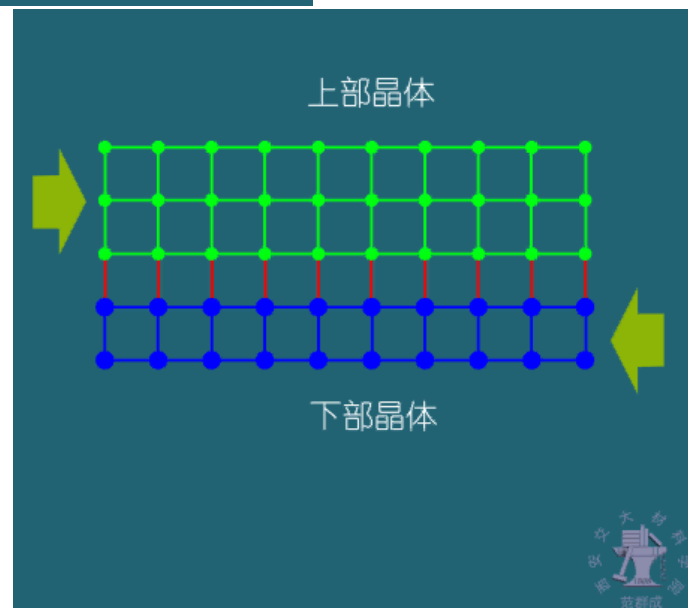
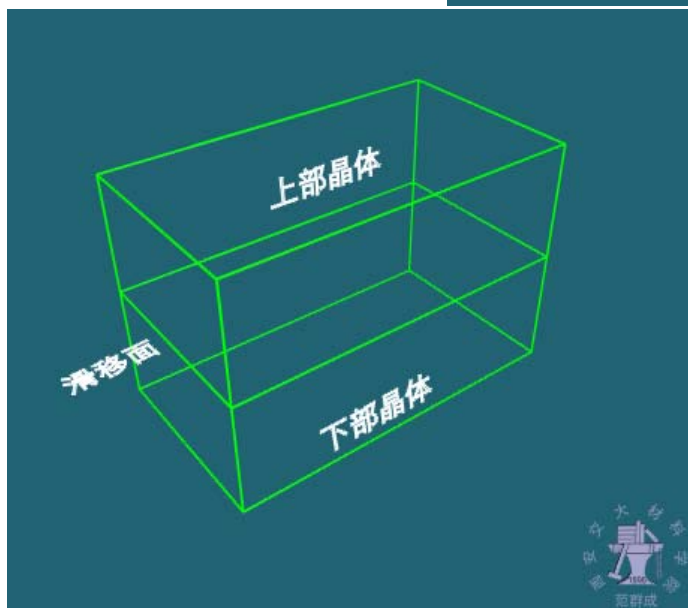
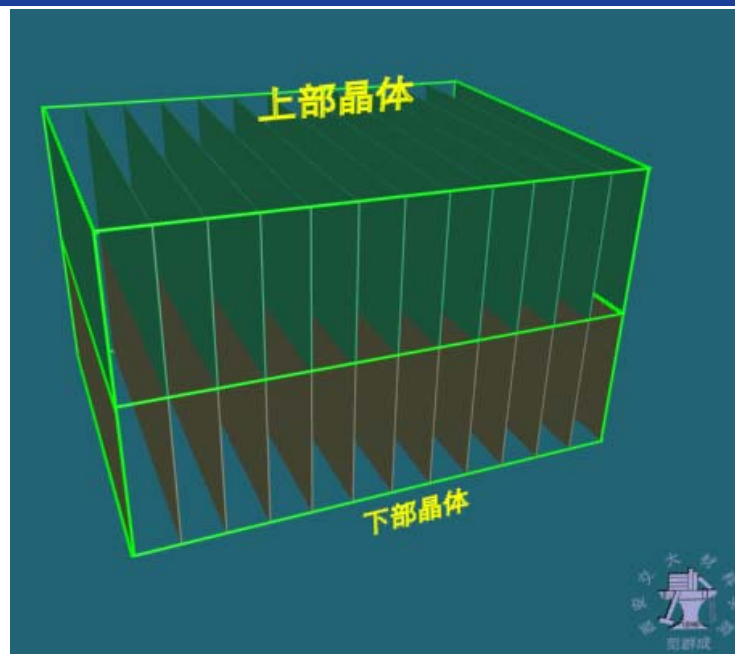


工业纯铁表面的滑移带

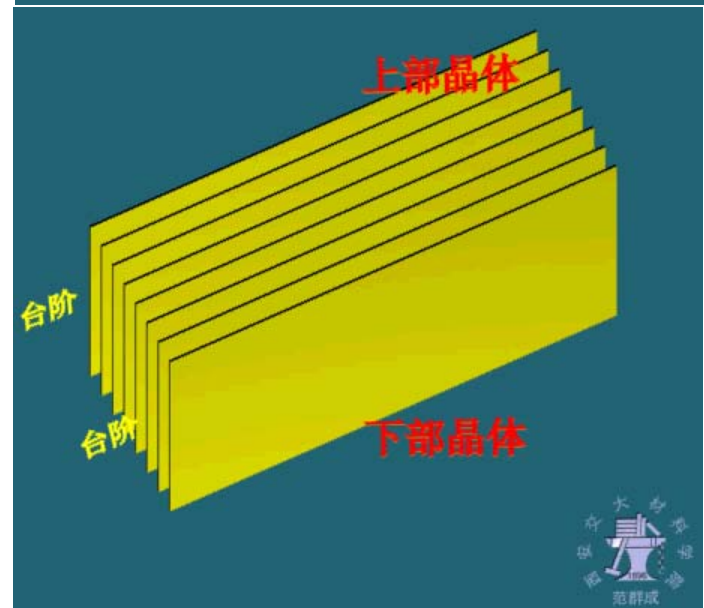
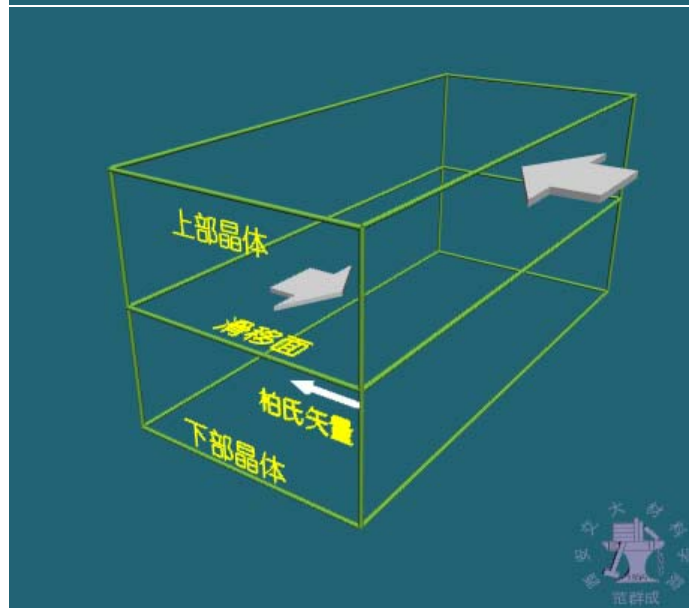
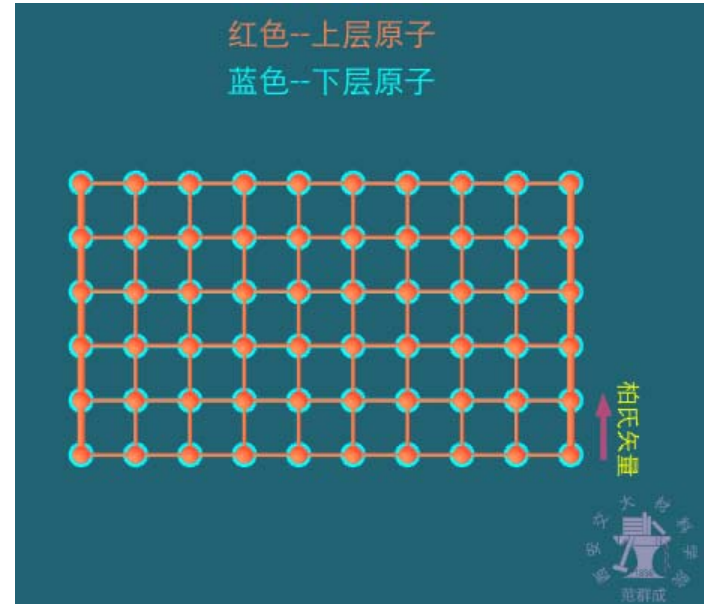
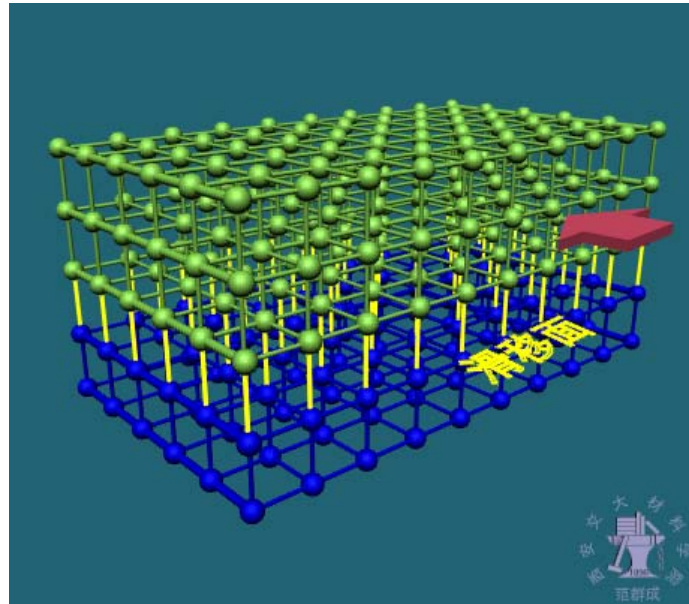
## 二、滑移机制

□ 晶体的滑移是通过晶体中位错线的滑移而进行的









□ 根据位错运动的点阵阻力  $\tau_{P-N} = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left[-\frac{2\pi a}{b(1-\nu)}\right]$

晶体的滑移面应是晶体的最密排面，滑移方向应是晶体的最密排方向

### 三、晶体的滑移系

**滑移系**—晶体的滑移面与该面内的一个滑移方向的组合称为一个滑移系。

#### 1. 晶体的常见滑移系

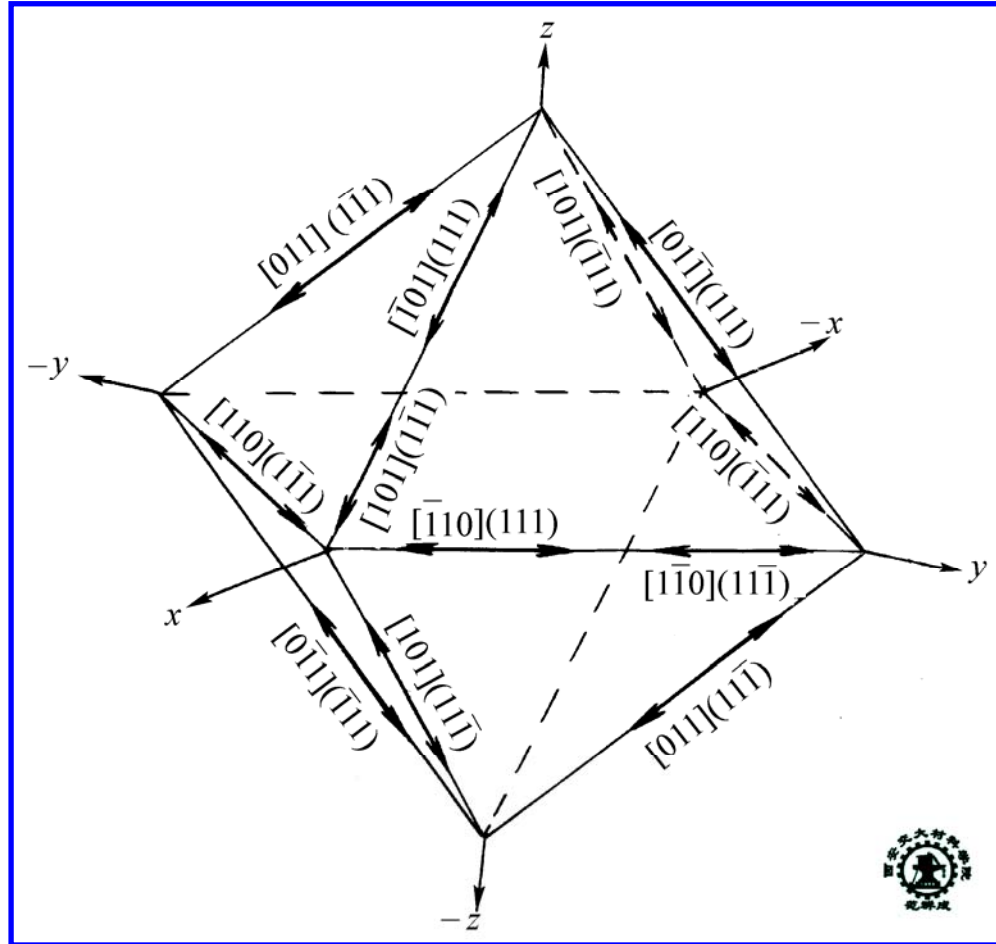
##### 1) 面心立方金属的常见滑移系

$\{111\} < \bar{1}10 >$       12 个滑移系

THE END

$(111)[\bar{1}10]$   
 $(111)[\bar{1}01]$   
 $(111)[0\bar{1}1]$

$(\bar{1}11)[110]$   
 $(\bar{1}11)[101]$   
 $(\bar{1}11)[0\bar{1}1]$



$(1\bar{1}1)[110]$   
 $(1\bar{1}1)[\bar{1}01]$   
 $(1\bar{1}1)[011]$

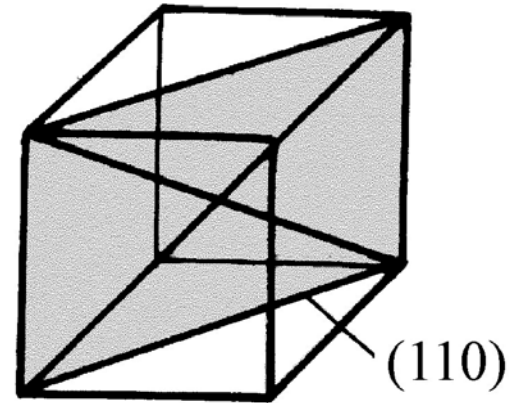
$(11\bar{1})[\bar{1}10]$   
 $(11\bar{1})[101]$   
 $(11\bar{1})[011]$

面心立方金属  $\{111\} \langle \bar{1}10 \rangle$  的 12 个滑移系

THE END

## 2) 体心立方金属的常见滑移系

$\{110\} \langle \bar{1}11 \rangle$   
12 个滑移系



$(110)[\bar{1}11]$

$(101)[\bar{1}11]$

$(011)[1\bar{1}1]$

$(110)[1\bar{1}1]$

$(101)[11\bar{1}]$

$(011)[11\bar{1}]$

$(\bar{1}10)[111]$

$(\bar{1}01)[111]$

$(0\bar{1}1)[111]$

$(\bar{1}10)[11\bar{1}]$

$(\bar{1}01)[1\bar{1}1]$

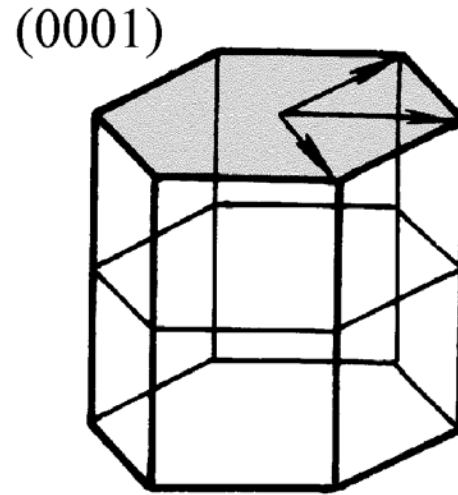
$(0\bar{1}1)[\bar{1}11]$

THE END



### 3) 密排六方金属的常见滑移系

$(0001) \langle 11\bar{2}0 \rangle$   
3 个滑移系



$(0001)[11\bar{2}0]$

$(0001)[\bar{1}2\bar{1}0]$

$(0001)[\bar{2}110]$

## 2. 滑移系数目对金属塑性的影响

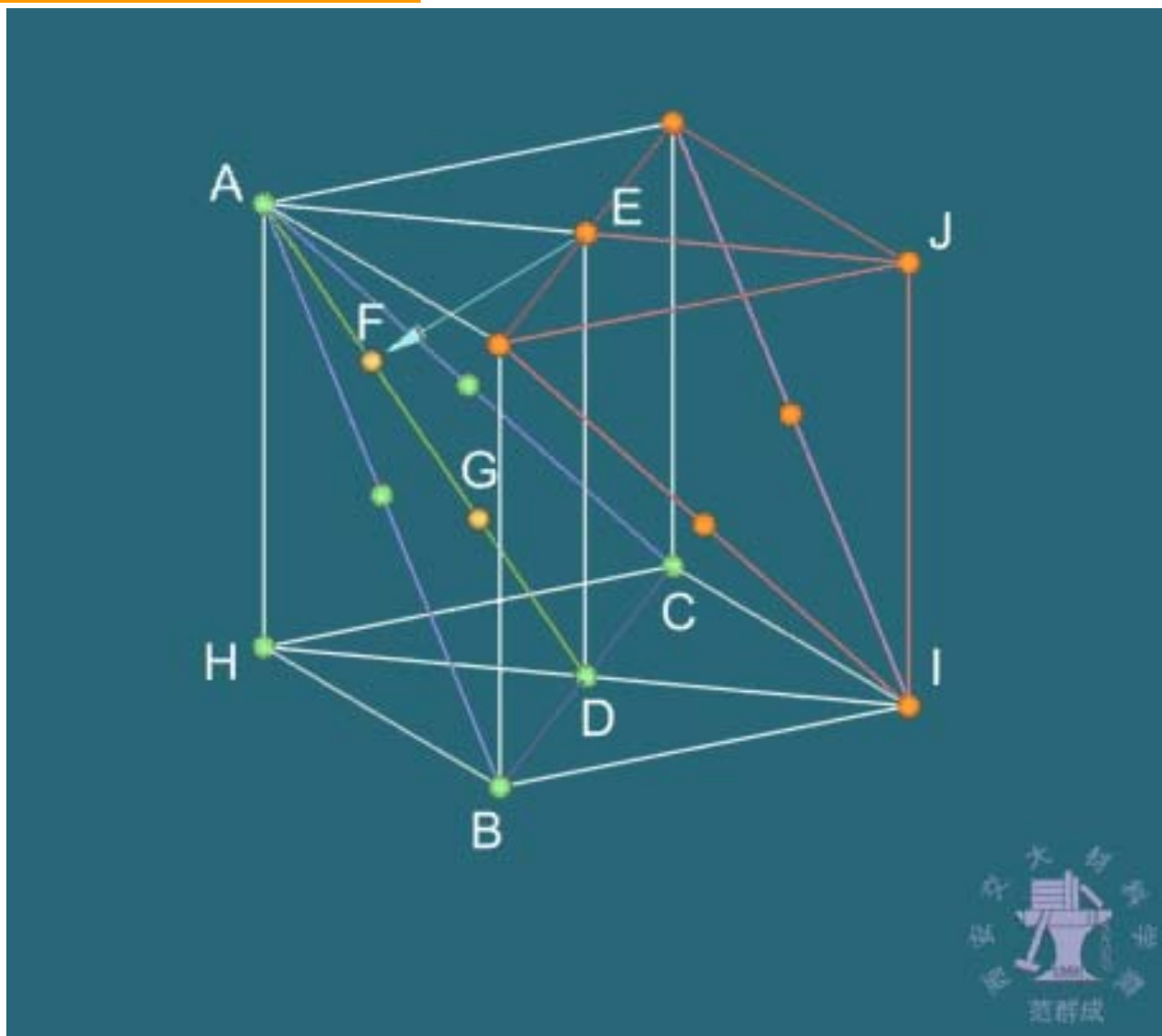
滑移系数目越多，金属的塑性越好。滑移系数目相同情况下，一个滑移面内的滑移方向越多，塑性越好

一般情况下， $\text{fcc} > \text{bcc} > \text{cph}$

## 四、孪生变形（以面心立方晶体为例）

**孪生变形**—晶体中部分区域通过均匀切变，与未均匀切变区的晶体位向形成镜面对称的塑性变形方式，称为孪生变形。

# 1. 孪生变形过程



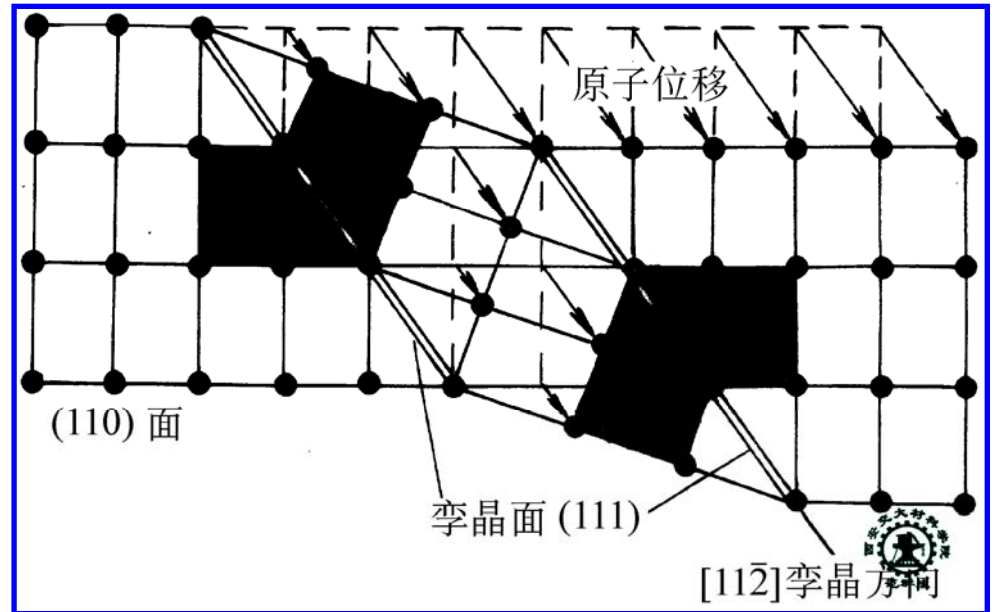
- 晶体中相邻的孪生面沿面内的孪生方向依次  
滑移特定的距离
- 对于面心立方晶体：

孪生系统

$(111) \langle 11\bar{2} \rangle$

滑移距离

$$\left| \frac{a}{6} [11\bar{2}] \right| = \frac{\sqrt{6}}{6} a$$

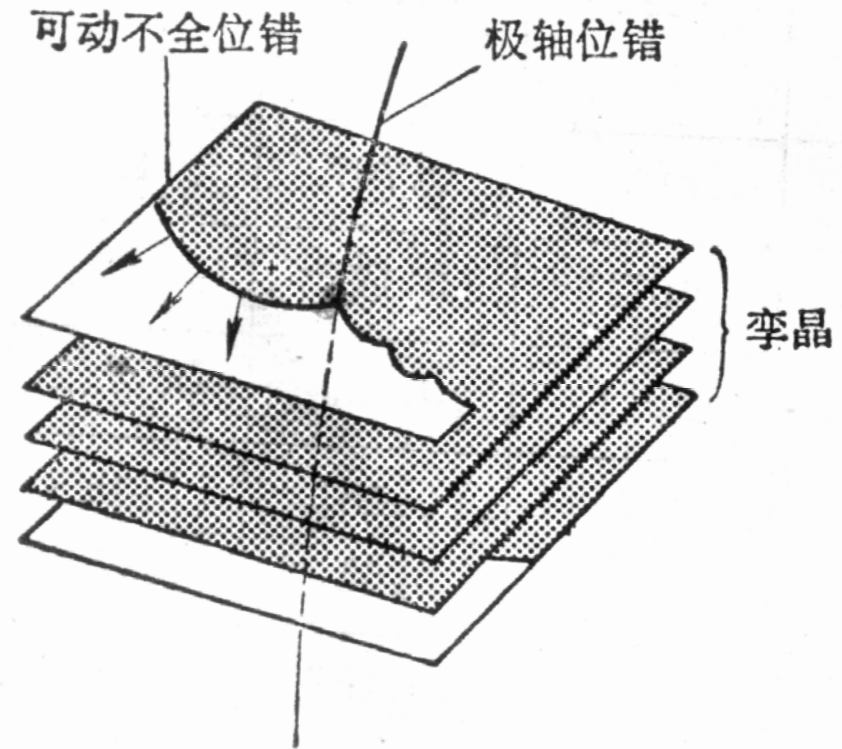


面心立方晶体的孪生变形

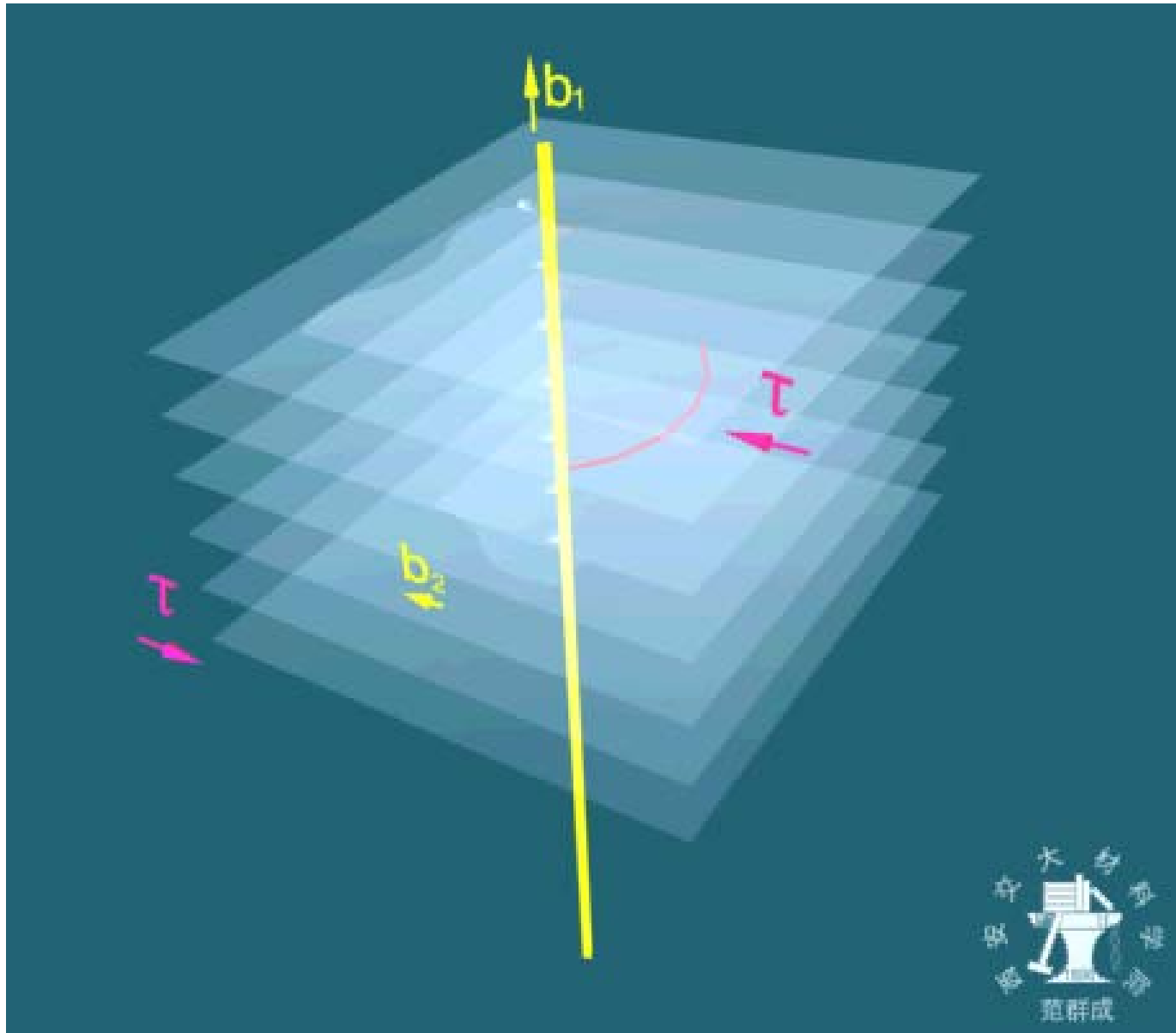
THE END

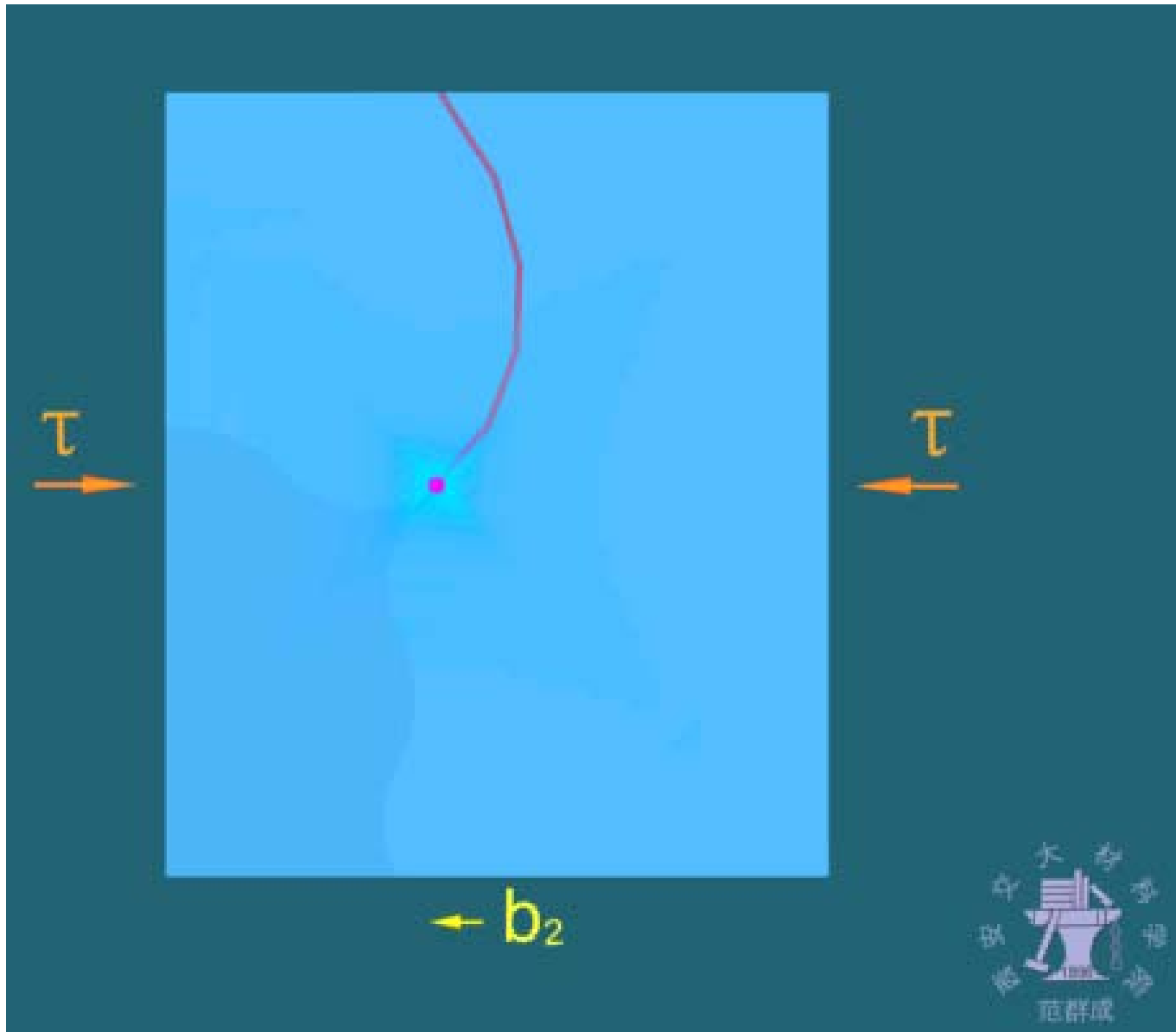
## 2. 孪生机制(以面心立方为例) — 极轴位错机制

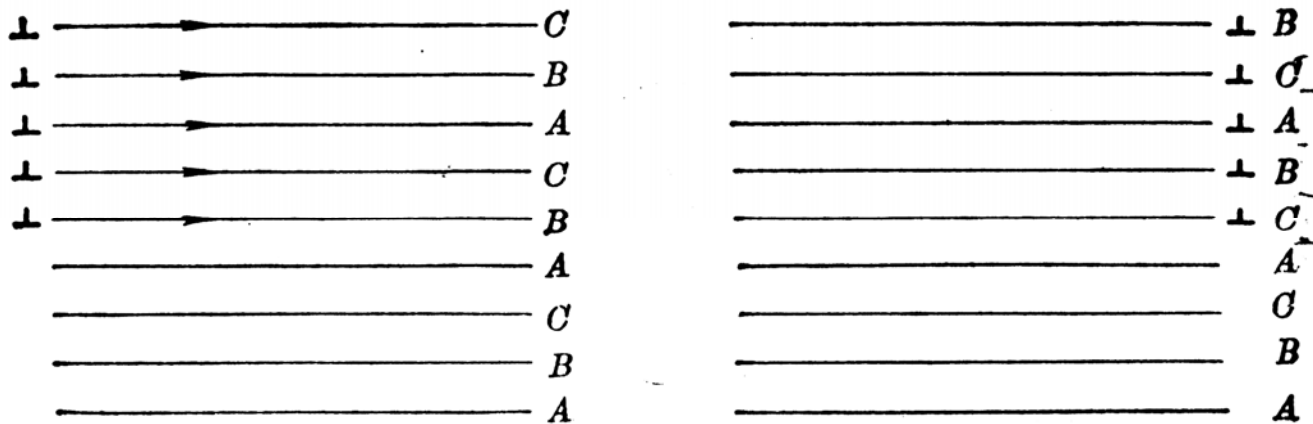
面心立方晶体中一个柏氏矢量为 $a[111]/3$ 的螺位错线垂直于(111)面, 称其为极轴位错, 使(111)面扭曲为螺旋面. (111)面内有一个一端被极轴固定的不全位错 $a[11\bar{2}]/6$ 它只能绕极轴转动. 每当它在(111)面内扫过一圈, 就产生一个单原子层的孪晶, 同时又沿着螺旋面上升一层. 如此重复进行, 就在晶体中形成一个孪晶区域.



THE END







### 3. 影响孪生变形的因素

#### □ 滑移系数目

晶体滑移系数目越少，越容易孪生  
金属发生孪生变形条件的比较

密排六方	体心立方	面心立方
常温	低温	极低温
常速	冲击	高速冲击

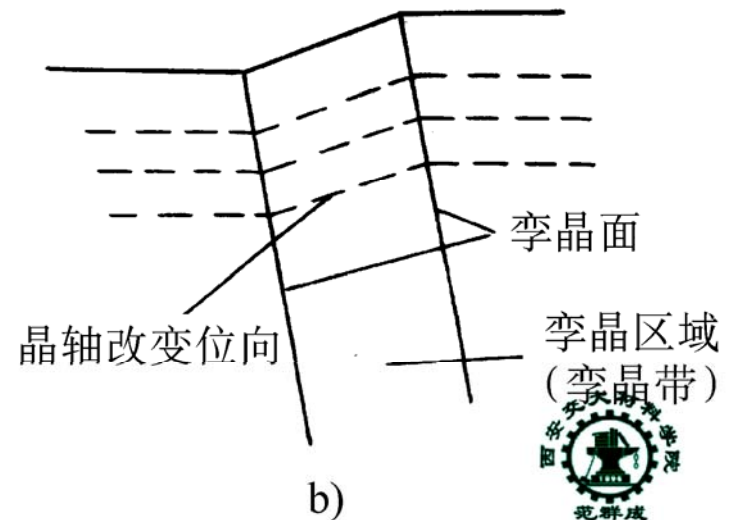
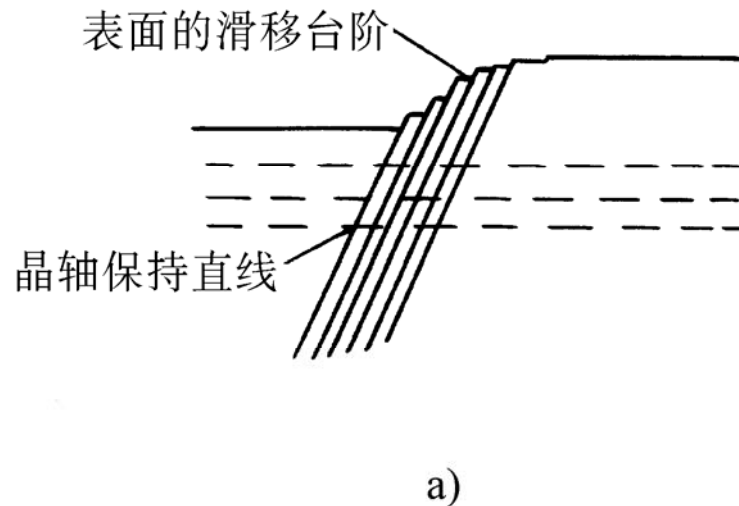


## □ 层错能

层错能越低，孪生应力也越低，孪生越容易

## 4. 孪晶的观察

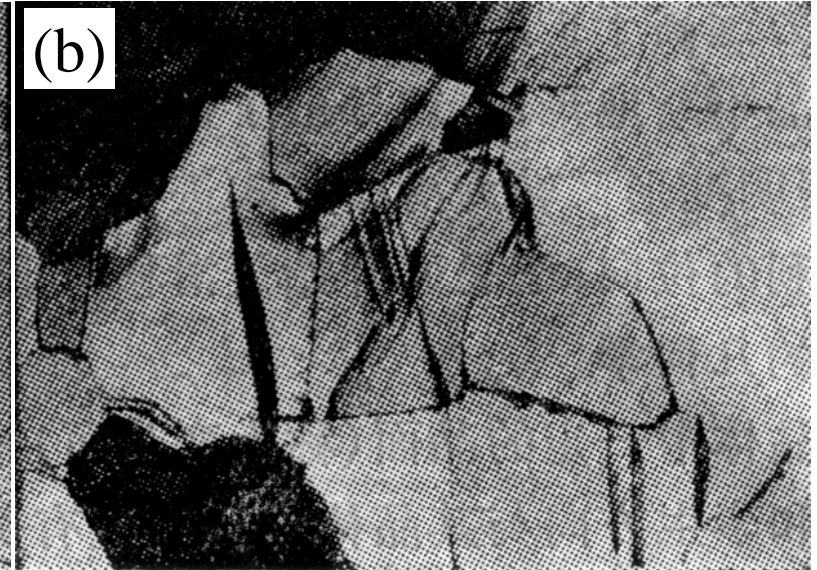
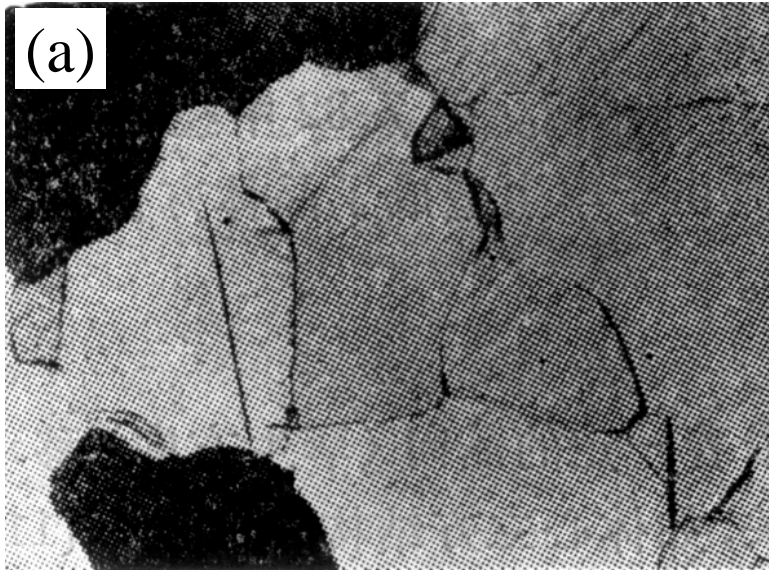
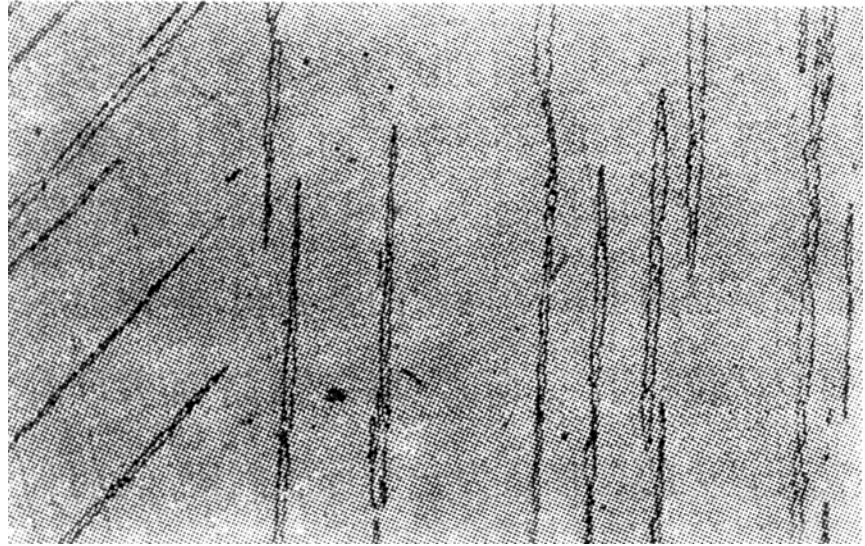
### □ 表面浮凸



THE END

## □ 形变孪晶

$\alpha$  铁的形变孪晶  
(纽曼带)

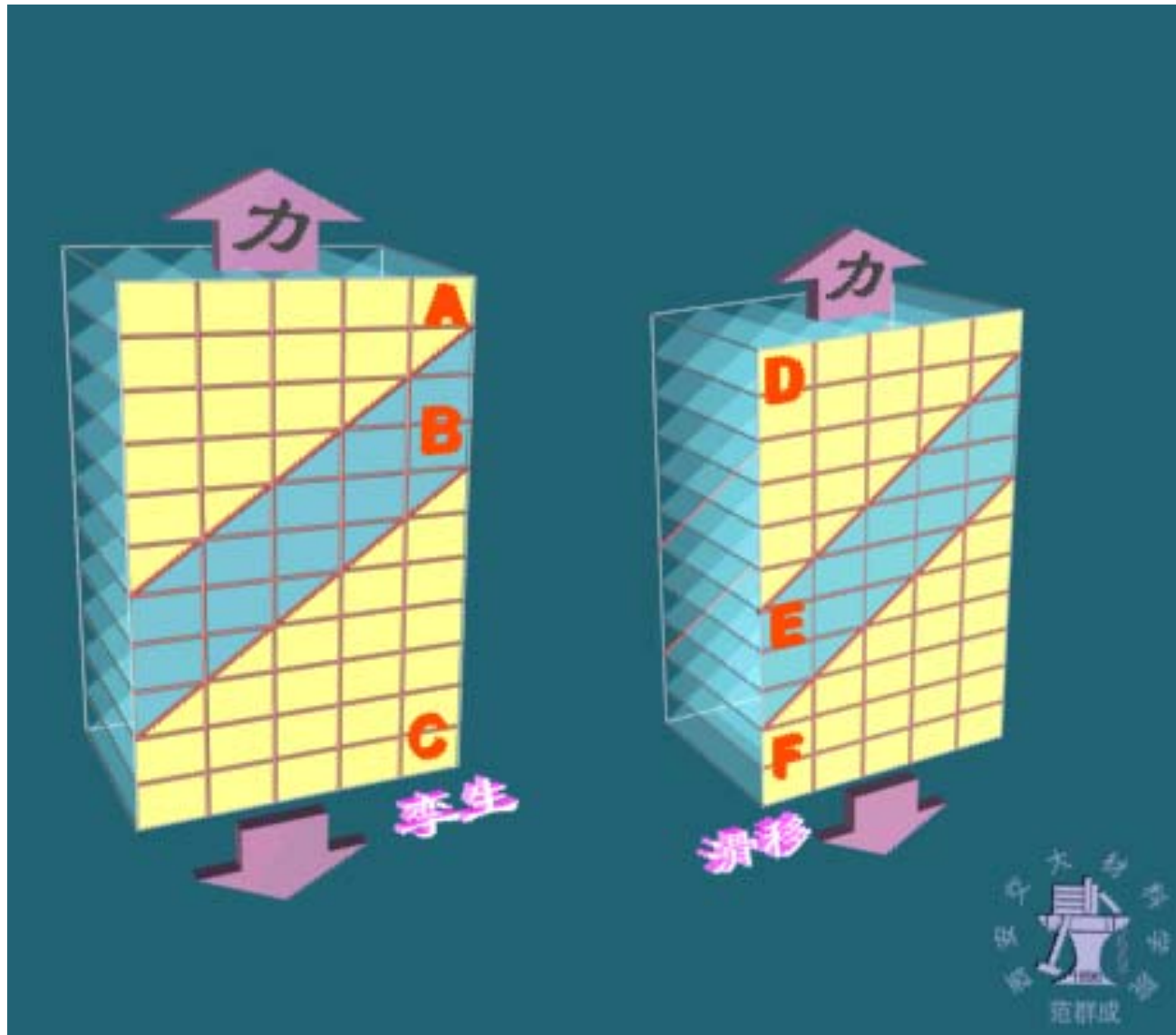


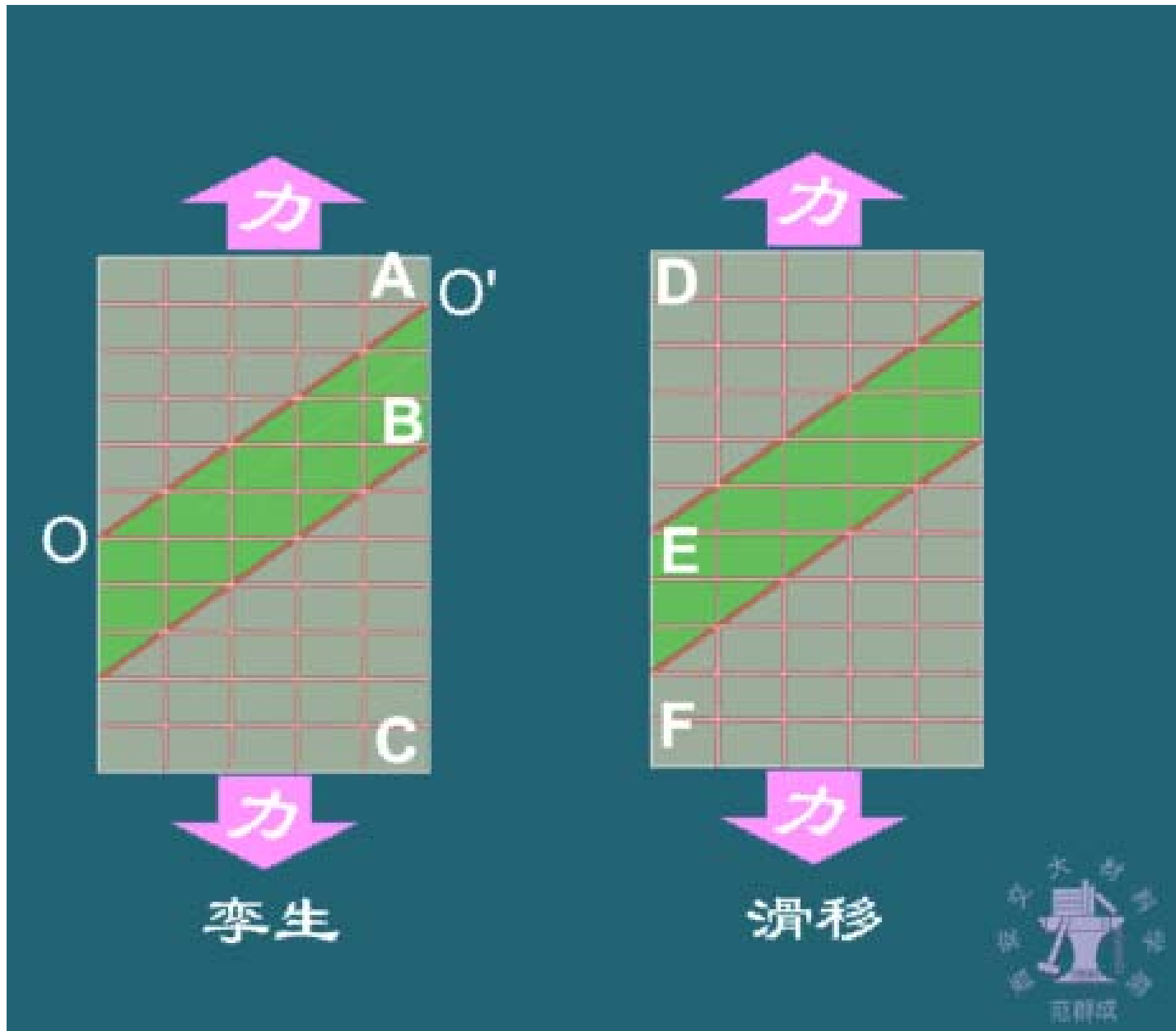
锌拉伸过程中形变孪晶的生长

THE END



## 5. 孪生与滑移的比较





## 6. 孪生在塑性变形中的作用

- ❑ 孪生产生的塑性变形量很小
- ❑ 当滑移变得困难时，通过孪生改变晶体位向，有助于滑移继续进行
- ❑ 在密排六方金属中，孪生是塑性变形的主要方式

# 第四节 单晶体的塑性变形

## THE PLASTIC DEFORMATION OF SINGLE CRYSTAL

施密特定律

晶体的始滑移系

夹头固定情况下滑移过程中的晶体转动

晶体滑移的种类

单晶体表面滑移线方位的确定

THE END

THE END

# 一、施密特定律

## 1. 作用在滑移系上的分切应力

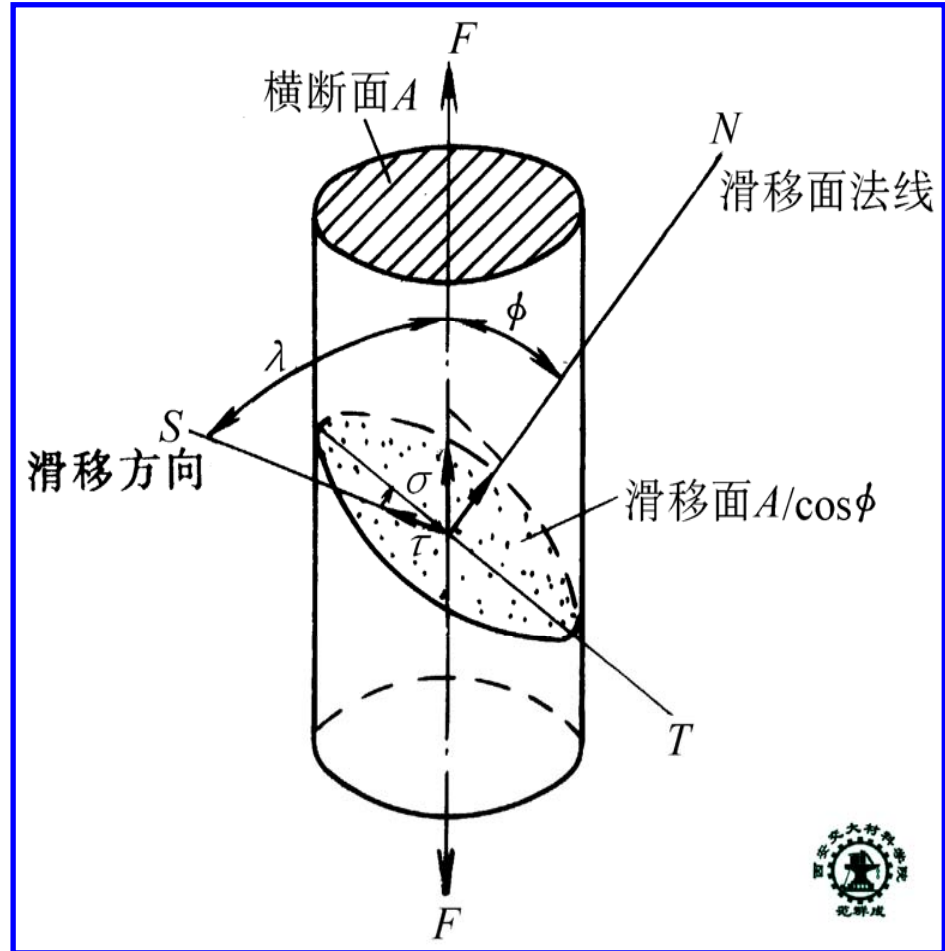
设：

拉力为  $F$

试棒原始横截面积  $A_0$

力轴与滑移面夹角  $\phi$

力轴与滑移方向夹角  $\lambda$



THE END

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

$$\tau = \sigma \cos \phi \cos \lambda \quad (8-2)$$

$\cos \phi \cos \lambda$  — 施密特因子或 取向因子

## 2. 施密特定律

——作用在分切应力最大的滑移系上的应力达到晶体滑移的临界分切应力  $\tau_c$  时，该滑移系开动，晶体发生屈服

$$\left. \begin{aligned} \tau_c &= \sigma_s \cos \phi \cos \lambda \\ \sigma_s &= \frac{\tau_c}{\cos \phi \cos \lambda} \end{aligned} \right\} \quad (8-3)$$

THE END



## 二、晶体的始滑移系

由于晶体各滑移系取向不同，因而分切应力大小也不相同。晶体滑移的临界分切应力相同的条件下，分切应力最大的滑移系首先开动，该滑移系称为晶体的**始滑移系**

### 1. 计算比较法

根据式（8-2），逐一计算并比较各滑移系的取向因子，取向因子最大的为始滑移系

**例题 8-1**

在铜单晶体（面心立方）的  $[123]$  方向进行拉伸，求首先开动的滑移系

解：对  $(111)[\bar{1}10]$

$$\cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [111]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [\bar{1}10]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{6}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{1}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{6}}{14}$$

对  $(111)[\bar{1}01]$   $\cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [111]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [\bar{1}01]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{6}}{7}$

对  $(111)[0\bar{1}1]$   $\cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [111]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [0\bar{1}1]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{6}}{14}$

THE END

对  $(\bar{1} 1 1)[1 1 0]$   $\cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [\bar{1} 1 1]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [1 1 0]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{6}}{7}$

对  $(\bar{1} 1 1)[1 0 1]$   $\cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [\bar{1} 1 1]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [1 0 1]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{4\sqrt{6}}{21}$

对  $(\bar{1} 1 1)[0 \bar{1} 1]$   $\cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [\bar{1} 1 1]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [0 \bar{1} 1]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{6}}{21}$

对  $(1 \bar{1} 1)[1 1 0]$   $\cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [1 \bar{1} 1]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [1 1 0]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{6}}{14}$

对  $(1 \bar{1} 1)[\bar{1} 0 1]$   $\cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [1 \bar{1} 1]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [\bar{1} 0 1]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{6}}{21}$

THE END

$$\text{对 } (1 \bar{1} 1)[011] \quad \cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [1 \bar{1} 1]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [011]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = \frac{5\sqrt{6}}{42}$$

$$\text{对 } (11 \bar{1})[\bar{1} 10] \quad \cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [11 \bar{1}]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [\bar{1} 10]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = 0$$

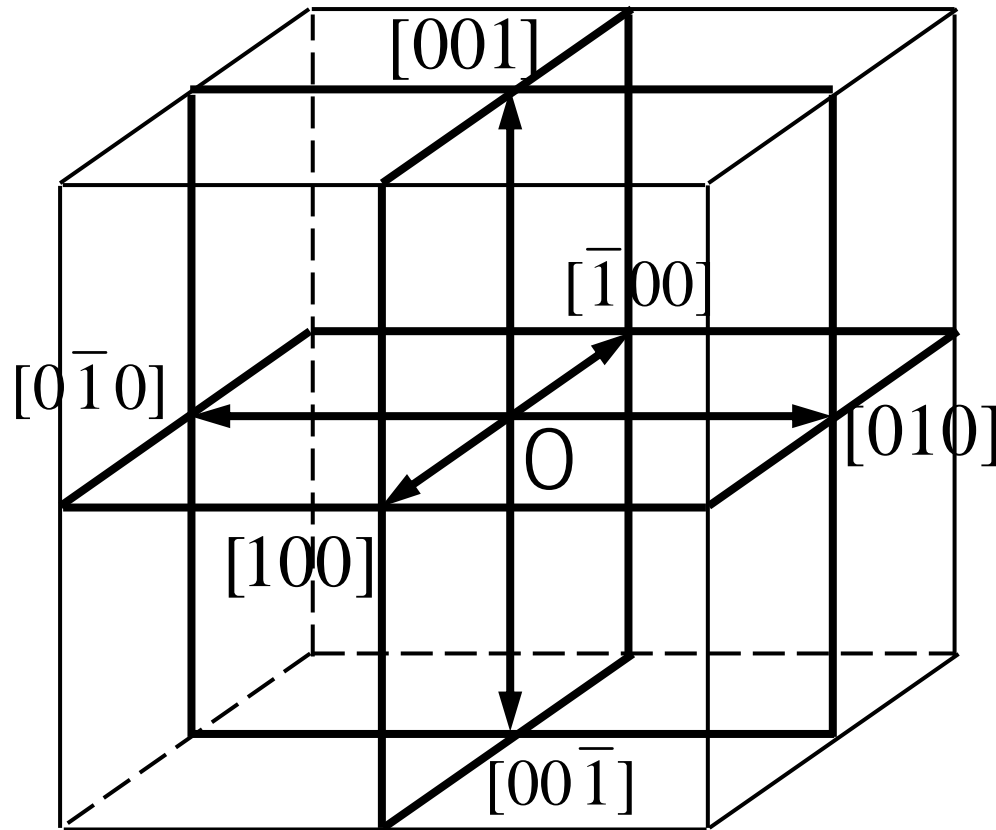
$$\text{对 } (11 \bar{1})[101] \quad \cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [11 \bar{1}]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [101]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = 0$$

$$\text{对 } (11 \bar{1})[011] \quad \cos \phi \cos \lambda = \frac{[123] \cdot [11 \bar{1}]}{\sqrt{14}\sqrt{3}} \frac{[123] \cdot [011]}{\sqrt{14}\sqrt{2}} = 0$$

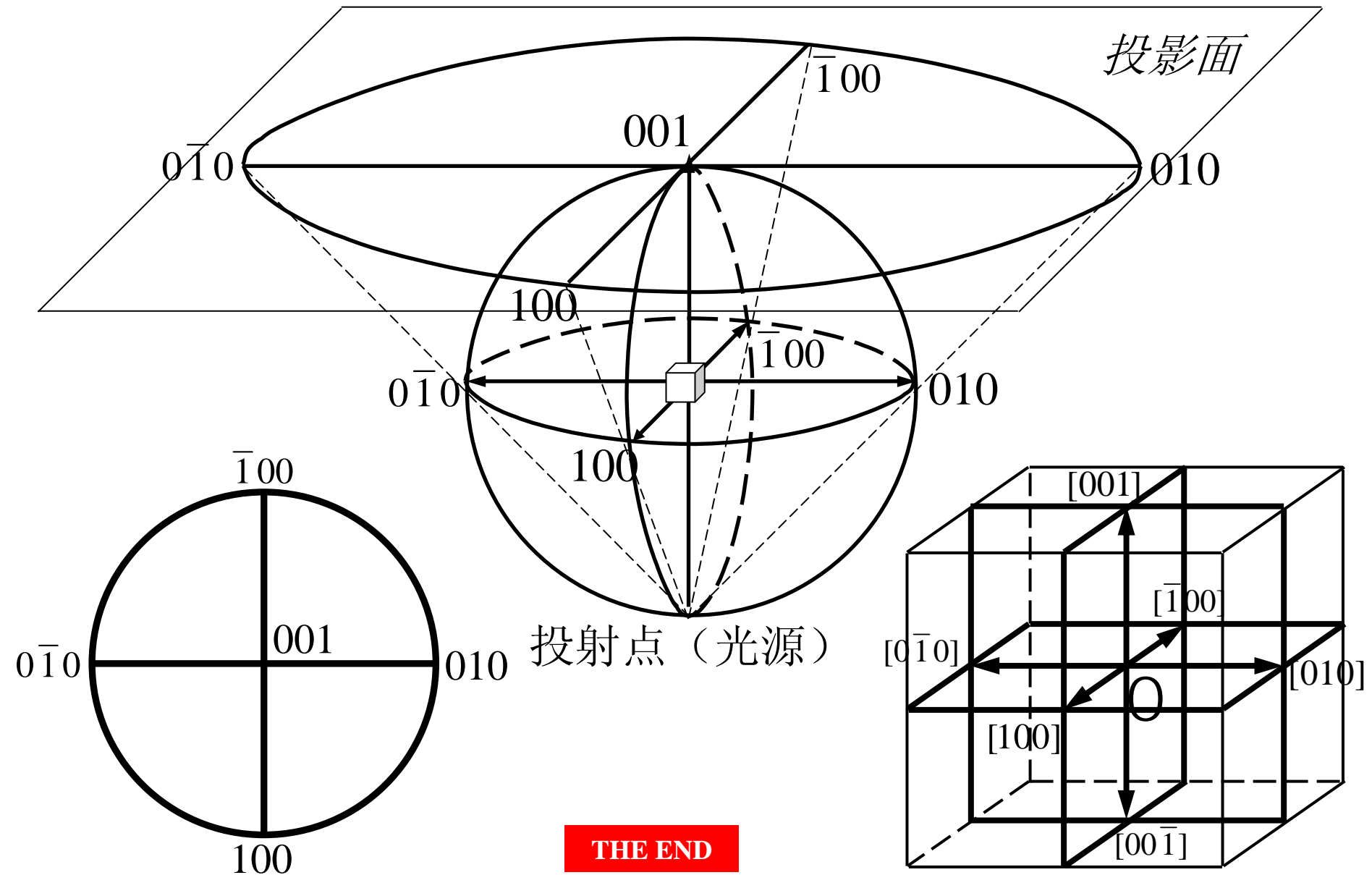
经比较可知，始滑移系为  $(\bar{1} 11)[101]$

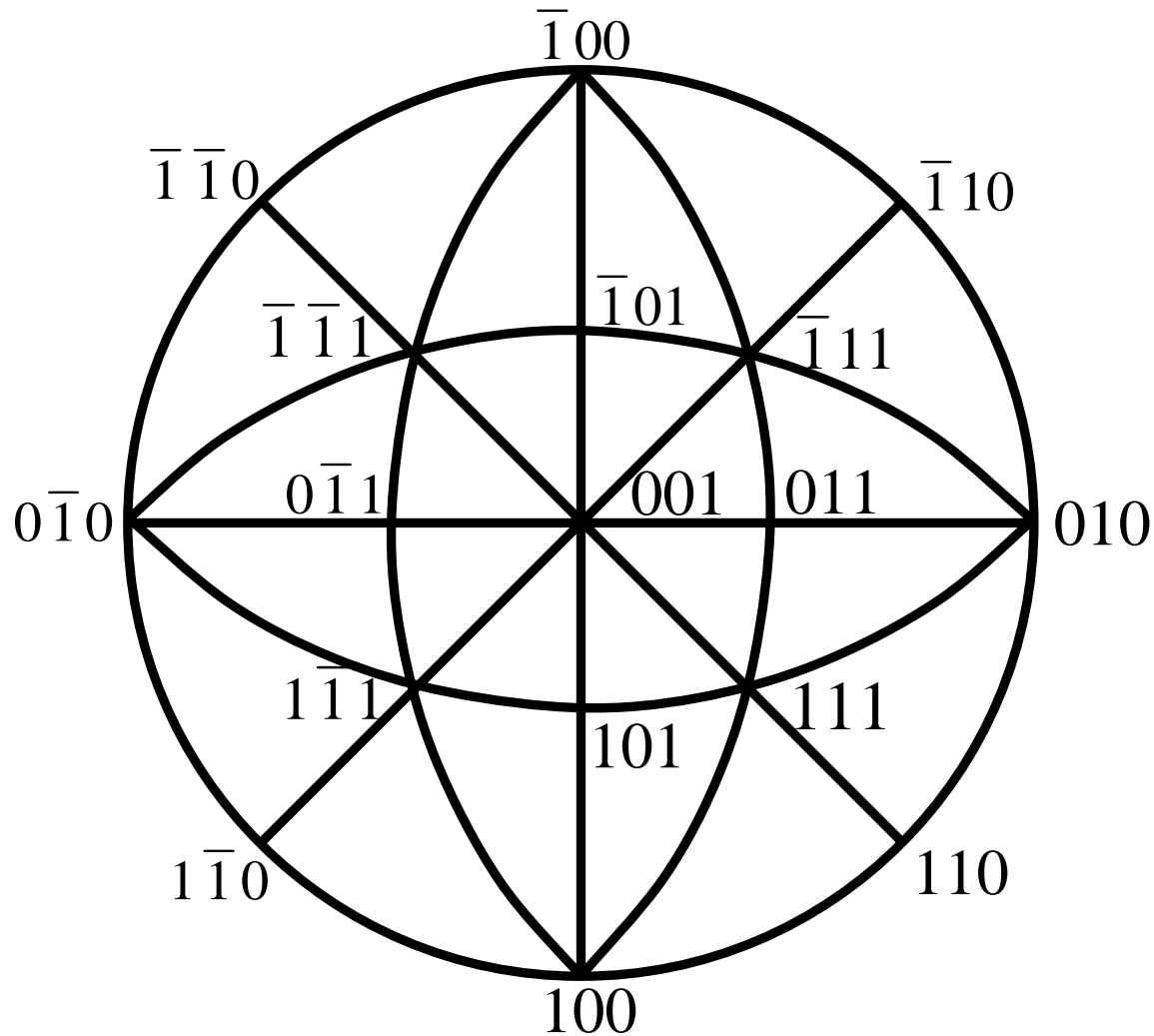
## 2. 标准投影图解法（以立方晶系为例）

### 立方晶系的标准投影图（复习）



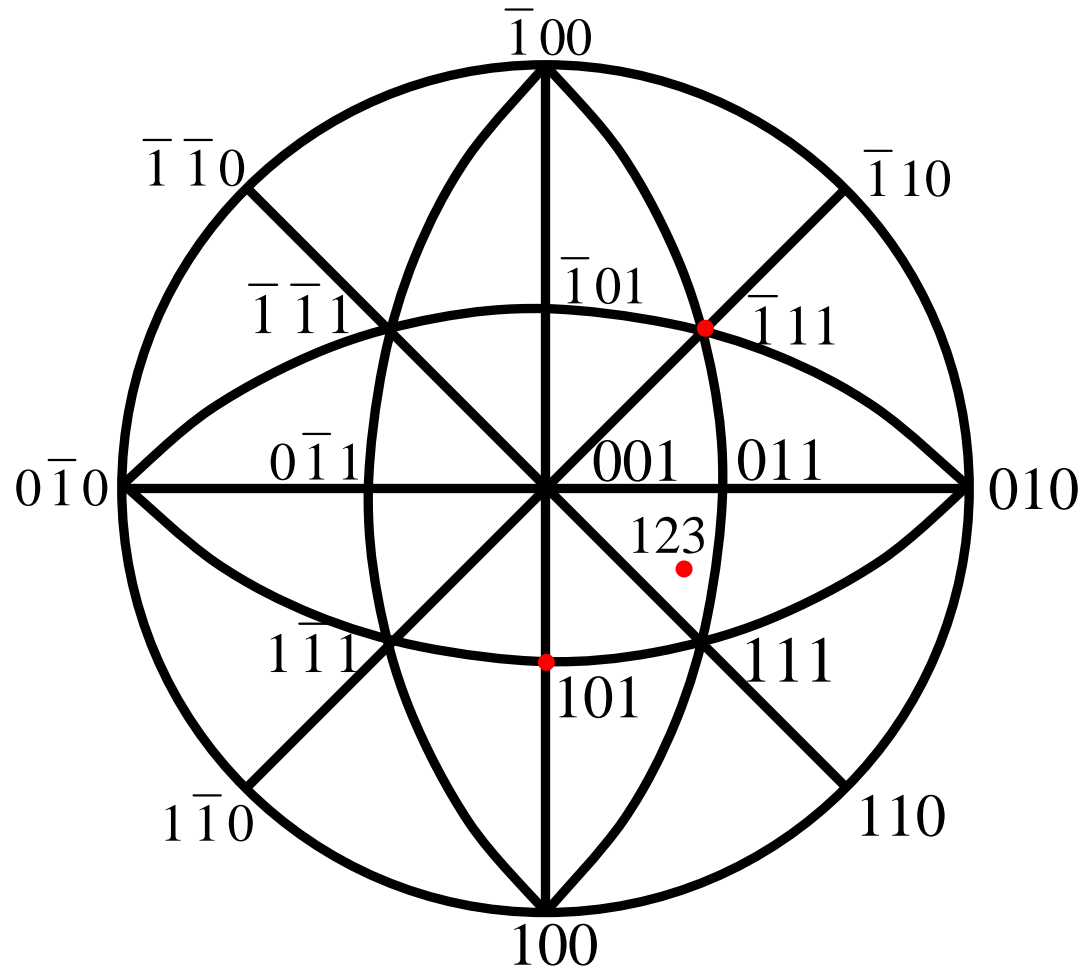
THE END





立方晶系的 (001) 标准投影图

在图中找出力轴所在的投影三角形, 以三角形  $\{111\}$  角的对边为公共边, 与之呈镜面对称的  $\{111\}$  点即始滑移面; 以三角形  $\langle 110 \rangle$  角的对边为公共边, 与之呈镜面对称的  $\langle 110 \rangle$  点即始滑移方向



立方晶系的  $(001)$  标准投影图



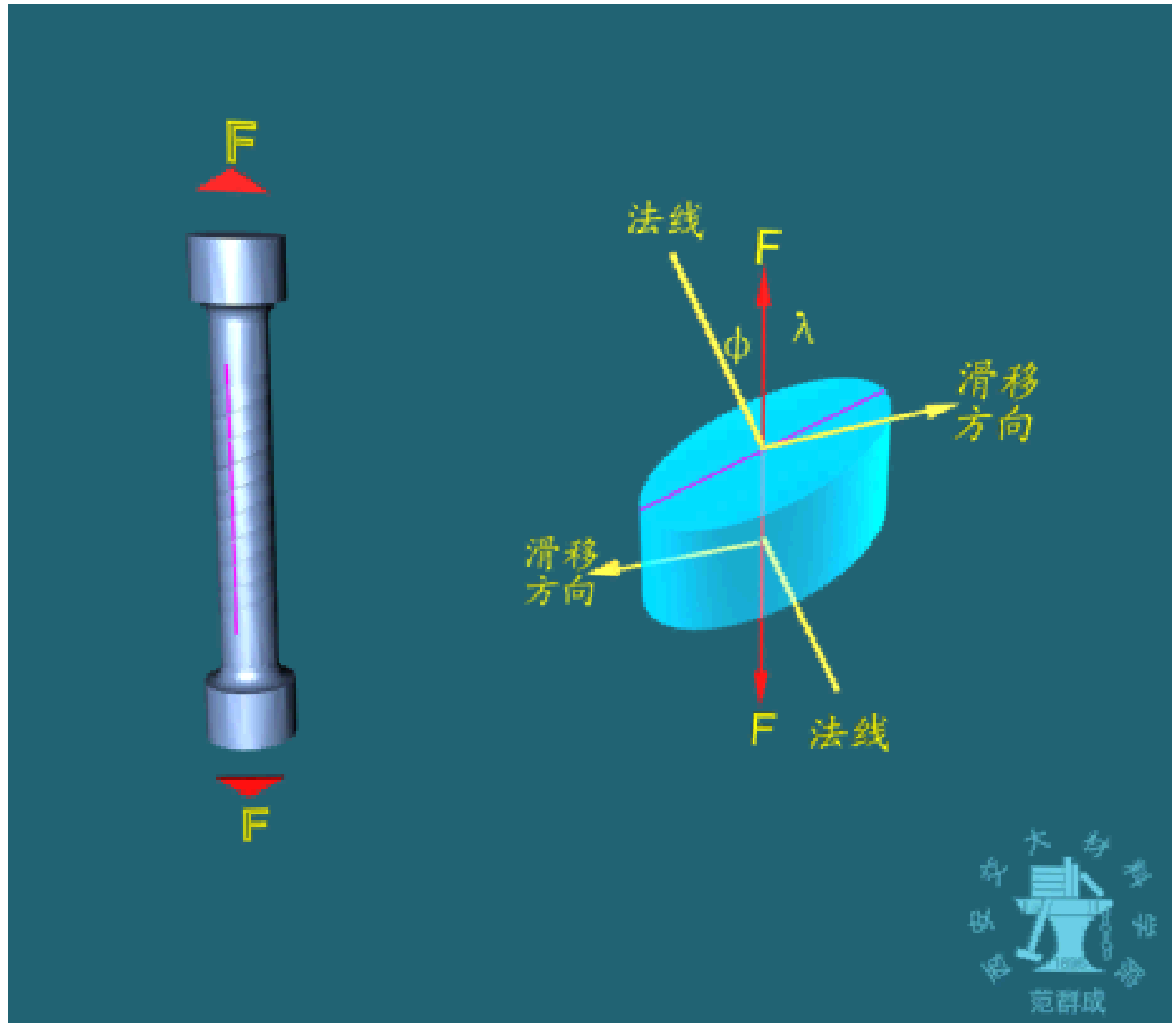
$$(\bar{1}01)[\bar{1}1\bar{1}]$$


**SCHOOL OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING OF XI'AN JIAOTONG UNIVERSITY**



### 三、夹头固定情况下滑移过程中的晶体转动

#### 1. 现象



THE END

## 2. 转动规律

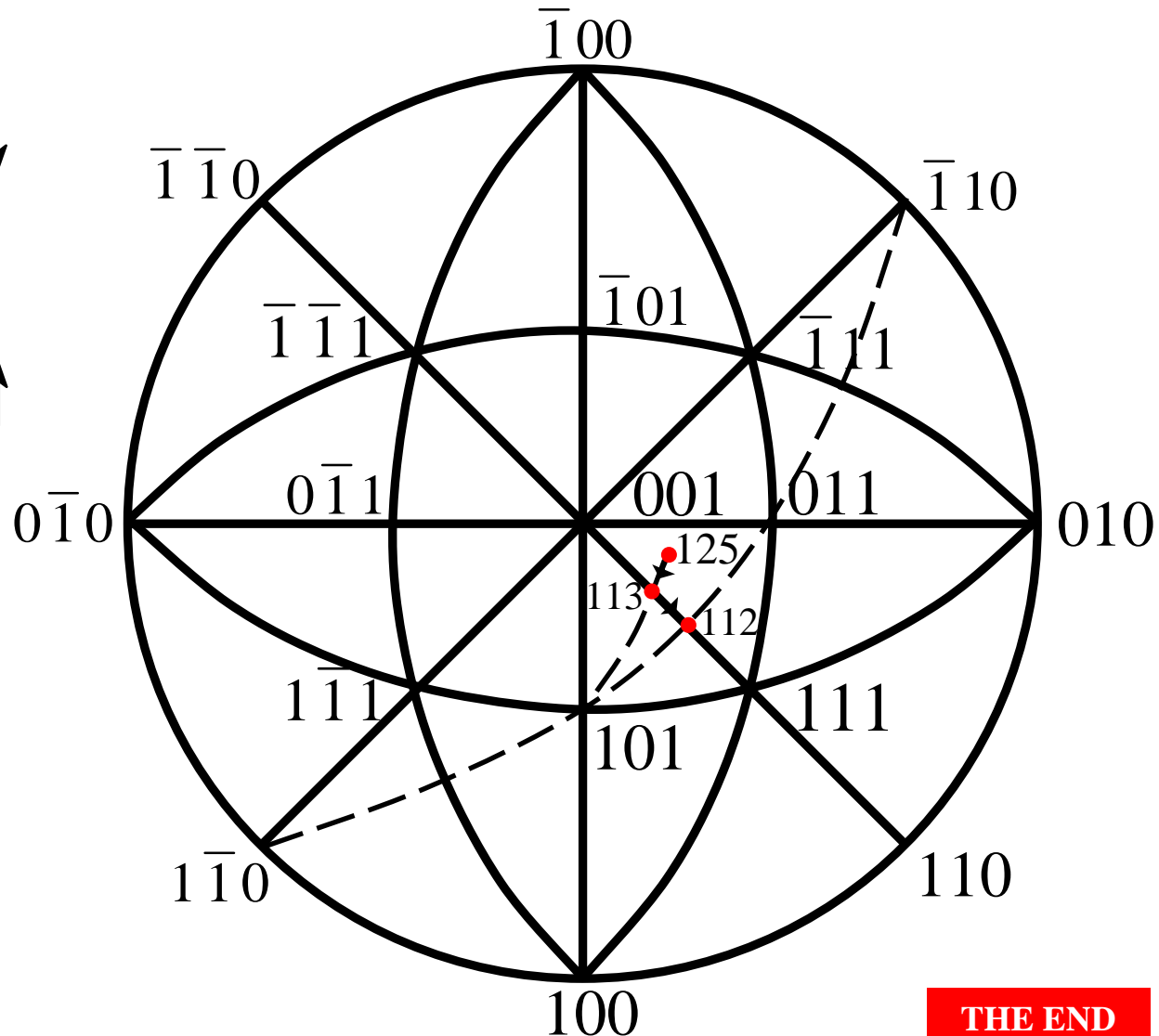
□ 拉伸时:

$\phi$  角  $\uparrow$ ,  $\lambda$  角  $\downarrow$

□ 压缩时:

$\phi$  角  $\downarrow$ ,  $\lambda$  角  $\uparrow$

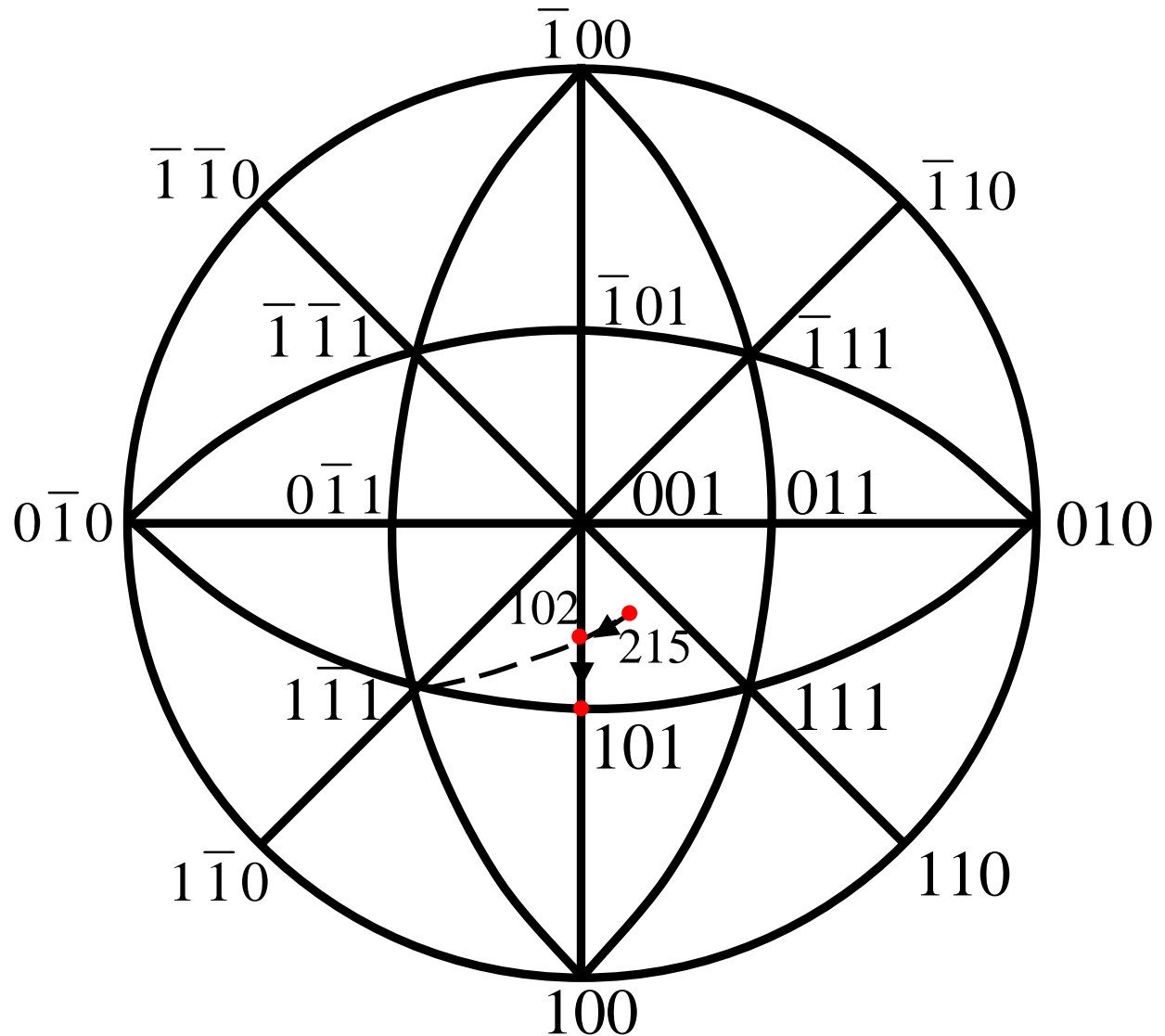
例如, 在面心立方单晶体的  $[125]$  方向进行拉伸时, 晶体的转动如右图所示



THE END

## 例题 8-4

在面心立方单晶体的  $[215]$  方向进行压缩时，晶体如何转动？



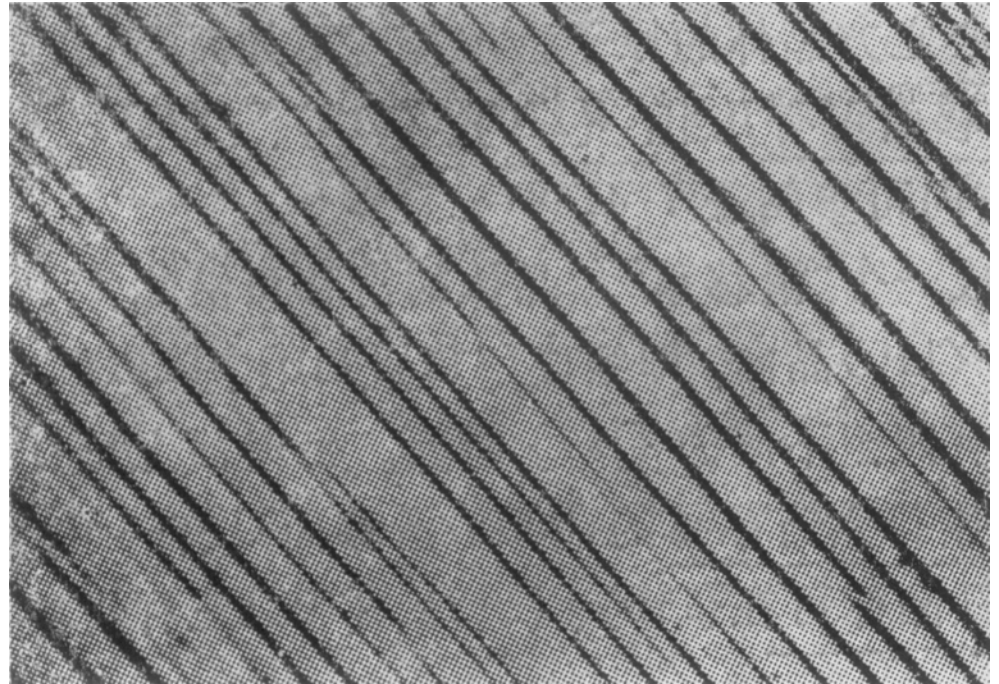
THE END

## 四、晶体滑移的种类

### 1. 单滑移

——只有一个滑移系开动的滑移

- 晶体（或一个晶粒）表面只有一组平行的直线形滑移线



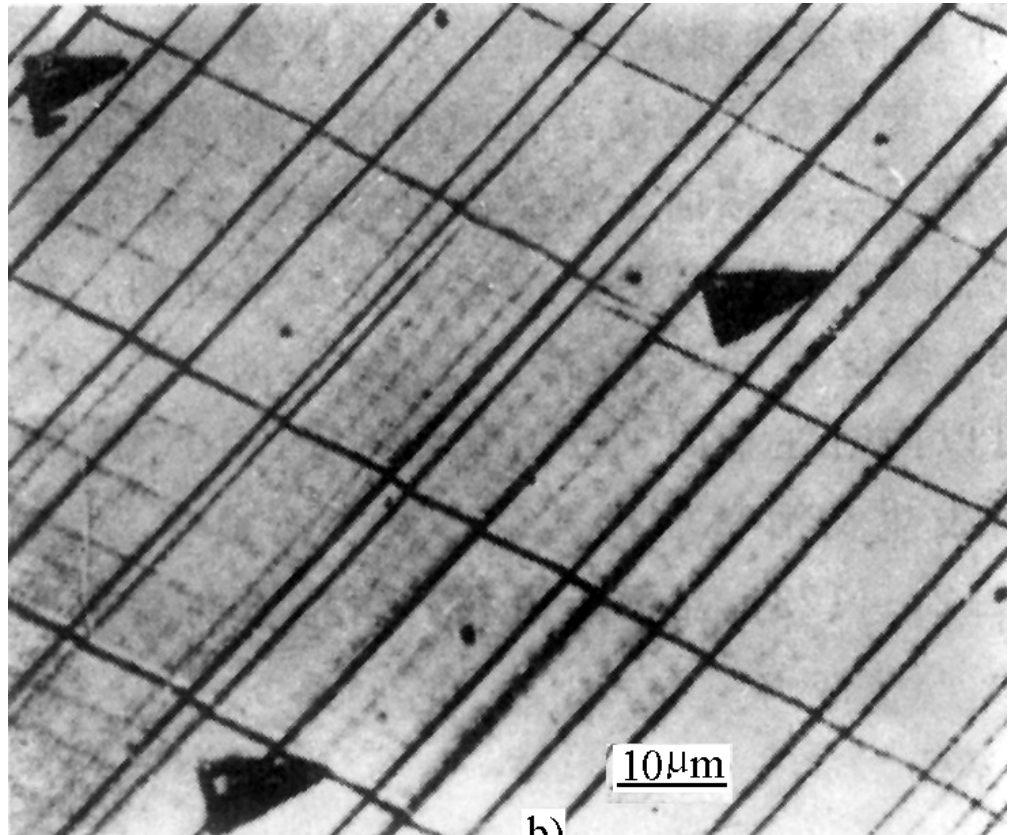
铜的滑移带

THE END

## 2. 多滑移

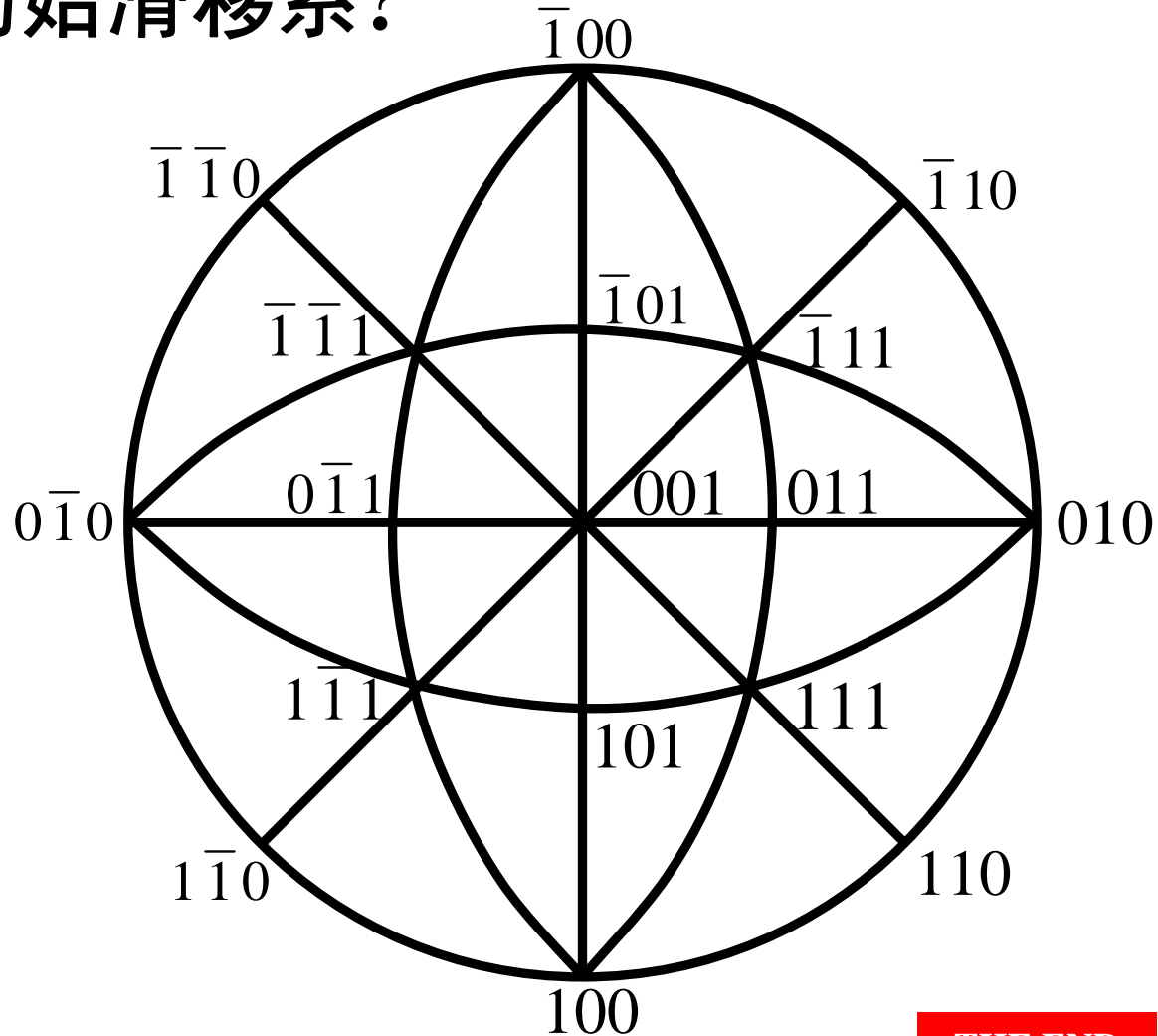
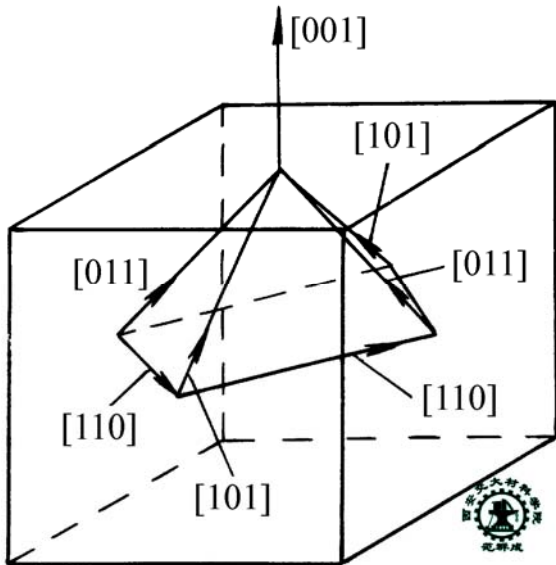
——多个滑移系同时开动的滑移

- 晶体（或一个晶粒）表面有多组相交的直线形滑移线



铝晶体多滑移的滑移线



$$\begin{array}{ll} (111)[0\bar{1}1] & (111)[\bar{1}01] \\ (1\bar{1}1)[\bar{1}01] & (1\bar{1}1)[011] \\ (\bar{1}\bar{1}1)[011] & (\bar{1}\bar{1}1)[101] \\ (\bar{1}11)[0\bar{1}1] & (\bar{1}11)[101] \end{array}$$


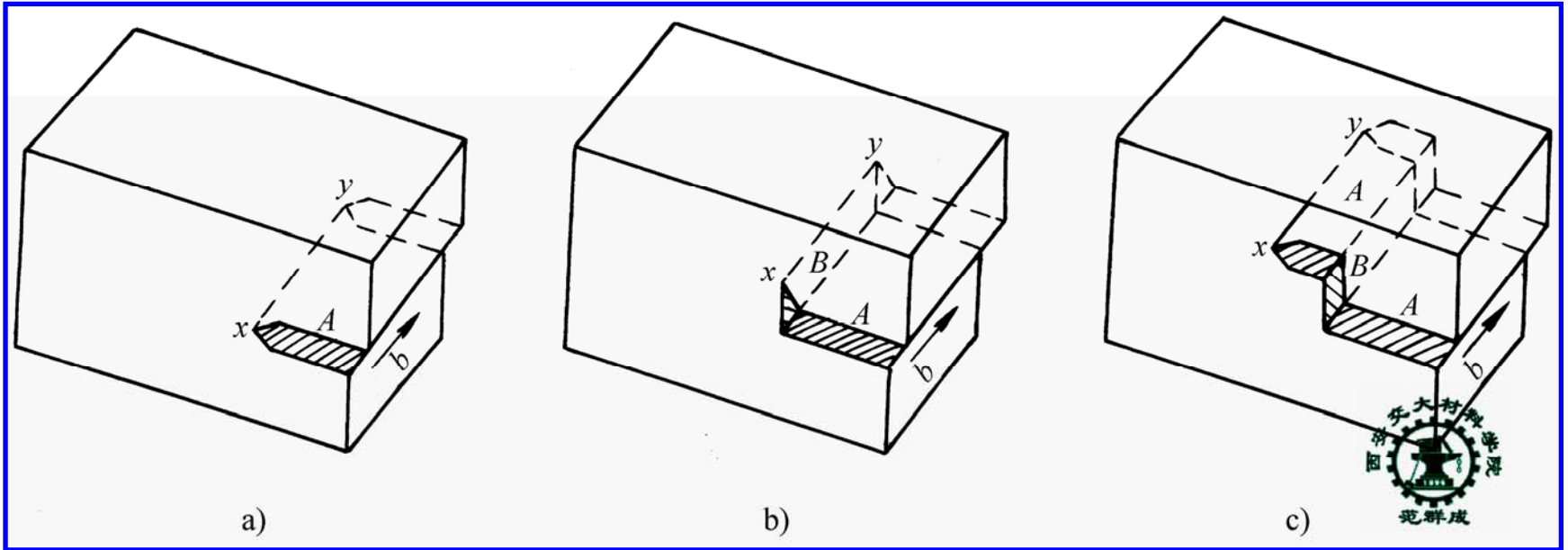
# THE END



### 3. 交滑移

#### 1) 交滑移的定义

——当晶体滑移受阻时，另一个与原滑移方向相同但滑移面不同的**交滑移系**开动使滑移继续进行的滑移



THE END

## 2) 晶体交滑移与位错交滑移的关系

晶体的交滑移是通过螺位错的交滑移进行的

交滑移动画模型

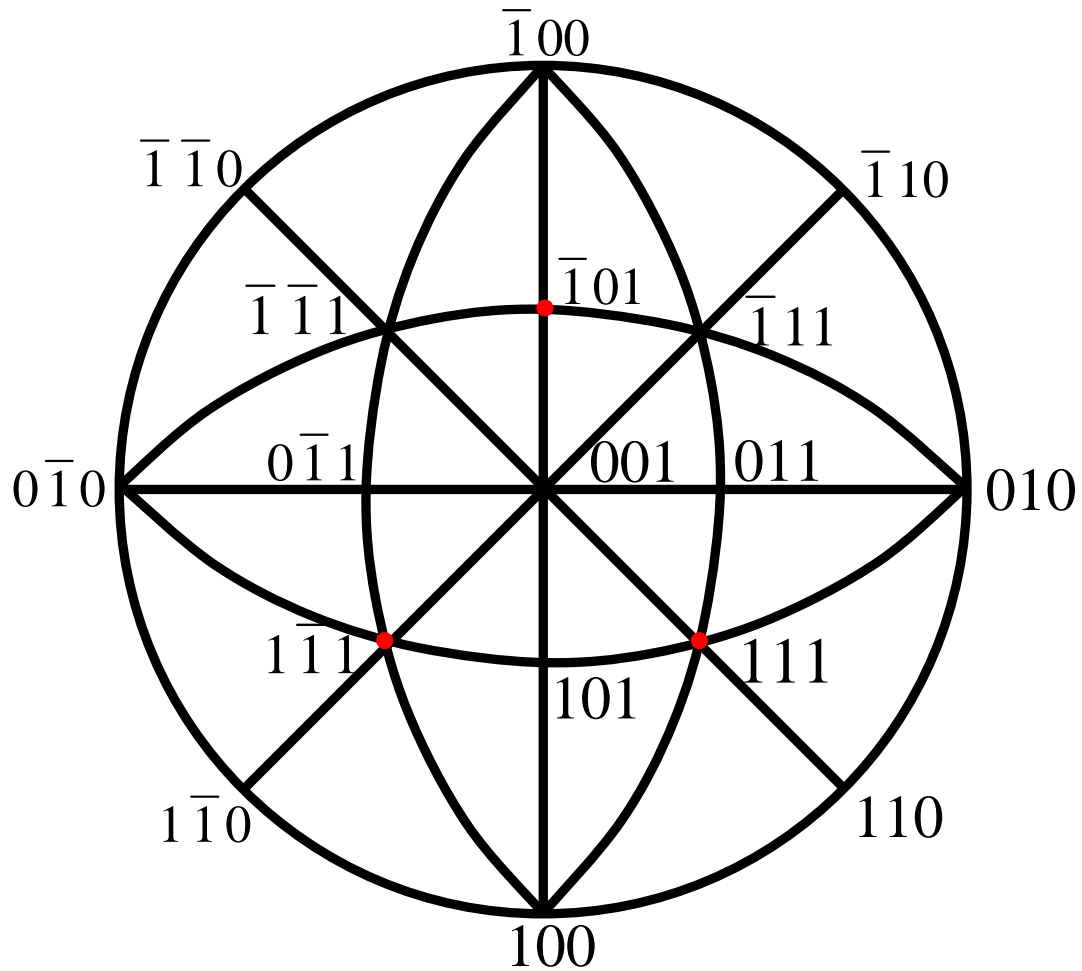
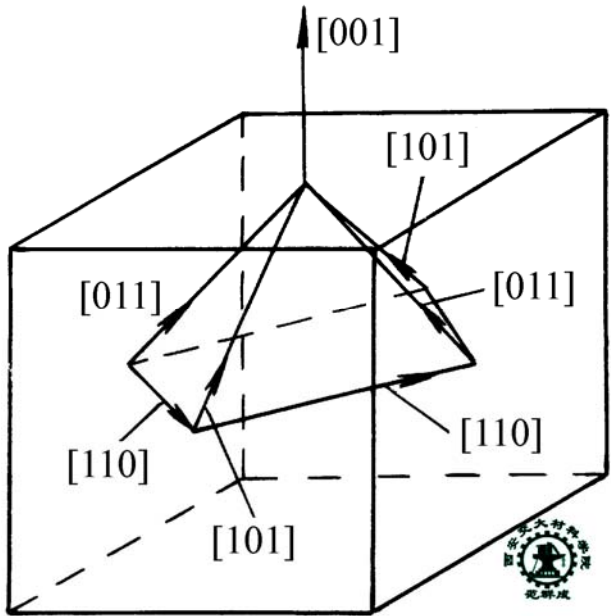
### 3) 晶体的交滑移系

#### □ 面心立方晶体

例如

原滑移系  $(111)[\bar{1}01]$

交滑移系  $(1\bar{1}1)[\bar{1}01]$



使晶体发生该交滑移的位错

$$\vec{l} = [\bar{1}01] \quad \vec{b} = a[\bar{1}01]/2$$

THE END

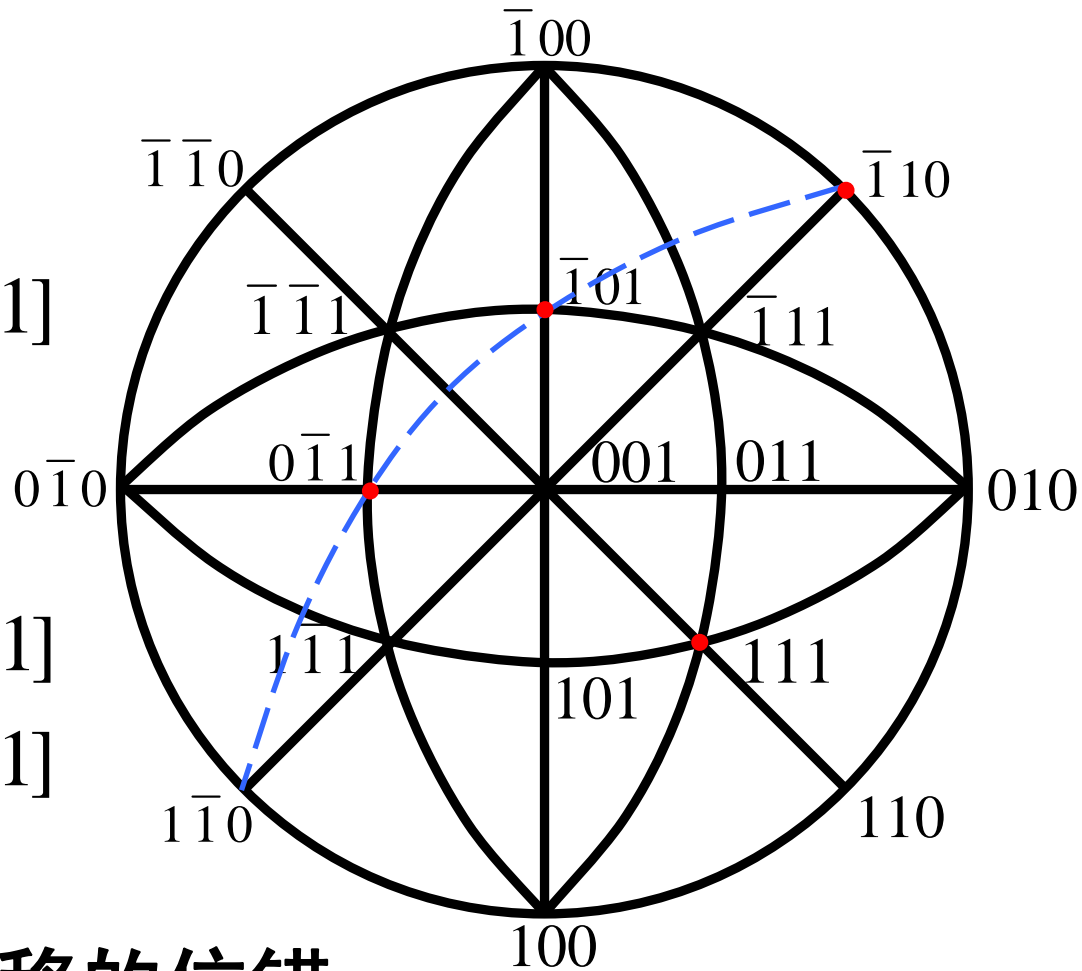
## □ 体心立方晶体

例如  
原滑移系  $(\bar{1}01)[111]$

交滑移系  $\begin{cases} (0\bar{1}1)[111] \\ (\bar{1}10)[111] \end{cases}$

使晶体发生该交滑移的位错

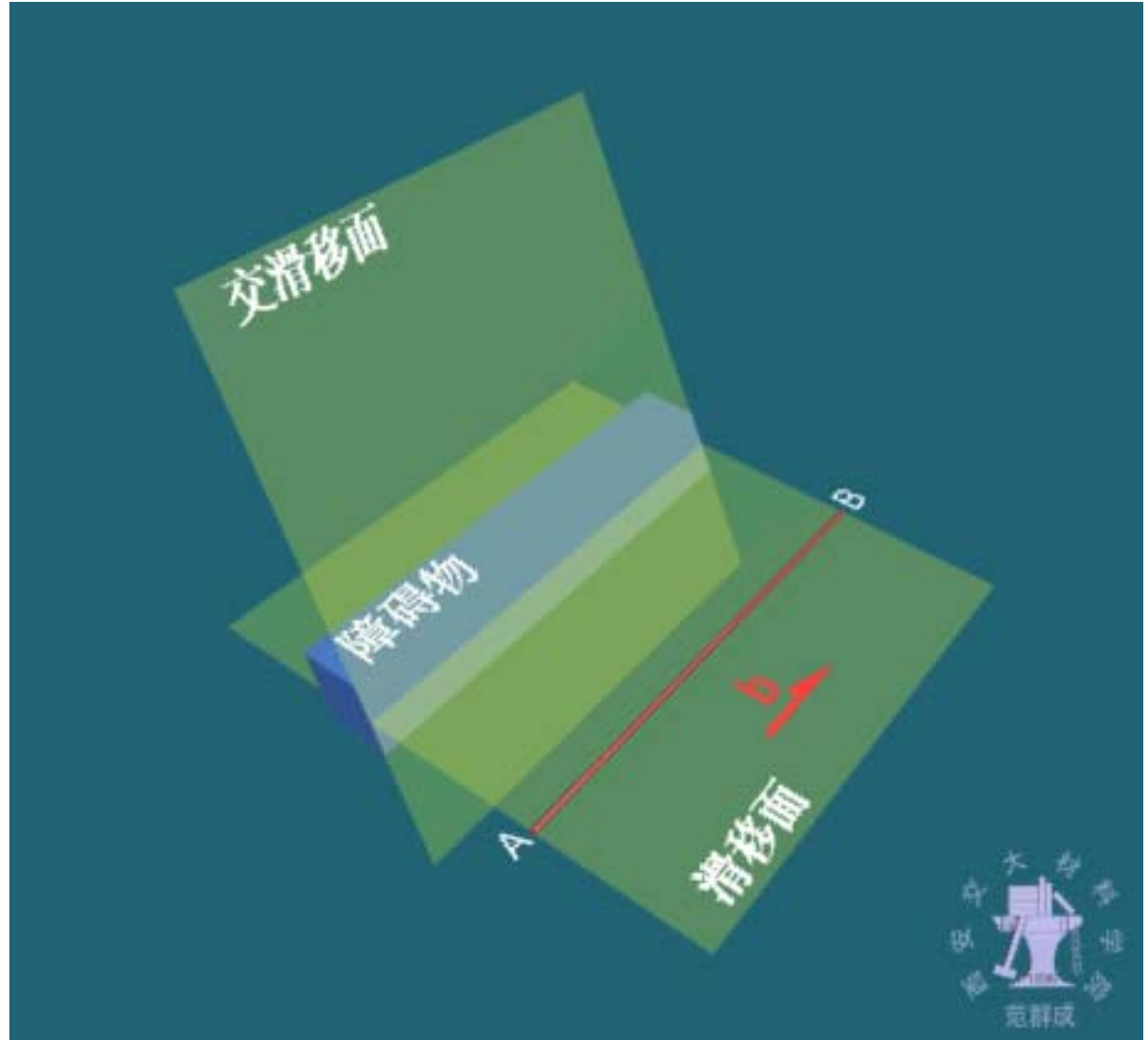
$$\vec{l} = [111] \quad \vec{b} = a[111]/2$$



THE END

## 4) 单位螺位错分解成的扩展位错的交滑移

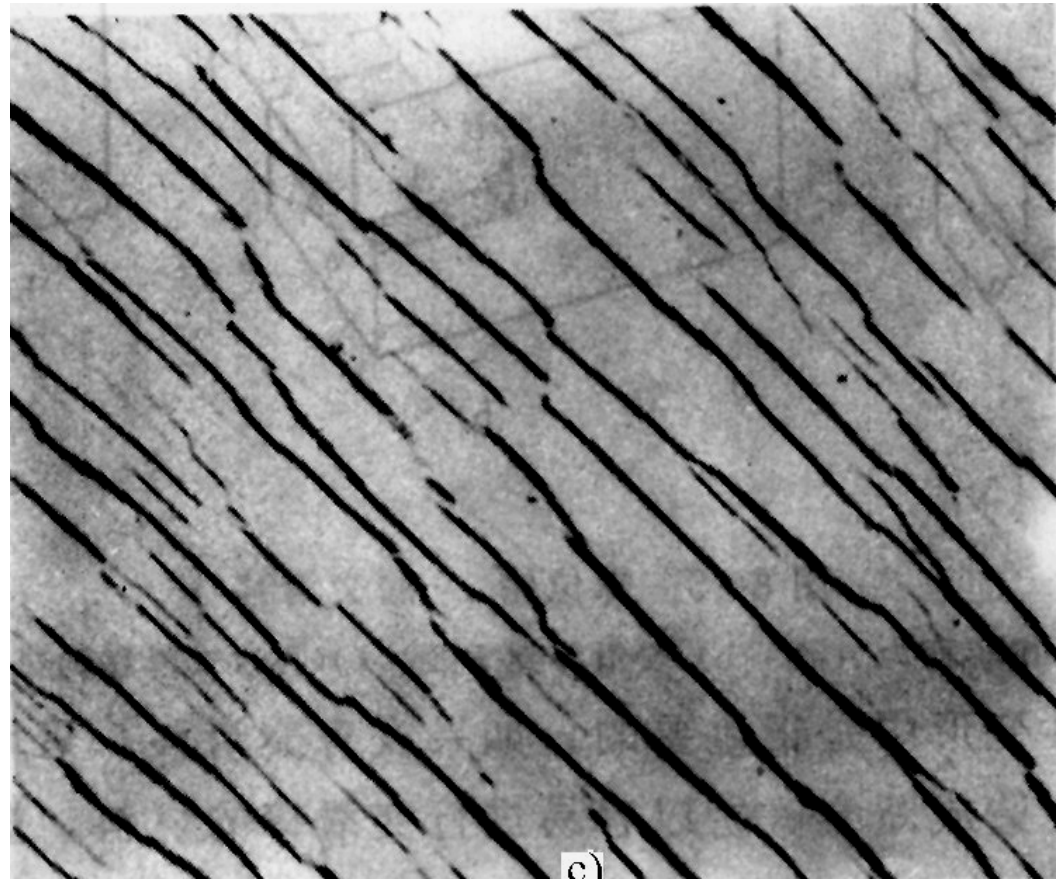
通过束集，扩展位错束集成螺位错，交滑移后又分解成扩展位错



THE END

## 5) 交滑移产生的滑移线的形状

晶体（或一个晶粒）表面的滑移线呈波纹状



铝晶体交滑移的滑移线

## 6) 交滑移在塑性变形中的作用

晶体越容易滑移，则其也越容易塑性变形。当滑移运动的位错线遇到障碍物（如夹杂物）时，可通过双交滑移越过障碍继续滑移，使塑性变形继续进行

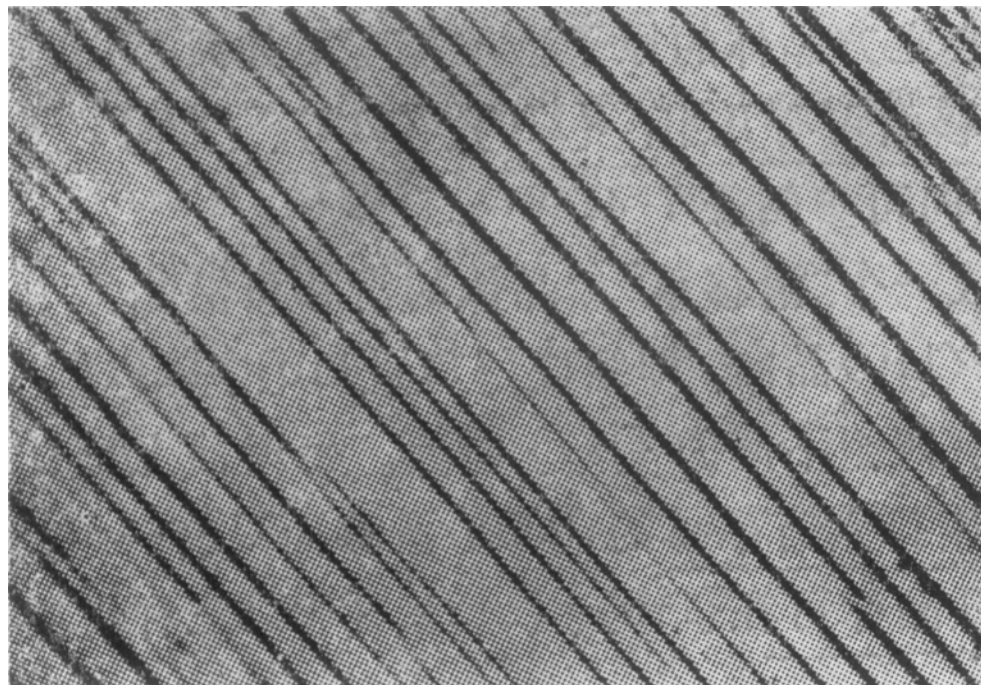
## 7) 层错能对交滑移的影响

层错能越低，扩展位错就越宽，交滑移束集时要作的功也越大，越不容易交滑移

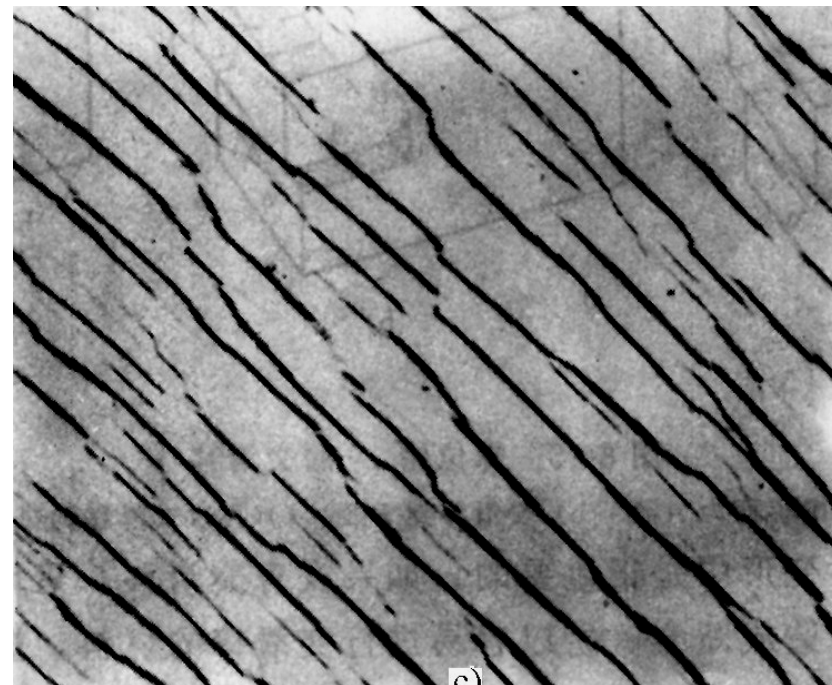
- 低层错能材料，平直状滑移线

- 高层错能材料，波纹状滑移线





铜(  $\gamma = 0.04 J / m^2$  )的滑移带



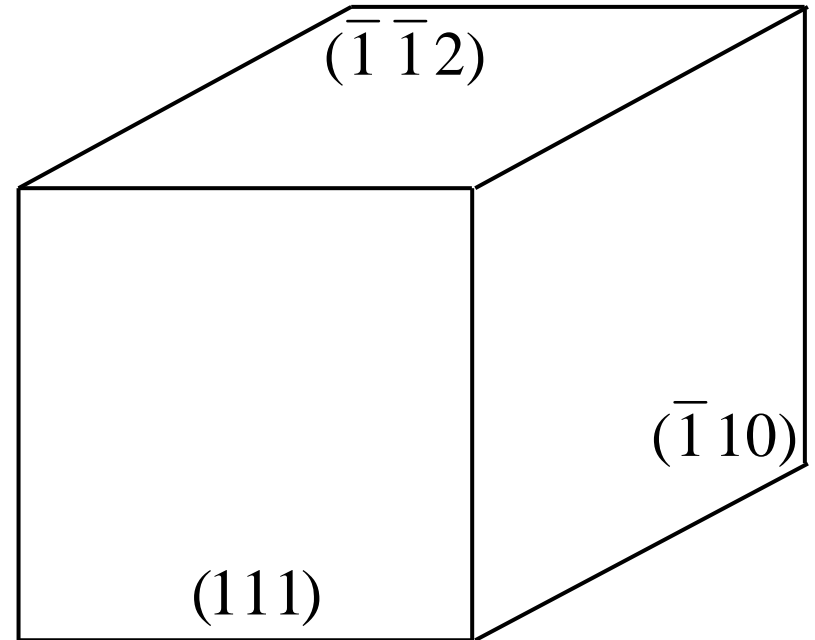
铝( $\gamma = 0.20 J / m^2$ )的滑移带

THE END

## 五、单晶体表面滑移线方位（晶向指数）的确定

晶体滑移面与表面的交线中，与滑移方向不平行的交线为晶体表面的滑移线。

**例题 8-6** 一块立方体形状的面心立方单晶体，其六个表面的晶面指数如图所示。在其上下底面施加压应力使其滑移变形，计算并示意画出始滑移系在晶体三个可见表面上的滑移线走向



THE END

始滑移系  $\begin{cases} (\bar{1}11)[01\bar{1}] \\ (\bar{1}1\bar{1})[10\bar{1}] \end{cases}$

对 (111) 面

$$(111) \times (\bar{1}11) = [01\bar{1}]$$

$$(111) \times (\bar{1}1\bar{1}) = [10\bar{1}]$$

(111) 面上无滑移线

对  $(\bar{1}10)$  面

$$(\bar{1}10) \times (\bar{1}11) = [110]$$

$$(\bar{1}10) \times (\bar{1}1\bar{1}) = [110]$$

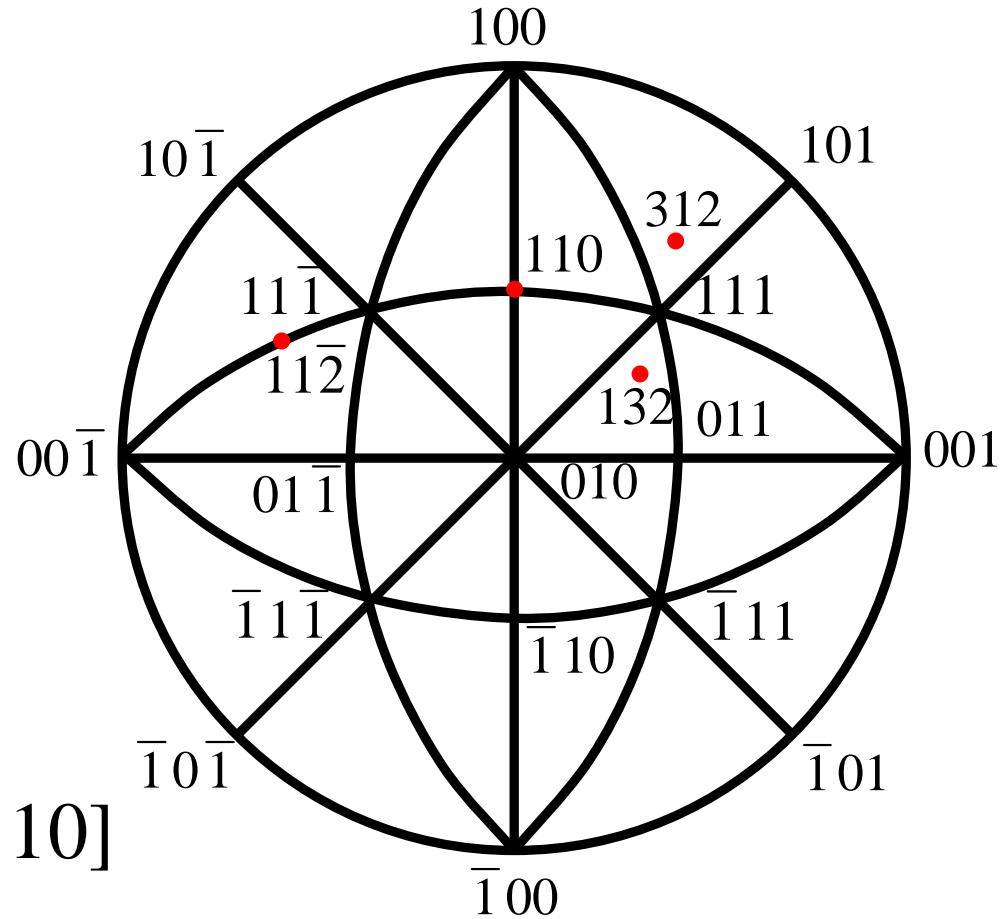
$(\bar{1}10)$  面上滑移线为  $[110]$

对  $(\bar{1}\bar{1}2)$  面

$$(\bar{1}\bar{1}2) \times (\bar{1}11) = [312]$$

$$(\bar{1}\bar{1}2) \times (\bar{1}1\bar{1}) = [132]$$

$(\bar{1}\bar{1}2)$  面上滑移线为  $[312]$  和  $[132]$



THE END



## 第五节 多晶体的塑性变形

# THE PLASTIC DEFORMATION OF POLYCRYSTALLINE

多晶体变形的特点

细晶强化及其机理

THE END

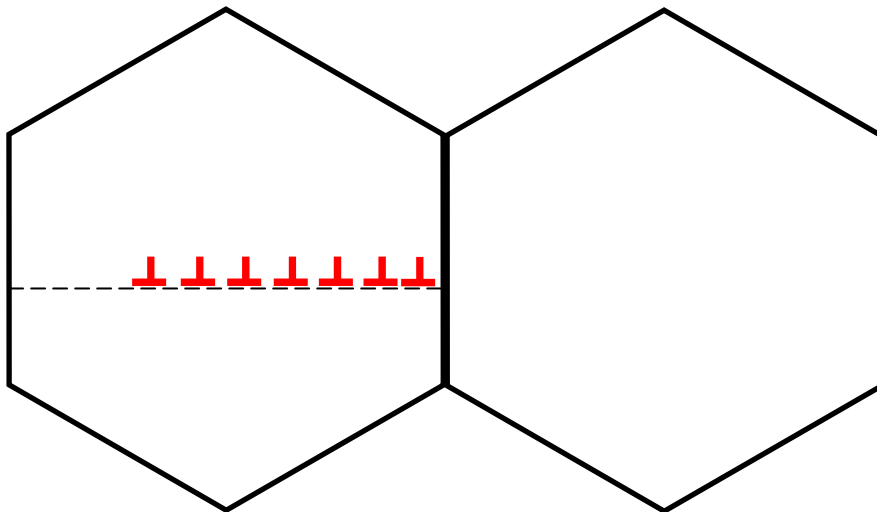
# 一、多晶体变形的特点

## 1. 各晶粒开始滑移的不同时性

各晶粒位向不同，作用在不同晶粒始滑移系上的分切应力也不相同。位向有利的晶粒先滑移

## 2. 晶界阻碍晶体滑移

原子排列在晶界处不连续，位错运动到晶界处被晶界阻碍而无法越过晶界，形成位错塞积群

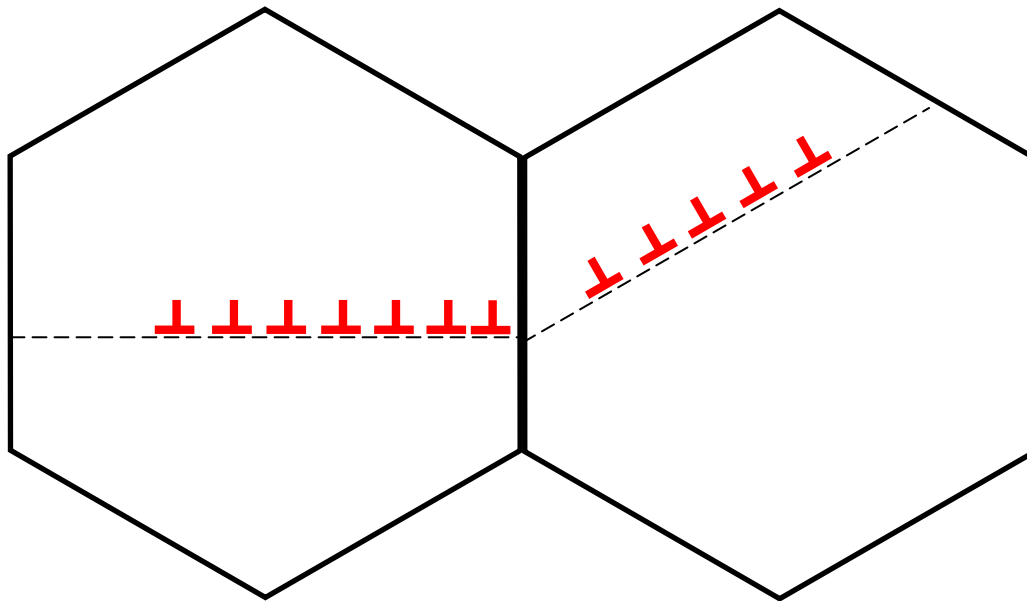


THE END



### 3. 相邻晶粒滑移的传递性

随位错塞积群中位错数目不断增多，领先位错（最靠近晶界的那个位错）周围的应力场不断增强。当外加载荷在相邻晶粒中分切应力迭加上领先位错应力场的总应力达到临界分切应力时，相邻晶粒中的位错源开动，该晶粒也开始滑移。

**THE END**

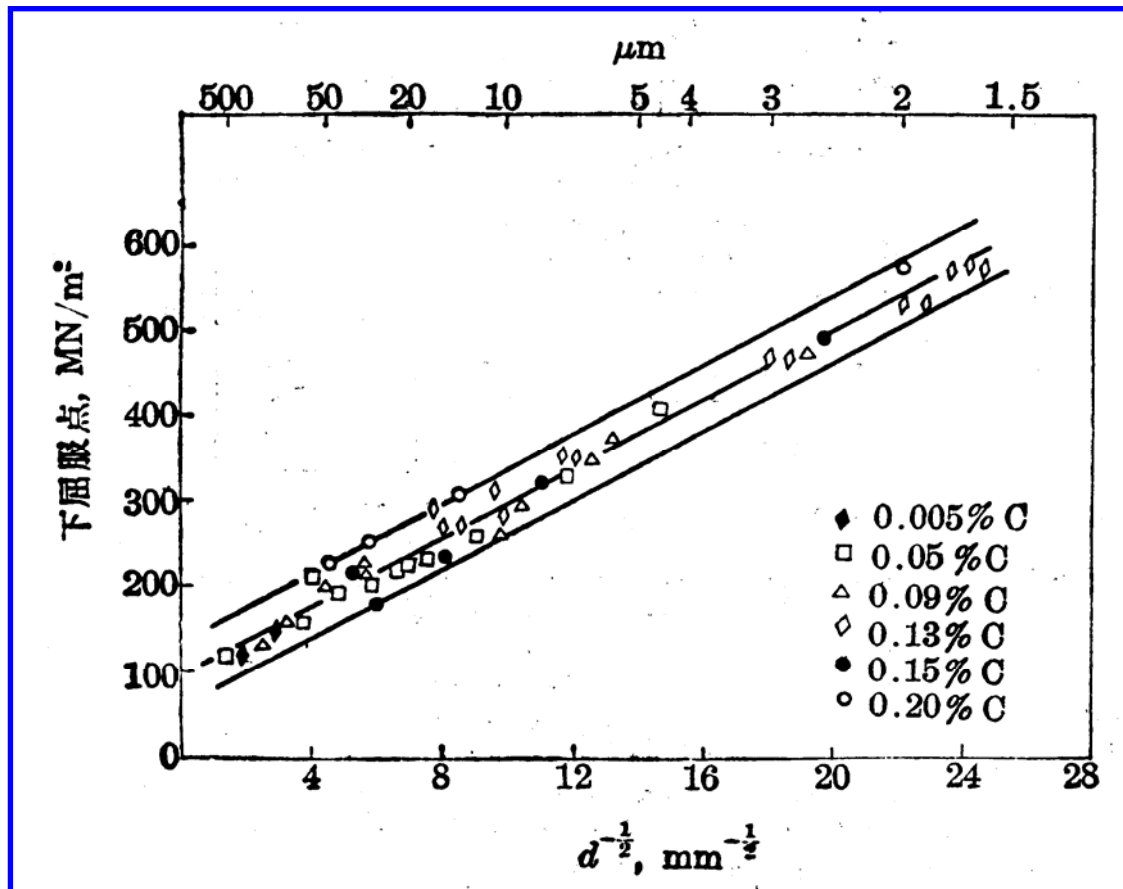


## 4. 各晶粒间的滑移变形需要协调

- 为了能够相互协调，每个晶粒需要 5 个独立的滑移系。因为任意变形需 6 个独立的滑移系，产生  $\varepsilon_{xx}$ 、 $\varepsilon_{yy}$ 、 $\varepsilon_{zz}$ 、 $\varepsilon_{xy}$ 、 $\varepsilon_{xz}$ 、 $\varepsilon_{yz}$ ，但塑性变形时有约束条件  $\Delta V = \varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} = 0$
- 体心立方和面心立方晶体至少有 12 个独立的滑移系，故相邻晶粒间的变形容易协调
- 密排六方晶体一般只有 3 个独立滑移系，因此需要次密排面的滑移或孪生变形来协调

## 二、细晶强化及其机理

### 1. Hall-petch公式 — 屈服强度与晶粒尺寸的关系



一些低碳钢 (0.05~0.20% C)  
的下屈服点与晶粒直径的关系

THE END

$$\sigma_{ys} = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (8-4)$$

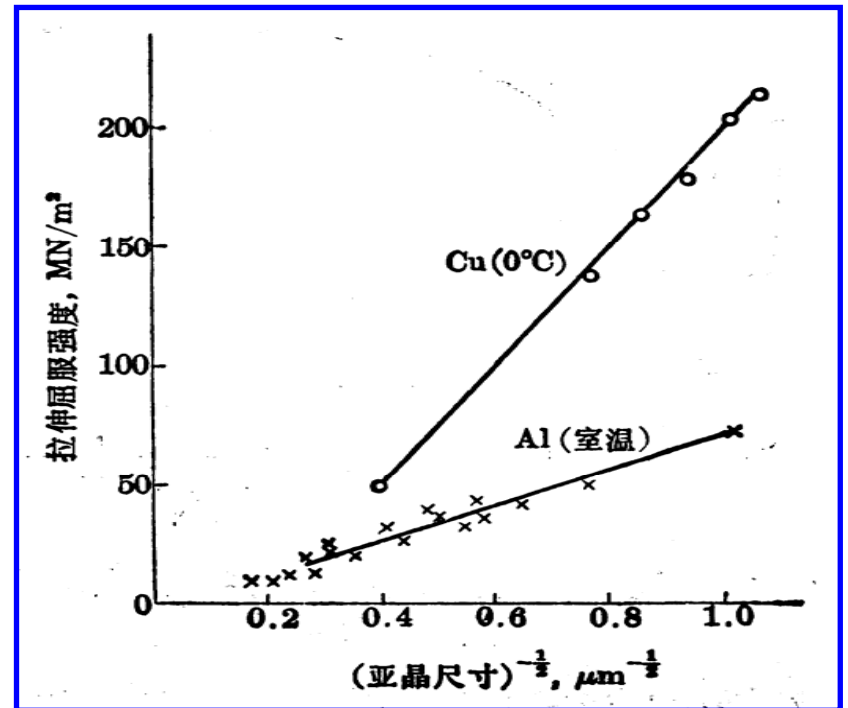
式中,  $d$  — 晶粒平均直径

$\sigma_0$  — 直线在纵坐标的截距

$k_y$  — 直线的斜率

□ Hall - petch公式  
同样适用于屈服  
强度与亚晶粒尺  
寸的关系

铜和铝的屈服值与  
其亚晶尺寸的关系



## 2. 细晶强化

——材料的晶粒越细小，则其强度和硬度越高，塑性和韧性也越好的现象

- 细晶强化是唯一能同时提高材料强度和韧性的强化途径，故在工程实践中得到广泛应用。例如，输油 / 气管道用钢，主要通过控轧控冷工艺细化组织提高钢材的强韧性。

### 3. 细晶强化的位错理论解释

- ❑ 晶粒尺寸越小，已变形晶粒中位错塞积群中塞积的位错数目越少，领先位错的应力场强度越弱。这使相邻晶粒中的位错源必须在较大的外应力作用下才能启动，因此材料的强度就越高
- ❑ 从晶粒间变形的协调性考虑，晶粒越小，相互间协调所需的变形量也越小，不容易发生由于相邻晶粒变形不协调而在晶界处产生微裂纹，故塑性和韧性也就越好；从位错塞积的角度考虑，小晶粒中位错塞积群的应力场较弱，也不容易在晶体界面处由于应力集中而产生微裂纹

THE END

# 第六节 纯金属的形变强化

## THE STRAIN HARDENING OF PURE METALS

金属的形变强化

形变强化的位错机理

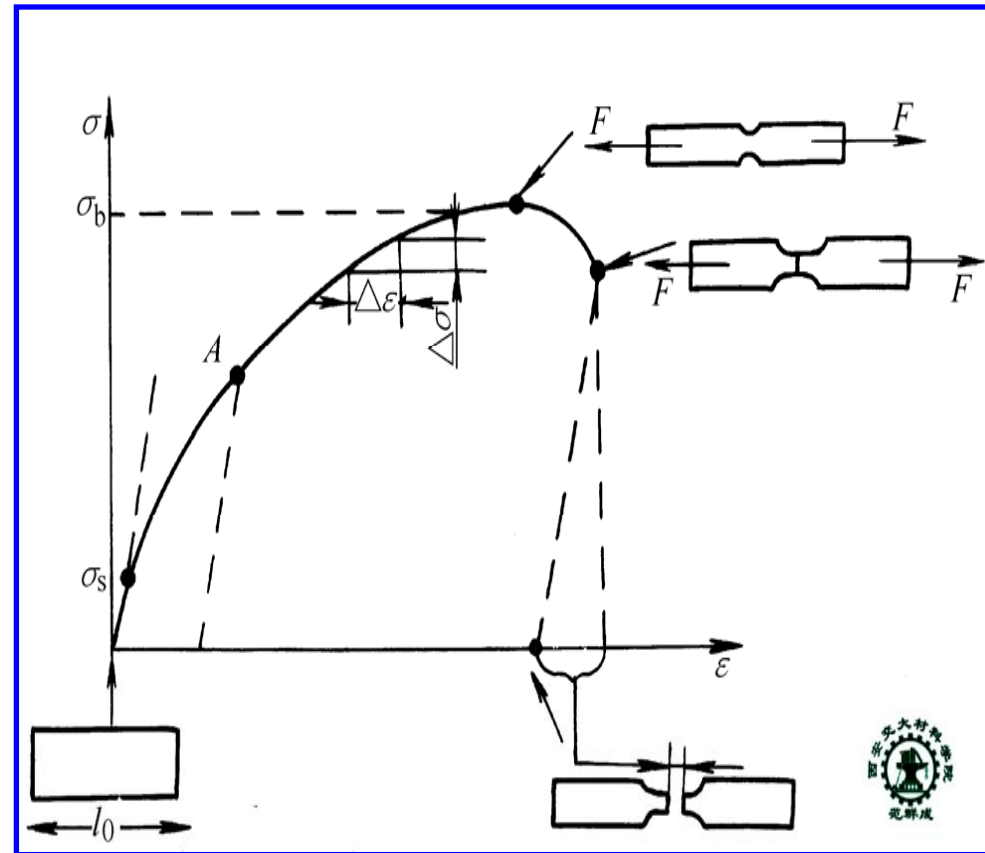
单晶体的形变强化

形变强化的工程意义

THE END

# 一、金属的形变强化

——金属在塑性变形过程中，流变应力随应变增加而增大的现象。或金属经冷塑性变形后，强度和硬度升高，塑性和韧性下降的现象。也称加工硬化或冷作硬化



退火纯铜的拉伸曲线

THE END

## 二、形变强化的位错机理

- 位错交割，形成割阶，阻碍位错运动
- 位错反应，形成固定位错，阻碍位错运动
- 位错增殖，提高位错密度，阻碍位错运动

### 1. 位错交割形成割阶

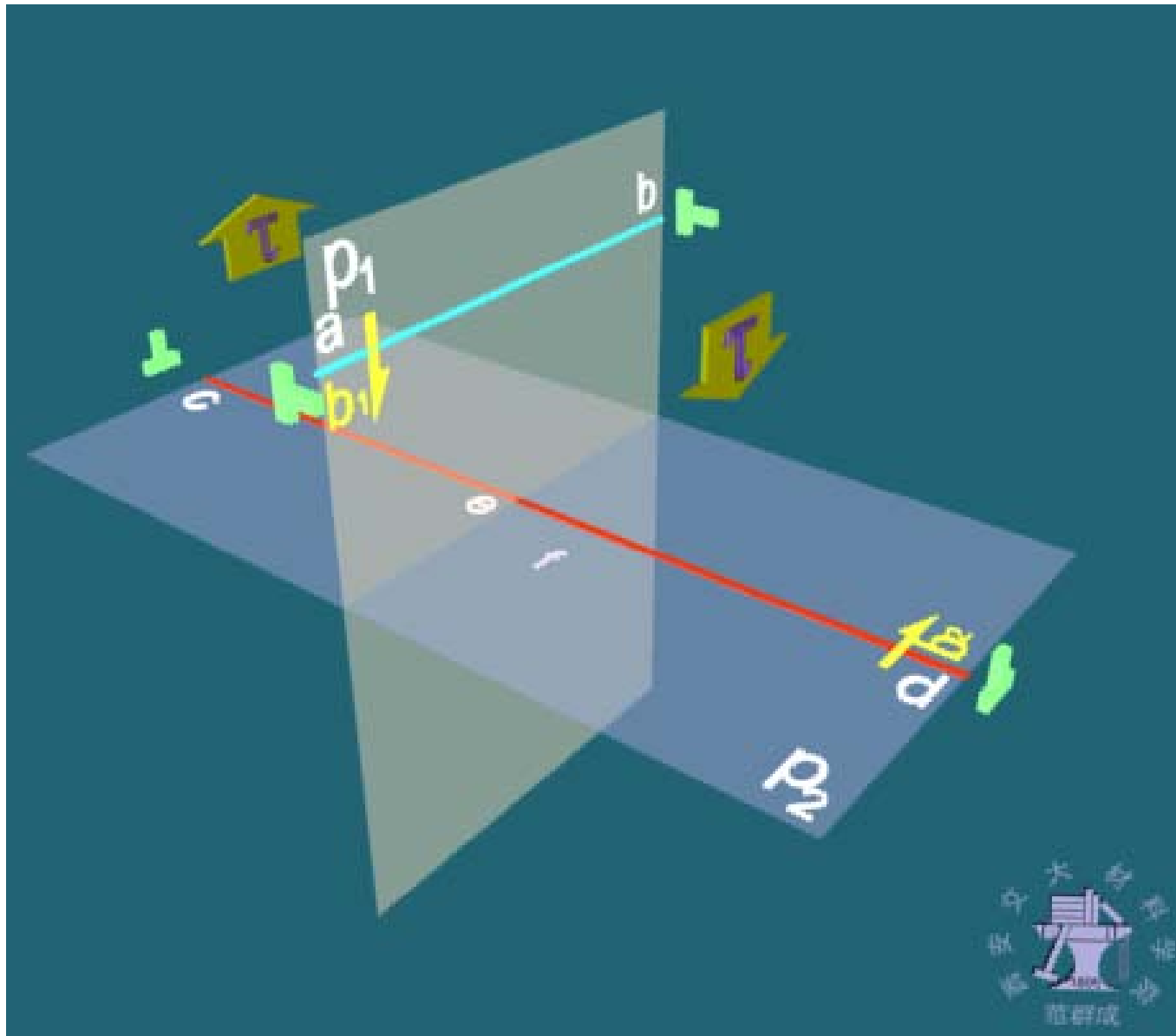
两根不平行的位错线相互交截后，可能在位错线上产生弯折——一段柏氏矢量不变、长度与另一位错的柏氏矢量相同的位错段

- 扭折——滑移面与原位错滑移面相同的弯折，它不影响原位错线的滑移运动
- **割阶**——滑移面与原位错滑移面不同的弯折，它阻碍原位错线的滑移运动

THE END









## 2. 位错反应形成固定位错

两根位错线相遇发生反应后，可能会生成固定位错——滑移面不是晶体滑移面的位错。固定位错自身不能滑移运动，还会阻碍其他位错运动

晶体中会形成各种形式的固定位错。下面仅举例其中的一种——**梯杆位错**。

$$(\bar{1}11) \quad \vec{l} = [110] \quad \vec{b} = \frac{a}{2}[01\bar{1}]$$

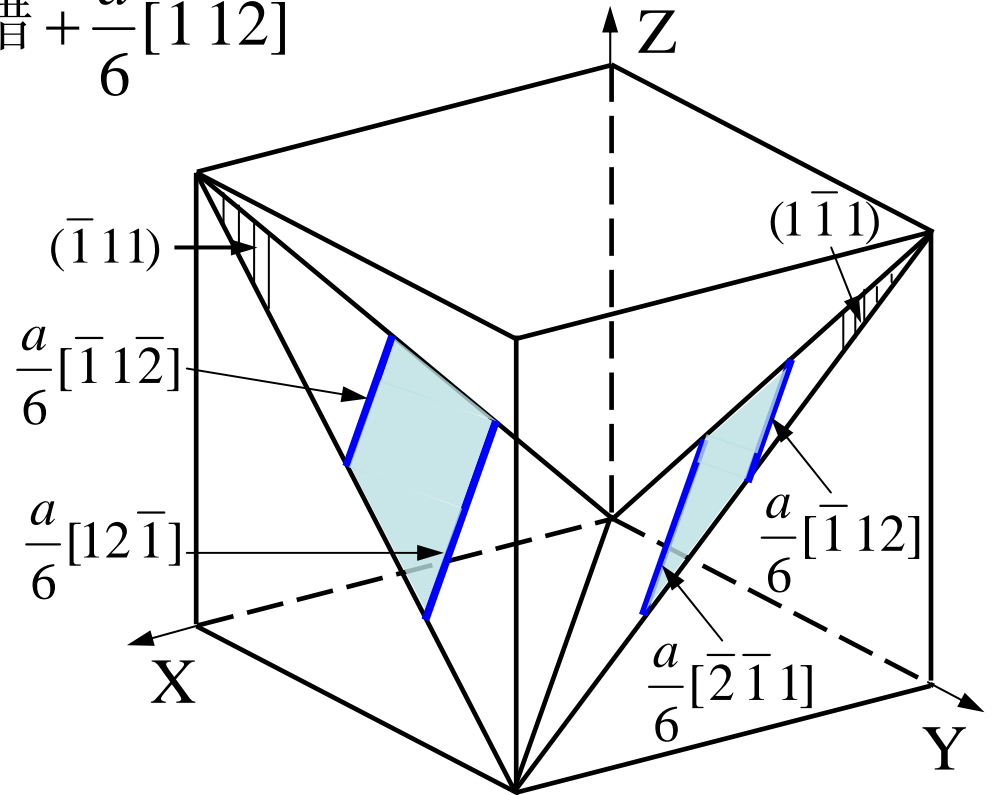
$$(1\bar{1}1) \quad \vec{l} = [110] \quad \vec{b} = \frac{a}{2}[\bar{1}01]$$

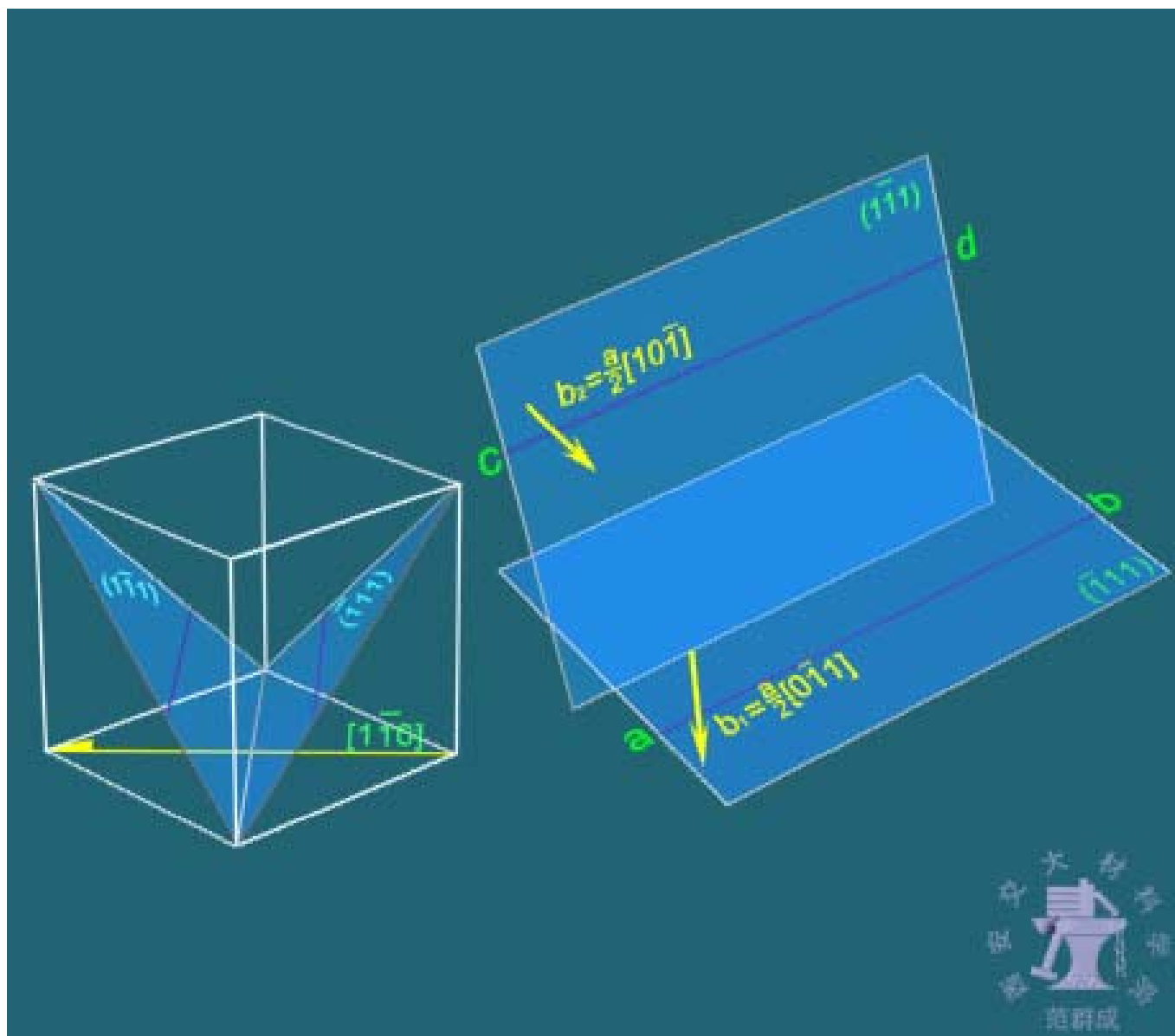
$$\frac{a}{6}[\bar{1}1\bar{2}] + \text{层错} + \frac{a}{6}[12\bar{1}] + \frac{a}{6}[\bar{2}\bar{1}1] + \text{层错} + \frac{a}{6}[\bar{1}12]$$

$$\vec{l} = [110] \quad \vec{b} = \frac{a}{6}[\bar{1}10]$$

$$\frac{a}{6}[\bar{1}1\bar{2}] + \text{层错} + \frac{a}{6}[\bar{1}10] + \text{层错} + \frac{a}{6}[\bar{1}12]$$

式中  $\vec{b} = \frac{a}{6}[\bar{1}10]$  的位错为固定位错，也称梯杆位错或压杆位错。这个固定位错和与它相连的层错及分位错合称为面角位错或屋顶位错





### 3. 位错增殖形成更多位错

既然晶体的滑移是通过晶体中位错的滑移进行的，那么，随晶体滑移进行，位错会滑移出晶体或在晶界消失，晶体中的位错会越来越少吗？

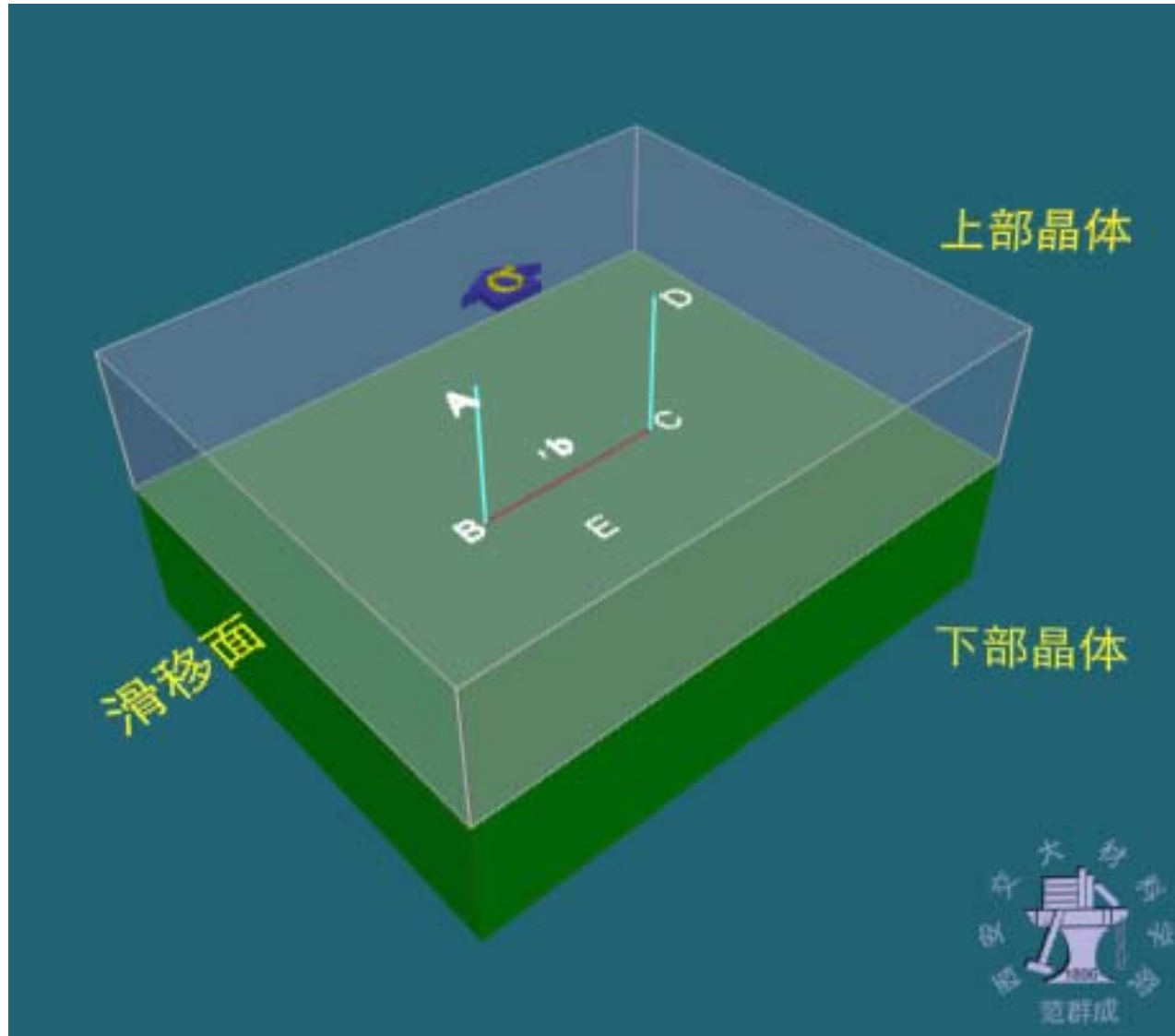
**否！** 因为位错具有增殖功能。

位错增殖机制 { 弗兰克—瑞德 (F-R) 源机制  
L 源机制  
双交滑移机制

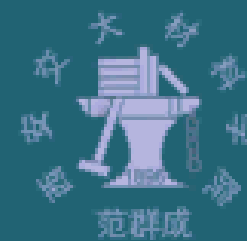
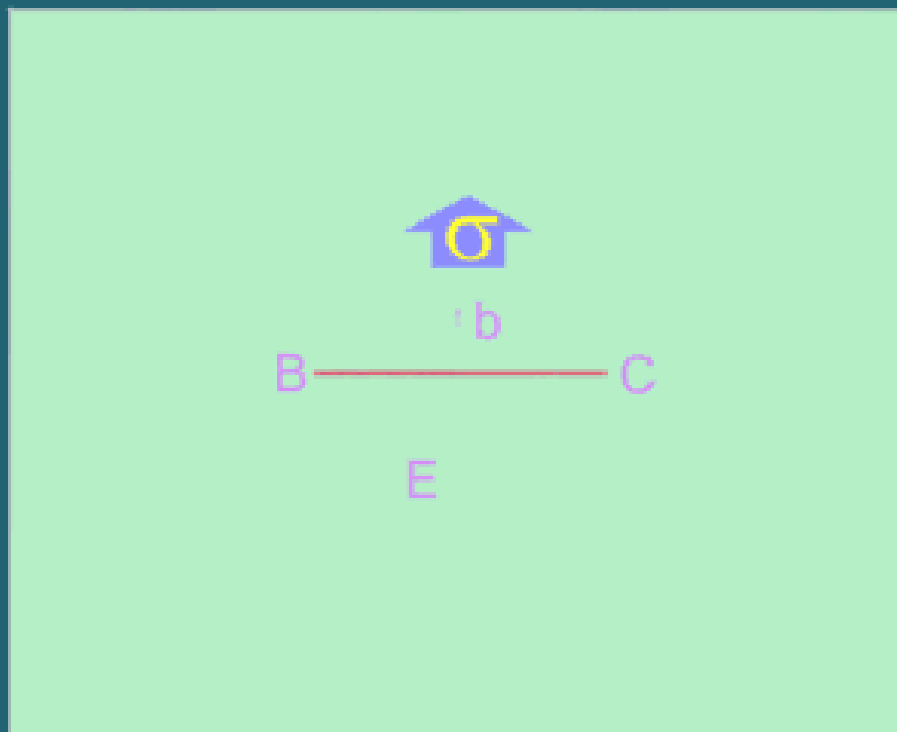
THE END

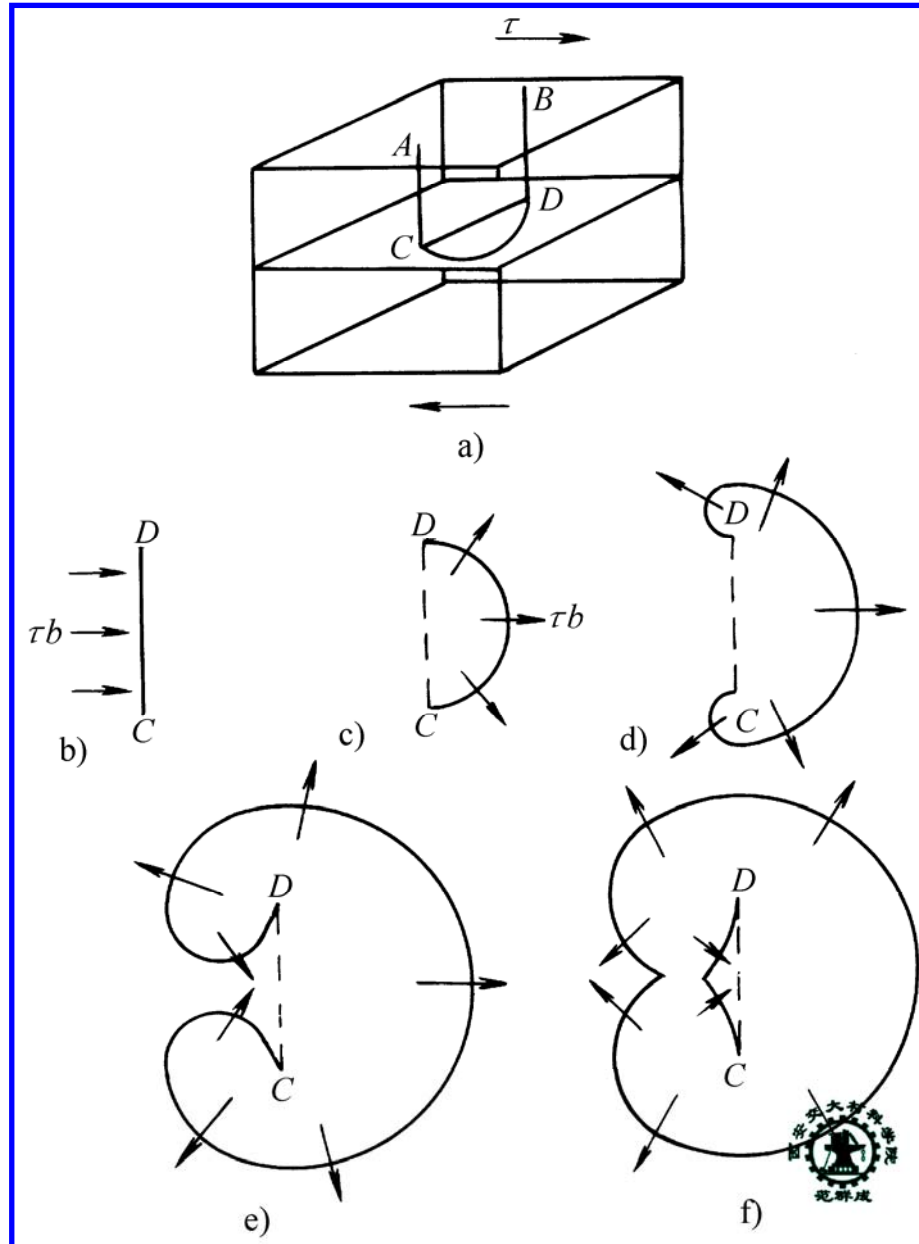


# 1) F-R (弗兰克-瑞德) 源机制

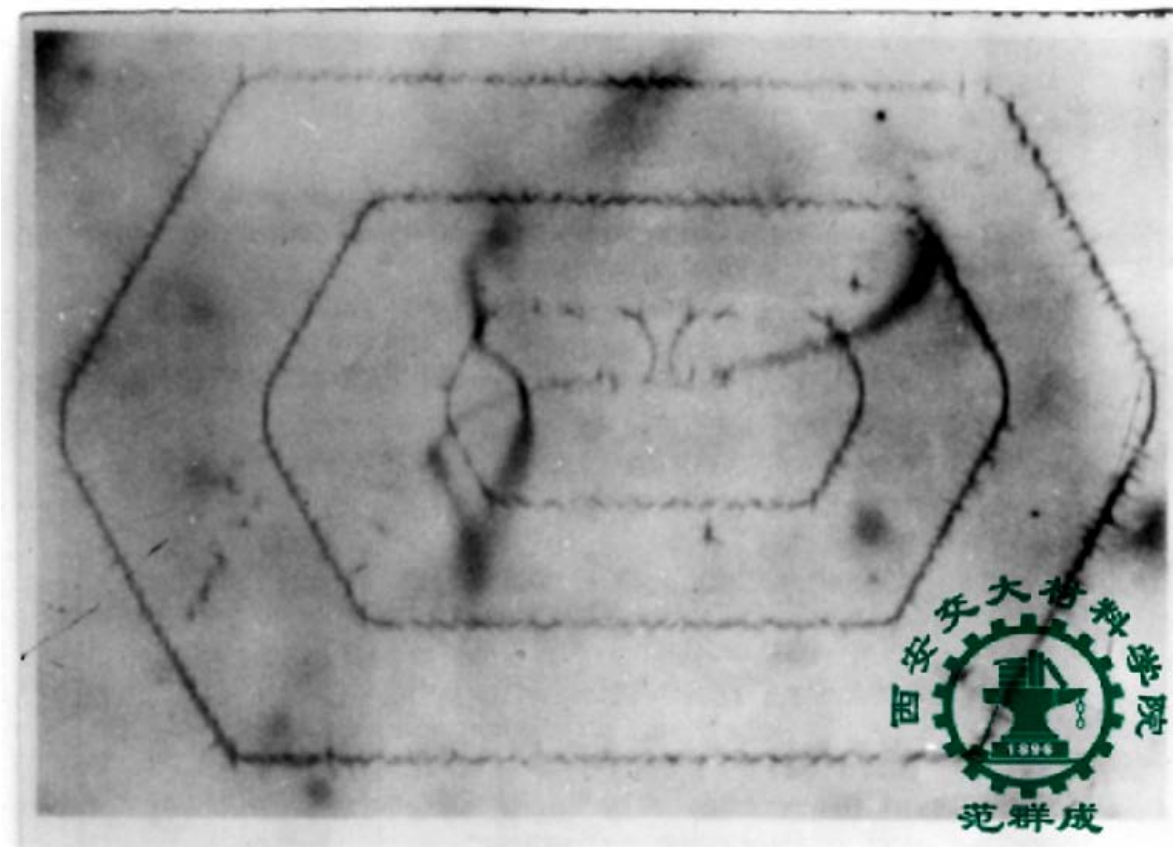


滑移面





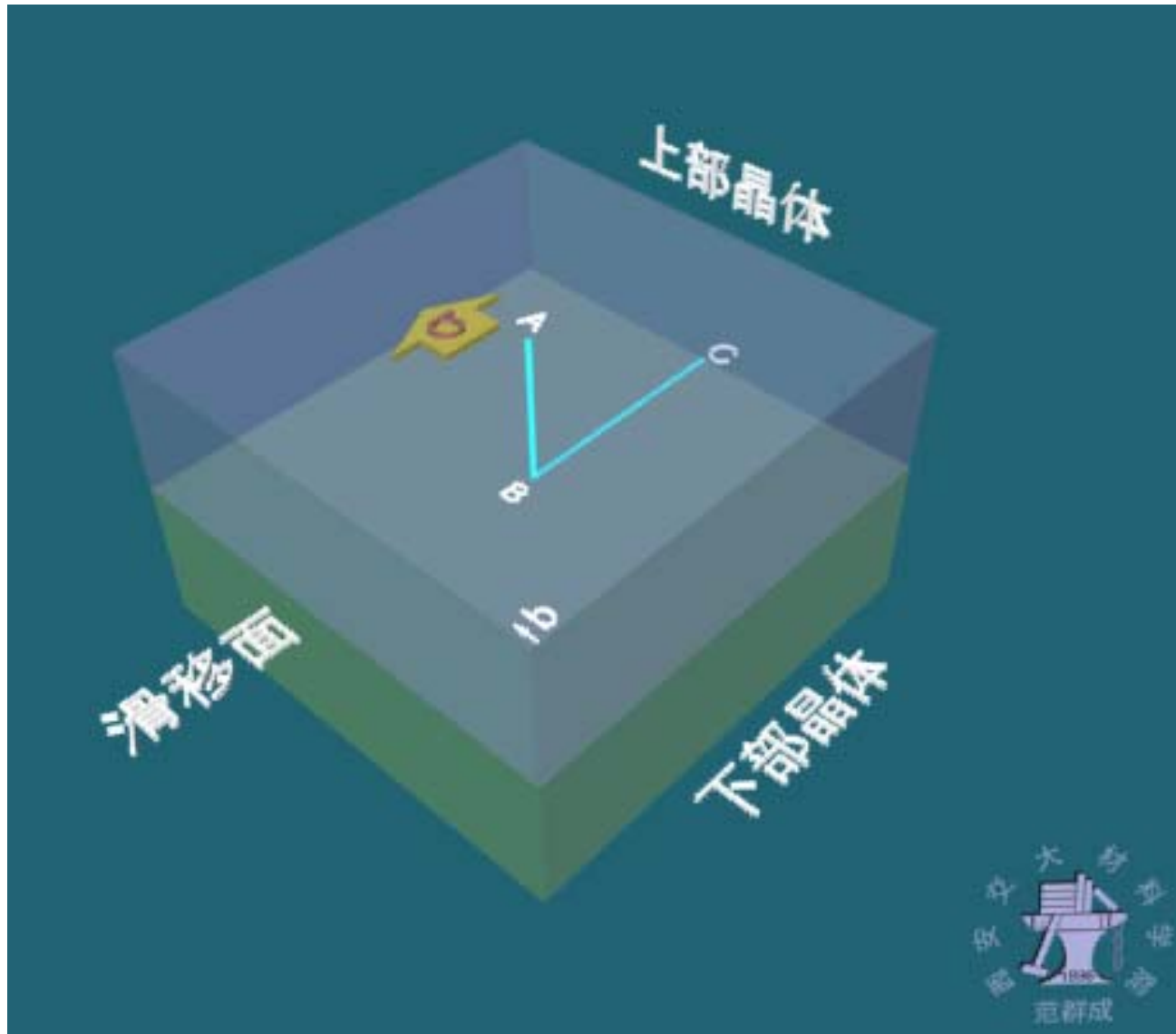
THE END

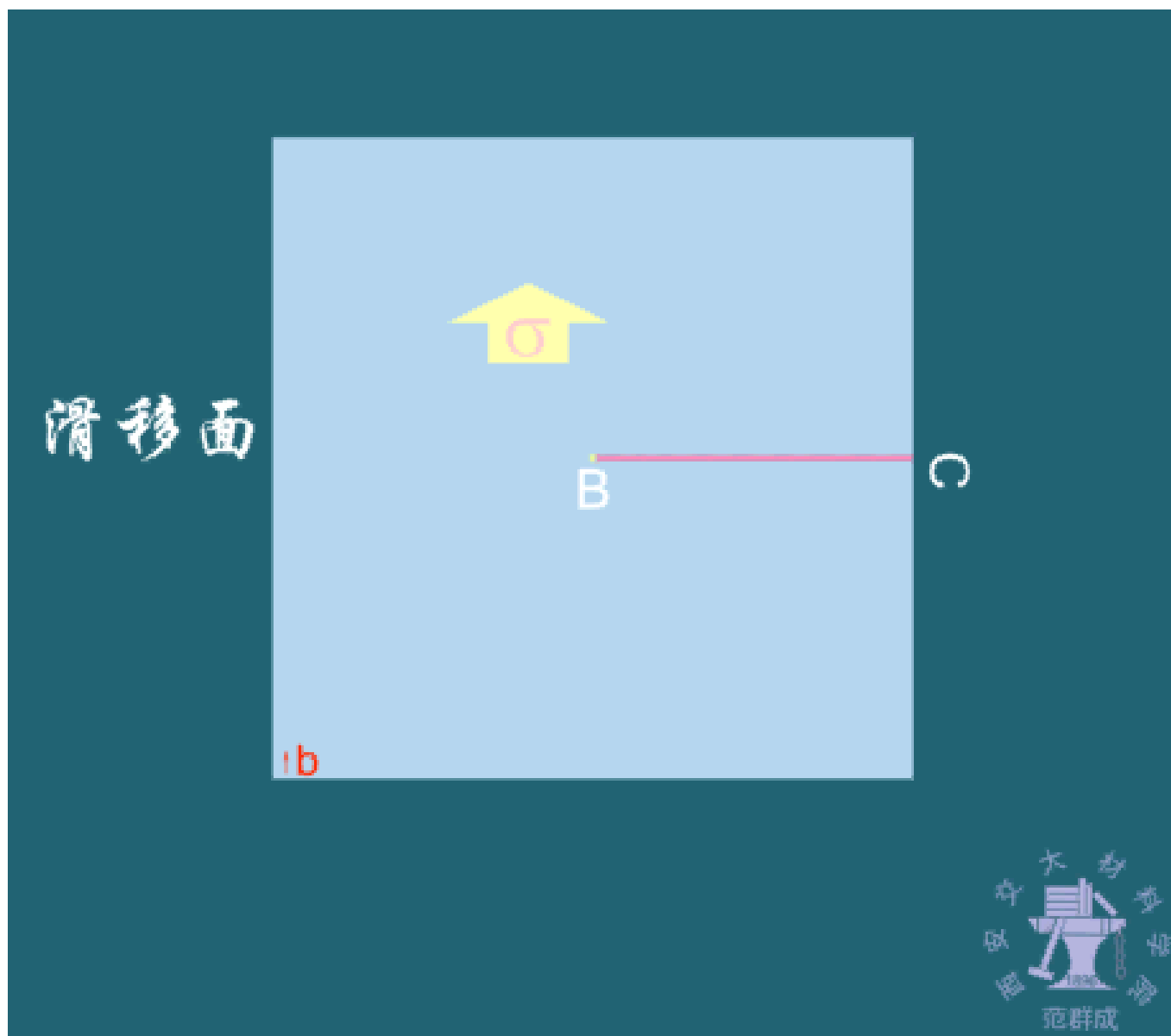


硅晶体中的 F-R 源

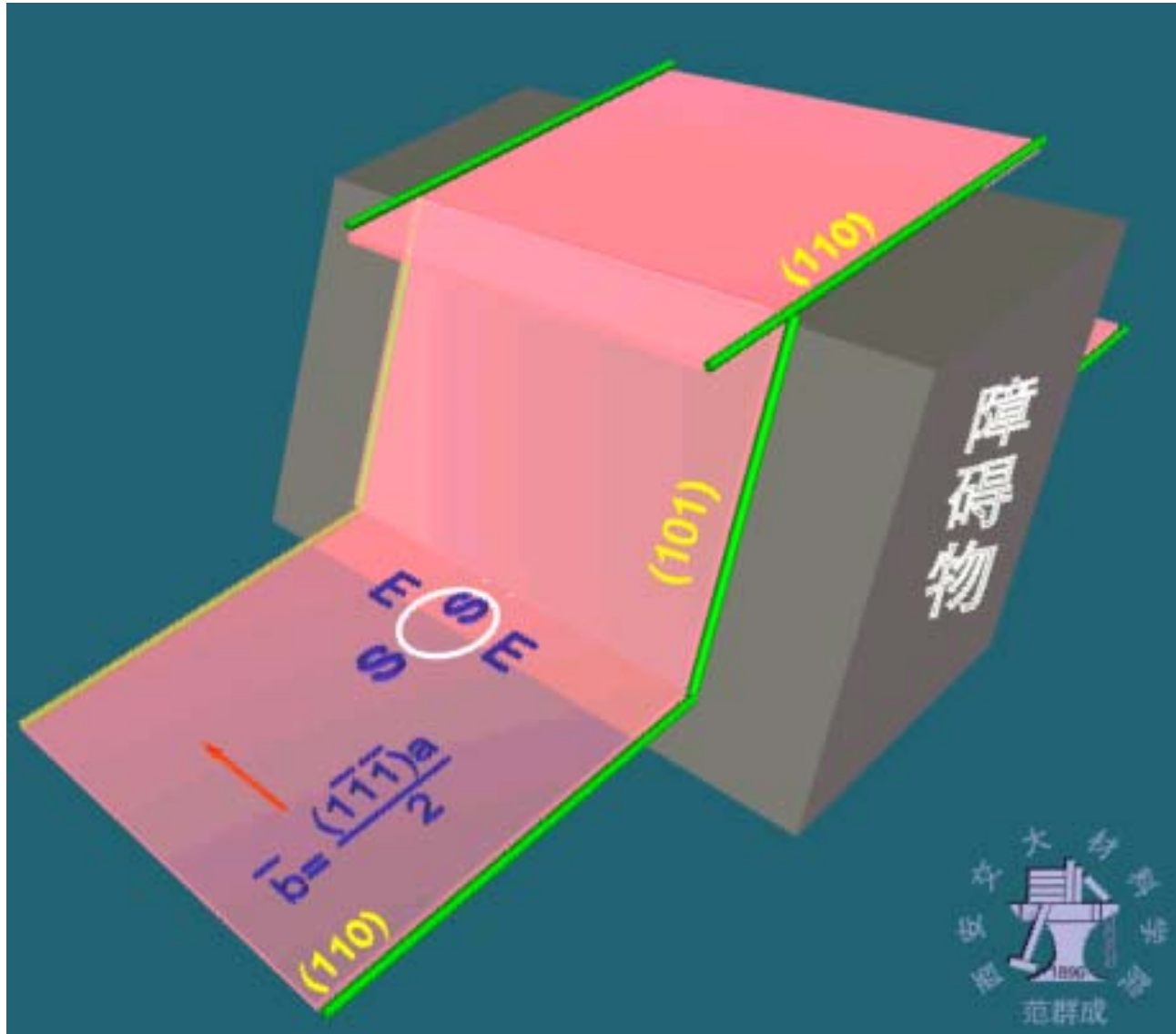
THE END

## 2) L 源机制





### 3) 双交滑移机制

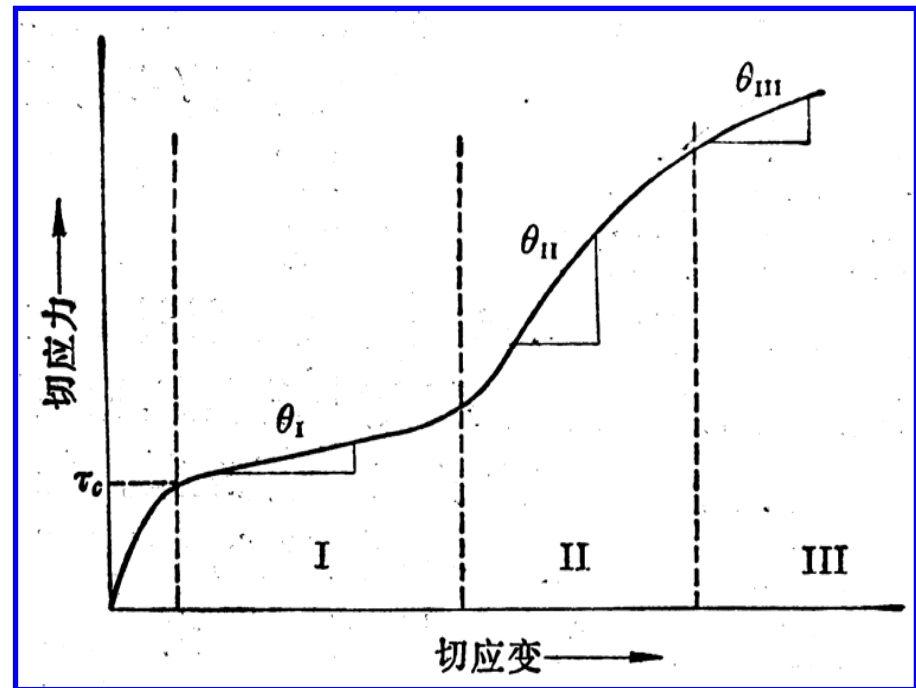




## 三、单晶体的形变强化

### 1. 单晶体的典型应力—应变曲线

- 第 I 阶段 — 易滑移阶段. 对应单滑移, 加工硬化系数  $\theta_I$  很小
- 第 II 阶段 — 线性硬化阶段. 对应多滑移, 加工硬化系数  $\theta_{II}$  很大
- 第 III 阶段 — 抛物线型硬化阶段. 对应交滑移, 加工硬化系数  $\theta_{III}$  逐渐减小

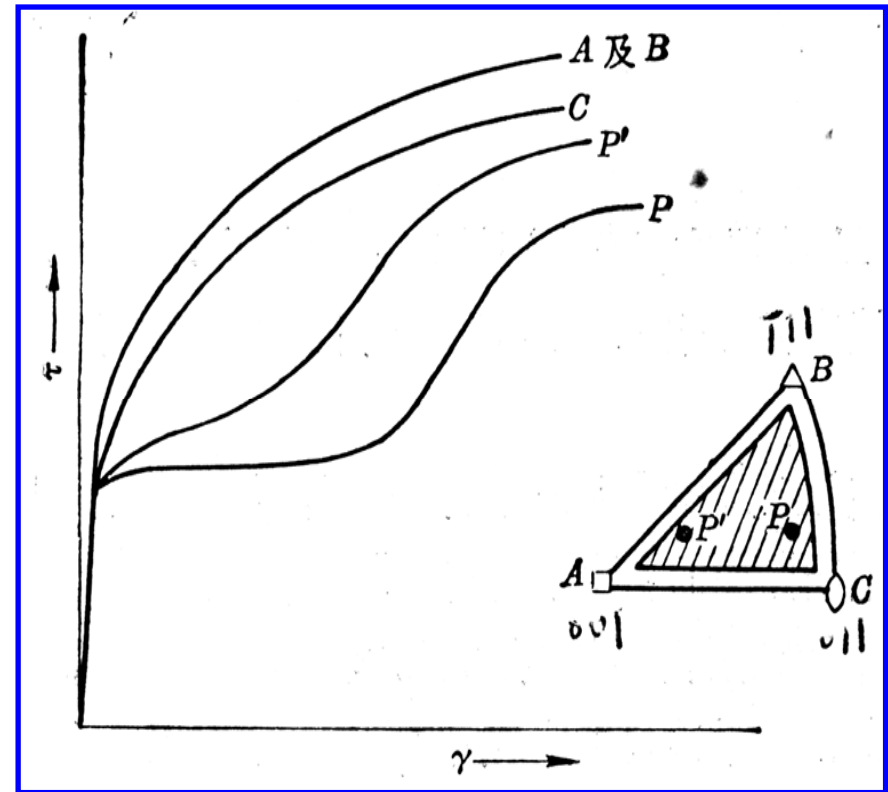


单晶体典型的切应力—切应变曲线（显示塑性变形的三个阶段）

THE END

## 2. 位向对单晶体加工硬化曲线的影响

- A线 — 8 个始滑移系
- B线 — 6 个始滑移系
- C线 — 4 个始滑移系
- P线 — 1 个始滑移系
- P'线 — 1 个始滑移系



晶体位向对面心立方单晶  
加工硬化曲线的影响

### 3. 单晶体流变应力与位错密度的关系

$$\tau = \tau_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (8-5)$$

式中,  $\tau_0$  — 无加工硬化时所需的切应力

$\alpha$  — 常数, 视材料不同约为0.3~0.5

$G$  — 材料的剪切模量

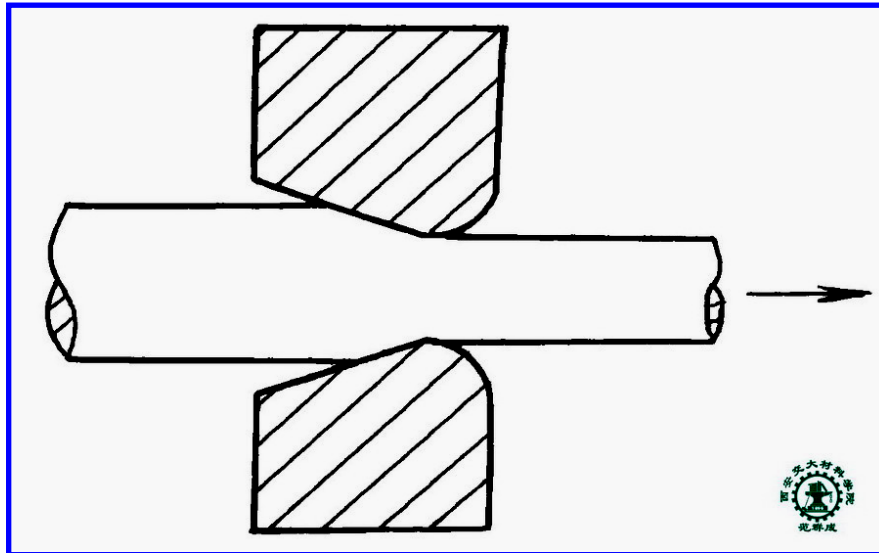
$b$  — 位错柏氏矢量

$\rho$  — 位错密度

□ 该式表明, 在加工硬化第Ⅱ阶段中, 随着塑性应变的增大, 由于晶体中位错密度迅速增高, 位错胞的尺寸不断减小, 使继续变形的流变应力显著升高, 加工硬化系数  $\theta_{\text{II}}$  很大

## 四、形变强化的工程意义

- 重要的强化手段
- 使金属均匀塑性变形顺利进行，如冷拉钢丝
- 使零件能抵抗偶然过载，如汽车板弹簧
- 使材料的进一步塑性变形难以进行，如冷拉钢丝



冷拉钢丝示意图

THE END

# 第七节 合金的变形与强化

## THE DEFORMATION AND STRENGTHENING OF ALLOYS

固溶体的变形与固溶强化

多相合金的变形与强化

THE END

合金 { 固溶体合金，固溶强化  
多相合金，第二相强化

## 一、固溶体的变形与固溶强化

### 济公金龟救村姑

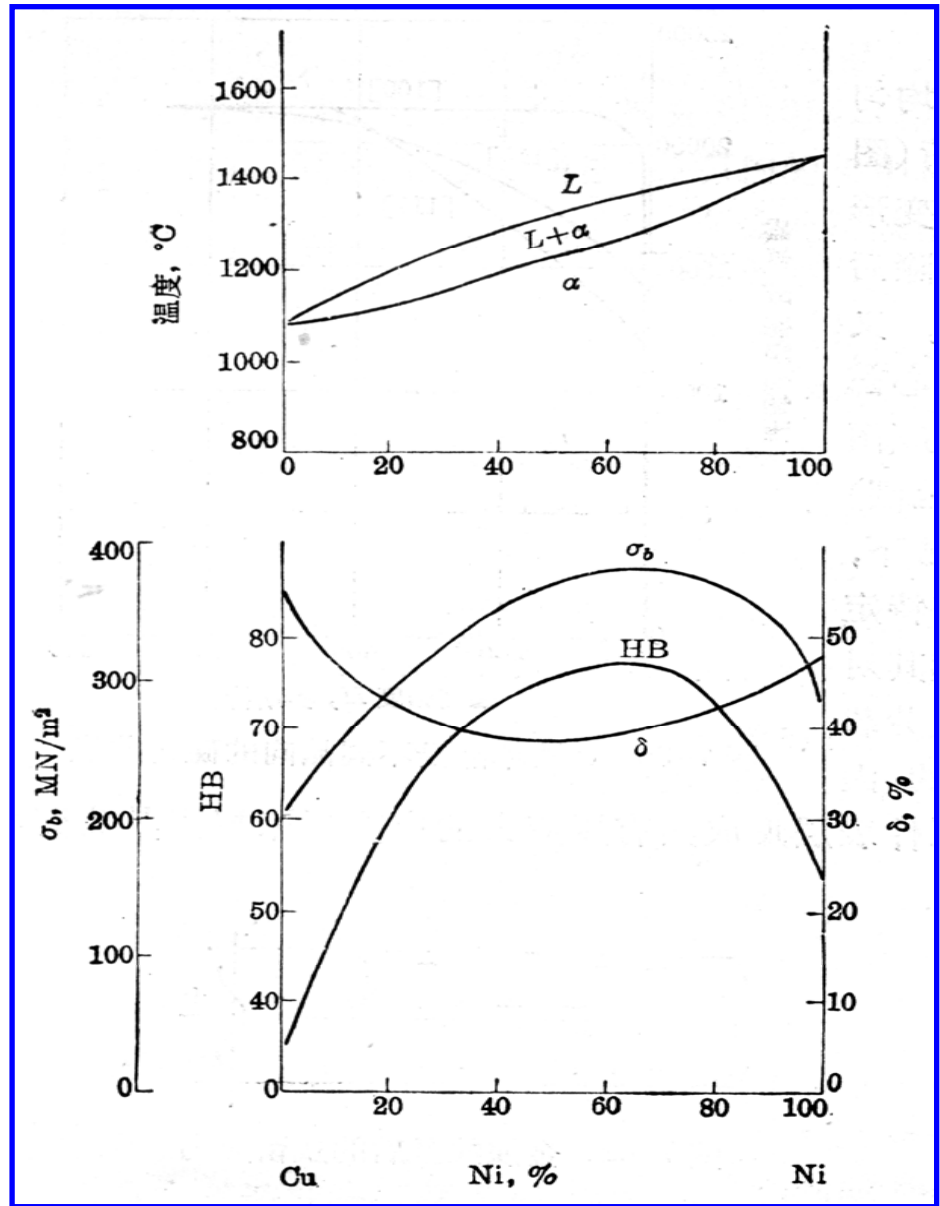
#### 1. 固溶强化

——与纯金属相比，固溶体的强度和硬度升高，塑性和韧性降低的现象。

## 2. 固溶强化机理

溶质与溶剂原子的尺寸差引起晶格畸变，所产生的应力场阻碍位错运动

铜镍固溶体的力学性能与成分的关系



THE END



### 3. 影响固溶强化的主要因素

#### 1) 原子相对尺寸

- 对置换固溶体，相对尺寸差  $\uparrow$ ，强化效果  $\uparrow$
- 对间隙固溶体，相对尺寸差  $\downarrow$ ，强化效果  $\uparrow$

合金元素对铜屈服强度的影响

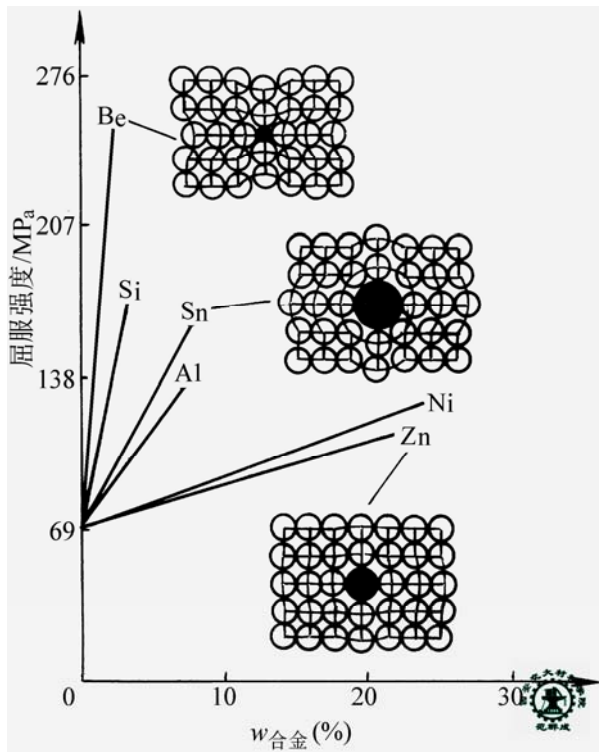


表 8-2 元素的原子半径

金属	原子半径/nm	$\frac{r-r_{\text{Cu}}}{r_{\text{Cu}}}$
Cu	0.1278	
Zn	0.1332	+4.2%
Al	0.1432	+12.0%
Sn	0.1509	+18.1%
Ni	0.1243	-2.7%
Si	0.1176	-8.0%
Be	0.1140	-10.8%

THE END

## 2) 溶质原子浓度

□ 浓度  $\uparrow$ ，强度  $\uparrow$ ，但效果  $\downarrow$

## 3) 溶质原子造成晶格畸变的对称性

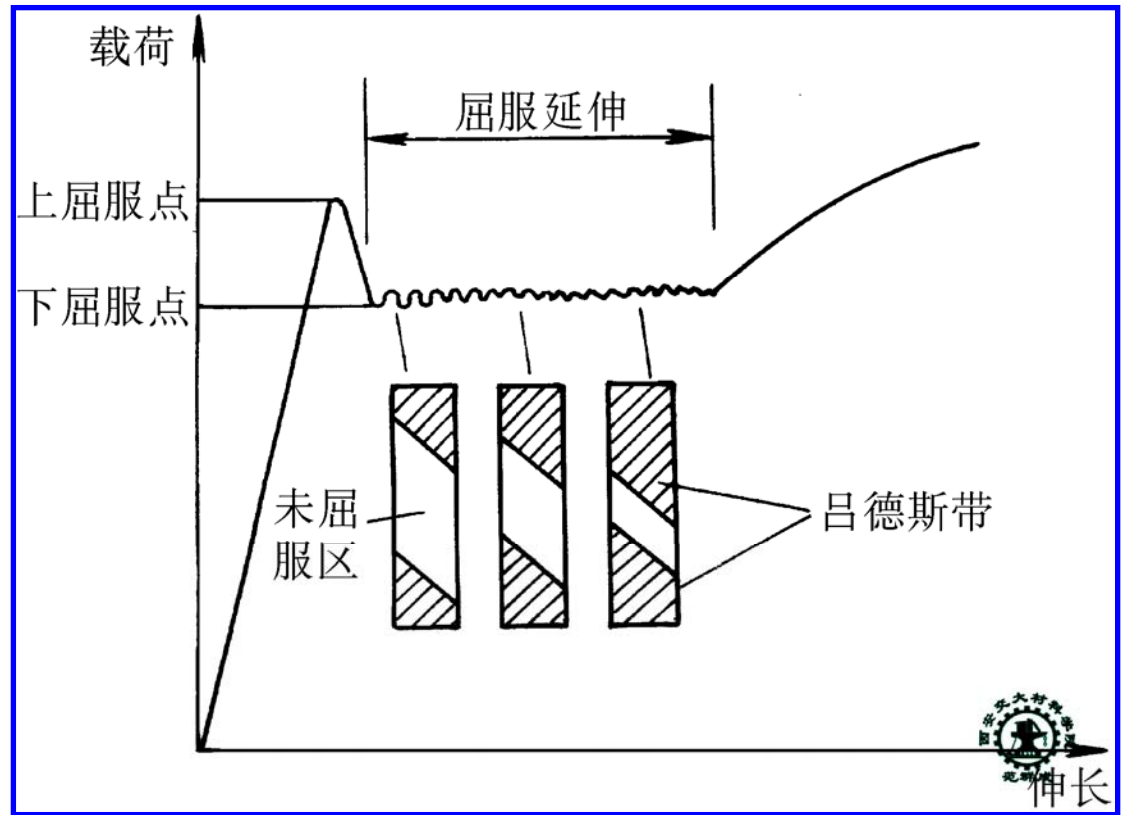
□ 球对称：弱强化。如置换原子，面心立方晶体中的间隙原子（如奥氏体）

□ 非球对称：强强化。如体心立方晶体中的间隙原子（如低碳马氏体）

## 4. 退火态低碳钢屈服的特点

□ 屈服降落

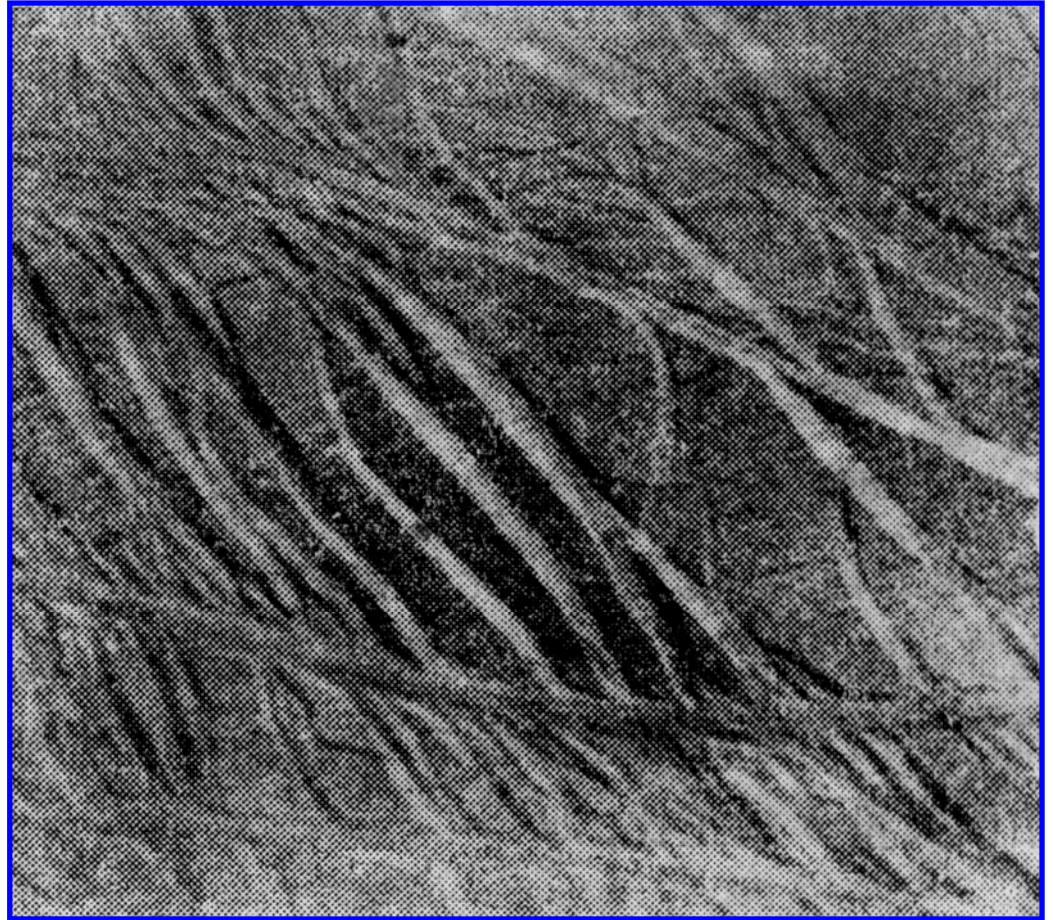
□ 屈服延伸



退火态低碳钢的屈服现象

THE END

# 试样表面出现塑性应变带——吕德斯带



THE END



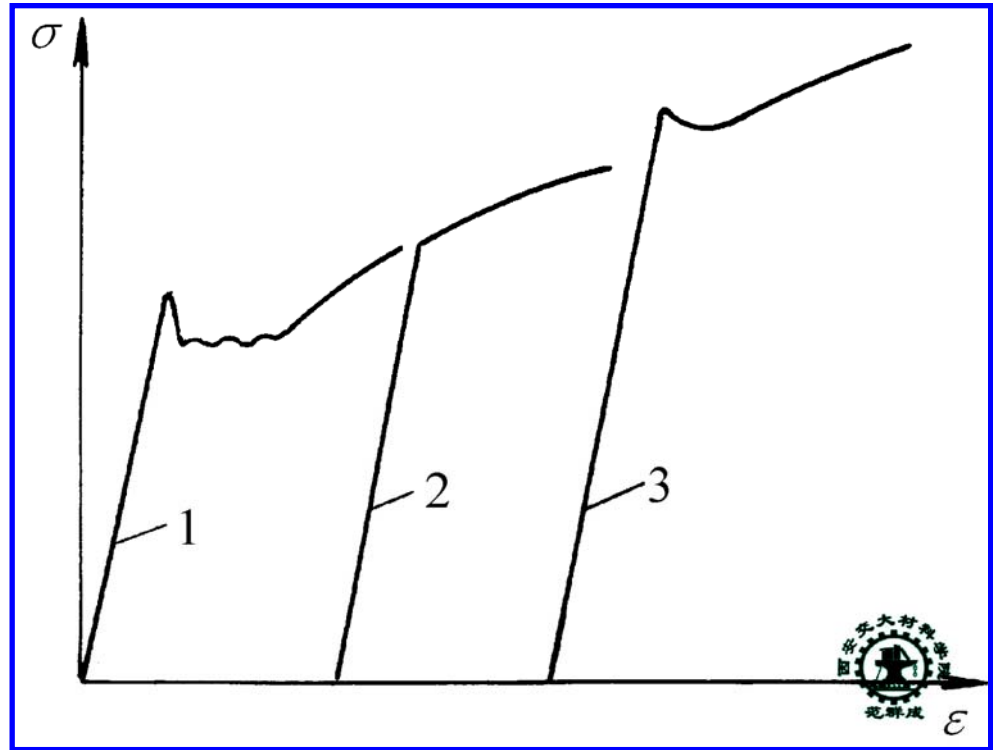
## 5. 屈服降落及延伸的位错理论解释

- 拉伸前的退火状态下，位错被碳原子形成的柯氏气团钉扎。当应力增大到一定程度时，被钉扎的位错挣脱气团的钉扎——脱钉。脱钉的位错运动阻力突然减小，故应力突然下降
- 试样屈服首先发生在靠近加头的圆弧过度处（应力集中）与拉伸轴约成  $45^\circ$ （切应力最大）的带状区域内。该区内晶粒转动使试样表面出现浮突，晶粒中的位错塞积使相邻带状区域晶粒中的位错源开动也发生屈服，同时应力出现小的波动。这样，吕德斯带逐渐向试样中部延伸，直至整个试样完全屈服

## 6. 退火态低碳钢的应变时效

### 1) 现象

对退火态低碳钢先进行少量塑性变形时，发生屈服降落现象；若卸载后立即再行加载，不出现屈服降落，且屈服强度升高；若卸载后放置一段时间或在  $200^{\circ}\text{C}$  加热后再加载，屈服降落又出现，且屈服强度更高

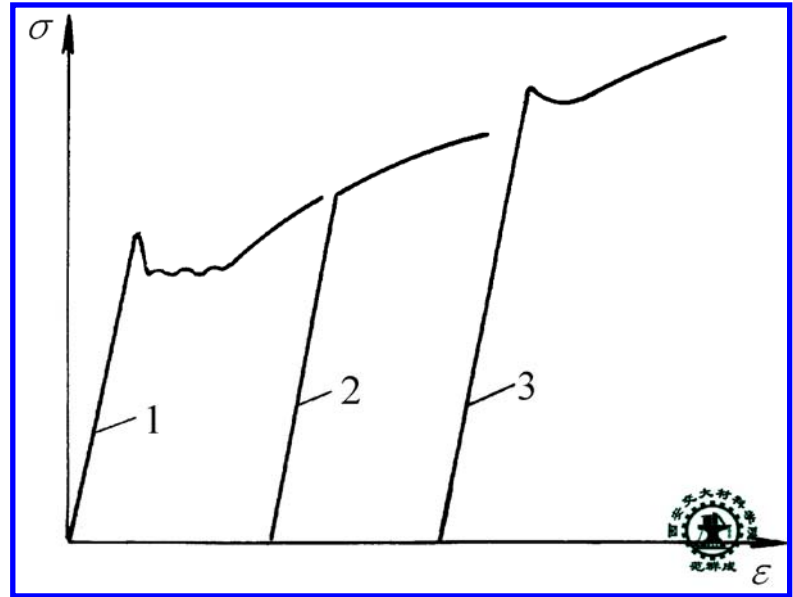


退火态低碳钢的应变时效

1 — 预塑性变形    2 — 卸载后立即再行加载    3 — 卸载后放置一段时间或在  $200^{\circ}\text{C}$  加热后再加载

## 2) 原因

□ 退火态低碳钢屈服时, 由于位错脱钉, 故出现屈服降落



- 卸载后立即再行加载时, 由于脱钉的位错还来不及被重新钉扎, 故不出现屈服降落. 但由于此时位错密度明显增加, 故屈服强度升高
- 若卸载后放置一段时间或在 200℃ 加热后再加载, 由于位错重新被钉扎, 故屈服降落又出现. 加之位错密度明显增加, 故屈服强度更高

### 3) 工程应用 ——光整冷轧

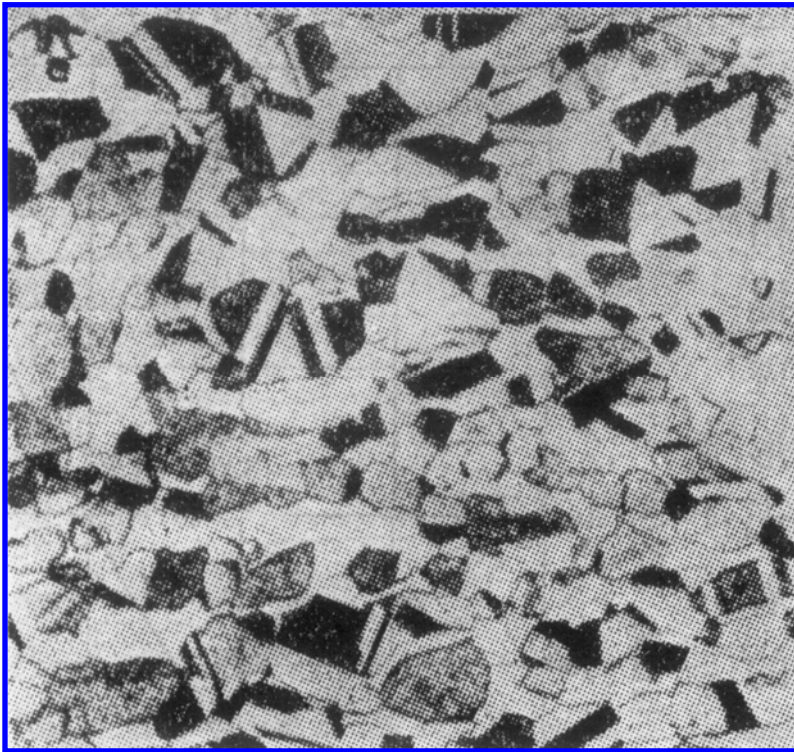
深冲用的低碳薄钢板在冲压成形时，会因不均匀变形使工件某些区域（应变量对应屈服延伸阶段）的表面粗糙不平——桔皮现象。影响美观。如何解决？

**光整冷轧**——将薄板在冲压之前先经过一道微量的冷轧（通常为1~2%压下量），使屈服点消失，随后进行冲压加工，可保证工件表面的平整光洁。



## 二、多相合金的变形与强化

多相合金 { 聚合型多相合金  
弥散分布型多相合金



Cu-40Zn合金 ( $\alpha + \beta$  黄铜)  
退火态 175 $\times$



镍基高温合金中  $\gamma'$  沉淀相 (晶  
界处为碳化物粒子) 10000 $\times$

# 1. 聚合型两相合金的塑性变形与强化

## 1) 两个塑性相的塑性变形

合金的变形决定于两相的体积分数

□ **等应变条件下**，合金的平均流变应力  $\sigma_a$  为两个相在此应变时的流变应力  $\sigma_1$  和  $\sigma_2$  的加权平均值（权重为两相的体积分数  $f_1$  和  $f_2$ ）

$$\sigma_a = f_1 \sigma_1 + f_2 \sigma_2 \quad (8-6)$$

□ **等应力条件下**，合金的平均应变  $\varepsilon_a$  为两个相在此应力时的应变  $\varepsilon_1$  和  $\varepsilon_2$  的加权平均值（权重为两相的体积分数  $f_1$  和  $f_2$ ）

$$\varepsilon_a = f_1 \varepsilon_1 + f_2 \varepsilon_2 \quad (8-7)$$

- 只有当第二相为较强的相时，合金才能强化
- 当合金塑性变形时，滑移首先发生于较弱的一相中
- 如果较强相的数量很少时，变形基本上在较弱相中进行
- 如果强相占到约 30%（体积）时，较弱相不能完全连续，两相就要以接近于相等的应变发生变形
- 如果强相体积分数高于 70% 时，强相为合金的基体相，合金的塑性变形主要由强相控制

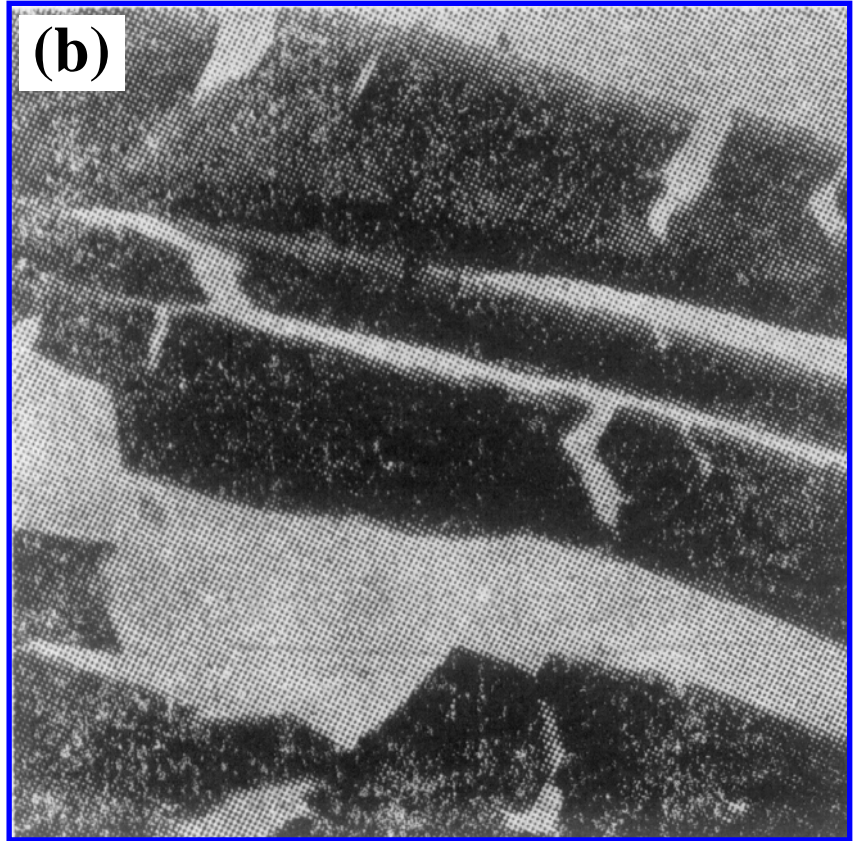
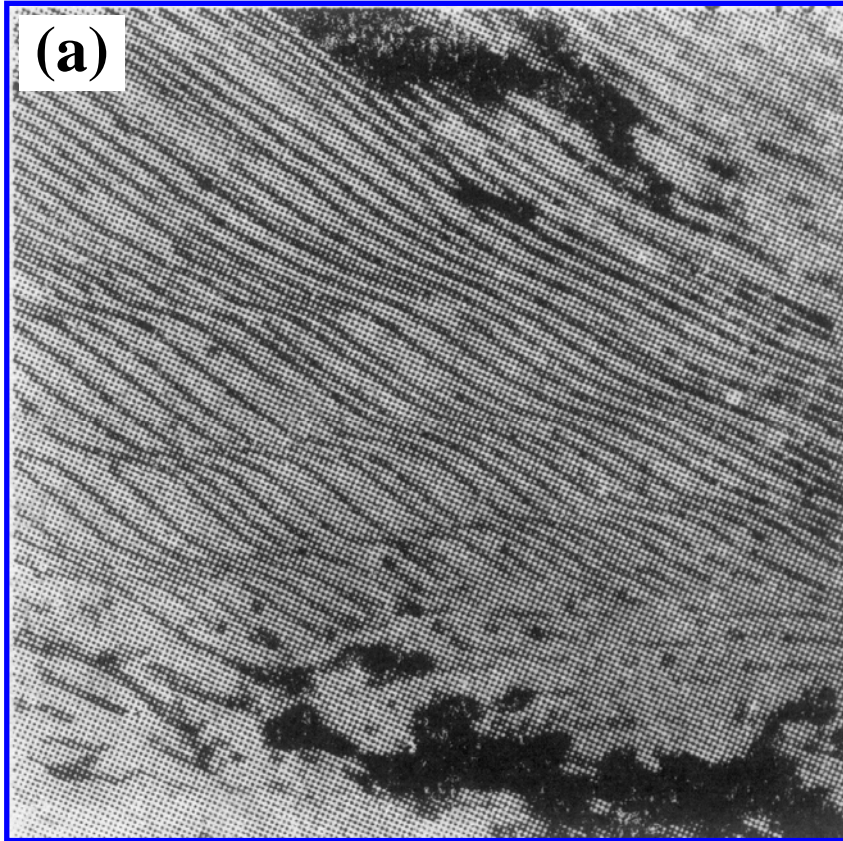
THE END

## 2) 一个塑性相与另一个硬脆相的塑性变形

合金的力学性能主要决定于硬脆相的存在情况（以钢中  $\text{Fe}_3\text{C}$  为例）

当渗碳体以层片状分布于塑性良好的铁素体中时，铁素体的变形受到阻碍，位错的运动被限制在渗碳体层片之间的很短距离中，使继续变形甚为困难，故钢的强度提高。珠光体越细，层片间距越小，其强度越高，而塑性却不降低，这是因为厚的渗碳体片经变形时容易发生断裂，薄片渗碳体反而能承受一些变形





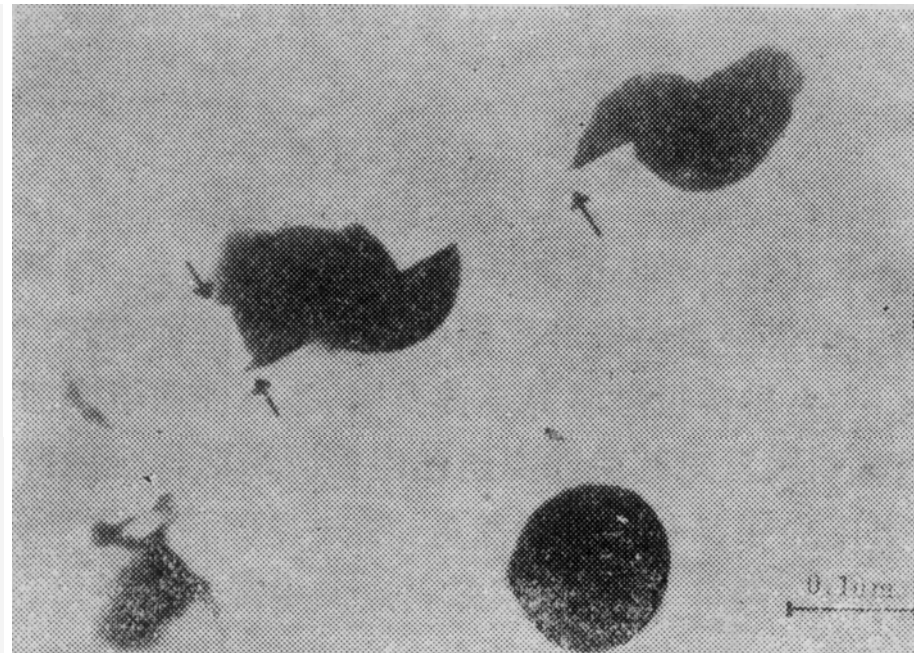
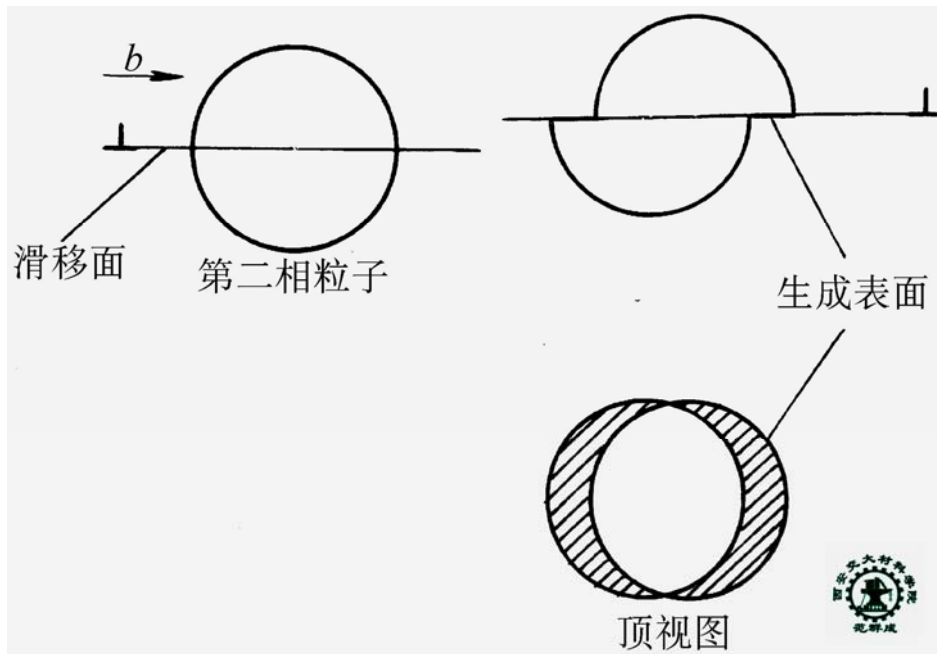
冷变形后珠光体中渗碳体片的变形 (a) 与断裂 (b) 15000×

- 在球状珠光体中，渗碳体呈球形，对铁素体变形的阻碍作用大大下降，故强度降低，塑性显著提高
- 当碳含量提高到约 1.2% 时，虽然渗碳体量增多，但硬而脆的二次渗碳体呈连续网状分布在晶界上，影响各晶粒之间的结合，并使晶粒的变形受阻而导致很大的应力集中，造成过早地断裂，故强度反而不及含碳 0.8% 的共析钢，塑性更显著下降
- 共析钢经淬火加回火处理后，渗碳体呈细小微粒弥散分布于铁素体基体上时，变形抗力大大增加，强度显著提高



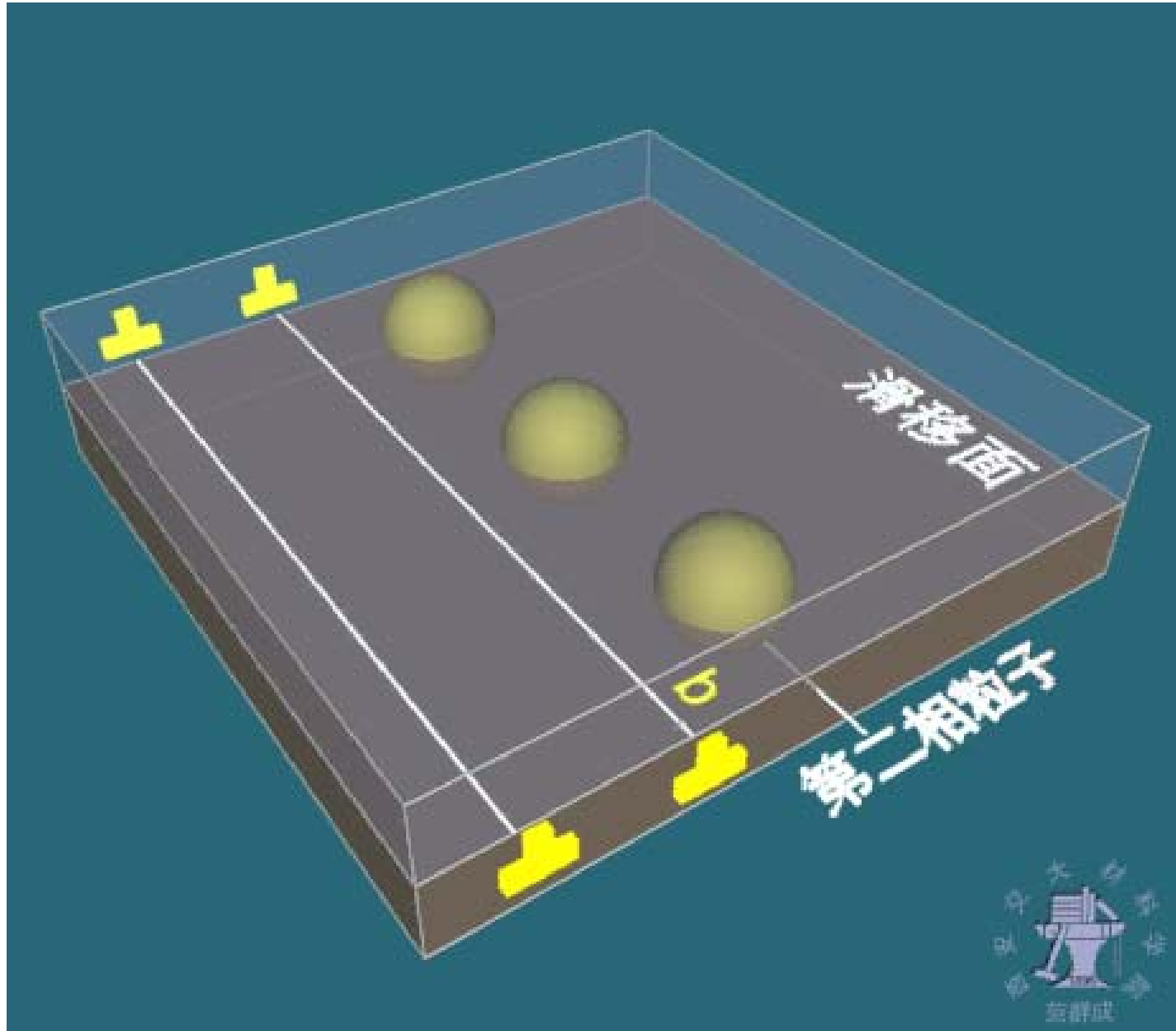
## 2. 弥散分布型两相合金的塑性变形与强化

### 1) 可变形微粒的强化机理——切过机制

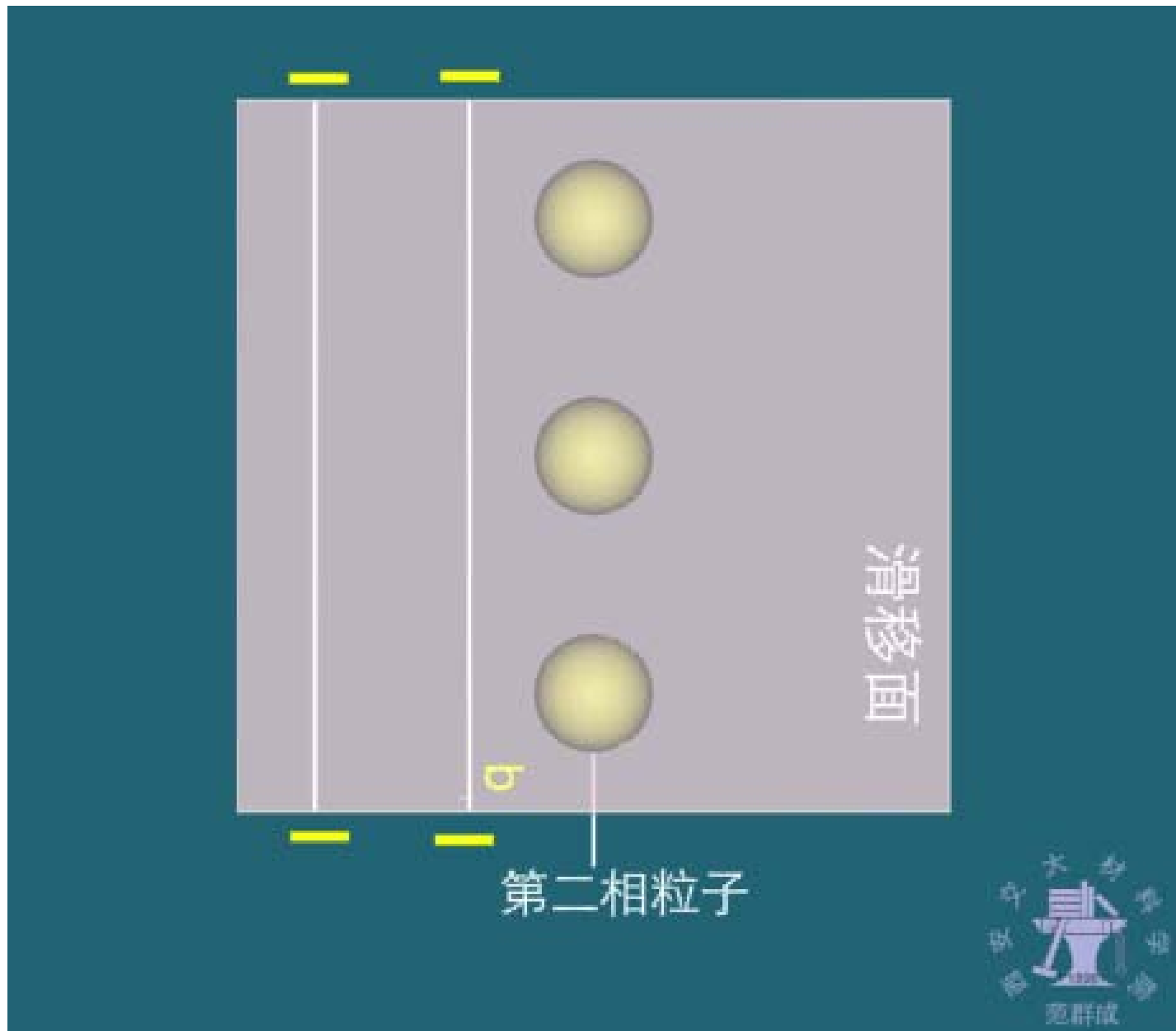


位错切过第二相粒子的示意图

Ni-Cr-Al合金中位错切过 $\text{Ni}_3\text{Al}$ 粒子（透射电镜象）



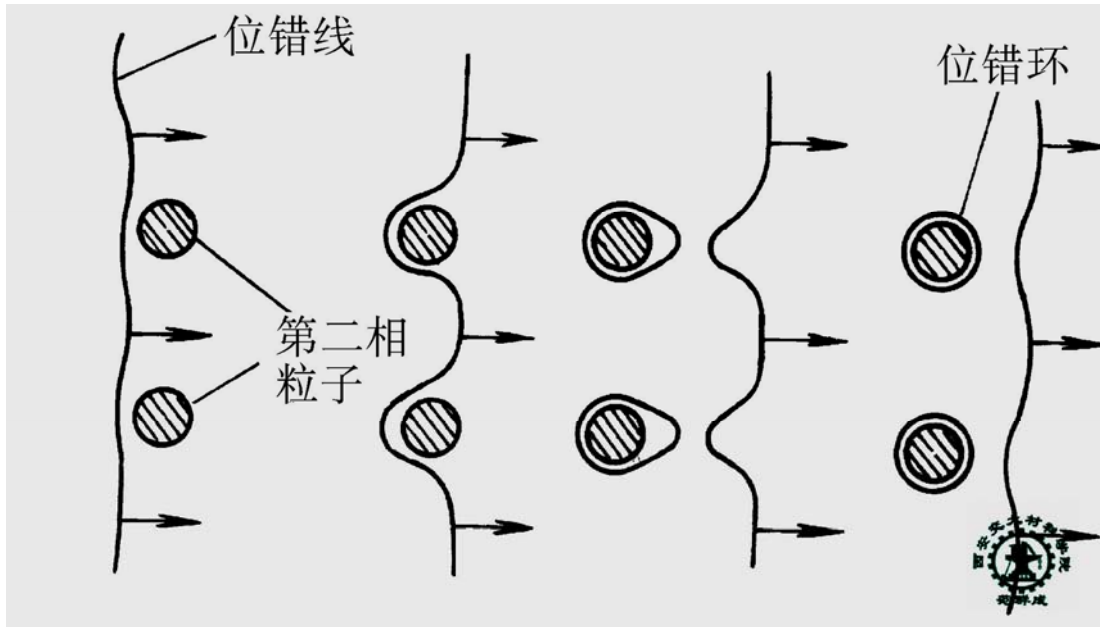




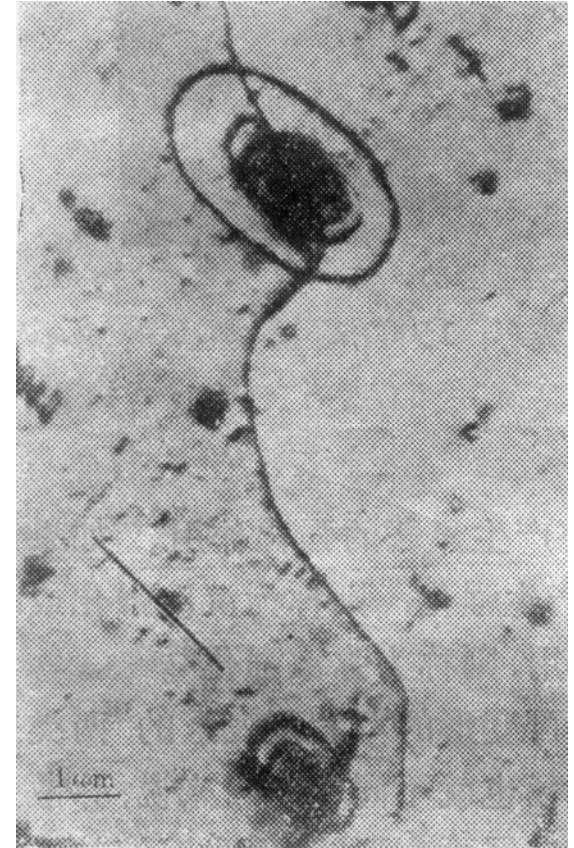
- ❑ 粒子的结构往往与基体不同（至少点阵常数不同），故当位错切过粒子时必然在其滑移面上造成原子排列的错配，需要增加做功
- ❑ 每个位错切过粒子，使粒子生成宽为  $b$  的表面台阶，即增加了粒子与基体间的界面面，这需要相应的能量
- ❑ 粒子周围的弹性应力场（由于粒子与基体间的比容差别，或保持共格或半共格结合）与位错产生交互作用，阻碍位错运动
- ❑ 如果粒子的弹性模量高于基体，引起位错能量和线张力升高，就阻碍位错运动

THE END

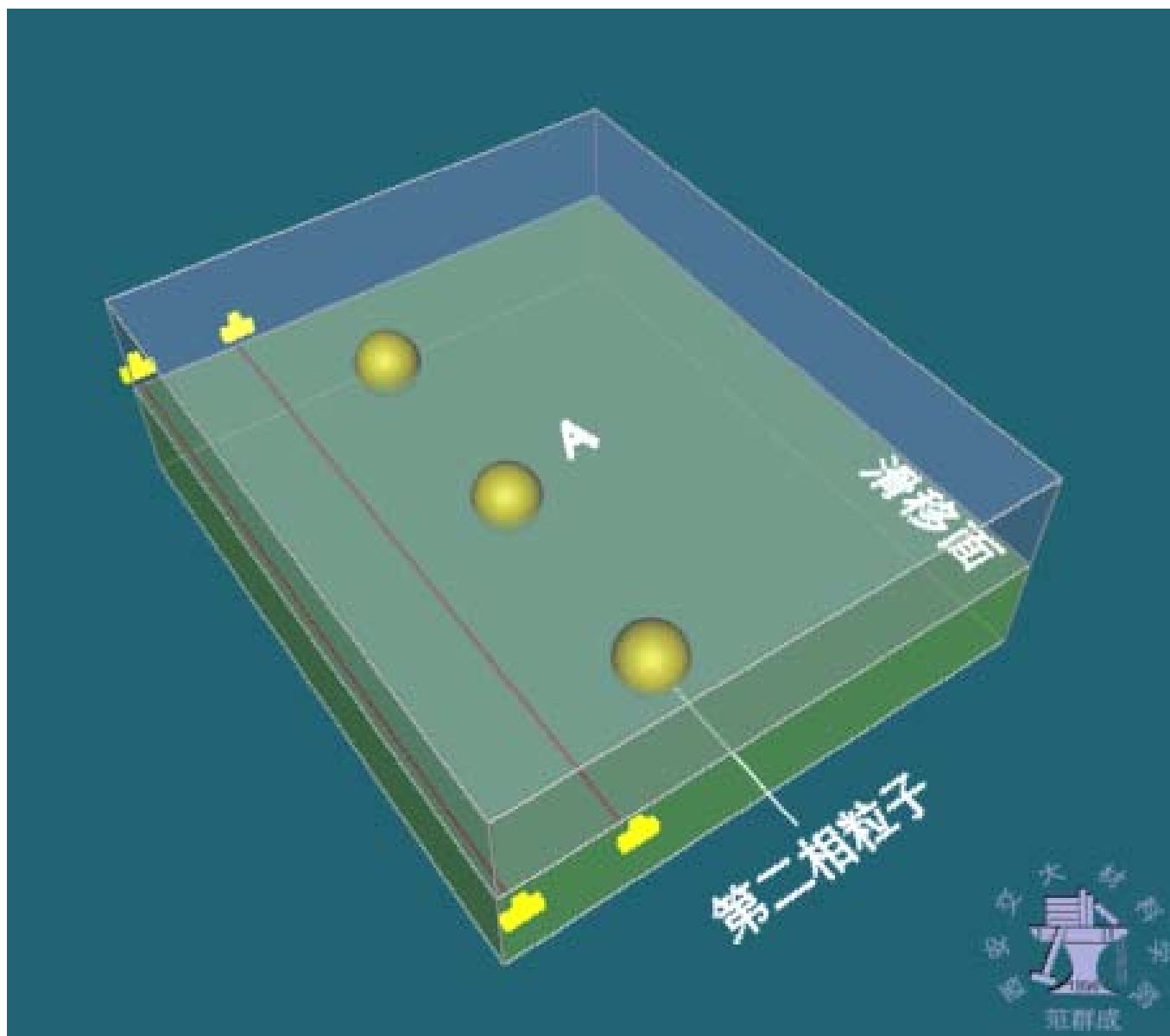
## 2) 不可变形微粒的强化机理——绕过机制或奥罗万（Orowan）机制

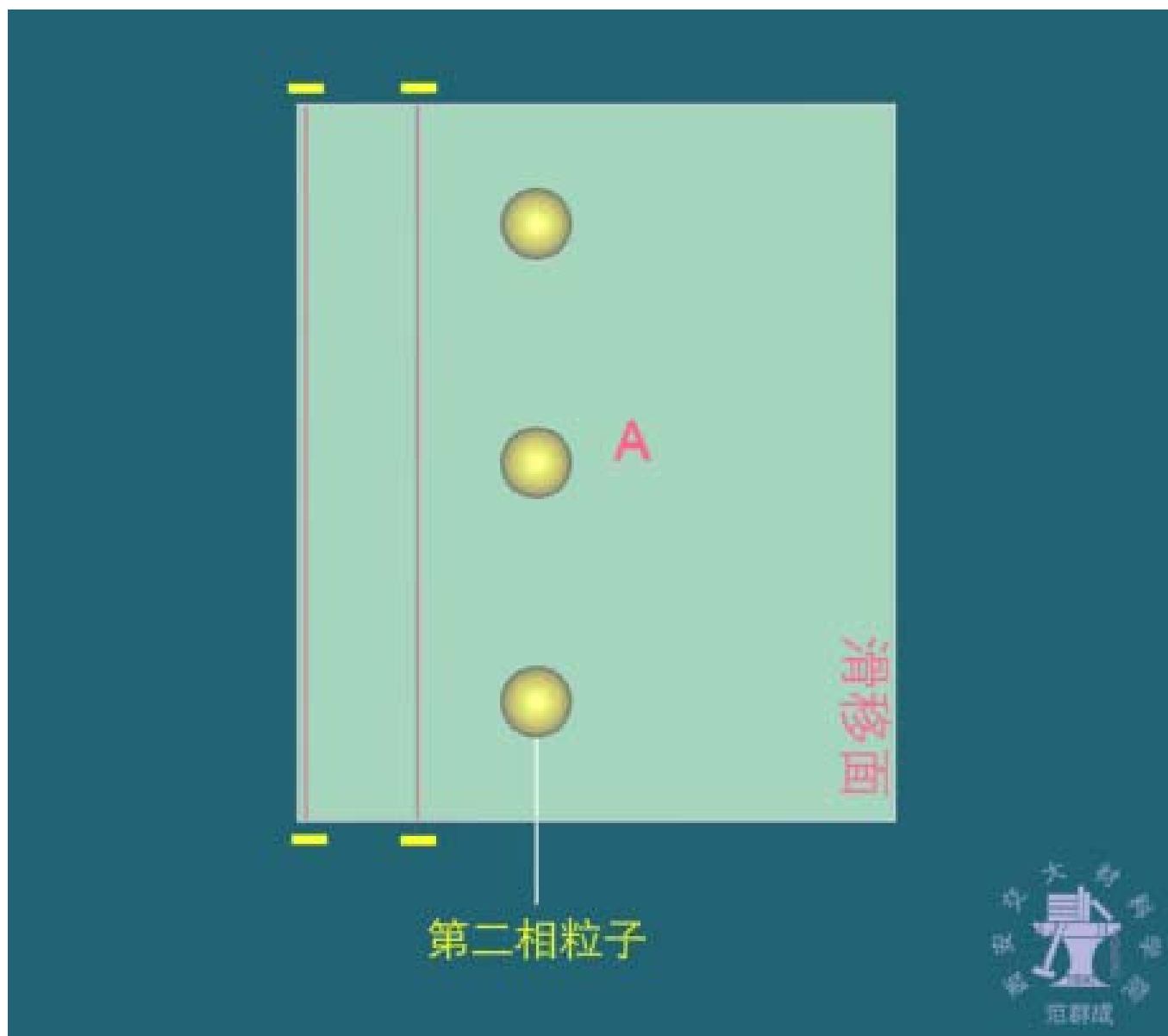


位错绕过第二相粒子示意图



$\alpha$  黄铜中围绕着  $\text{Al}_2\text{O}_3$  粒子的位错环（透射电镜象）

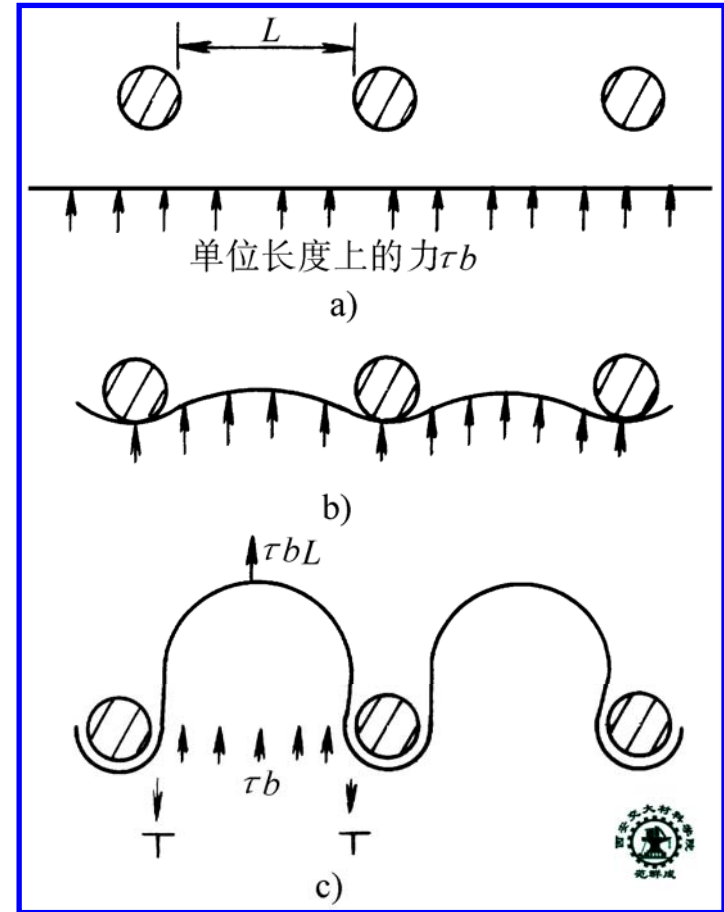




由于位错存在线张力，两端被固定的长为  $L$  的位错段弯曲时所需的最大切应力为

$$\tau = \frac{Gb}{L}$$

此应力即为位错绕过平均间距为  $L$  的第二相粒子的切应力。由上式可见，体积分数一定时，粒径越小，则粒子间距 ( $L$ ) 也越小，对位错绕过的阻力就越大



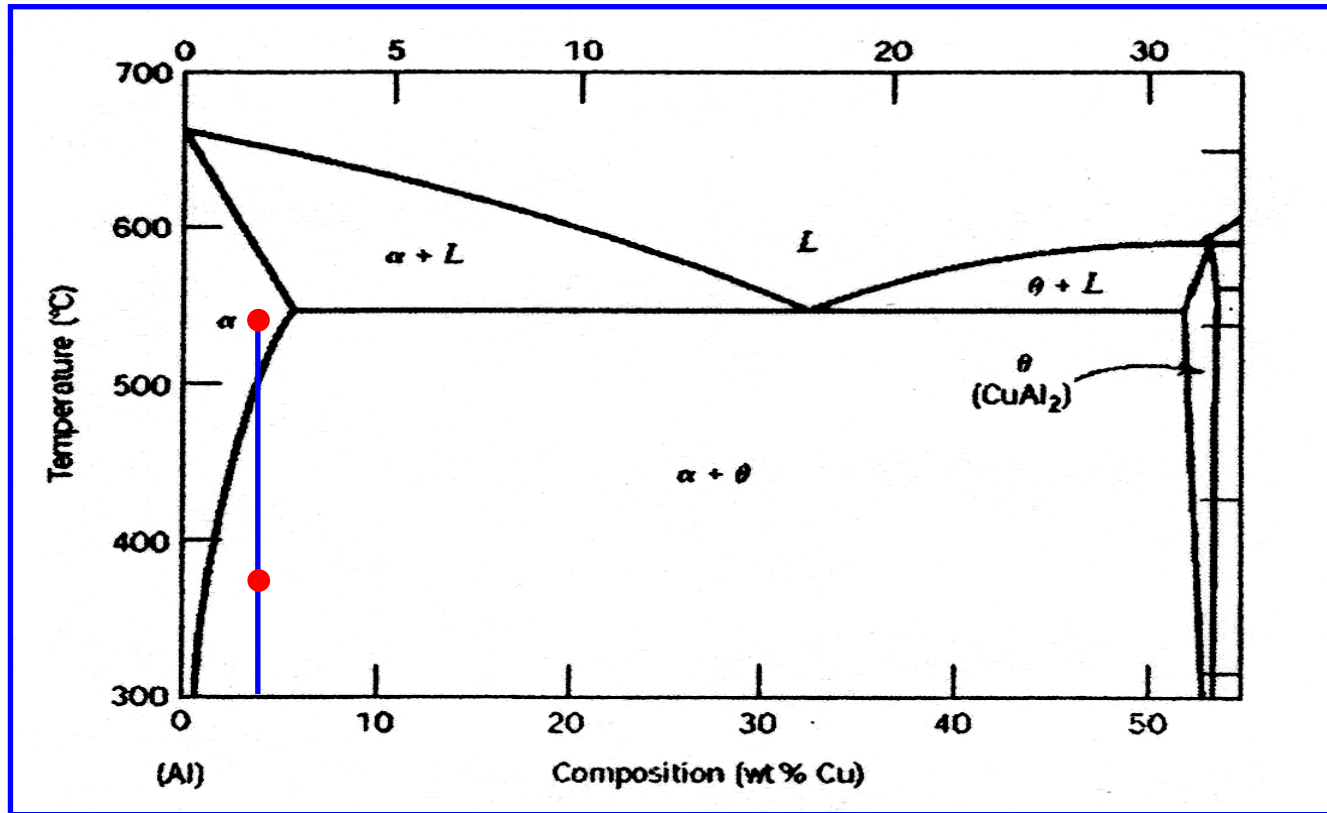
位错绕过第二相粒子的阻力  
(a)趋近时 (b)开始弯曲  
(c)临界状态

THE END

### 3. 时效强化（沉淀强化）

#### 1) 时效处理（以Al-4%Cu合金为例）

#### 一个偷懒的实验员



Al-Cu合金相图（局部）及Al-4%Cu合金的时效处理原理

THE END



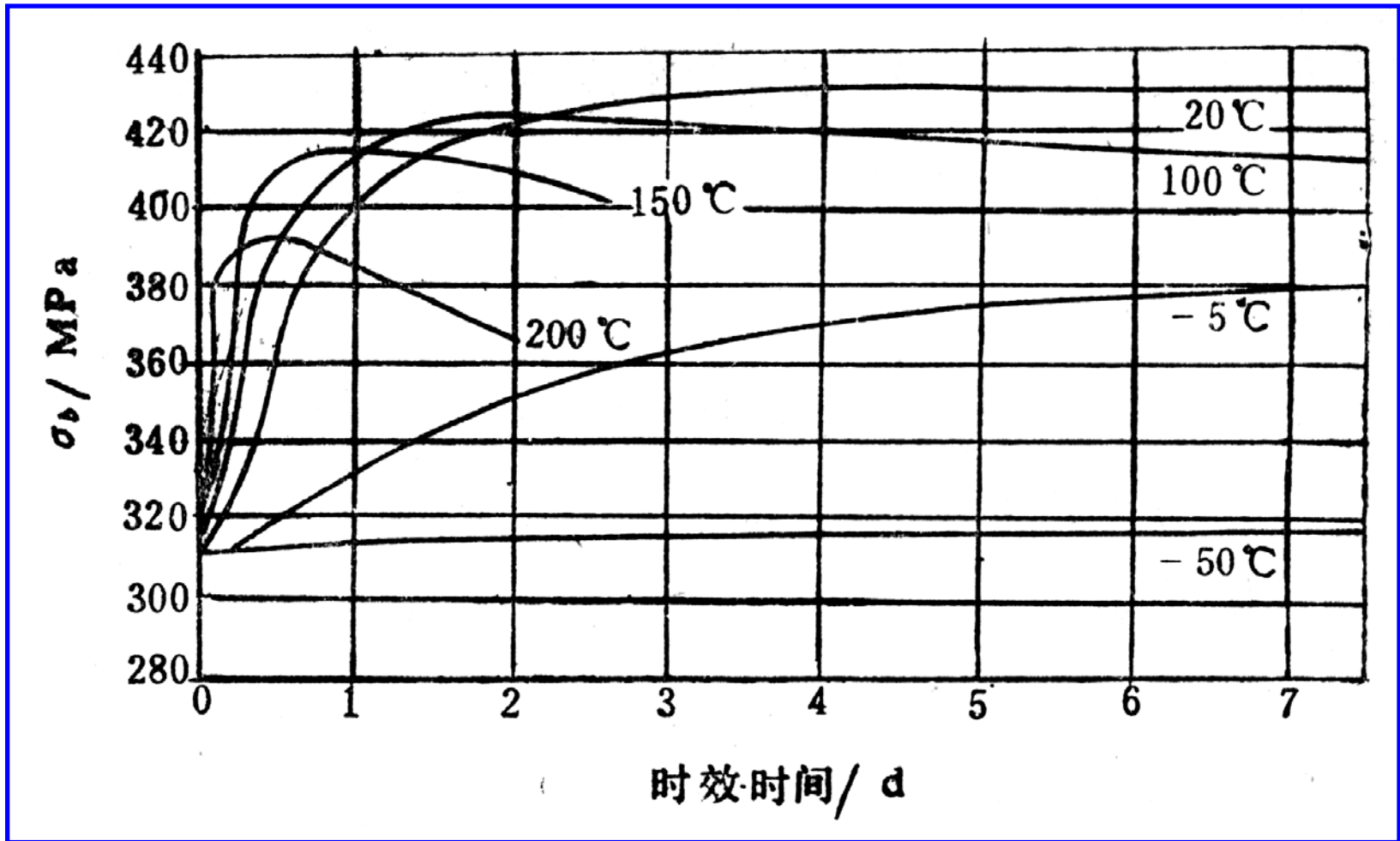
**时效处理**——将高温时为单相固溶体、缓冷至室温过程中析出第二相的合金，加热到单相固溶体状态后快冷至室温，得到过饱和固溶体，称为**固溶处理**。再将该过饱和固溶体在室温下长时间放置，或在固溶体饱和溶解度线以下的温度加热保温一定时间。前者称为**自然时效**，后者称为**人工时效**。

## 2) 时效强化

——经固溶处理和时效处理后，从过饱和固溶体中析出细小弥散分布的第二相微粒，使合金的强度显著升高

THE END





时效温度对Al-4%Cu合金强度的影响

### 3) 铝合金的时效序列

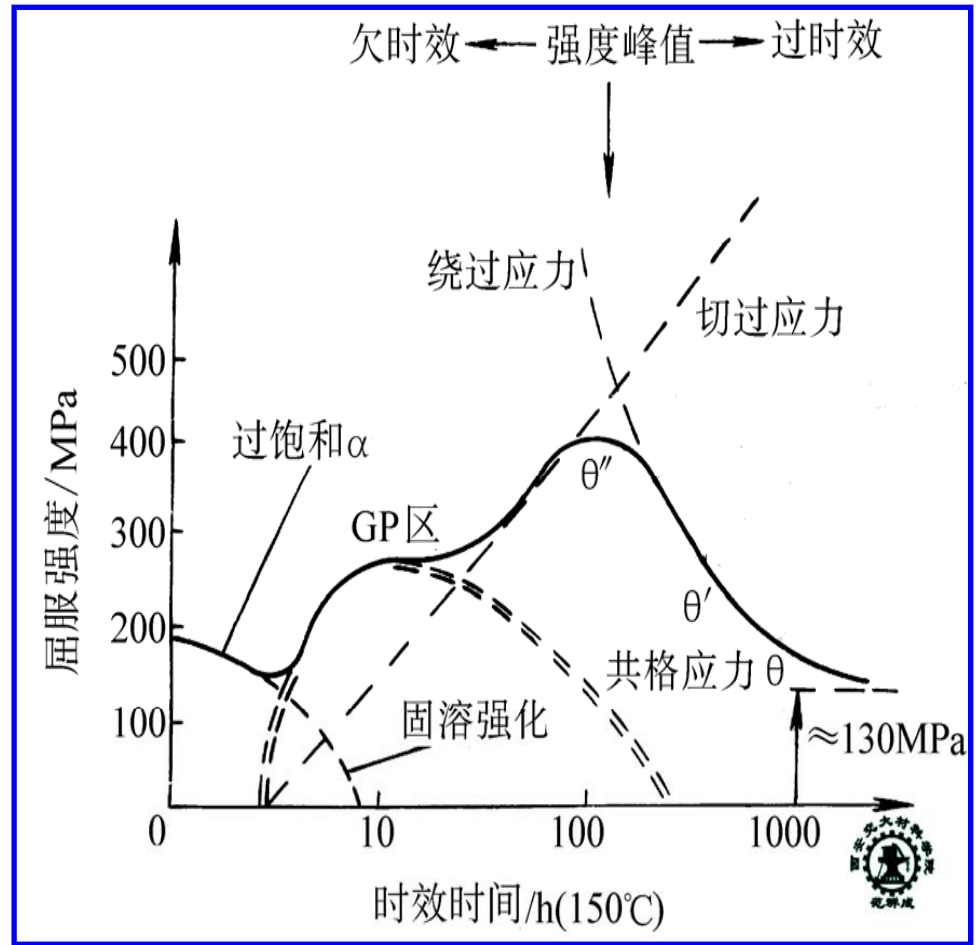
$\alpha_{\text{过}} \rightarrow G.P.\text{区} \rightarrow \theta''\text{相} \rightarrow \theta'\text{相} \rightarrow \theta\text{相}$

- $G.P.\text{区}$  — 铜原子富集区, 与母相结构相同且**共格**
- $\theta''\text{相}$  —  $G.P.\text{区}$  长大并演变为正方有序化结构, 与母相点阵常数不同但**共格**
- $\theta'\text{相}$  —  $\theta''\text{相}$  转变为正方点阵, 与母相**半共格**
- $\theta\text{相}$  —  $\theta'\text{相}$  长大, 转变为平衡相  $\text{CuAl}_2$ , 与母相**非共格**

## 4) 时效强化机理

$G.P.$ 区及 $\theta''$ 相与母相共格，位错以**切过机制**通过粒子。随时效时间增长粒子尺寸增大，对位错阻力增大

$\theta'$ 相及 $\theta$ 相与母相不共格，位错以**绕过机制**通过粒子。随时效时间增长粒子尺寸增大，粒子平均间距变大，对位错阻力减小



Al-4%Cu合金强度随  
时效时间的变化

THE END

# 第八节 冷变形金属的组织与性能

## THE STRUCTURE AND PROPERTY OF COLD DEFORMED METALS

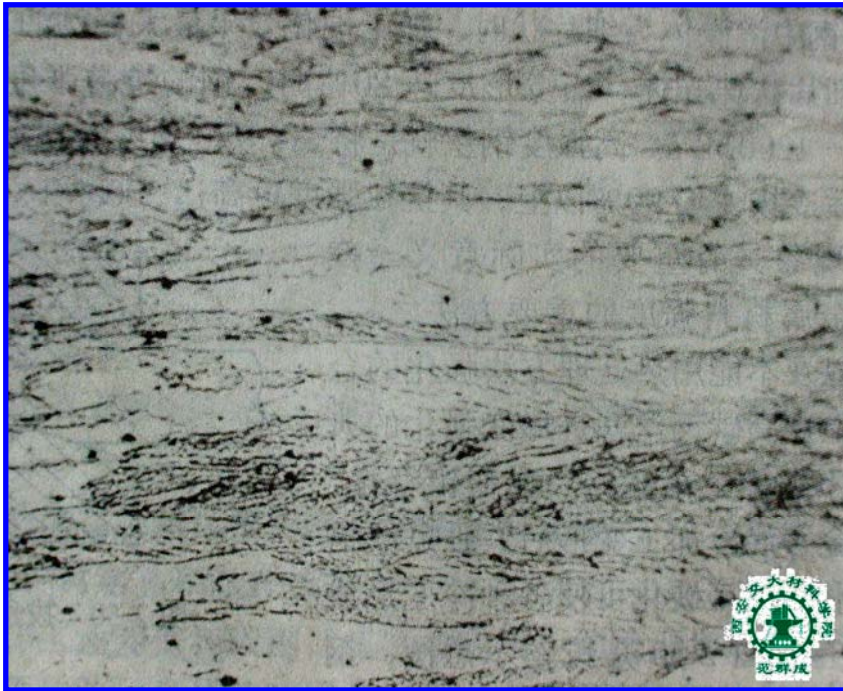
冷变形金属的组织变化

冷变形金属的性能变化

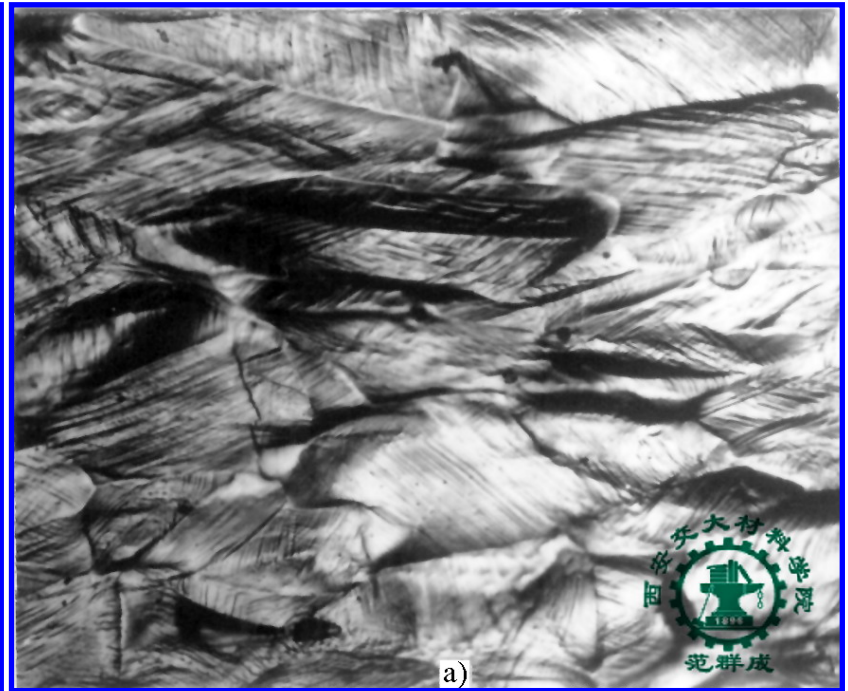
THE END

# 一、冷变形金属的组织变化

□ 晶粒形状：等轴晶粒→拉长晶粒→纤维组织



工业纯铁变形度为80%的  
显微组织 125×



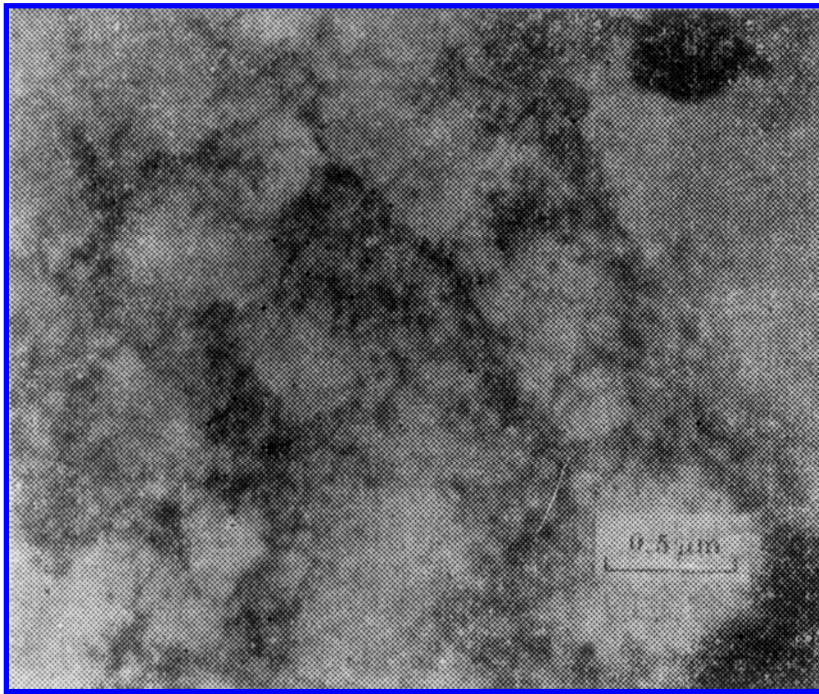
Mn13钢强烈冷变形后  
的显微组织 200×

THE END

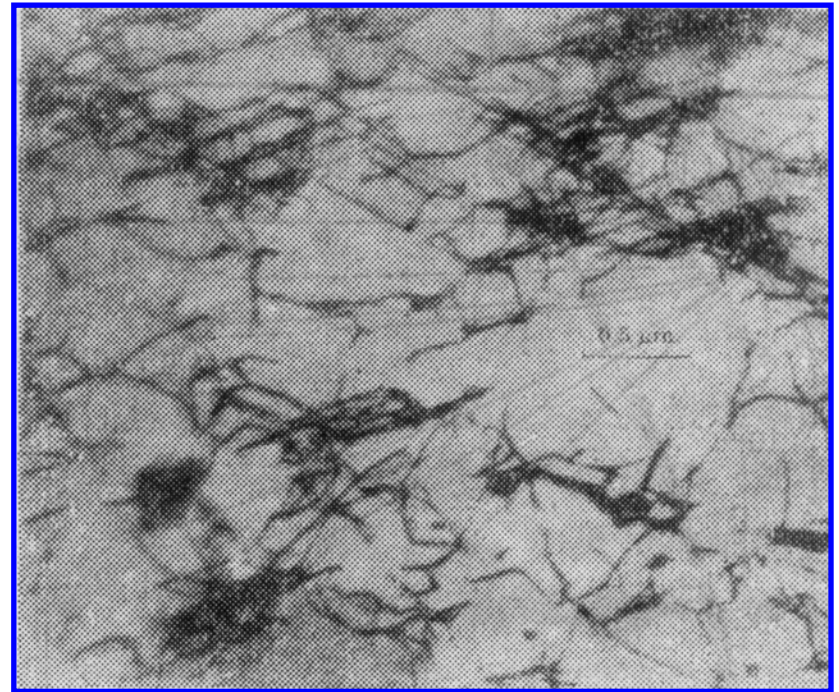


□ 点缺陷及位错密度大大提高  $10^7 \rightarrow 10^{12}/\text{cm}^2$

□ 位错组态 { 高层错能金属：位错缠结 → 位错胞 → 变形胞  
低层错能金属：复杂的位错网络



铜经拉伸10%的位错分布



不锈钢冷轧2%的位错复杂网络

## □ 形成形变孪晶

## □ 形成形变织构

**形变织构**——多晶体中各晶粒的某些位向与变形方向趋于一致，这种择优取向称为形变织构

表 8-3 金属的形变织构

晶体结构		板(轧)织构	丝(拉拔)织构
面心立方	$\alpha$ -黄铜	$(110)[112]$	$[110]$ 为主
	纯铜	$(146)[21\bar{1}]$ 或 $(123)[1\bar{2}1]$	$[111]$ 为主
体心立方		$(100)[011]$	$[110]$
密排六方		$(0001)[10\bar{1}0]$	$[10\bar{1}0]$



THE END

形变织构不能够在显微镜下观察到，但可通过X光衍射检测到

形变织构的形成是各晶粒在变形中晶体转动的结果

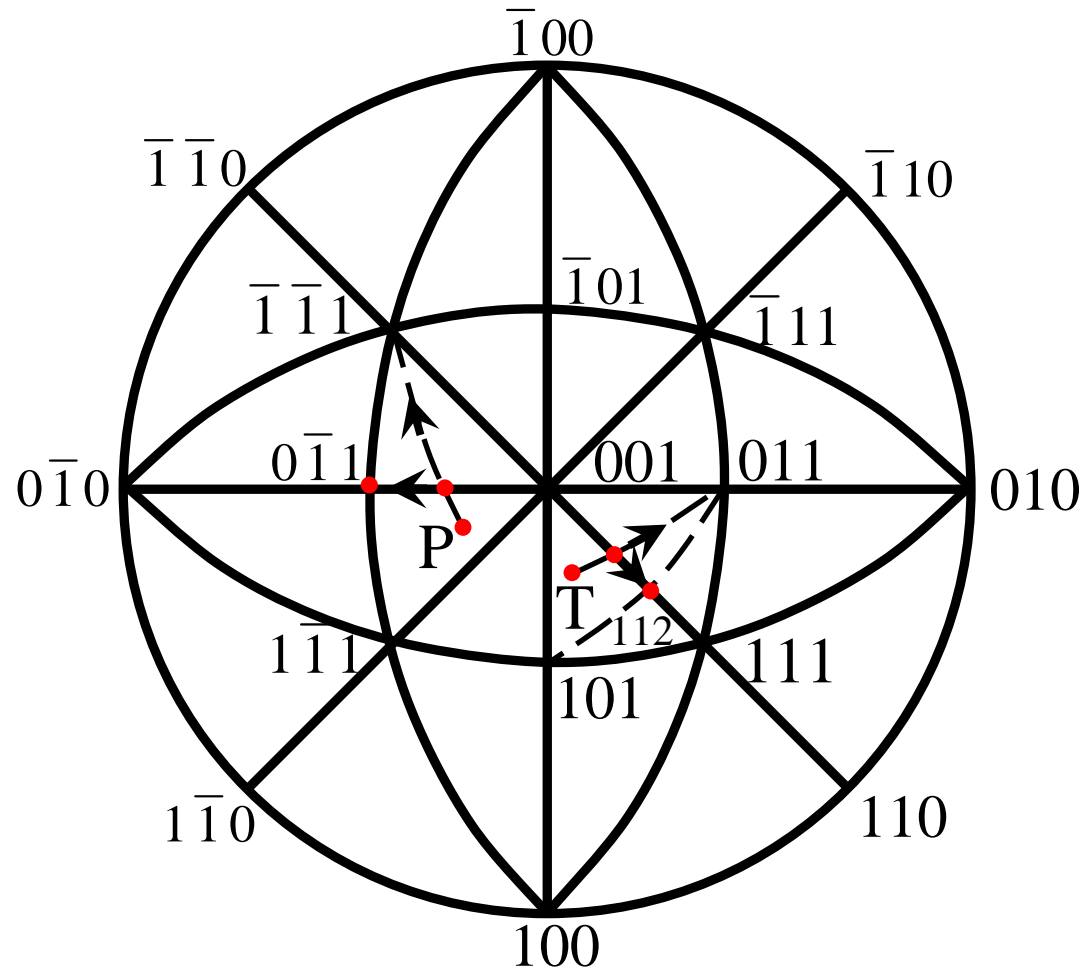
**例题8-7** 已知  $\alpha$  黄铜（面心立方）板的轧制织构为  $\{110\} \langle 112 \rangle$ ，用立方晶系标准投影图说明其形成原因。



各晶粒同时受到两个应力：平行于轧向的拉应力；垂直于板面的压应力

在拉应力T作用下，各晶粒的  $\langle 112 \rangle$  晶向转到与轧向平行

在压应力T作用下，各晶粒的  $\{110\}$  晶面转到与板面平行

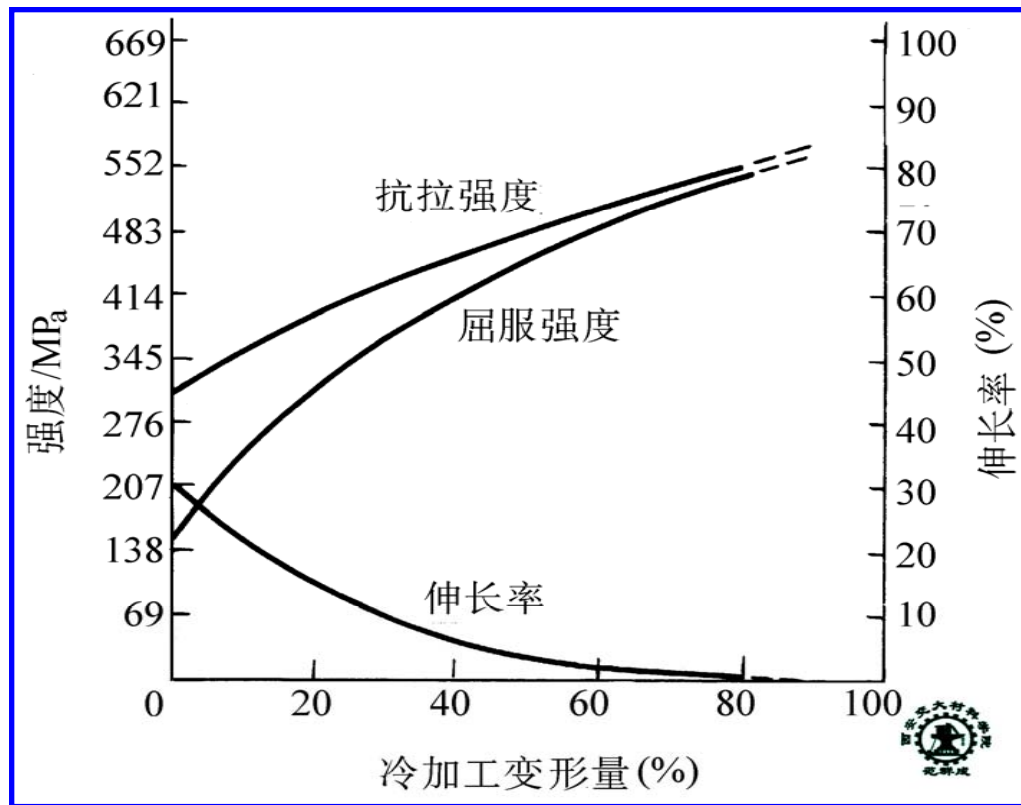


THE END

## 二、冷变形金属的性能变化

### 1. 产生加工硬化

{ 有利  
有弊

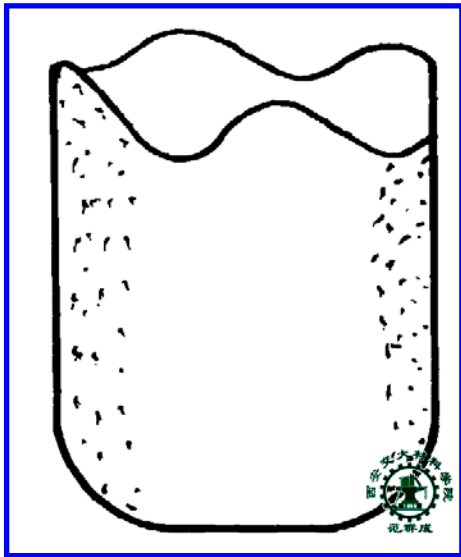


铜丝冷变形时的力学性能变化

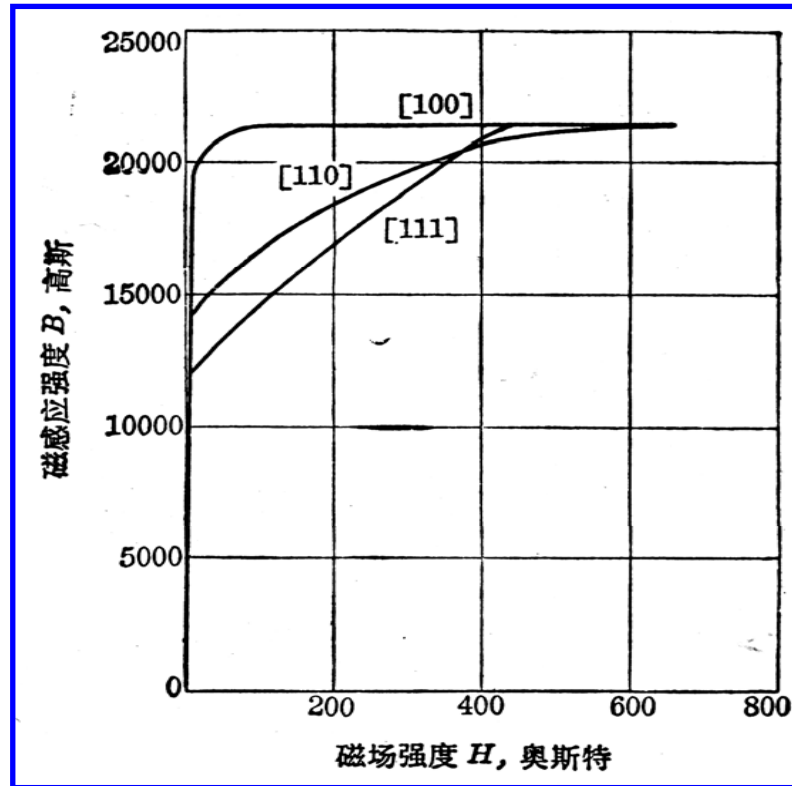
THE END

## 2. 产生各向异性

- ❑ 弊：产生不均匀变形，如冷冲压件形成“制耳”
- ❑ 利：如变压器用硅钢片，设法形成 $(100)\langle 001 \rangle$ 织构，因为 $\langle 100 \rangle$ 方向最易磁化



冷冲压件的制耳现象

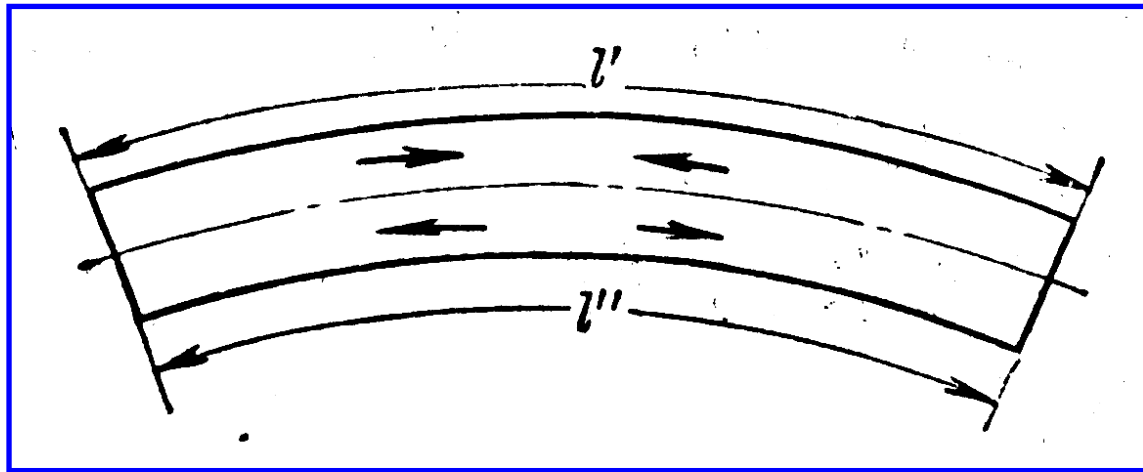


$\alpha$  铁单晶沿不同晶向的磁化曲线

THE END

### 3. 产生残余应力

- 弊 { 引起工件变形、开裂，如“季裂”，  
残余拉应力降低材料疲劳强度



弯曲变形后金属板中的残余应力

- 利：残余压应力提高疲劳强度，如滚压、喷丸

### 4. 改变理化性能

如：电导率↓，抗腐蚀性能↓

THE END

## 第九节 金属的断裂

# THE FRACTURE OF METALS

理论断裂强度

实际断裂强度

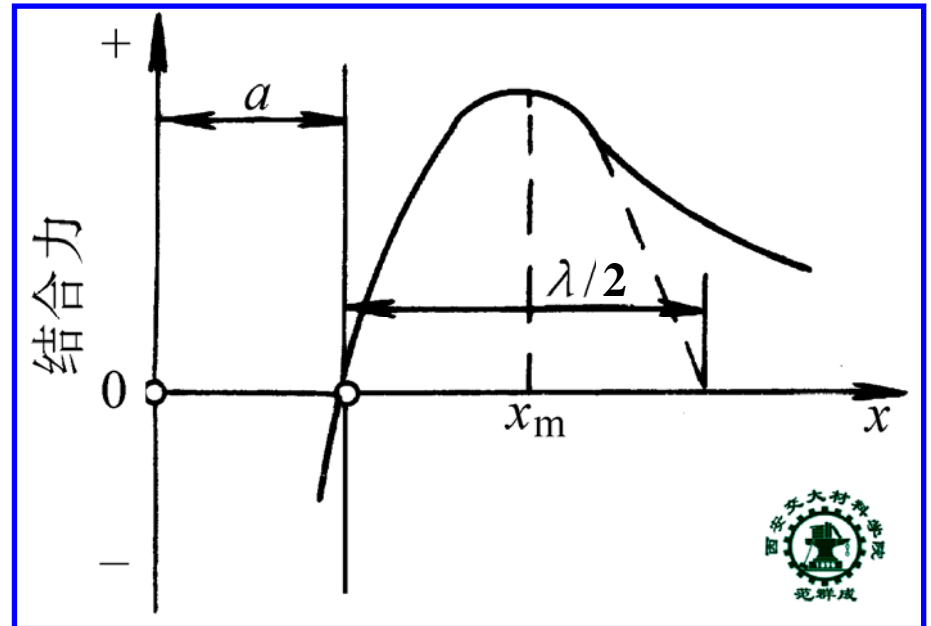
THE END

# 一、理论断裂强度 $\sigma_c$

假定：

- 材料是完全脆性的
- 原子平衡间距为  $a$
- 引力与位移的关系为正弦函数

$$\sigma = \sigma_c \sin \frac{2\pi x}{\lambda}$$



原子间结合力随距离变化示意图

材料断裂所需能量 = 形成两个新表面的能量  
材料的比表面能为  $\gamma$

THE END

可得式

$$\int_0^{\frac{\lambda}{2}} \sigma_c \sin \frac{2\pi x}{\lambda} dx = \frac{\lambda \sigma_c}{\pi} = 2\gamma$$

则

$$\sigma_c = \frac{2\pi\gamma}{\lambda} \quad (8-8)$$

又假定：引力与位移符合胡克定律，且位移很小

$$\sin \frac{2\pi x}{\lambda} \approx \frac{2\pi x}{\lambda} \quad \sigma = \sigma_c \sin \frac{2\pi x}{\lambda} \approx \sigma_c \frac{2\pi x}{\lambda} \quad \sigma = E\varepsilon = E \frac{x}{a}$$

$$E \frac{x}{a} = \sigma_c \frac{2\pi x}{\lambda}$$

$$\sigma_c = \frac{E\lambda}{2\pi a} \quad (8-9)$$

(8-8) × (8-9)

$$\sigma_c = \left( \frac{E\gamma}{a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (8-10)$$

设： $\gamma = 1.0 \text{ J} / \text{m}^2$ ,  $a = 0.3 \text{ nm}$ , 则  $\sigma_c \approx \frac{E}{10}$

THE END



## 二、实际断裂强度 $\sigma_f$

### 1. 实际断裂强度远低于理论断裂强度

$$\sigma_c \approx \frac{E}{10} \quad \sigma_f \approx \frac{E}{100} \quad \sigma_f \ll \sigma_c$$

### 2. 原因

材料中存在微裂纹

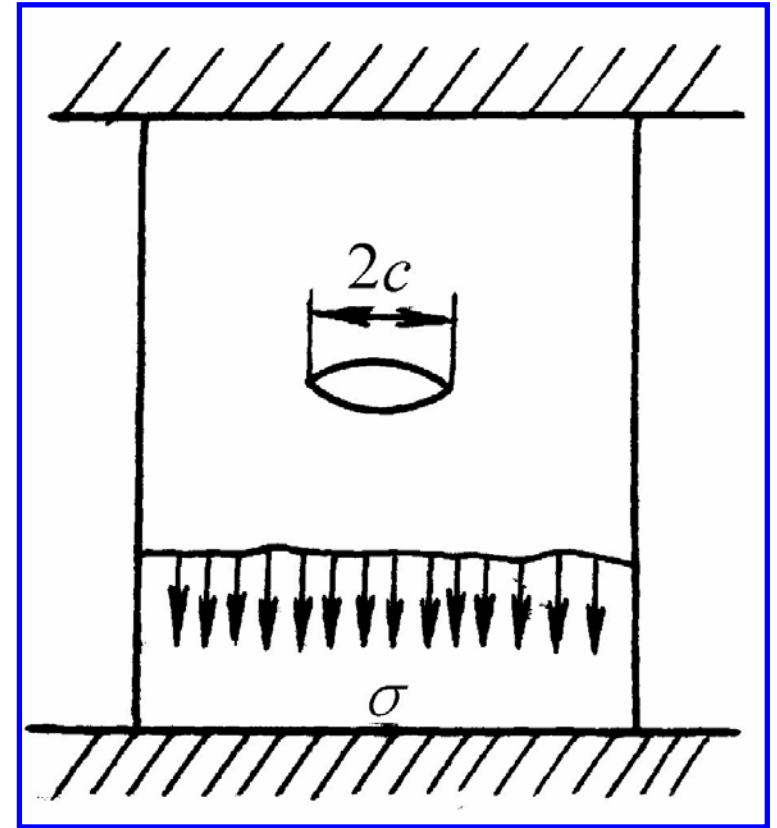
结晶中的热应力所致  
 应力集中所致  
 焊接裂纹  
 烧结裂纹

THE END

### 3. Griffith 理论（带裂纹构件的断裂强度）

假定：材料是完全脆性的（如玻璃）很宽的薄板

在该薄板两端施加一拉应力  $\sigma$  后将两端固定. 在薄板中央制造一椭圆形穿透型裂纹，其长度为  $2c$ . 在该应力下，必定存在一个  $2c$  的临界值，使裂纹自发扩展导致薄板断裂. 该应力就是存在临界长度裂纹时材料的断裂强度



THE END

裂纹扩展的**驱动力**：裂纹释放的弹性能  $U_E$

裂纹扩展的**阻力**：裂纹的表面能  $U_S$

$$U_S = 2 \times 2c \times \gamma = 4c\gamma$$

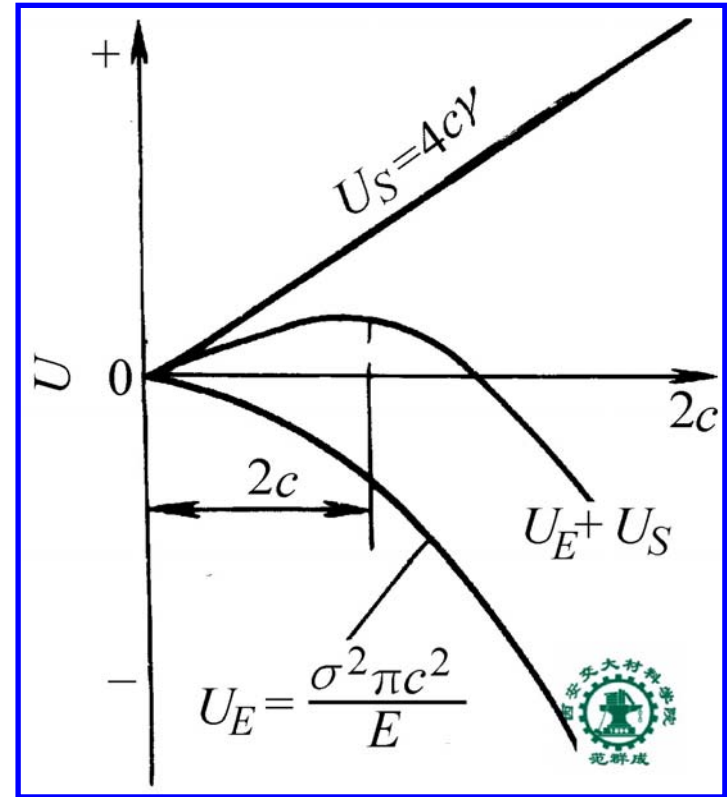
$$U_E = -\frac{\sigma^2 \pi c^2}{E}$$

则，体系能量的变化

$$\Delta U = U_E + U_S = -\frac{\sigma^2 \pi c^2}{E} + 4c\gamma$$

令 
$$\frac{d(\Delta U)}{dc} = 0$$

解得 
$$\sigma_f = \left( \frac{2E\gamma}{\pi c} \right)^{\frac{1}{2}}$$



(8-11)

THE END

# 比较实际断裂强度与理论断裂强度

$$\sigma_f = \left( \frac{2E\gamma}{\pi c} \right)^{\frac{1}{2}} \quad \sigma_c = \left( \frac{E\gamma}{a} \right)^{\frac{1}{2}}$$

显然  $\frac{\pi c}{2} \gg a$   
故  $\sigma_f \ll \sigma_c$

## 4. 塑性修正

对于塑性材料，裂纹扩展的阻力还需要考虑**塑性变形功**  $\gamma_P$ 。所以，其断裂强度还需进行塑性修正。

$$\sigma_f = \left( \frac{E(2\gamma + \gamma_P)}{\pi c} \right) \quad (8-12)$$

THE END

# 第十节 冷变形金属 的回复和再结晶

## THE RECOVERY AND RECRYSTALLIZATION OF COLD DEFORMED METALS

冷变形金属加热时的组织和性能变化

冷变形金属的回复

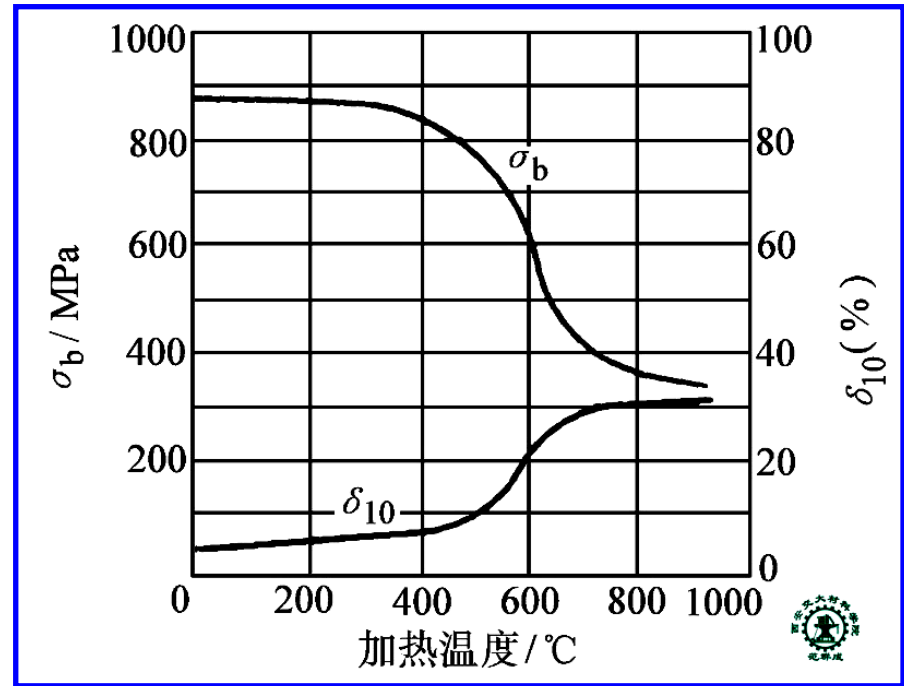
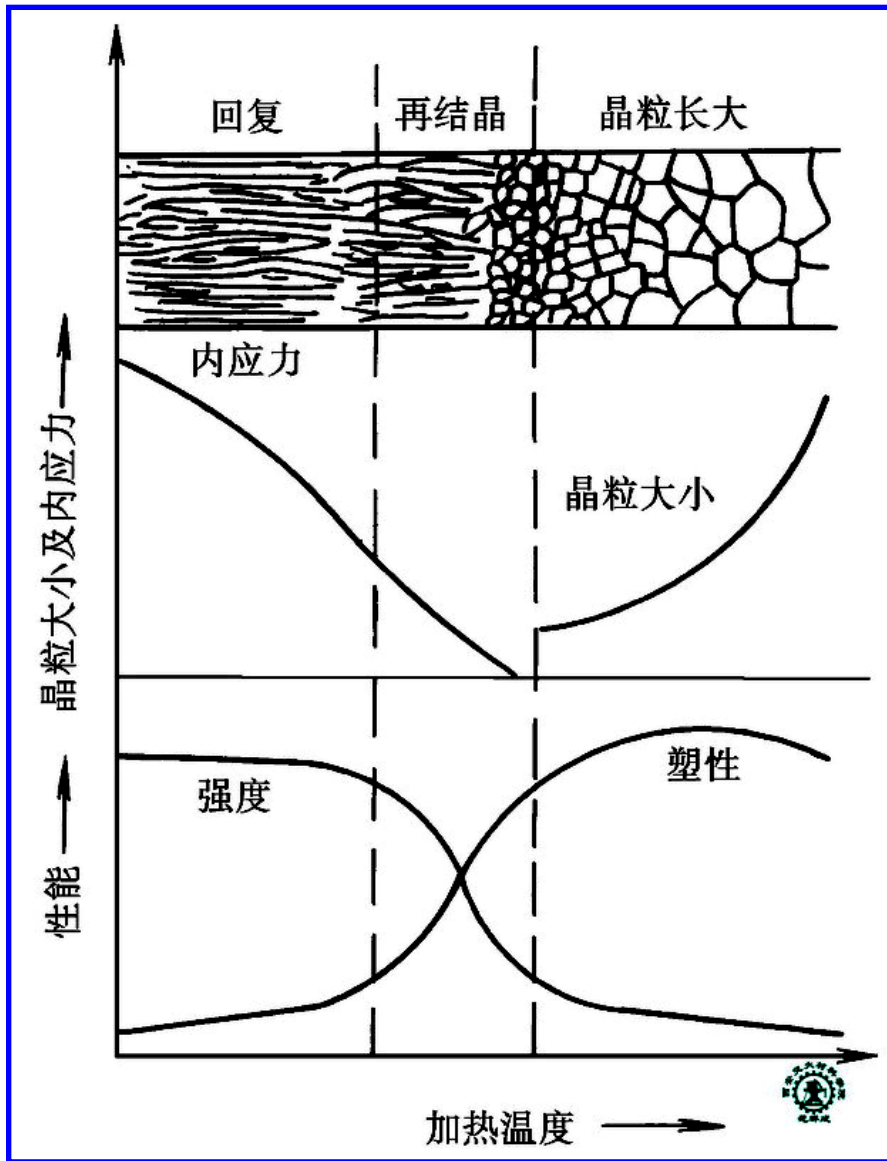
冷变形金属的再结晶

再结晶后的晶粒长大

THE END

# 一、冷变形金属加热时的组织和性能变化

变化的三个阶段 { 回复阶段  
再结晶阶段  
再结晶晶粒长大阶段



冷压力加工纯铁的力学性能  
随加热温度的变化

冷变形金属加热时组  
织和性能变化示意图

THE END



	回 复	再 结 晶	晶粒长大
显微组织	无明显变化	通过形核及长大的变成结构未变的新的等轴晶	等轴晶粒进一步长大
亚 结 构	点缺陷密度有所降低，位错密度有所降低且重新分布形成亚晶	位错密度大大降低	无变化
性 能	强度略下降，塑性略提高，内应力基本消除，电阻率明显降低	强度大大降低，塑性大大提高，内应力完全消除，电阻率降至退火态	强度有所降低，塑性先升后降

## 二、冷变形金属的回复

### 1. 回复的驱动力

——**冷变形储藏能**。以过饱和点缺陷和位错的形式储藏在金属中。

### 2. 回复机制

#### 1) 低温回复

——过量空位消失

{ 迁移到自由表面  
与间隙原子复合  
聚集成片崩塌成位错环

THE END

## 2) 中温回复

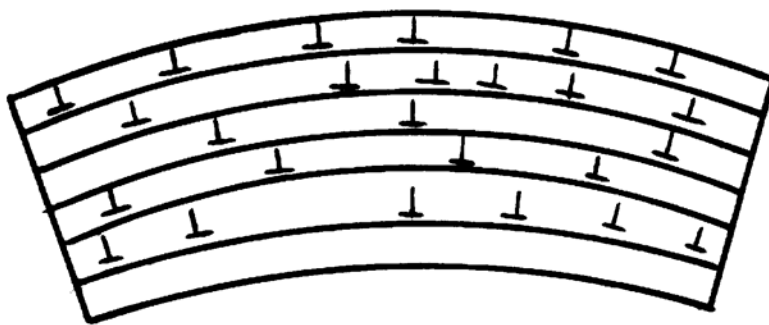
——位错滑移

{ 同一滑移面异号位错互毁  
相邻滑移面异号位错形成空位或间隙原子  
位错重新分布

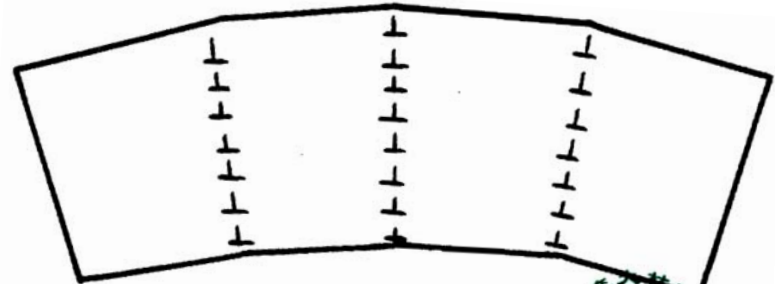
## 3) 高温回复 ( $\approx 0.3T_m$ )

——形成亚晶

{ 位错攀移而多边化形成亚晶  
位错反应形成亚晶



a)



b)

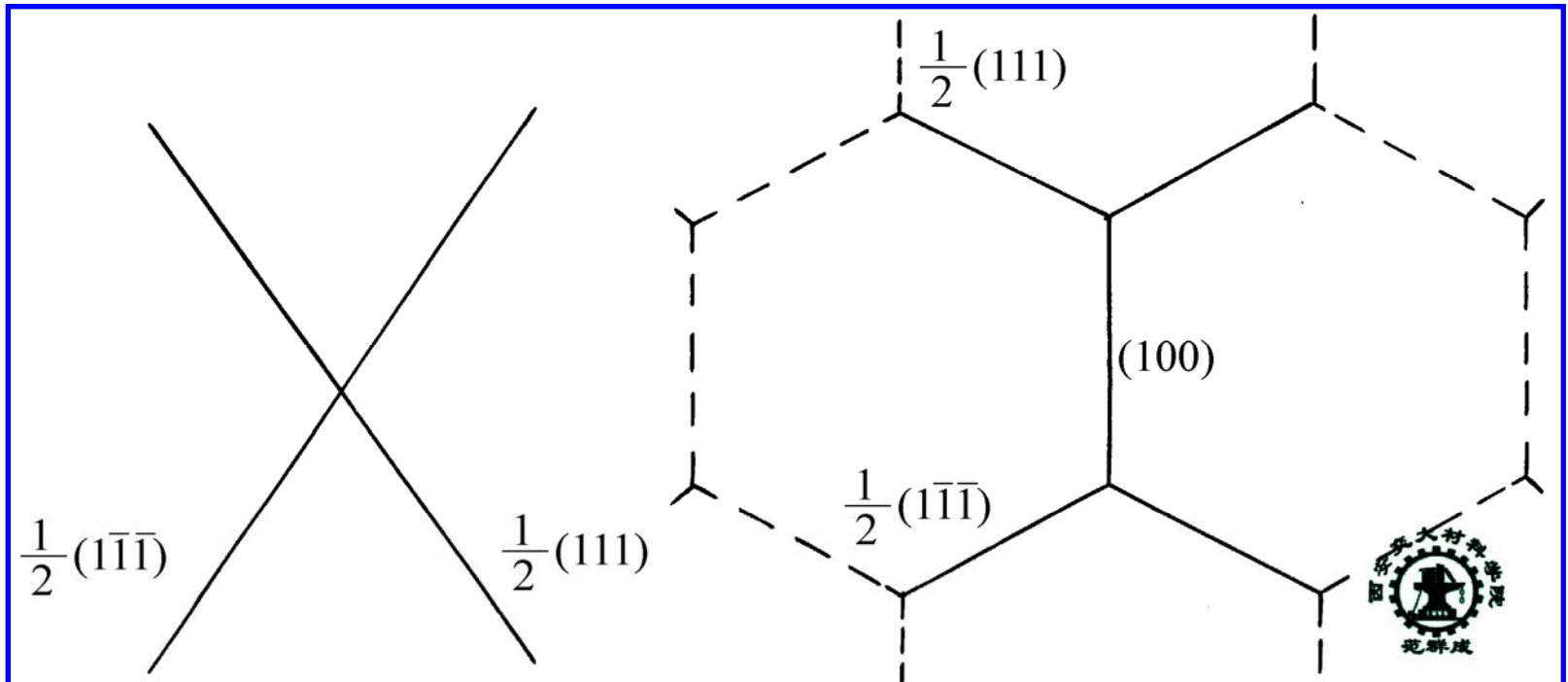


THE END

多边化前 (a) 后 (b) 刃位错的排列情况

如：冷变形铁可通过如下位错反应形成亚晶

$$\frac{1}{2}[111] + \frac{1}{2}[1\bar{1}\bar{1}] \rightarrow [100]$$



冷变形铁高温回复时通过位错反应形成亚晶

THE END

### 3. 回复动力学

定义  $r$  为性能回复分数

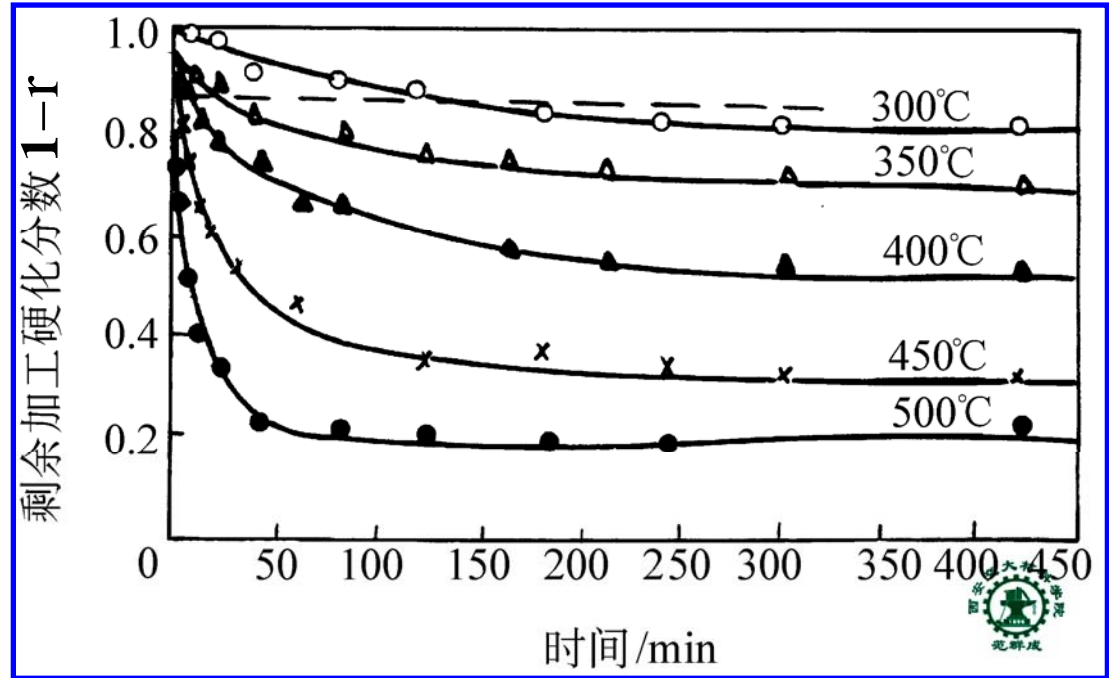
$$r = \frac{\sigma_m - \sigma}{\sigma_m - \sigma_0}$$

式中,

$\sigma_m$  — 加工硬化后屈服强度

$\sigma_0$  — 完全退火态后屈服强度

$\sigma$  — 回复退火后屈服强度



经拉伸变形的纯铁在不同温度下加热时，屈服强度的回复动力学

THE END

对于给定的回复温度

$$\frac{dr}{dt} = \frac{a}{t} \quad (8-13)$$

式中， $a$  是与温度有关的常数  
对 (8-13) 式积分，得

$$r = a \ln t + b \quad (8-14)$$

式中， $b$  也是与温度有关的常数  
对不同温度下回复到某一相同分数

$$\frac{dr}{dt} = \frac{a}{t} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (8-15)$$

式中， $Q$  — 回复激活能  
 $R$  — 气体常数

$$\ln \frac{dr}{dt} = \ln \frac{a}{t} = \ln A - \frac{Q}{RT} \quad (8-16)$$

$$\ln t = \text{常数} + \frac{Q}{RT} \quad (8-17)$$

## 讨论

- (I) 从式 (8-13)，在给定的回复温度下，回复速率随时间延长而减小。
- (II) 从式 (8-15)，在不同温度下回复到某一相同分数，温度越高回复速率越大。
- (III) 性能只能得到部分回复。
- (IV) 利用式 (8-17)，可由  $\ln t - \frac{1}{T}$  图求的回复激活能Q.

THE END



## 三、冷变形金属的再结晶

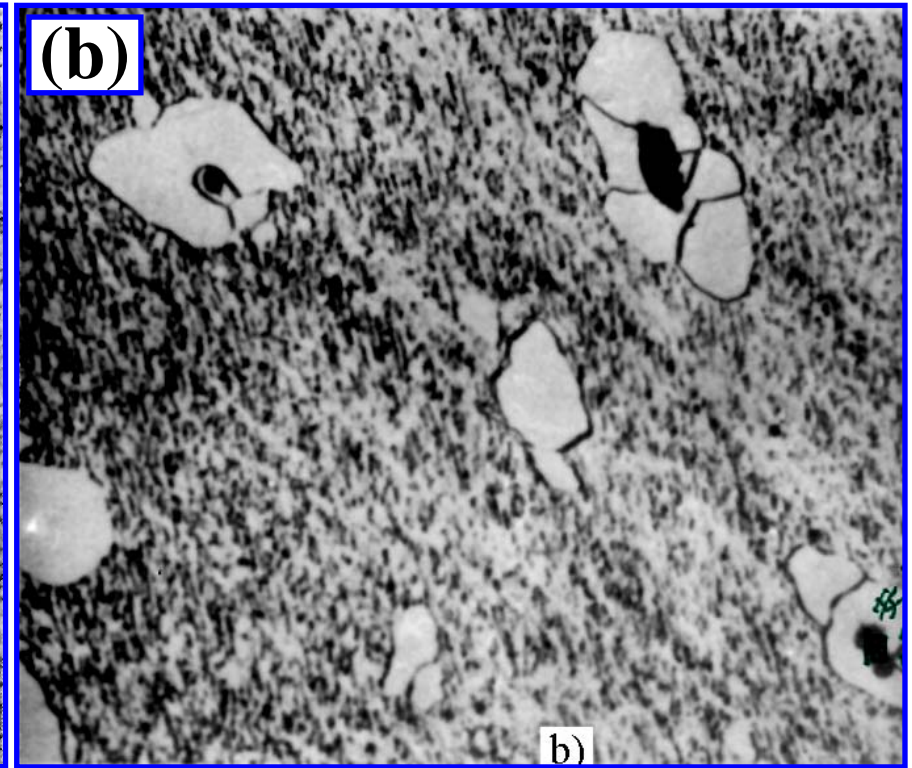
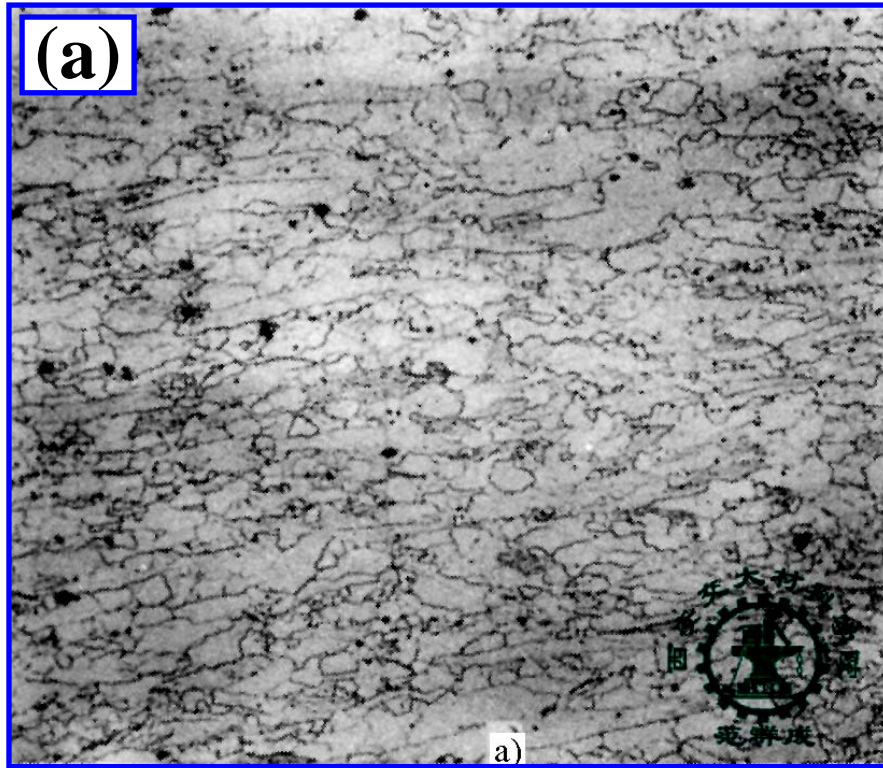
### 1. 再结晶的驱动力

——**冷变形储藏能**的降低。以位错的形式储藏在金属中。

### 2. 再结晶的形核

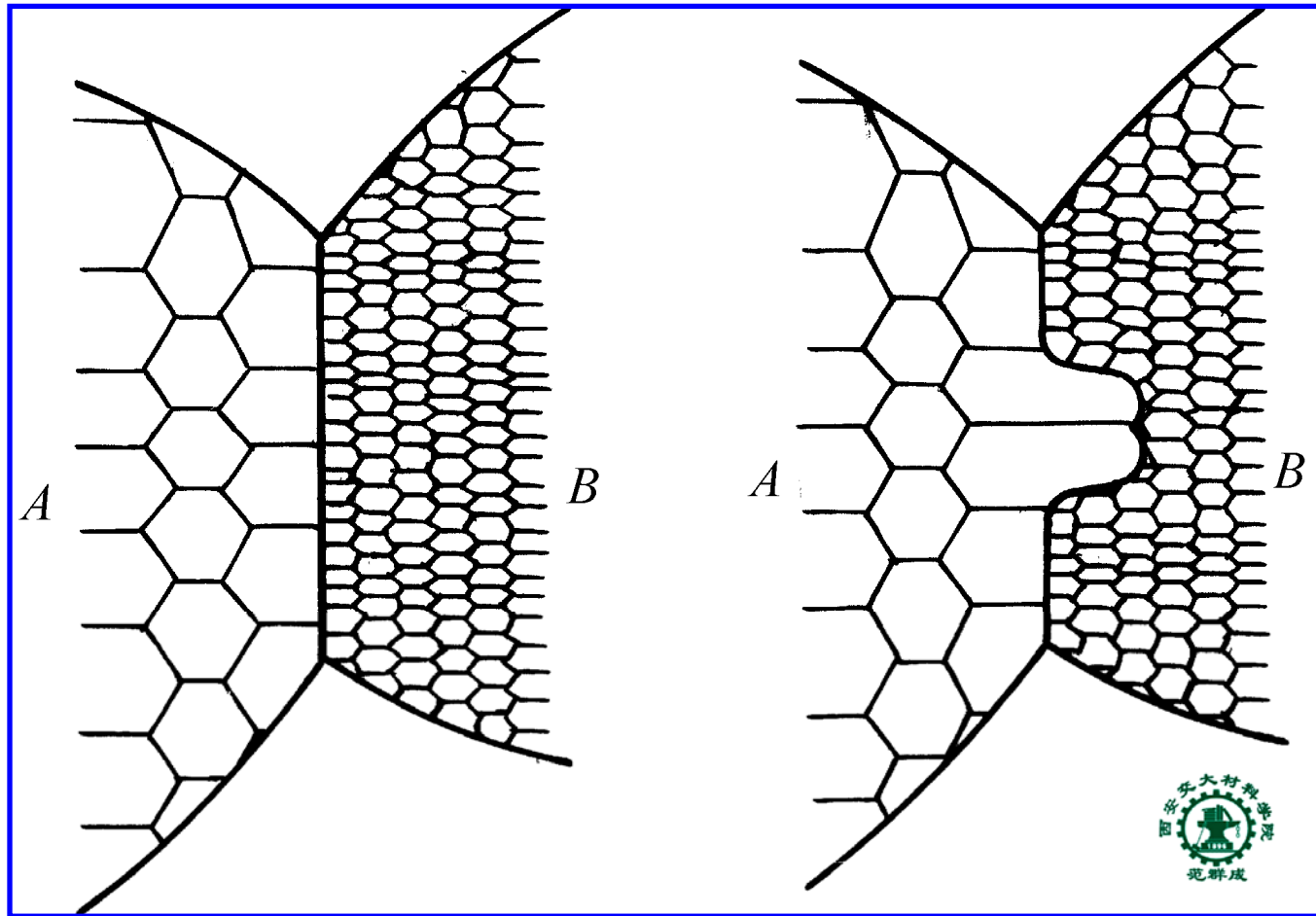
- 晶核基体的成分、结构相同. 故再结晶不是相变
- 与基体相比，晶核中位错密度大大降低
- 形核于畸变能较大的位置，如晶界、相界、孪晶界、亚晶界等处

THE END



再结晶形核 (a) 工业纯铁的再结晶核心优先形成于晶界  
(b) 低碳钢的再结晶核心优先形成于MnO夹杂物

THE END

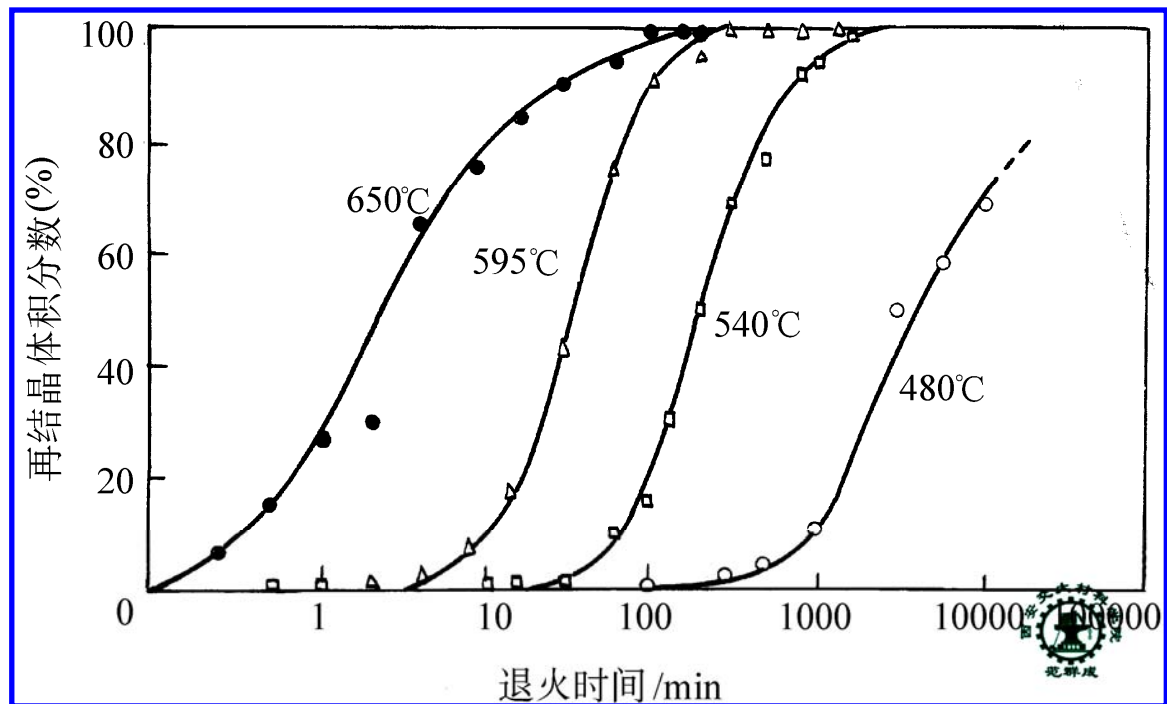


具有亚晶组织的晶间凸出形核示意图

### 3. 再结晶动力学

与回复不同，再结晶动力学曲线形如“S”

- 有孕育期
- 速率起初随时间增加，50%时达极大值，之后逐渐减小
- 温度升高曲线左移



纯铁经某一变形量后在不同温度再结晶的体积分数与时间的关系曲线

THE END

在给定的再结晶温度下，再结晶分数  $x$  与时间的关系如下：

$$x = 1 - \exp(-Bt^K) \quad (8-18)$$

式中， $B$  和  $K$  为常数。对块状材料， $K$  在3~4之间；对薄板， $K$  在2~3之间；对丝材， $K$  在1~2之间。

对（8-18）式取双对数，则有

$$\lg \ln \frac{1}{1-x} = K \lg t + \lg B \quad (8-19)$$

利用式（8-19），作  $\lg \ln \frac{1}{1-x} - \lg t$  图，可测得  $K$  值

不同温度下，达到相同再结晶分数所需时间与温度的关系如下：

$$\frac{1}{t} = (\text{常数}) e^{-Q/RT} \quad (8-20)$$

式中，Q — 再结晶激活能  
R — 气体常数

利用式（8-20），作  $\ln t - \frac{1}{T}$  图，可测得 Q 值



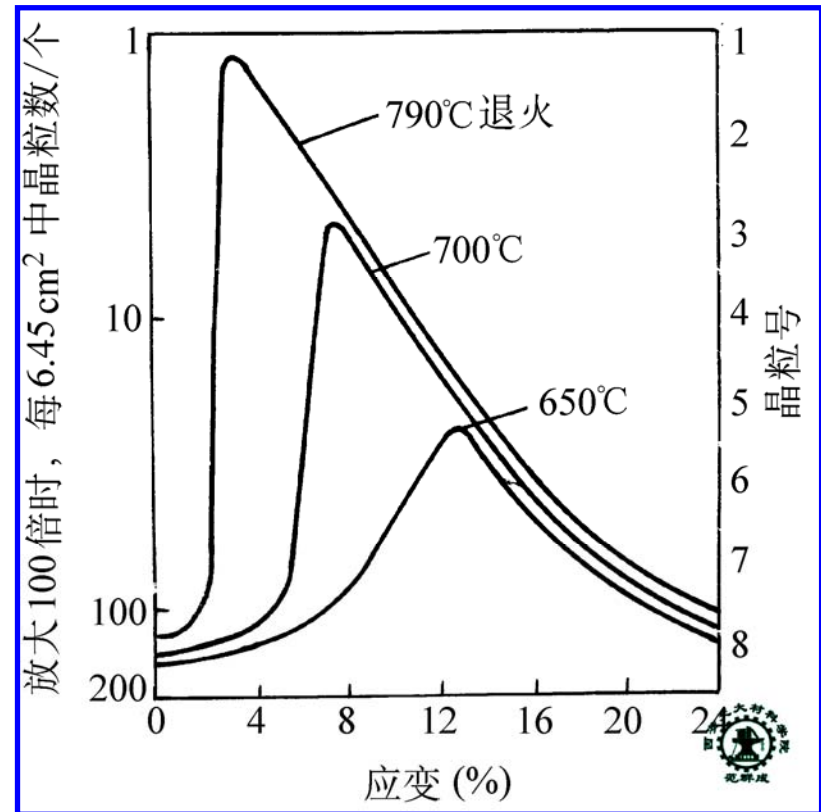
## 4. 影响再结晶的因素

### 1) 冷变形度

□ 有**临界变形度**—给定温度下能够发生再结晶的最小冷变形度

□  $<$  临界变形度  
不发生再结晶

□  $>$  临界变形度  
发生再结晶  
冷变形度  $\uparrow$   
晶粒尺寸  $\downarrow$



冷变形度及温度对低碳钢  
( $w_C = 0.06\%$ ) 再结晶  
后晶粒大小的影响

THE END



## 2) 退火温度

存在一个冷变形金属能够发生再结晶的最低温度——再结晶温度  $T_{\text{再}}$

$$T_{\text{再}} \approx 0.4T_{\text{熔}} \quad (8-20)$$

退火温度  $\uparrow$ ，则临界变形度  $\downarrow$ ，晶粒尺寸  $\uparrow$

表 8-4 各种金属的再结晶温度

金属	熔点/ $^{\circ}\text{C}$	再结晶温度/ $^{\circ}\text{C}$	金属	熔点/ $^{\circ}\text{C}$	再结晶温度/ $^{\circ}\text{C}$
Sn	232	<室温	Cu	1085	200
Cb	321	<室温	Fe	1538	450
Pb	327	<室温	Pt	1769	450
Zn	420	<室温	Ni	1453	600
Al	660	150	Mo	2610	900
Mg	650	200	Ta	2996	1000
Ag	962	200	W	3410	1200
Au	1064	200			



### 3) 原始晶粒尺寸

原始晶粒尺寸↓，则冷变形储藏能↑，故  
 $T_{\text{再}} \downarrow$ ，再结晶晶粒尺寸↓

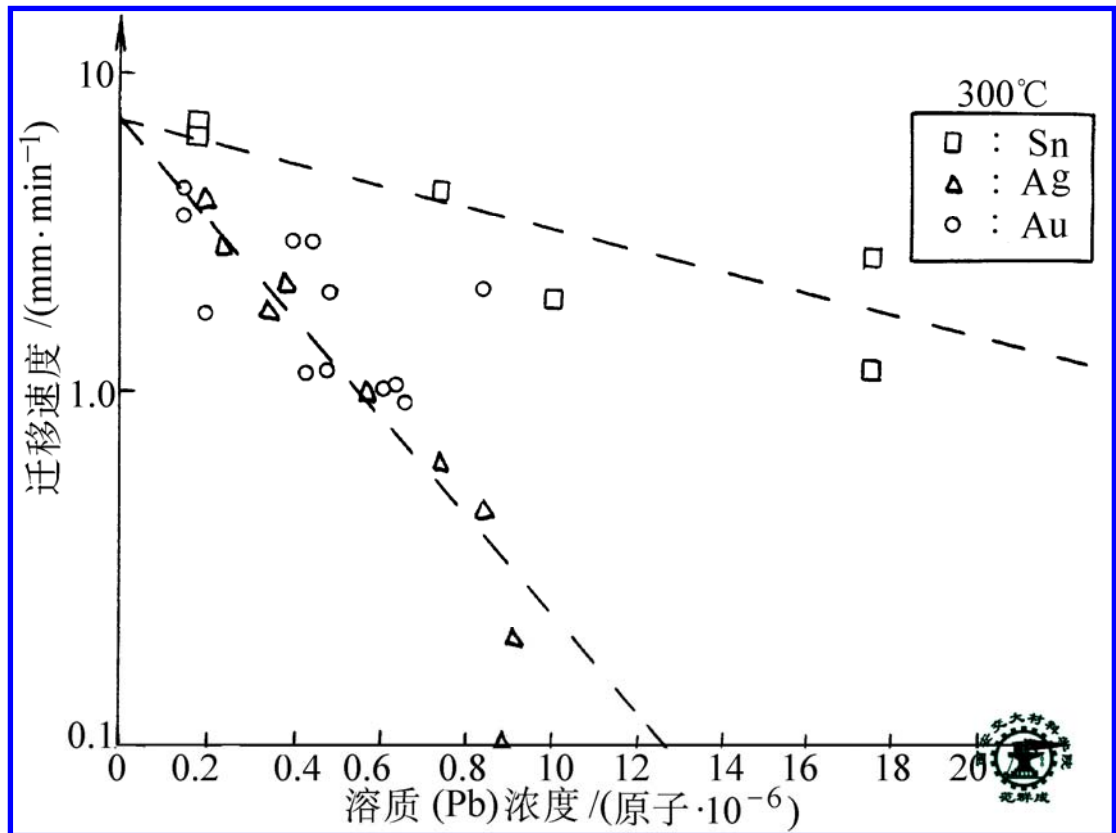
### 4) 第二相粒子

- 大而稀, 促进再结晶. 因储藏能↑, 故促进形核
- 小而密, 阻碍再结晶. 因阻碍位错运动, 故阻碍形核

## 5) 微量溶质元素

阻碍再结晶。因  
溶质原子阻碍再  
结晶晶粒长大。

故  
溶质浓度  $\uparrow$  , 则  
 $T_{\text{再}} \uparrow$  , 晶粒尺寸  $\downarrow$



铅中溶质浓度对界面迁移速度的影响

## 四、再结晶后的晶粒长大

正常长大  
异常长大(二次再结晶)

### 1. 晶粒的正常长大

#### 1) 再结晶完成后晶粒的特点

□ 晶粒大小不均匀：有大有小

□ 晶界的形状不同：小晶粒界面向外凸，大晶粒界面向内凹

#### 2) 长大的驱动力

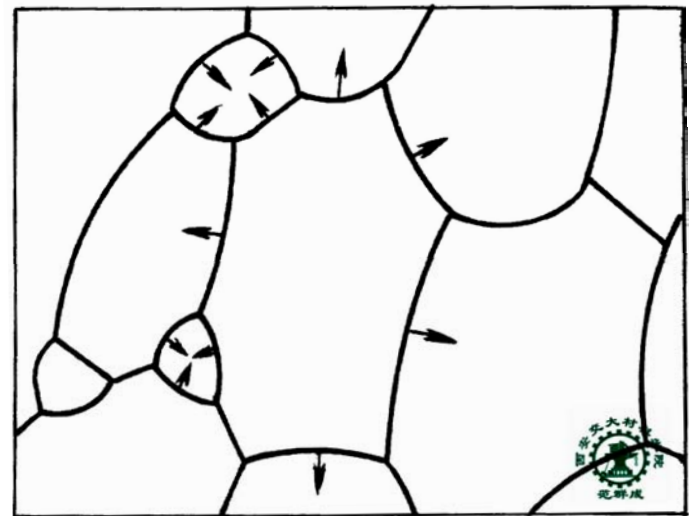
——总界面能降低

#### 3) 长大的方式

□ 界面向曲率中心移动

□ 小晶粒变小，最终消失

□ 大晶粒长大



晶粒长大时晶界移动方向

4) 温度的影响：温度  $\uparrow$ ，则长大速率  $\uparrow$

5) 第二相的影响 —— 阻碍晶界迁移

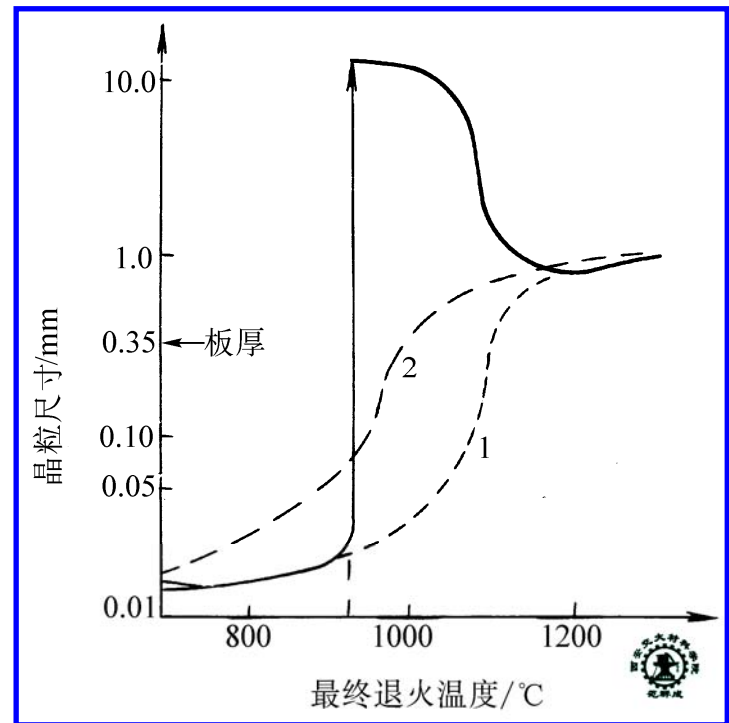
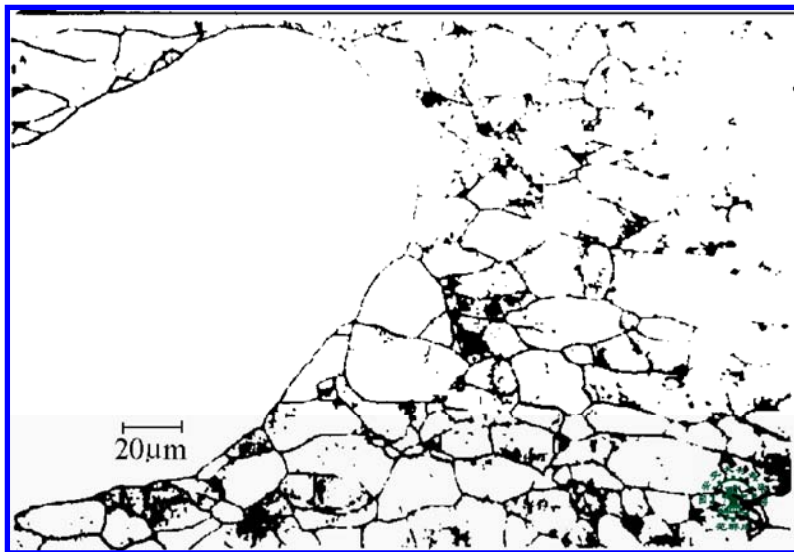
假设第二相呈半径为  $r$  的球形，体积分  
数为  $\varphi$ ，则，极限晶粒平均直径  $D$  为：

$$D = \frac{4r}{3\varphi} \quad (8-20)$$

## 2. 二次再结晶

### 1) 现象

再结晶晶粒长大过程中，当温度升高到某一温度时，个别晶粒会突然剧烈长大



硅钢片（含少量MnS）退火1小时后晶粒尺寸的变化(实线)

- 1— 二次再结晶晶粒周围晶粒的尺寸变化
- 2— 不含MnS硅钢片的晶粒尺寸变化

## 2) 原因

当阻碍晶粒长大的第二相粒子因某种因素而突然消失（如第二相粒子溶解等）时，个别晶粒长大的阻力突然减小，晶粒就突然剧烈长大

## 3) 对材料性能的影响

- ❑ 降低强度、塑性和韧性
- ❑ 对磁性材料，可利用二次再结晶以形成所希望的晶粒择优取向（再结晶织构），从而使薄片沿某些方向具有最佳的磁性



# 第十一节 金属的热变形、蠕变及超塑性

## THE HOT DEFORMATION, CREEP, AND SUPER PLASTICITY OF METALS

金属的热变形

金属的蠕变

金属的超塑性

THE END

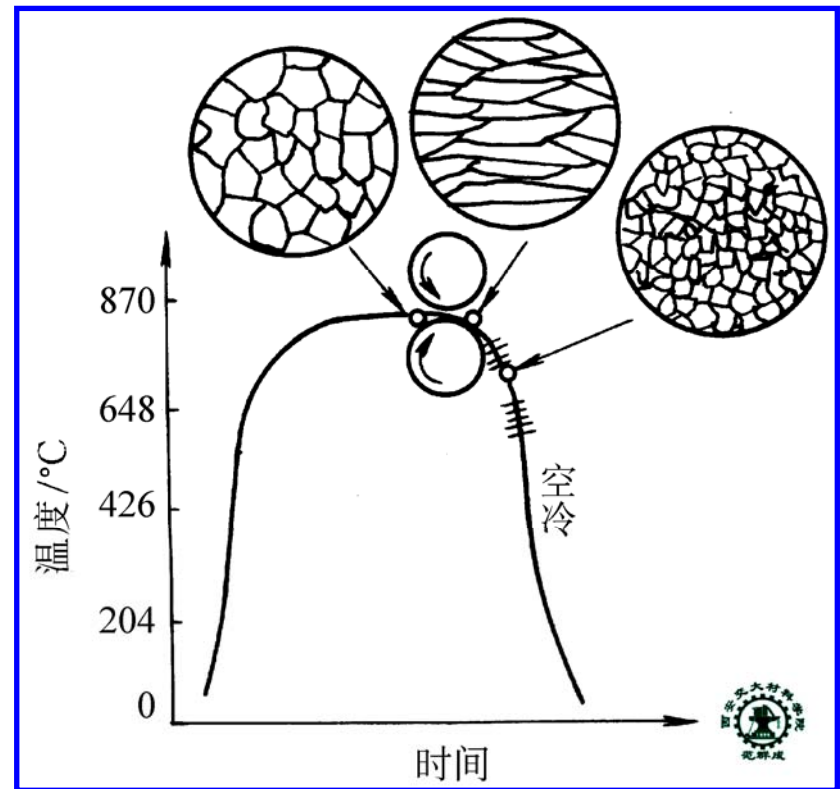
# 一、金属的热变形

## 1. 热变形

——再结晶温度以上的塑性变形

## 2. 热变形过程

- 金属发生加工硬化  
由于塑性变形
- 金属还发生软化  
由于同时也发生动态回复和动态再结晶，以及静态回复和静态再结晶

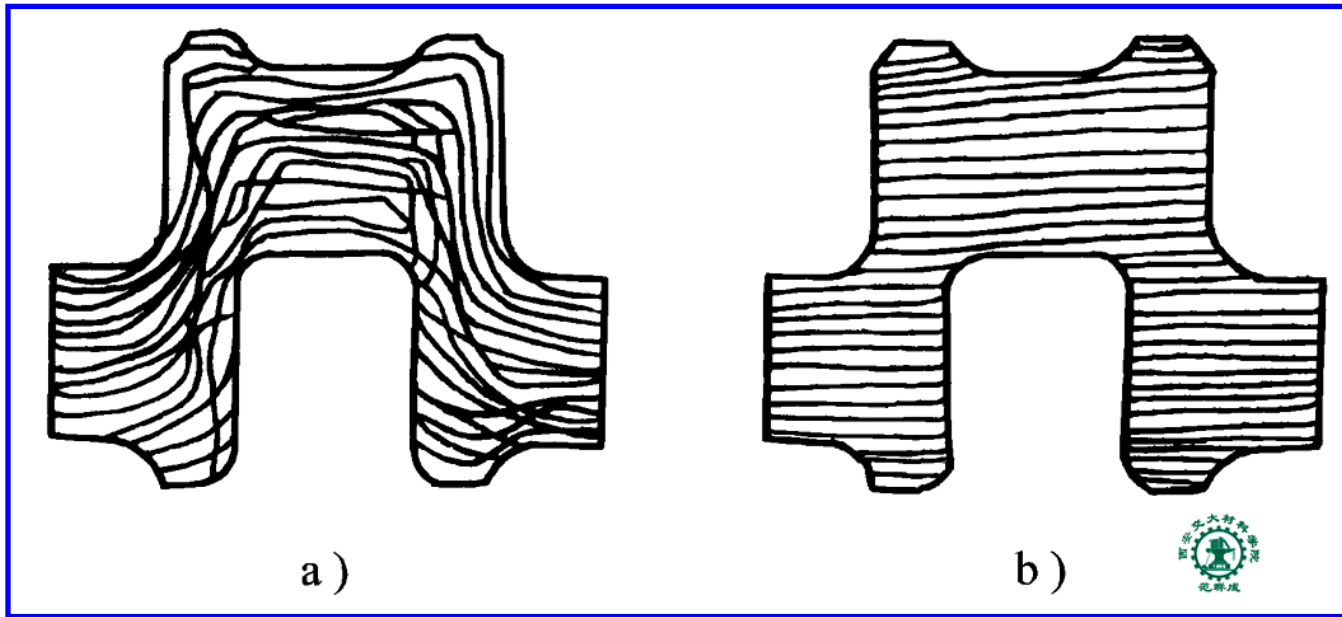


热轧时晶粒尺寸变化示意图

THE END

## 2. 组织变化

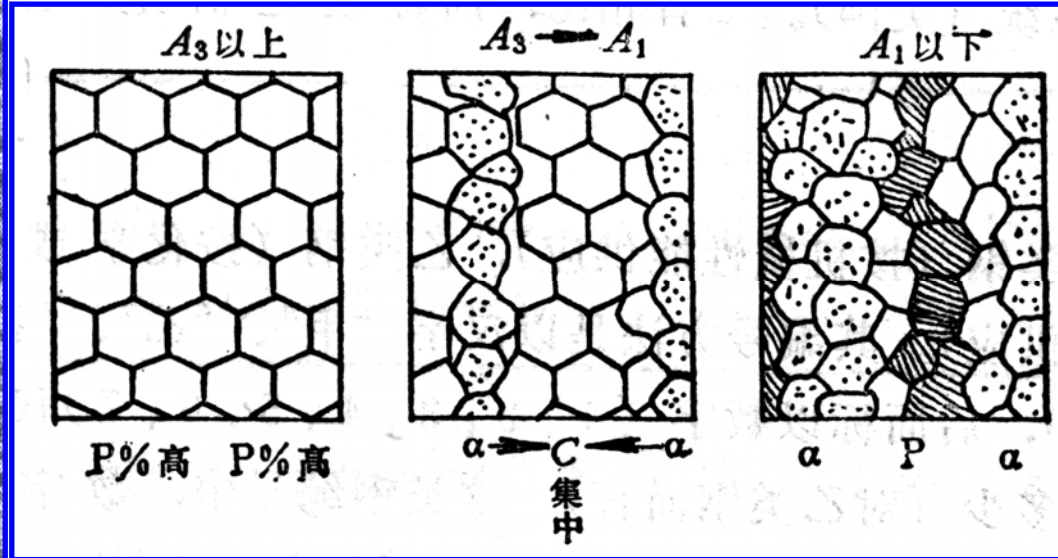
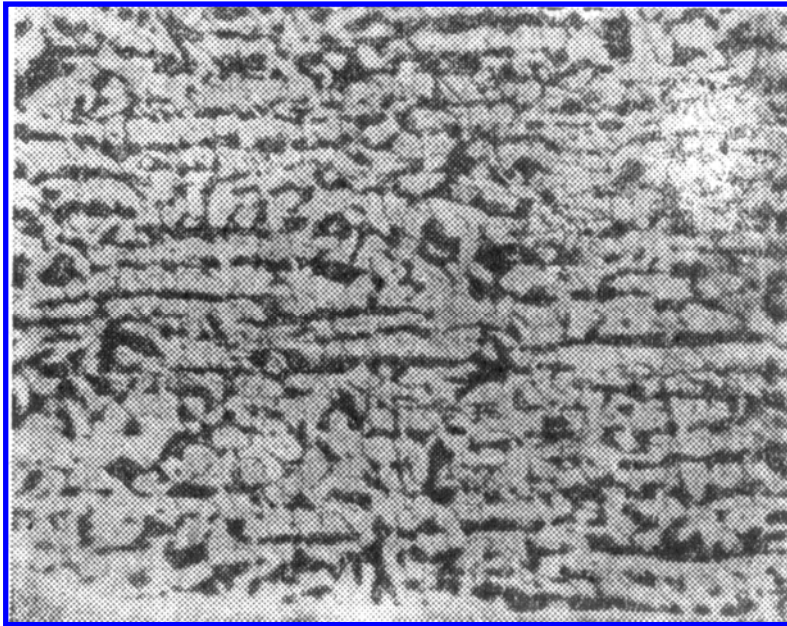
- 焊合气孔和疏松；打碎粗大的树枝晶；改善夹杂物、脆性相的形状、大小和分布
- 形成热加工流线 — 偏析区、夹杂物、第二相、晶界等沿变形方向延伸



曲轴中流线分布示意图

THE END

# □ 形成带状组织——金属中不同组织组成物呈带状相间分布。如亚共析钢中形成铁素体和珠光体的带状组织



亚共析钢热轧后的带状组织及其形成机理示意图

### 3. 性能变化

- 金属的强度、特别是塑性和韧性得到提高
- 热加工流线及带状组织的出现使金属产生各向异性。热加工流线应当合理分布；带状组织应尽量避免或控制在一定级别内

表 2-4  $\omega_C$  为 0.45% 的钢经热轧后力学性能与流线方向的关系

试样方向	$\sigma_b / MPa$	$\sigma_{0.2} / MPa$	$\delta$ (%)	$\phi$ (%)	$a_K / (J \cdot cm^{-2})$
纵向	715	470	17.5	62.8	62
横向	672	440	10.0	31.0	30

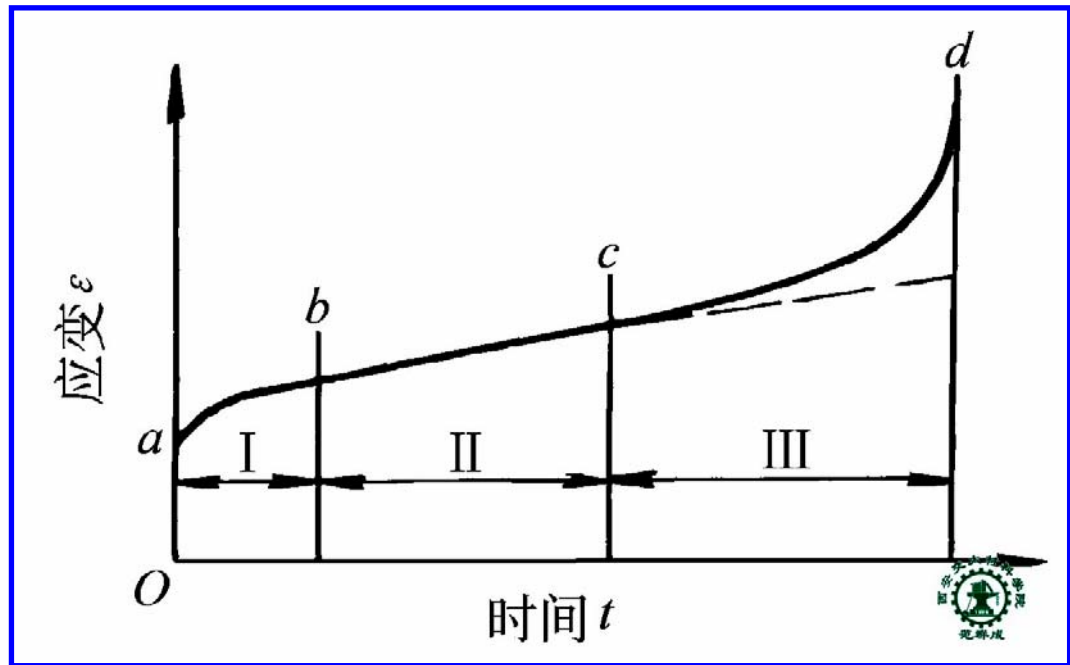
## 二、金属的蠕变

### 1. 蠕变现象

——金属在较高恒温（ $>0.3T_m$ ）恒应力作用下，其应变量随时间延长而增大的现象。

### 2. 蠕变曲线

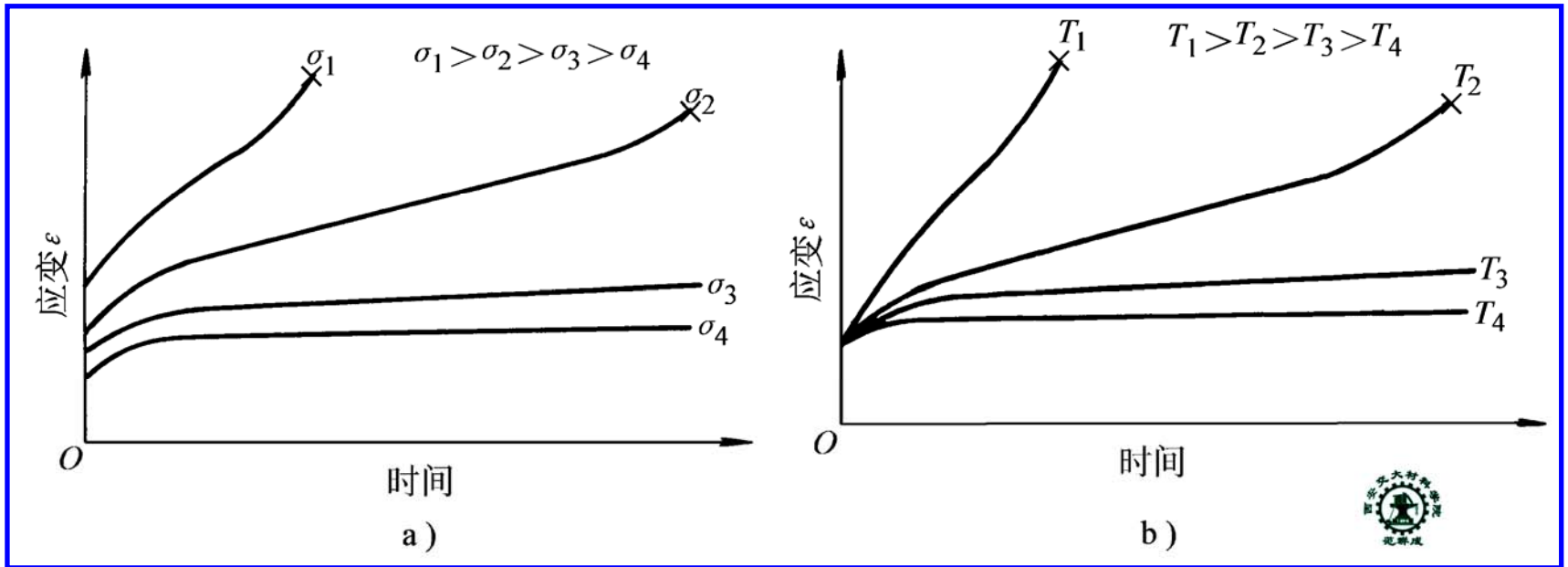
- 分三个阶段：  
减速蠕变阶段  
恒速蠕变阶段  
加速蠕变阶段



典型的蠕变曲线



□ 应力和温度越高，则第二阶段越短，寿命也越短



应力和温度对蠕变曲线的影响

(a) 恒定温度下改变应力

(b) 恒定应力下改变温度

THE END

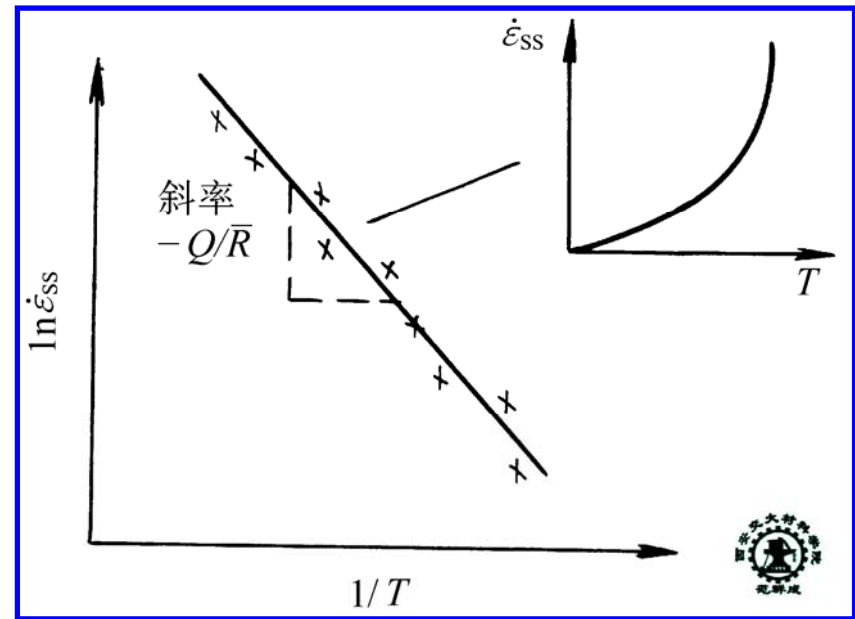


### 3. 蠕变机理 { 扩散蠕变 位错蠕变

□ 扩散蠕变机制——原子（或空位）在应力作用下定向迁移

实验表明，第二阶段的蠕变激活能相当于自扩散的激活能

□ 位错蠕变机制——位错攀移运动引起蠕变  
恒速蠕变是位错滑移引起的加工硬化与攀移引起的高温回复速率相等的结果。



第二阶段蠕变速率  
与温度的关系

# 三、金属的超塑性

## 1. 现象

——金属在特定条件下具有极高延伸率和优异塑性变形能力的现象

一般情况： $\delta < 60\%$ ；超塑性时： $1000 \sim 2000\%$

表 8-6 几种超塑性合金的性能

合 金	变形温度	应变速率	$m$	相对伸长
Ti-6Al-4V	840~870°C	$10^{-4} \sim 10^{-3}/s$	0.75	750%~1170%
Zn-23Al	250°C		0.70	1500%~2000%
Al-6Cu-0.5Zr	450°C	$10^{-3}/s$	0.30	1000%
Ni-39Cr-10Fe-1Al-1.7Ti	1000°C		0.50	960%



THE END

## 2. 应变速率敏感指数 $m$ 与超塑性

$$\sigma = k\dot{\varepsilon}^m$$

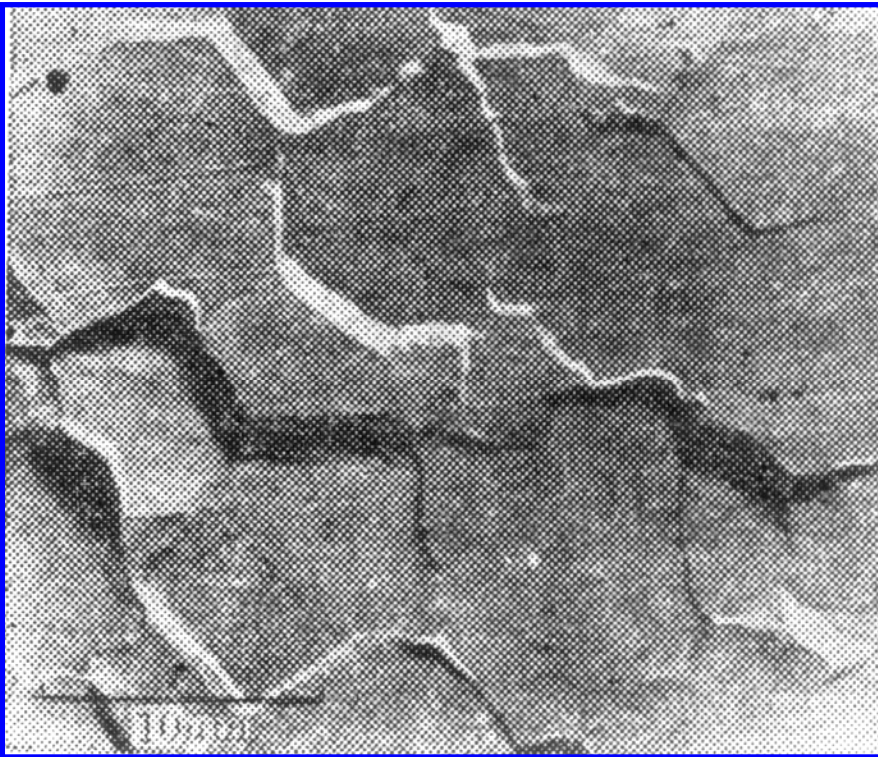
超塑性意味着要推迟材料的颈缩。如果出现颈缩，则颈缩处的  $\dot{\varepsilon}$  将明显增大。若此时颈缩处的流变应力  $\sigma$  也能明显提高，发生加工硬化，则应变就会自颈缩处转移，而不发生颈缩，从而产生超塑性。

- 金属的  $m$  越大，越易发生超塑性
- 一般情况：  $m \approx 0.01 \sim 0.04$
- 超塑性时：  $m \approx 0.5$

THE END

### 3. 超塑变形机制

#### ——扩散协助下的晶界滑动及晶粒转动



从经 10% 变形的 Sn-5%Bi 合金表面上取下的复膜 ( $\dot{\epsilon} = 3.3 \times 10^{-5} s^{-1}$ ,  $m = 0.4$ ), 划痕在晶界处的错开及新的晶粒表面的存在表明发生了晶界滑动和晶粒转动

THE END

## 4. 实现超塑性的条件

- 高温：  $0.5—0.65T_m$
- 细小晶粒：  $< 10 \mu m$
- 低应变速率：  $\dot{\varepsilon} \approx 10^{-2} — 10^{-4} s^{-1}$

## 5. 组织变化

- 仍保持细小等轴晶
- 位错密度无明显增加； 不形成位错胞和亚晶

# 第十二节 陶瓷晶体的变形

## THE DEFORMATION OF CERAMIC CRYSTAL

变形特点

影响变形的主要因素

THE END



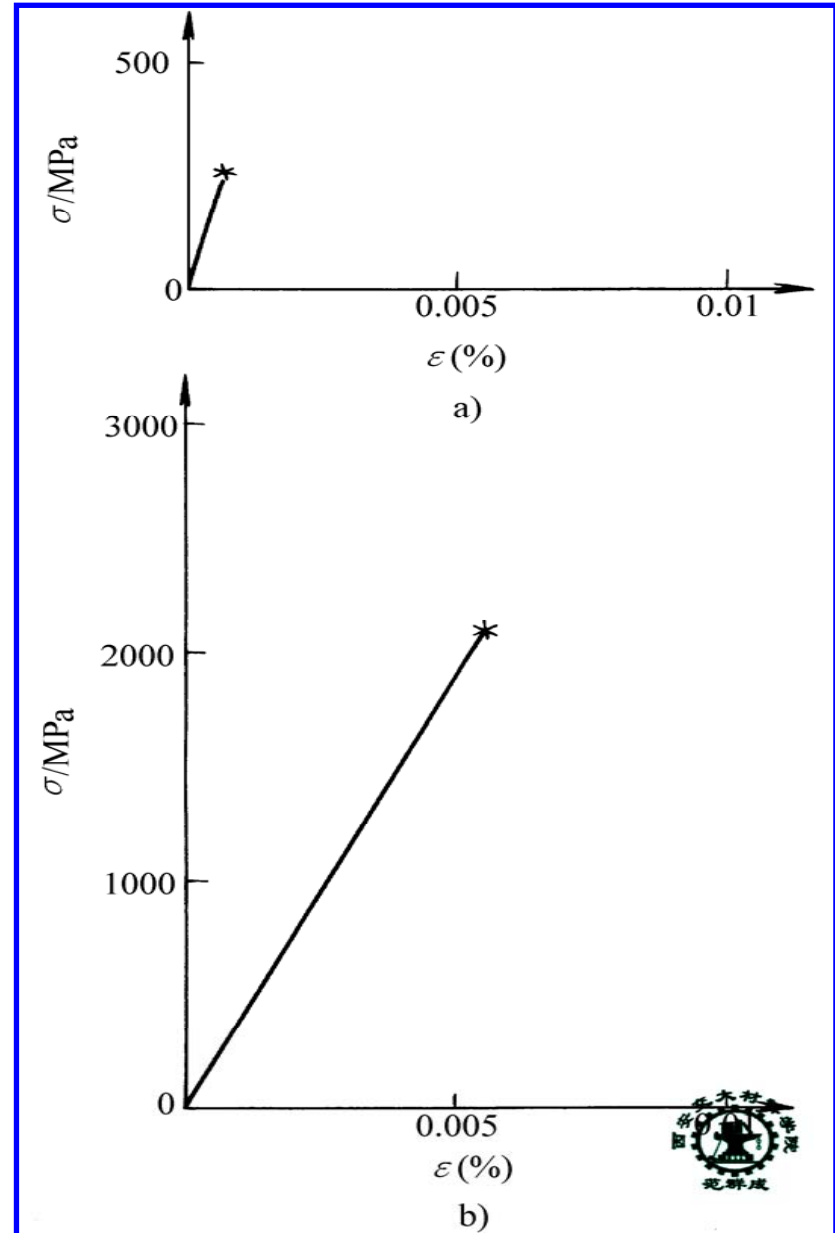
# 一、变形特点

- 弹性模量高
- 脆性断裂，几乎无塑性变形
- 抗压强度明显高于抗拉强度
- 实际断裂强度远低于理论屈服强度

$\text{Al}_2\text{O}_3$  的应力-应变曲线

a) 拉伸断裂应力280MPa

b) 压缩断裂应力2100MPa



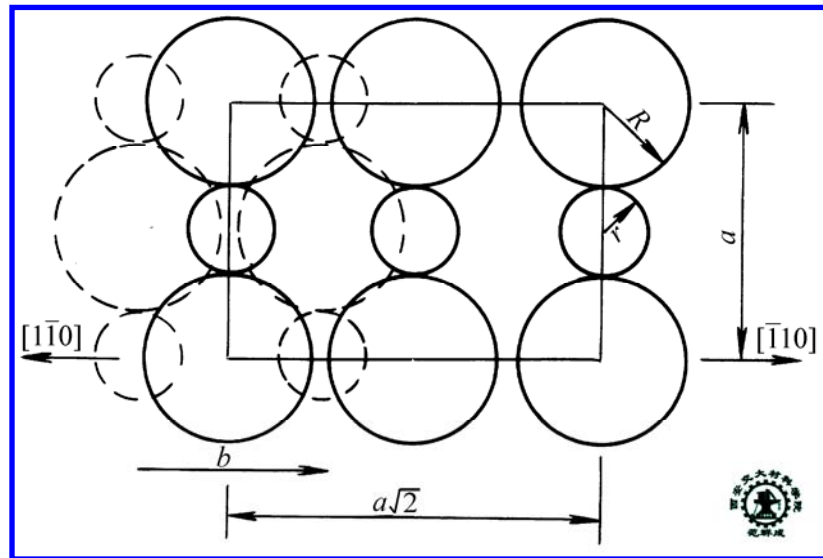
THE END



## 二、影响变形的主要因素

- 结合键强：共价键，离子键，弹性模量高
- 位错运动的点阵阻力大

派-纳力大  $\left\{ \begin{array}{l} \text{弹性模量高} \\ \text{位错宽度小} \\ \text{位错柏氏矢量大} \end{array} \right\}$  位错运动困难



NaCl 型晶体的滑移矢量

THE END

## □ 滑移系少

如，NaCl只有6个滑移系  $\{110\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ ，其多晶体只有2个滑移系，各晶粒变形协调困难

## □ 存在微裂纹，裂尖应力集中大

$$\sigma_{\max} = 2\sigma \left( \frac{c}{\rho} \right)^{1/2} \quad (8-20)$$

式中， $\sigma_{\max}$ ——裂尖最大应力

$\sigma$  ——名义应力

$c$  ——裂纹长度

$\rho$  ——裂尖曲率半径

抗拉强度取决于  $C_{\max}$

抗压强度取决于  $\bar{c}$

THE END

# 第十三节 高分子材料的变形

## THE DEFORMATION OF POLYMER MATERIALS

热塑性塑料的变形

热固性塑料的变形

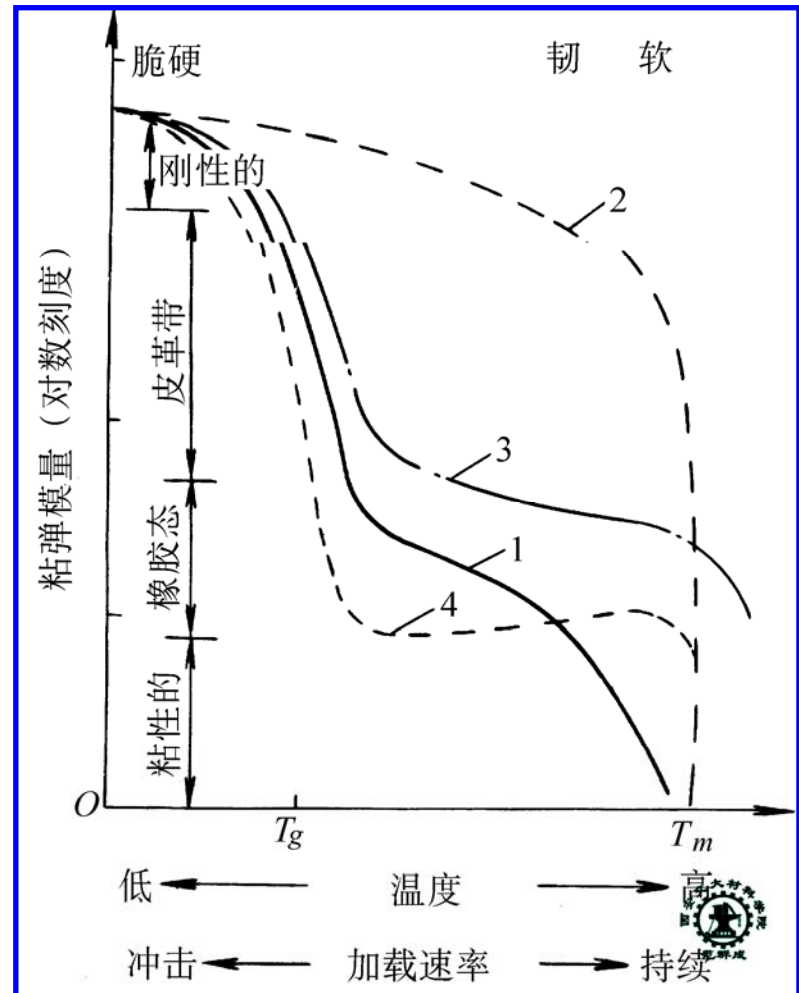
THE END

# 一、热塑性塑料的变形

## 1. 温度（加载速度）对变形特性的影响

- $T < T_g$ ，刚性的
- $T > T_g$ ，粘弹性，卸载后变形缓慢恢复
- $T$  更高，橡胶态，卸载后变形立即恢复
- $T \approx T_m$ ，粘性流动

粘弹模量与结构的关系 1—无定形线型聚合物 2—晶态聚合物 3—交联聚合物 4—弹性体

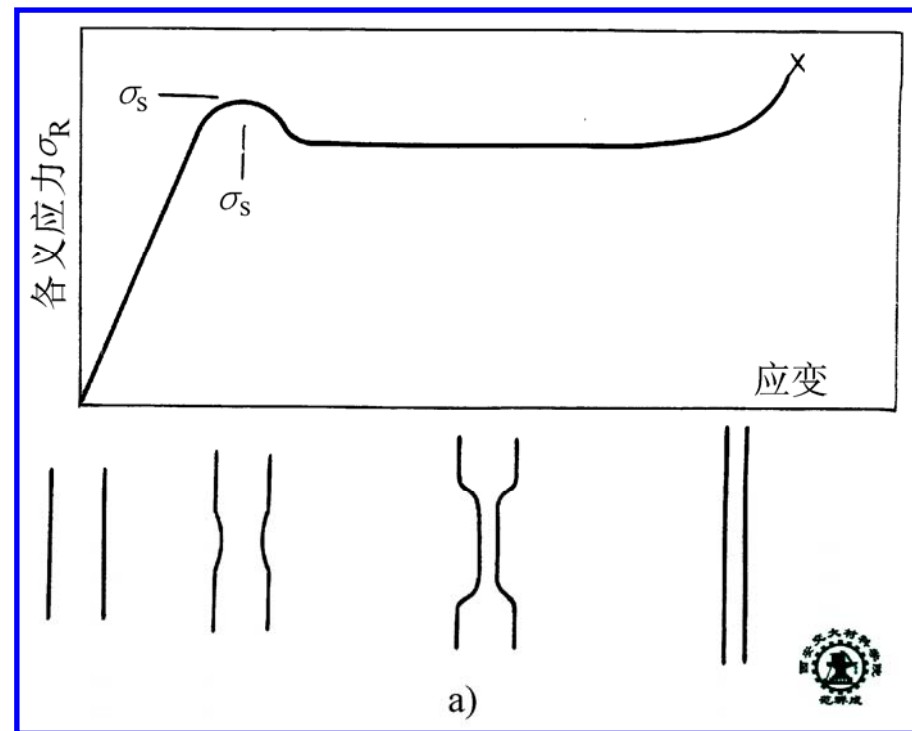


## 2. 冷变形特性

冷变形 { 对于无定形塑料:  $T_g$  以下  $50^\circ\text{C}$   
对于结晶态塑料:  $< T_m$

### 1) 易结晶、 $T_g$ 低的塑料

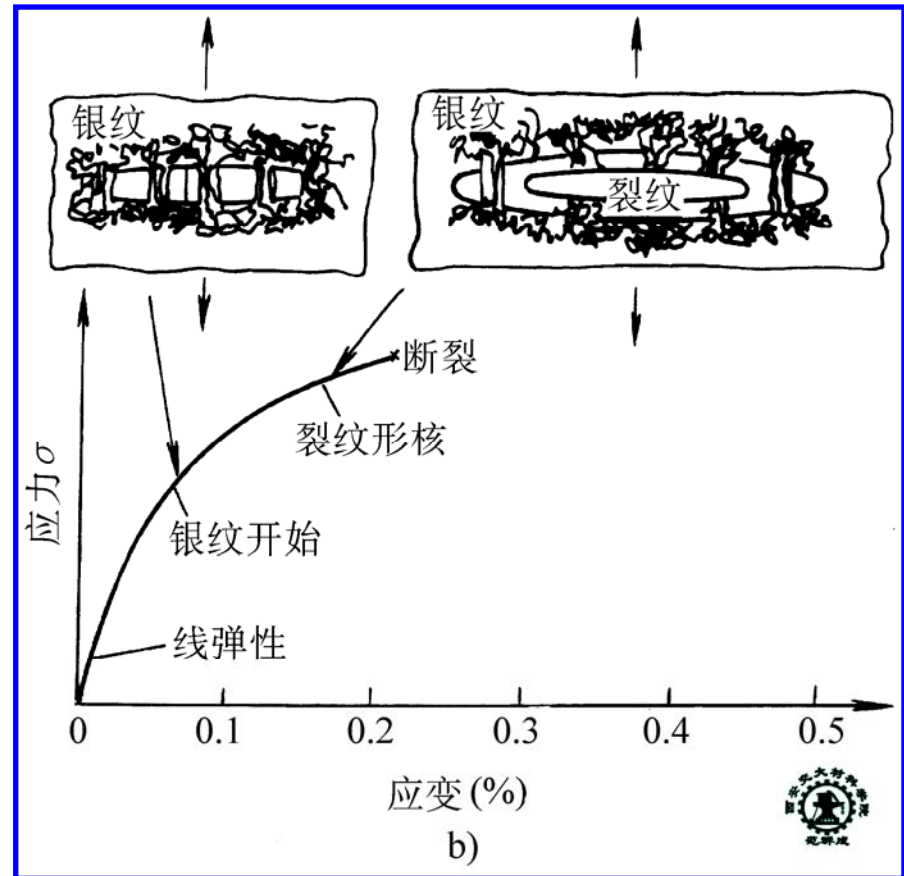
- 弹性应变量较高  
 $5\sim 10\%$
- 屈服后颈缩、颈缩区延伸很长，对应于分子链逐渐定向排列
- 颈缩后有加工硬化



易结晶、 $T_g$  低的热塑性塑料的  
应力-应变行为

## 2) 无定形、 $T_g$ 高的塑料

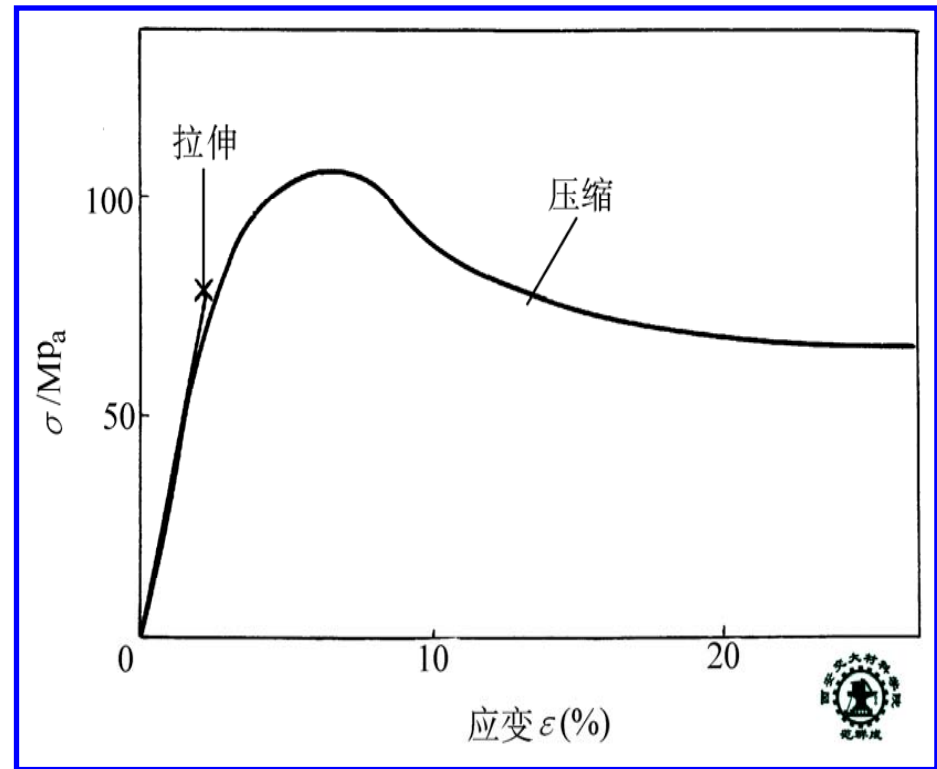
- 变形不均匀，是局集的，并形成银纹
- 银纹——空穴状区域，将演变为裂纹



无定形、 $T_g$  高的热塑性塑料的  
应力-应变行为

## 二、热固性塑料的变形

- 网状结构，硬而脆
- 拉伸时，脆性断裂
- 压缩时，能发生塑性变形；屈服后有“应变软化”，并非因为颈缩，而是由于形成剪切带



环氧树脂在室温下拉伸  
和压缩时的应力-应变曲线

THE END



## 本章课后思考题(讨论题)

1. 标准投影图解法确定晶体始滑移系的理论依据是什么？
2. 夹头固定情况下, 滑移过程中晶体发生转动的力矩是什么？
3. 滑移变形与孪生变形方式有何异同？
4. 晶体中的孪生区与未孪生区是否同一个相？是否同一个组织组成物？

5. 为什么钢淬火后硬度可显著提高，而Al-4%Cu合金淬火（固溶处理）后硬度并未显著提高？
6. 定性比较Al-4%Cu合金经下列三种工艺处理后强度的差别，并从组织角度分析原因。  
(1) 退火 (2) 固溶处理 (3) 固溶处理+人工时效