

布拉菲点阵	晶系	棱边长度与夹角关系
简单立方	立方	$a=b=c, \alpha=\beta=\gamma \neq 90^\circ$ Sb
简单六方	六方	$a=b, \alpha=\beta=90^\circ, \gamma=120^\circ$ Zn, Cd
简单正交	正交	$a \neq b \neq c, \alpha=\beta=\gamma=90^\circ$ FeCl
底心正交		
体心正交		
面心正交		
简单单斜	单斜	$a \neq b \neq c, \alpha=\beta=90^\circ \neq \gamma$ BaSO <sub>4</sub> , CaSO <sub>4</sub> , 2H <sub>2</sub> O
底心单斜		
简单三斜	三斜	$a \neq b \neq c, \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$ K <sub>2</sub> CrO <sub>7</sub>

三 鋼屋同分鋼屋同之間接換:

$$[U \ V \ W] \quad [u \ v \ w]$$

$$U = u - t \quad V = v - t \quad W = w.$$

$$u = \frac{1}{2}(2U - V) \quad v = \frac{1}{2}(2V - U) \quad t = -(u + v) \quad w = W.$$

①  $n, k, l$  两数相等且不为0, 则有  $\frac{2}{n} \times 4 = 12$  组  
 ②  $n, k, l$  三数两两通约不为0, 则有  $\frac{2}{n} \times 4 = 4$  组  
 ③ 两数为0, 则除  $\frac{2}{n} \times 4 = 3$  组

### (3) 配位数和致密度

**配位数**: 晶体结构中任一原子周围最近邻且等距离的原子数 (CN)

**致密度**: 晶体中原子体积占总体积的百分数  $K = \frac{Nv}{V}$

$n$  为晶胞中原子数,  $v$  是一个原子的体积,  $v = \frac{4}{3}\pi r^3$ ,  $V$  是晶胞体积

在密排六方结构中, 只有当  $c/a = 1.633$  时, 配位数为12

如果  $c/a \neq 1.633$ , 则有6个最近邻原子和6个次近邻原子, 应记为6+6

### (4) 间隙

位于6个原子组成的八面体中间的间隙称为八面体间隙

位于4个原子组成的四面体中间的间隙称为四面体间隙

① 面心立方结构中的八面体间隙与四面体间隙和密排六方结构中的同类型间隙相似, 都是正八面体和正四面体, 若原子半径相同, 则间隙大小也相等, 且八面体间隙大于四面体间隙

② 体心立方结构中的八面体间隙却比四面体间隙小, 且二者的形状都不对称, 其棱边长度不完全相等

结构特征	面心立方 (FCC) (A1)	体心立方 (BCC) (A2)	密排六方 (HCP) (A3)
点阵常数	$a$	$a$	$a, c, (c/a = 1.633)$
原子半径	$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	$\frac{a}{2} (\frac{1}{2}\sqrt{\frac{a^2}{3} + \frac{c^2}{4}})$
晶胞内原子数	4	2	6
配位数 CN	12	8	12
致密度 K	0.74	0.68	0.74
四面体间隙	8	12	12
八面体间隙	4	6	6
原子密排面	{111}	{110}	{0001}
原子密排方向	<110> V, Fe, Al, Ni	<111> Cr, α-Fe, V	<1120> Mg, Zn, Be

### 5. 多晶型转变

当外界条件改变时(主要是温度和压力), 元素的晶体结构可以发生转变, 把金属这种性质称为多晶型性, 这种转变称为多晶型转变或同素异构转变

## 二. 晶体缺陷

点缺陷: 空位, 间隙原子, 杂质

线缺陷: 各类位错

面缺陷: 晶界, 相界, 亚晶界, 堆垛层错

### 1. 点缺陷

点缺陷是最基本的晶体缺陷, 它是在结点上或附近的微观区域内偏离晶体结构正常排列的一种缺陷

#### (1) 点缺陷的类型

晶体点缺陷包括空位、间隙原子、杂质或溶质原子, 以及由它们组成的复杂点缺陷, 如空位对、空位团等

① 如果晶体上中某结点的原子空缺了, 则称为空位。脱位原子迁移到晶体表面或内表面的正常结点位置, 而使晶体内部留下空位, 称为肖特基缺陷

② 间隙原子: 晶体中的原子挤入结点的间隙

离开平衡位置的原子挤入点阵的间隙位置, 而在晶体中同时形成数目相等的空位和间隙原子, 称为弗伦克尔缺陷

点缺陷的存在, 破坏了原有的原子间作用力平衡, 因此点缺陷周围的原子必然会离开原有的平衡位置, 作相应的微量位移, 这就是晶格畸变或应变, 它们对应着晶体内能的升高

#### (2) 点缺陷的产生

由热起伏产生的点缺陷属于热力学平衡缺陷, 晶体中不存在这样缺陷时自由能降低; 相反, 如果存在这些缺陷, 自由能反而升高

##### ① 平衡点缺陷及其浓度

由于热起伏促使原子脱离点阵位置而形成的点缺陷称为热平衡缺陷

点缺陷的平衡浓度:  $C = \frac{n}{N} = A \exp(-\frac{E_v}{RT}) = A \exp(-\frac{Q_f}{RT})$   $\ln C = \ln A - \frac{Q_f}{RT}$

$A$  为材料的常数, 一般在  $1 \sim 10$  之间  $n$ : 平衡点缺陷数目  $P = \frac{n}{N_0} \cdot \frac{N}{V}$

$N$  为晶体的原子总数  $E_v$ : 形成一个点缺陷所需能量

$k$  为玻耳兹曼常数 ( $1.38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$ )  $T$ : 体系所处的热力学温度

$Q_f$ : 形成 1 mol 点缺陷所需作的功, 单位为  $\text{J/mol}$  点缺陷的形成能由点阵常数影响

$R$ : 气体常数,  $R = 8.31 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$  点缺陷的平衡浓度与化学反应速率一样, 随温度升高呈指数关系增加

##### ② 过饱和点缺陷的产生

有时晶体中点缺陷的数目会明显超过平衡值, 这些点缺陷称为过饱和点缺陷

产生过饱和点缺陷的原因有高温淬火、辐照、冷加工等

高能粒子、辐照、冷加工等

点缺陷对材料影响: 阻碍位错运动, 降低塑性, 提高强度

New Perspective

强度有所提高, 脆性增大

面心立方的全位错柏氏矢量为  $\frac{a}{2}\langle 110 \rangle$ , 长度为  $\frac{\sqrt{2}}{2}a$   
 体心立方的  $\frac{a}{2}\langle 111 \rangle$   
 简单立方的  $\frac{a}{2}\langle 112 \rangle$

## 2. 位错的基本概念

### (1) 位错的基本类型

晶体中位错的基本类型分为刃型位错和螺型位错。

刃型位错特点: ①有一个额外的半原子面。②刃型位错线不一定在滑移面上, 但必与滑移面垂直。

晶体中有一多余的半原子面。②刃型位错线不一定是直线, 但必与滑移面垂直。

它终止于晶体中部, 如像插入 ③滑移面只有1个

的刃面。④切应变, 正应变。对于上, 上为压应力, 下为拉应力。

螺型位错特点: ①无额外半原子面

位错线周围原子呈螺旋状 ②位错线与滑移矢量平行, 一定是直线。

状分布。③滑移面不唯一

④只有平行位错线的切应变

混合位错: 其滑移矢量既不平行也不垂直位错线, 而与位错

线相交成任意角度。①位错分量  $b_x = b \sin \varphi$ , 螺位错分量  $b_s = b \cos \varphi$ 。

右手定则: 右手拇指代表螺旋面前进方向, 其他四指代表螺旋面旋转方向。

位错的性质: ①形状: 不一定是直线, 位错及畸变区是一条管道。

②是已滑移区与未滑移区的边界。

③一根位错线不能终止于晶体内部, 而只能露出于

晶体表面, 或自行封闭成环, 或终止于晶界和相界, 或与其他位

错线相交。

④刃型位错的柏氏矢量与位错线垂直, 与滑移面平行。

螺型位错  $\dots \dots \dots$  平行。

对于刃型位错, 滑移区的滑移方向垂直于位错线, 滑移量为1个原子间距。

螺型位错  $\dots \dots \dots$  平行于  $\dots \dots \dots$

$\vec{b} = \frac{a}{n}\langle uvw \rangle$   $|\vec{b}| = \frac{a}{n} \sqrt{u^2 + v^2 + w^2}$  柏氏矢量指出了位错滑移后, 晶体上下

### (3) 位错的运动

①位错的滑移: 在外加切应力作用下, 通过位错中心附近的原子沿

两种位错滑移后, 将滑移面两侧晶体的相对位移与柏氏矢量方向在滑移面上作少量的位移。

刃型位错的运动方向始终垂直于位错线而平行于柏氏矢量, 刃型

New Perspective  
 刃型位错在滑移面上运动受阻时, 有可能从原滑移面转到与之相交的另滑移面

攀移运动的实质: 构成刃型位错的多余半原子面的扩大和缩小, 刃型位错的攀移通常可通过原子或空位的扩散来实现, 因此过程较向上或向下攀移。点缺陷的存在有利于位错的攀移。

①刃型位错的割断部分仍为刃型... 扭折部分为螺型... 螺型位错的割断部分和扭折部分均为刃型... ②刃型位错是相互垂直的刃型-交割产生割断... ③... 平行的刃型... 扭折

位错的滑移限于单一的滑移面上。

螺型位错的移动方向与位错线、柏氏矢量均垂直, 它的滑移

不限于单一的滑移面上。

③位错的攀移: 在垂直于滑移面的方向上运动。只有刃型位错才能发生攀移过程, 是通过原子扩散实现的。

所有的割断都是刃型位错, 扭折可以是刃型或螺型。交割对位错运动有阻碍。

常温下攀移不易实现, 高温下易实现。滑移时不涉及原子的扩散, 而攀移正是通过原子的扩散而实现的。

### (4) 位错密度

单位体积晶体中所包含的位错线总长度。只有正应力才会协助位错实现攀移。施加正应力  $\rightarrow$  正攀移, 拉应力  $\rightarrow$  负攀移。

$$\rho = \frac{S}{V}$$

$V$  是晶体体积,  $S$  为晶体中位错线总长度,  $\rho$  单位  $m/m^3$ 。

$$\rho = \frac{1}{A}$$

穿越单位截面积的位错线的数目。随着晶体的位错密度远低于金属晶体, 要使金属发生塑性变形需很高的应力。

### (5) 位错的观察

#### ① 浸蚀技术

位错的蚀坑具有规则的外形, 如三角形、正方形等, 且呈有规律的分布。

只能观察在表面露头的位错, 只适用于位错密度很低的晶体, 一般只

用于高纯度金属或化合物晶体的位错观察。

#### ② 透射电镜

可以直接看到晶体内部的位错线, 比蚀坑法直观, 位错线密度较高时也可清晰观察, 在显微镜下直接施加应力, 还可观察到位错的运动及交互作用。

### 3. 位错的能量及交互作用

#### (1) 位错的应变能

$$E = \frac{Gb^2}{4\pi k} \ln \frac{R}{r_0}$$

螺型:  $k=1$ , 刃型:  $k=1/2$   
 混合型:  $k = \frac{1+\nu}{1-\nu}$

位错周围点阵畸变引起弹性应力场导致晶体能量的增加, 这部分能量...

单位长度位错的总应变能  $E = aGb^2$  柏氏矢量的模是影响位错能量最重要的因素。

$a$  值可取 0.5~1, 螺型位错取 0.5, 刃型位错取 1。位错的存在肯定使体系的自由能增加, 是不平衡的缺陷。

#### (2) 位错的线张力

作用在位错上的力 滑移力  $F_d = \tau b$  攀移力  $F_p = -\sigma b$

使位错增加单位长度所需的能量

$$T = kGb^2$$

$k$  取 0.5~1, 螺型 0.5, 刃型 1,  $T = \frac{Gb^2}{2\pi}$

#### (3) 位错的应力场

刃型位错应力场特点: ①只有切应力分量, 正应力分量为 0, 这表明螺型位错

螺型位错周围的晶格应变是简单的纯剪切, 而且在垂直于位错线方向上, 其大小仅与  $\frac{Gb}{2\pi r}$  有关,  $T = \frac{Gb^2}{2\pi}$





间隙相: ①  $r_x/r_m < 0.59$  ② 简单晶体结构 ③ 结合键为共价键、金属键、高熔点、高硬度, 是合金工具钢和硬质合金中主要强化相。例: 过渡金属碳化物,  $TiC$ 。  
 间隙化合物: ①  $r_x/r_m > 0.59$  ② 复杂晶体结构 ③ ... 熔点、硬度均较高, 是钢中主要强化相。  
 MEMO NO. DATE. 例:  $M_3C$ 型,  $M_7C_3$ 型,  $M$ 代表  $Cr, Fe, W$  等过渡金属。

### ③ 尺寸因素化合物

原子半径较小的非金属元素, 如  $C, H, N, B$  等可与金属元素形成间隙相或间隙化合物。这主要取决于非金属( $x$ )和金属( $m$ )原子半径的比值  $r_x/r_m$ ; 当  $r_x/r_m < 0.59$  时, 形成具有简单晶体结构的相, 称为间隙相; 当  $r_x/r_m > 0.59$  时, 形成具有复杂晶体结构的相, 称为间隙化合物。

2. 相图 描述系统的状态、温度、压力与成分之间关系的一种图解。

(1) 相律 利用相律可以判断在一定条件下系统最多能平衡共存的相数目。

描述系统的组元数、相数和自由度间关系的法则。

$$f = C - P + 2 \quad \text{吉布斯相律}$$

$C$  为系统组元数  $P$  为平衡共存的相的数目  $f$  为自由度 (一般为正值)

在压力给定的条件下, 系统中可能出现的最多平衡相数比组元数多 1。

(2) 匀晶反应: 从液相中直接结晶出固溶体的反应。

共晶反应: 某一成分的液相在恒温下同时结晶出两个成分不同的固相的反应。

包晶反应: 在一定温度下, 由一固定成分的液相与一个固定成分的固相作用, 生成另一个固定的固相的反应。( $L + \alpha \rightarrow \beta$ )。包晶成分合金在平衡凝固时, 包晶反应由外向内进行。

(3) 合金的铸造性能主要表现为合金液体的流动性、收缩、

热裂倾向及成分偏析等。这些性能主要取决于相图上液相线与固相线之间的水平距离及垂直距离, 即结晶的温度间隔与液、固相间的成分间隔。

温度间隔与成分间隔越大的合金其流动性越差, 分散收缩也越多, 凝固后的枝晶偏析也越严重。

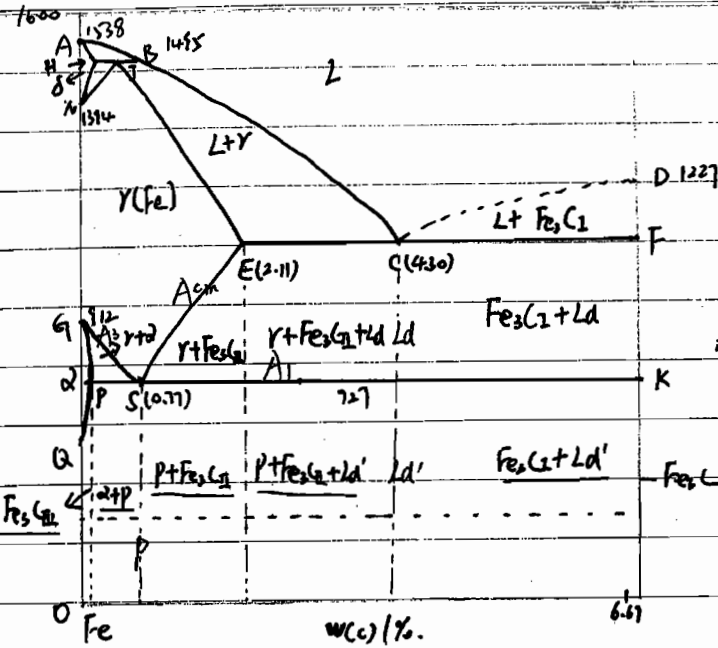
多相平衡条件: 任一组元在各相中的化学位相等。

$$\mu_i^I = \mu_i^{II} = \mu_i^{III} = \dots = \mu_i^N$$

拉弗斯相: 当组元间原子尺寸之差处于间隙化合物与金属化合物之间时, 会形成拉弗斯相。

它是借大小原子排列的配合而实现的密排结构, 通式为  $AB_2$ ,  $A \rightarrow$  大原子。

$B \rightarrow$  小原子,  $r_B$  理论值为 1.225



相区接触法则: 相图中相

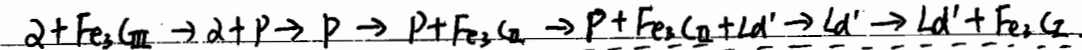
相区的相数目的差值与接触几何特征

间的关系:  $n = C - \Delta P$

$n$  为相邻相区接触的维数

$\Delta P$  为 ... 的相数目的差值

$C$  为组元数



工业纯铁  $\rightarrow$  亚共析钢  $\rightarrow$  共析钢  $\rightarrow$  过共析钢  $\rightarrow$  亚共晶白口铸铁  $\rightarrow$

$w_C < 0.0218\%$   $0.0218 \sim 0.77$   $0.77$   $0.77 \sim 2.11$   $2.11 \sim 4.30$

$2 + Fe_3C$   $2 + P$   $P$   $P + Fe_3C$   $P + Fe_3C + Ld'$

共晶白口铸铁  $\rightarrow$  过共晶白口铸铁

$4.30$   $4.30 \sim 6.69$

$Ld'$   $Ld' + Fe_3C$

碳在钢铁中有 4 种存在形式: ① 碳原子溶于  $\alpha$ -Fe 形成固溶体, 称为铁素体 ( $F, \alpha$ ) ② 溶于  $\gamma$ -Fe 形成奥氏体 ( $A, \gamma$ ) ③ 与铁原子形成  $Fe_3C$ , 称为渗碳体 ④ 游离态石墨稳定相。

珠光体 ( $P$ ): 铁素体与渗碳体的机械混合物。

莱氏体 ( $Ld$ ): 奥氏体与渗碳体的机械混合物。

GS 线: 奥氏体中开始析出  $P$  或  $\alpha$  全部溶于  $\gamma$  的转变线,  $A_1$  温度  $727^\circ C$

ES 线:  $C$  在  $\gamma$  中的溶解度曲线,  $A_{cm}$  温度

PQ 线:  $C$  在  $\alpha$  中的溶解度曲线

共析转变温度:  $A_1$  温度  $727^\circ C$

$770^\circ C$  的水平线表示  $\alpha$  的磁性转变温度,  $A_2$  温度

$230^\circ C$  ...  $Fe_3C$  ...

合金中碳在稳定态铁相中的溶解度  
铁相相图的存在形式是石墨和渗碳体

三元相图 相区接触关系:  $n=2$  时,  $C=3$ .  
 $\Delta P=1$  时,  $n=2$ . 即单相区与两相区, 两相区与三相区, 三相区与四相区为面接触.  
 $\Delta P=2$  时,  $n=1$ . 即单相区与三相区, 两相区与四相区为线接触.  
 $\Delta P=3$  时,  $n=0$ . 单相区与四相区为点接触.

MEMO NO.

DATE

MEMO NO.

DATE

匀晶相图中两组元在液态、固态都无限互溶.

共晶相图. 两组元在液态无限互溶, 固态有限互溶或完全不互溶, 因冷却过程中发生共晶反应的相图.

不平衡共晶: 在固溶体最大固溶度点内侧附近的合金, 不平衡凝固时, 由于固相线下降, 使其冷却到共晶温度时仍有少量液相, 这部分液相将发生共晶转变, 而形成不平衡共晶.

包晶偏析: 由于包晶反应不能充分进行而产生的成分不均匀现象.

相图与材料成分、材料性能之间存在着一定的联系.

合金的铸造性能、压力加工性能、热处理特点、焊接性能、切削加工性能、固溶体塑性的变化规律与强度相反, 随溶质含量的增加而降低, 由平衡随溶质组元量的增加而下降, 电阻随溶质含量的增加而增加.

① 结晶间隔很大时,  $\rightarrow$  铸件出现内部裂纹发生热裂现象.

② 共晶系, 共晶成分合金熔点低, 凝固在恒温进行, 故流动性最好, 分散细小, 热裂倾向也小, 所以铸造合金一般选取接近共晶成分的合金.

③ 单相固溶体塑性好, 变形均匀, 因此压力加工合金通常是相图上单相固溶体成分范围内的单相合金或含有少量第二相的合金.

④ 单相固溶体硬度一般较低, 不利于切削加工.

⑤ 相图上无固态相变或固溶度变化的合金不能进行热处理.

调幅分解: 单相固溶体分解为两相混合物的一种特殊方式, 这一分解过程是在上坡扩散过程中不需要新相的形核.

三元相图: 根据三元相图的垂直截面图, 可分析材料的平衡凝固过程.

水平截面: 表示三元系统在某一温度下的状态.

三元匀晶相图反应与二元匀晶反应基本相同, 两者都是先结晶若冷却缓慢, 扩散进行充分, 得到成分均匀的固溶体, 如果非平衡凝固, 出现晶内偏析. 枝晶偏析. 及液相的成分变化曲线, 它们之间存在相平衡关系, 因此不能根据过冷度来判定两平衡相的成分及相数量.

垂直截面: 三元系统在此截面上的一系列合金在不同温度下的状态.

共轭三角形的三个顶点表示三个平衡相的成分点. 位于共轭三角形内的合金, 其成分在共轭三角形内变动时三个平衡相成分固定不变.

※ New Perspective 共晶型三相平衡反应: 由一个单相在某一温度下同时生成三个相的反应.

四. 金属的凝固  $\rightarrow$  材料从液态到固态的转变过程.

1. 晶体材料熔凝凝固的基本规律.

(1) 液态的结构.

原子排列为长程无序, 短程有序, 并且短程有序原子集团不是固定不变的, 而是一种此消彼长, 瞬息万变, 尺寸不稳定的结构. 这种现象称为结构起伏.

(2) 凝固的热力学条件. (曾公推导)

自由能  $G = H - TS$ .

在一定温度下, 从一相转变为另一相的自由能变化.

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$

液相到固相转变的单位体积自由能变化  $\Delta G_v$ .

$$\Delta G_v = G_s - G_l = (H_s - H_l) - T(S_s - S_l)$$

在恒压下:  $\Delta H_p = H_s - H_l = -L_m$ .  $\Delta S_m = S_s - S_l = \frac{-L_m}{T_m}$

$$\therefore \Delta G_v = \frac{-L_m \Delta T}{T_m}$$

$L_m$ : 潜化热, 表示固相转变为液相时, 体系向环境放热.

$T_m$ : 熔点.  $\Delta T = T_m - T$ , 表示过冷度. 理论凝固温度与实际凝固温度之差.

(3) 过冷现象. 临界过冷度  $\Delta T_N$ . 低于  $\Delta T_N$  的小尺寸原子团簇因不稳定而溶解或消失. 理论结晶温度时不结晶, 继续冷却到  $T_m$  之下某一温度才结晶. 过冷度  $\Delta T = T_m - T$ .

能量起伏: 体系中每个微小体积所实际具有的能量, 会偏离体系平均能量水平而瞬时涨落的现象.

结晶的条件: 过冷度, 结构起伏, 热力学条件  $\rightarrow$  能量起伏.

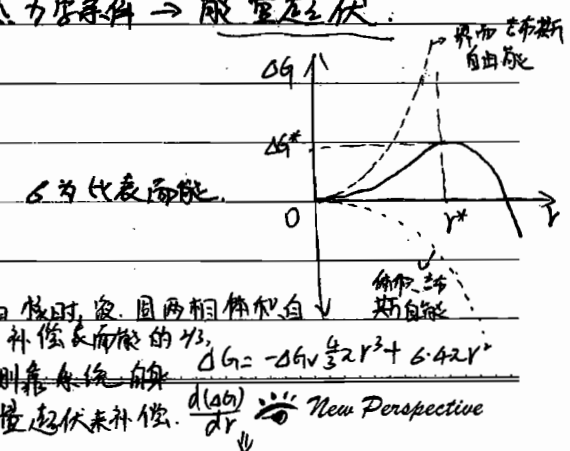
2. 晶核的形成.

(1) 均匀形核.

$$\text{临界半径 } r^* = \frac{2\sigma \cdot T_m}{L_m \cdot \Delta T}$$

$$\text{形核功 } \Delta G^* = \frac{16\sigma^3 T_m^2}{3(L_m \cdot \Delta T)^2}$$

$\Delta G^* = \frac{1}{2} A \sigma$   $\rightarrow$  临界晶核形成功等于表面能, 即形成临界晶核时, 固相两相体积自由能差只能补偿表面能的  $\frac{1}{2}$ . 过冷度越大, 临界半径  $r^*$  越小. 额外的能量起伏未补偿.  $\frac{d(\Delta G)}{dr}$  New Perspective





## (2) 形核率

单位时间、单位体积中形成的晶核数。  $1/(s \cdot cm^3)$

$$N = K \exp\left(\frac{-\Delta G^*}{kT}\right) \cdot \exp\left(\frac{-Q}{kT}\right)$$

非均匀形核所需过冷度  $T_m$  的 0.01 倍

## (3) 非均匀形核

非均匀形核的晶核形成主要取决于

液体在模壁或杂质表面上形核。  $S(0)$  0% 接触角 湿润角 0% 形核率

非均匀形核临界半径  $r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta T_v}$  只取决于过冷度 有利

## 3. 晶核的生长

液-固界面的微观结构

液-固界面有粗糙界面、光滑界面、粗糙界面只有一个原子层

## (1) 熔体中晶体的生长形态

晶体的长大方式：①具有粗糙界面的金属，长大机理为垂直生长

长大速度快，所需过冷度小

②... 光滑... 二维晶核

长大或螺型位错长大，速度慢，所需过冷度大

在正的温度梯度下：光滑界面 → 台阶状

晶体生长连续生长机制，呈平面状

粗糙界面 → 平面状

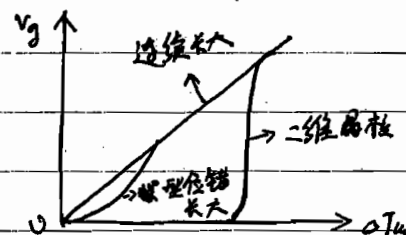
在负的温度梯度下：树枝状生长（在粗糙界面表现最明显）

## (3) 晶体长大的线速度

连续生长：  $V_g = u_s \Delta T_k$

二维晶核：  $V_g = u_s \exp\left(\frac{-Q}{\Delta T_k}\right)$

借螺型位错长大：  $V_g = u_s \Delta T_k$



## 4. 固溶体的凝固

### (1) 固溶体的平衡凝固

在极缓慢冷却过程中，每个阶段都达到平衡的过程

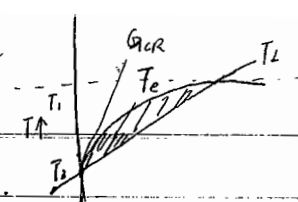
平衡分配系数  $k_0 = \frac{w_s}{w_l}$   $w_s, w_l$  平衡凝固时固相、液相的质量分数

### (2) 稳态凝固

$k_0$  值仅与合金相图本身的特性有关，如加入的组元使合金熔点降低，则  $k_0 < 1$ ，如使合金熔点升高，则  $k_0 > 1$ 。

晶体长大时如生长速率与动态过冷度成正比，则该晶体与液相的界面为粗糙界面

在凝固过程中，合金不会出现成分过冷



在凝固过程中，合金不会出现成分过冷。  $G_{cr}$  临界温度梯度  $T_L$  实际温度梯度  $T_L > G_{cr}$  时，不存在过冷区。  $G_{cr}$  与界面上液体成分梯度有关。

### (3) 成分过冷

界面前沿液体中的实际温度低于由溶质分布所决定的凝固温度时产生的过冷，称为成分过冷。影响因素：①钢锭或铸件中的温度梯度 ②合金的凝固范围

由于成分过冷，可使合金在正的温度梯度下发展固得到树枝状组织。在纯金属凝固中，要想得到树枝状组织，必须在获得特殊的负温度梯度下，因此，成分过冷是合金凝固有别于纯金属凝固的主要特征。

## 5. 共晶合金的凝固

①两个低熔点组元的组元组成的共晶 ②低... 和高... ③... ④... ⑤... ⑥... ⑦... ⑧... ⑨... ⑩... ⑪... ⑫... ⑬... ⑭... ⑮... ⑯... ⑰... ⑱... ⑲... ⑳... ㉑... ㉒... ㉓... ㉔... ㉕... ㉖... ㉗... ㉘... ㉙... ㉚... ㉛... ㉜... ㉝... ㉞... ㉟... ㊱... ㊲... ㊳... ㊴... ㊵... ㊶... ㊷... ㊸... ㊹... ㊺... ㊻... ㊼... ㊽... ㊾... ㊿... ㋀... ㋁... ㋂... ㋃... ㋄... ㋅... ㋆... ㋇... ㋈... ㋉... ㋊... ㋋... ㋌... ㋍... ㋎... ㋏... ㋐... ㋑... ㋒... ㋓... ㋔... ㋕... ㋖... ㋗... ㋘... ㋙... ㋚... ㋛... ㋜... ㋝... ㋞... ㋟... ㋠... ㋡... ㋢... ㋣... ㋤... ㋥... ㋦... ㋧... ㋨... ㋩... ㋪... ㋫... ㋬... ㋭... ㋮... ㋯... ㋰... ㋱... ㋲... ㋳... ㋴... ㋵... ㋶... ㋷... ㋸... ㋹... ㋺... ㋻... ㋼... ㋽... ㋾... ㋿... ㌀... ㌁... ㌂... ㌃... ㌄... ㌅... ㌆... ㌇... ㌈... ㌉... ㌊... ㌋... ㌌... ㌍... ㌎... ㌏... ㌐... ㌑... ㌒... ㌓... ㌔... ㌕... ㌖... ㌗... ㌘... ㌙... ㌚... ㌛... ㌜... ㌝... ㌞... ㌟... ㌠... ㌡... ㌢... ㌣... ㌤... ㌥... ㌦... ㌧... ㌨... ㌩... ㌪... ㌫... ㌬... ㌭... ㌮... ㌯... ㌰... ㌱... ㌲... ㌳... ㌴... ㌵... ㌶... ㌷... ㌸... ㌹... ㌺... ㌻... ㌼... ㌽... ㌾... ㌿... ㍀... ㍁... ㍂... ㍃... ㍄... ㍅... ㍆... ㍇... ㍈... ㍉... ㍊... ㍋... ㍌... ㍍... ㍎... ㍏... ㍐... ㍑... ㍒... ㍓... ㍔... ㍕... ㍖... ㍗... ㍘... ㍙... ㍚... ㍛... ㍜... ㍝... ㍞... ㍟... ㍠... ㍡... ㍢... ㍣... ㍤... ㍥... ㍦... ㍧... ㍨... ㍩... ㍪... ㍫... ㍬... ㍭... ㍮... ㍯... ㍰... ㍱... ㍲... ㍳... ㍴... ㍵... ㍶... ㍷... ㍸... ㍹... ㍺... ㍻... ㍼... ㍽... ㍾... ㍿... ㏀... ㏁... ㏂... ㏃... ㏄... ㏅... ㏆... ㏇... ㏈... ㏉... ㏊... ㏋... ㏌... ㏍... ㏎... ㏏... ㏐... ㏑... ㏒... ㏓... ㏔... ㏕... ㏖... ㏗... ㏘... ㏙... ㏚... ㏛... ㏜... ㏝... ㏞... ㏟... ㏠... ㏡... ㏢... ㏣... ㏤... ㏥... ㏦... ㏧... ㏨... ㏩... ㏪... ㏫... ㏬... ㏭... ㏮... ㏯... ㏰... ㏱... ㏲... ㏳... ㏴... ㏵... ㏶... ㏷... ㏸... ㏹... ㏺... ㏻... ㏼... ㏽... ㏾... ㏿... 㐀... 㐁... 㐂... 㐃... 㐄... 㐅... 㐆... 㐇... 㐈... 㐉... 㐊... 㐋... 㐌... 㐍... 㐎... 㐏... 㐐... 㐑... 㐒... 㐓... 㐔... 㐕... 㐖... 㐗... 㐘... 㐙... 㐚... 㐛... 㐜... 㐝... 㐞... 㐟... 㐠... 㐡... 㐢... 㐣... 㐤... 㐥... 㐦... 㐧... 㐨... 㐩... 㐪... 㐫... 㐬... 㐭... 㐮... 㐯... 㐰... 㐱... 㐲... 㐳... 㐴... 㐵... 㐶... 㐷... 㐸... 㐹... 㐺... 㐻... 㐼... 㐽... 㐾... 㐿... 㑀... 㑁... 㑂... 㑃... 㑄... 㑅... 㑆... 㑇... 㑈... 㑉... 㑊... 㑋... 㑌... 㑍... 㑎... 㑏... 㑐... 㑑... 㑒... 㑓... 㑔... 㑕... 㑖... 㑗... 㑘... 㑙... 㑚... 㑛... 㑜... 㑝... 㑞... 㑟... 㑠... 㑡... 㑢... 㑣... 㑤... 㑥... 㑦... 㑧... 㑨... 㑩... 㑪... 㑫... 㑬... 㑭... 㑮... 㑯... 㑰... 㑱... 㑲... 㑳... 㑴... 㑵... 㑶... 㑷... 㑸... 㑹... 㑺... 㑻... 㑼... 㑽... 㑾... 㑿... 㒀... 㒁... 㒂... 㒃... 㒄... 㒅... 㒆... 㒇... 㒈... 㒉... 㒊... 㒋... 㒌... 㒍... 㒎... 㒏... 㒐... 㒑... 㒒... 㒓... 㒔... 㒕... 㒖... 㒗... 㒘... 㒙... 㒚... 㒛... 㒜... 㒝... 㒞... 㒟... 㒠... 㒡... 㒢... 㒣... 㒤... 㒥... 㒦... 㒧... 㒨... 㒩... 㒪... 㒫... 㒬... 㒭... 㒮... 㒯... 㒰... 㒱... 㒲... 㒳... 㒴... 㒵... 㒶... 㒷... 㒸... 㒹... 㒺... 㒻... 㒼... 㒽... 㒾... 㒿... 㓀... 㓁... 㓂... 㓃... 㓄... 㓅... 㓆... 㓇... 㓈... 㓉... 㓊... 㓋... 㓌... 㓍... 㓎... 㓏... 㓐... 㓑... 㓒... 㓓... 㓔... 㓕... 㓖... 㓗... 㓘... 㓙... 㓚... 㓛... 㓜... 㓝... 㓞... 㓟... 㓠... 㓡... 㓢... 㓣... 㓤... 㓥... 㓦... 㓧... 㓨... 㓩... 㓪... 㓫... 㓬... 㓭... 㓮... 㓯... 㓰... 㓱... 㓲... 㓳... 㓴... 㓵... 㓶... 㓷... 㓸... 㓹... 㓺... 㓻... 㓼... 㓽... 㓾... 㓿... 㔀... 㔁... 㔂... 㔃... 㔄... 㔅... 㔆... 㔇... 㔈... 㔉... 㔊... 㔋... 㔌... 㔍... 㔎... 㔏... 㔐... 㔑... 㔒... 㔓... 㔔... 㔕... 㔖... 㔗... 㔘... 㔙... 㔚... 㔛... 㔜... 㔝... 㔞... 㔟... 㔠... 㔡... 㔢... 㔣... 㔤... 㔥... 㔦... 㔧... 㔨... 㔩... 㔪... 㔫... 㔬... 㔭... 㔮... 㔯... 㔰... 㔱... 㔲... 㔳... 㔴... 㔵... 㔶... 㔷... 㔸... 㔹... 㔺... 㔻... 㔼... 㔽... 㔾... 㔿... 㕀... 㕁... 㕂... 㕃... 㕄... 㕅... 㕆... 㕇... 㕈... 㕉... 㕊... 㕋... 㕌... 㕍... 㕎... 㕏... 㕐... 㕑... 㕒... 㕓... 㕔... 㕕... 㕖... 㕗... 㕘... 㕙... 㕚... 㕛... 㕜... 㕝... 㕞... 㕟... 㕠... 㕡... 㕢... 㕣... 㕤... 㕥... 㕦... 㕧... 㕨... 㕩... 㕪... 㕫... 㕬... 㕭... 㕮... 㕯... 㕰... 㕱... 㕲... 㕳... 㕴... 㕵... 㕶... 㕷... 㕸... 㕹... 㕺... 㕻... 㕼... 㕽... 㕾... 㕿... 㖀... 㖁... 㖂... 㖃... 㖄... 㖅... 㖆... 㖇... 㖈... 㖉... 㖊... 㖋... 㖌... 㖍... 㖎... 㖏... 㖐... 㖑... 㖒... 㖓... 㖔... 㖕... 㖖... 㖗... 㖘... 㖙... 㖚... 㖛... 㖜... 㖝... 㖞... 㖟... 㖠... 㖡... 㖢... 㖣... 㖤... 㖥... 㖦... 㖧... 㖨... 㖩... 㖪... 㖫... 㖬... 㖭... 㖮... 㖯... 㖰... 㖱... 㖲... 㖳... 㖴... 㖵... 㖶... 㖷... 㖸... 㖹... 㖺... 㖻... 㖼... 㖽... 㖾... 㖿... 㗀... 㗁... 㗂... 㗃... 㗄... 㗅... 㗆... 㗇... 㗈... 㗉... 㗊... 㗋... 㗌... 㗍... 㗎... 㗏... 㗐... 㗑... 㗒... 㗓... 㗔... 㗕... 㗖... 㗗... 㗘... 㗙... 㗚... 㗛... 㗜... 㗝... 㗞... 㗟... 㗠... 㗡... 㗢... 㗣... 㗤... 㗥... 㗦... 㗧... 㗨... 㗩... 㗪... 㗫... 㗬... 㗭... 㗮... 㗯... 㗰... 㗱... 㗲... 㗳... 㗴... 㗵... 㗶... 㗷... 㗸... 㗹... 㗺... 㗻... 㗼... 㗽... 㗾... 㗿... 㘀... 㘁... 㘂... 㘃... 㘄... 㘅... 㘆... 㘇... 㘈... 㘉... 㘊... 㘋... 㘌... 㘍... 㘎... 㘏... 㘐... 㘑... 㘒... 㘓... 㘔... 㘕... 㘖... 㘗... 㘘... 㘙... 㘚... 㘛... 㘜... 㘝... 㘞... 㘟... 㘠... 㘡... 㘢... 㘣... 㘤... 㘥... 㘦... 㘧... 㘨... 㘩... 㘪... 㘫... 㘬... 㘭... 㘮... 㘯... 㘰... 㘱... 㘲... 㘳... 㘴... 㘵... 㘶... 㘷... 㘸... 㘹... 㘺... 㘻... 㘼... 㘽... 㘾... 㘿... 㙀... 㙁... 㙂... 㙃... 㙄... 㙅... 㙆... 㙇... 㙈... 㙉... 㙊... 㙋... 㙌... 㙍... 㙎... 㙏... 㙐... 㙑... 㙒... 㙓... 㙔... 㙕... 㙖... 㙗... 㙘... 㙙... 㙚... 㙛... 㙜... 㙝... 㙞... 㙟... 㙠... 㙡... 㙢... 㙣... 㙤... 㙥... 㙦... 㙧... 㙨... 㙩... 㙪... 㙫... 㙬... 㙭... 㙮... 㙯... 㙰... 㙱... 㙲... 㙳... 㙴... 㙵... 㙶... 㙷... 㙸... 㙹... 㙺... 㙻... 㙼... 㙽... 㙾... 㙿... 㚀... 㚁... 㚂... 㚃... 㚄... 㚅... 㚆... 㚇... 㚈... 㚉... 㚊... 㚋... 㚌... 㚍... 㚎... 㚏... 㚐... 㚑... 㚒... 㚓... 㚔... 㚕... 㚖... 㚗... 㚘... 㚙... 㚚... 㚛... 㚜... 㚝... 㚞... 㚟... 㚠... 㚡... 㚢... 㚣... 㚤... 㚥... 㚦... 㚧... 㚨... 㚩... 㚪... 㚫... 㚬... 㚭... 㚮... 㚯... 㚰... 㚱... 㚲... 㚳... 㚴... 㚵... 㚶... 㚷... 㚸... 㚹... 㚺... 㚻... 㚼... 㚽... 㚾... 㚿... 㞀... 㞁... 㞂... 㞃... 㞄... 㞅... 㞆... 㞇... 㞈... 㞉... 㞊... 㞋... 㞌... 㞍... 㞎... 㞏... 㞐... 㞑... 㞒... 㞓... 㞔... 㞕... 㞖... 㞗... 㞘... 㞙... 㞚... 㞛... 㞜... 㞝... 㞞... 㞟... 㞠... 㞡... 㞢... 㞣... 㞤... 㞥... 㞦... 㞧... 㞨... 㞩... 㞪... 㞫... 㞬... 㞭... 㞮... 㞯... 㞰... 㞱... 㞲... 㞳... 㞴... 㞵... 㞶... 㞷... 㞸... 㞹... 㞺... 㞻... 㞼... 㞽... 㞾... 㞿... 㟀... 㟁... 㟂... 㟃... 㟄... 㟅... 㟆... 㟇... 㟈... 㟉... 㟊... 㟋... 㟌... 㟍... 㟎... 㟏... 㟐... 㟑... 㟒... 㟓... 㟔... 㟕... 㟖... 㟗... 㟘... 㟙... 㟚... 㟛... 㟜... 㟝... 㟞... 㟟... 㟠... 㟡... 㟢... 㟣... 㟤... 㟥... 㟦... 㟧... 㟨... 㟩... 㟪... 㟫... 㟬... 㟭... 㟮... 㟯... 㟰... 㟱... 㟲... 㟳... 㟴... 㟵... 㟶... 㟷... 㟸... 㟹... 㟺... 㟻... 㟼... 㟽... 㟾... 㟿... 㠀... 㠁... 㠂... 㠃... 㠄... 㠅... 㠆... 㠇... 㠈... 㠉... 㠊... 㠋... 㠌... 㠍... 㠎... 㠏... 㠐... 㠑... 㠒... 㠓... 㠔... 㠕... 㠖... 㠗... 㠘... 㠙... 㠚... 㠛... 㠜... 㠝... 㠞... 㠟... 㠠... 㠡... 㠢... 㠣... 㠤... 㠥... 㠦... 㠧... 㠨... 㠩... 㠪... 㠫... 㠬... 㠭... 㠮... 㠯... 㠰... 㠱... 㠲... 㠳... 㠴... 㠵... 㠶... 㠷... 㠸... 㠹... 㠺... 㠻... 㠼... 㠽... 㠾... 㠿... 㡀... 㡁... 㡂... 㡃... 㡄... 㡅... 㡆... 㡇... 㡈... 㡉... 㡊... 㡋... 㡌... 㡍... 㡎... 㡏... 㡐... 㡑... 㡒... 㡓... 㡔... 㡕... 㡖... 㡗... 㡘... 㡙... 㡚... 㡛... 㡜... 㡝... 㡞... 㡟... 㡠... 㡡... 㡢... 㡣... 㡤... 㡥... 㡦... 㡧... 㡨... 㡩... 㡪... 㡫... 㡬... 㡭... 㡮... 㡯... 㡰... 㡱... 㡲... 㡳... 㡴... 㡵... 㡶... 㡷... 㡸... 㡹... 㡺... 㡻... 㡼... 㡽... 㡾... 㡿... 㢀... 㢁... 㢂... 㢃... 㢄... 㢅... 㢆... 㢇... 㢈... 㢉... 㢊... 㢋... 㢌... 㢍... 㢎... 㢏... 㢐... 㢑... 㢒... 㢓... 㢔... 㢕... 㢖... 㢗... 㢘... 㢙... 㢚... 㢛... 㢜... 㢝... 㢞... 㢟... 㢠... 㢡... 㢢... 㢣... 㢤... 㢥... 㢦... 㢧... 㢨... 㢩... 㢪... 㢫... 㢬... 㢭... 㢮... 㢯... 㢰... 㢱... 㢲... 㢳... 㢴... 㢵... 㢶... 㢷... 㢸... 㢹... 㢺... 㢻... 㢼... 㢽... 㢾... 㢿... 㣀... 㣁... 㣂... 㣃... 㣄... 㣅... 㣆... 㣇... 㣈... 㣉... 㣊... 㣋... 㣌... 㣍... 㣎... 㣏... 㣐... 㣑... 㣒... 㣓... 㣔... 㣕... 㣖... 㣗... 㣘... 㣙... 㣚... 㣛... 㣜... 㣝... 㣞... 㣟... 㣠... 㣡... 㣢... 㣣... 㣤... 㣥... 㣦... 㣧... 㣨... 㣩... 㣪... 㣫... 㣬... 㣭... 㣮... 㣯... 㣰... 㣱... 㣲... 㣳... 㣴... 㣵... 㣶... 㣷... 㣸... 㣹... 㣺... 㣻... 㣼... 㣽... 㣾... 㣿... 㤀... 㤁... 㤂... 㤃... 㤄... 㤅... 㤆... 㤇... 㤈... 㤉... 㤊... 㤋... 㤌... 㤍... 㤎... 㤏... 㤐... 㤑... 㤒... 㤓... 㤔... 㤕... 㤖... 㤗... 㤘... 㤙... 㤚... 㤛... 㤜... 㤝... 㤞... 㤟... 㤠... 㤡... 㤢... 㤣... 㤤... 㤥... 㤦... 㤧... 㤨... 㤩... 㤪... 㤫... 㤬... 㤭... 㤮... 㤯... 㤰... 㤱... 㤲... 㤳... 㤴... 㤵... 㤶... 㤷... 㤸... 㤹... 㤺... 㤻... 㤼... 㤽... 㤾... 㤿... 㥀... 㥁... 㥂... 㥃... 㥄... 㥅... 㥆... 㥇... 㥈... 㥉... 㥊... 㥋... 㥌... 㥍... 㥎... 㥏... 㥐... 㥑... 㥒... 㥓... 㥔... 㥕... 㥖... 㥗... 㥘... 㥙... 㥚... 㥛... 㥜... 㥝... 㥞... 㥟... 㥠... 㥡... 㥢... 㥣... 㥤... 㥥... 㥦... 㥧... 㥨... 㥩... 㥪... 㥫... 㥬... 㥭... 㥮... 㥯... 㥰... 㥱... 㥲... 㥳... 㥴... 㥵... 㥶... 㥷... 㥸... 㥹... 㥺... 㥻... 㥼... 㥽... 㥾... 㥿... 㦀... 㦁... 㦂... 㦃... 㦄... 㦅... 㦆... 㦇... 㦈... 㦉... 㦊... 㦋... 㦌... 㦍... 㦎... 㦏... 㦐... 㦑... 㦒... 㦓... 㦔... 㦕... 㦖... 㦗... 㦘... 㦙... 㦚... 㦛... 㦜... 㦝... 㦞... 㦟... 㦠... 㦡... 㦢... 㦣... 㦤... 㦥... 㦦... 㦧... 㦨... 㦩... 㦪... 㦫... 㦬... 㦭... 㦮... 㦯... 㦰... 㦱... 㦲... 㦳... 㦴... 㦵... 㦶... 㦷... 㦸... 㦹... 㦺... 㦻... 㦼... 㦽... 㦾... 㦿... 㧀... 㧁... 㧂... 㧃... 㧄... 㧅... 㧆... 㧇... 㧈... 㧉... 㧊... 㧋... 㧌... 㧍... 㧎... 㧏... 㧐... 㧑... 㧒... 㧓... 㧔... 㧕... 㧖... 㧗... 㧘... 㧙... 㧚... 㧛... 㧜... 㧝... 㧞... 㧟... 㧠... 㧡... 㧢... 㧣... 㧤... 㧥... 㧦... 㧧... 㧨... 㧩... 㧪... 㧫... 㧬... 㧭... 㧮... 㧯... 㧰... 㧱... 㧲... 㧳... 㧴... 㧵... 㧶... 㧷... 㧸... 㧹... 㧺... 㧻... 㧼... 㧽... 㧾... 㧿... 㨀... 㨁... 㨂... 㨃... 㨄... 㨅... 㨆... 㨇... 㨈... 㨉... 㨊... 㨋... 㨌... 㨍... 㨎... 㨏... 㨐... 㨑... 㨒... 㨓... 㨔... 㨕... 㨖... 㨗... 㨘... 㨙... 㨚... 㨛... 㨜... 㨝... 㨞... 㨟... 㨠... 㨡... 㨢... 㨣... 㨤... 㨥... 㨦... 㨧... 㨨... 㨩... 㨪... 㨫... 㨬... 㨭... 㨮... 㨯... 㨰... 㨱... 㨲... 㨳... 㨴... 㨵... 㨶... 㨷... 㨸... 㨹... 㨺... 㨻... 㨼... 㨽... 㨾... 㨿... 㩀... 㩁... 㩂... 㩃... 㩄... 㩅... 㩆... 㩇... 㩈... 㩉... 㩊... 㩋... 㩌... 㩍... 㩎... 㩏... 㩐... 㩑... 㩒... 㩓... 㩔... 㩕... 㩖... 㩗... 㩘... 㩙... 㩚... 㩛... 㩜... 㩝... 㩞... 㩟... 㩠... 㩡... 㩢... 㩣... 㩤... 㩥... 㩦... 㩧... 㩨... 㩩... 㩪... 㩫... 㩬... 㩭... 㩮... 㩯... 㩰... 㩱... 㩲... 㩳... 㩴... 㩵... 㩶... 㩷... 㩸... 㩹... 㩺... 㩻... 㩼... 㩽... 㩾... 㩿... 㪀... 㪁... 㪂... 㪃... 㪄... 㪅... 㪆... 㪇... 㪈... 㪉... 㪊... 㪋... 㪌... 㪍... 㪎... 㪏... 㪐... 㪑... 㪒... 㪓... 㪔... 㪕... 㪖... 㪗... 㪘... 㪙... 㪚... 㪛... 㪜... 㪝... 㪞... 㪟... 㪠... 㪡... 㪢... 㪣... 㪤... 㪥... 㪦... 㪧... 㪨... 㪩... 㪪... 㪫... 㪬... 㪭... 㪮... 㪯... 㪰... 㪱... 㪲... 㪳... 㪴... 㪵... 㪶... 㪷... 㪸... 㪹... 㪺... 㪻... 㪼... 㪽... 㪾... 㪿... 㫀... 㫁... 㫂... 㫃... 㫄... 㫅... 㫆... 㫇... 㫈... 㫉... 㫊... 㫋... 㫌... 㫍... 㫎... 㫏... 㫐... 㫑... 㫒... 㫓... 㫔... 㫕... 㫖... 㫗... 㫘... 㫙... 㫚... 㫛... 㫜... 㫝... 㫞... 㫟... 㫠... 㫡... 㫢... 㫣... 㫤... 㫥... 㫦... 㫧... 㫨... 㫩... 㫪... 㫫... 㫬... 㫭... 㫮... 㫯... 㫰... 㫱... 㫲... 㫳... 㫴... 㫵... 㫶... 㫷... 㫸... 㫹... 㫺... 㫻... 㫼... 㫽... 㫾... 㫿... 㬀... 㬁... 㬂... 㬃... 㬄... 㬅... 㬆... 㬇... 㬈... 㬉... 㬊... 㬋... 㬌... 㬍... 㬎... 㬏... 㬐... 㬑... 㬒... 㬓... 㬔... 㬕... 㬖... 㬗... 㬘... 㬙... 㬚... 㬛... 㬜... 㬝... 㬞... 㬟... 㬠... 㬡... 㬢... 㬣... 㬤... 㬥... 㬦... 㬧... 㬨... 㬩... 㬪... 㬫... 㬬... 㬭... 㬮... 㬯... 㬰... 㬱... 㬲... 㬳... 㬴... 㬵... 㬶... 㬷... 㬸... 㬹... 㬺... 㬻... 㬼... 㬽... 㬾... 㬿... 㭀... 㭁... 㭂... 㭃... 㭄... 㭅... 㭆... 㭇... 㭈... 㭉... 㭊... 㭋... 㭌... 㭍... 㭎... 㭏... 㭐... 㭑... 㭒... 㭓... 㭔... 㭕... 㭖... 㭗... 㭘... 㭙... 㭚... 㭛

② 铸模的冷却能力。当铸模冷却能力较小时，激冷层过冷度较小，形核率较低，晶核间距较大，生长中的细晶易于被流动中的金属液体冲刷脱落，从而使中心等轴晶区晶粒细化。

③ 孕育处理。加入孕育剂，不仅可以促进非均匀形核，而且可以加剧成分过冷，使枝状枝晶易于熔断，悬浮的细晶增多，这都可以使中心等轴晶区扩大并细化。

### 1.3 铸锭的缺陷

偏析、缩孔

宏观偏析(正常偏析) 显微偏析: 晶粒内部的成分不均匀现象

胞状偏析: 在小的成分过冷条件下，晶体以胞状生长时胞壁富集了较多杂质。

树枝偏析: 合金在不平衡凝固并以树枝状方式生长时，先凝固的树枝枝干的溶质或杂质含量少，枝枝间隙含溶质或杂质的量多。

显微偏析可以用扩散退火的方法来消除，但宏观的正常偏析则不能。现代化的生产技术——连续铸造可使正常偏析大大减轻。

铸锭组织的控制关键在于控制金属的形核过程。一切有利于在形核的因素，会促使等轴晶区的扩大，抑制枝状晶区的发展。

慢的冷却速度、低的浇注温度、加入有效形核剂或搅拌等有利于形成中心等轴晶。  
快的——高——定向散热有利于枝状晶的形成。

## 五. 材料中的原子扩散

### 1. 扩散现象及扩散方程

(1) 扩散现象 扩散的根本驱动力: 化学位梯度

扩散: 物质内部由于热运动导致原子、分子发生定向迁移的过程。

扩散的实质: 大量原子无序跃迁的统计结果。

分类: 按扩散过程有无浓度变化  $\left\{ \begin{array}{l} \text{无} \rightarrow \text{自扩散} \\ \text{有} \rightarrow \text{互扩散} \end{array} \right.$

按扩散方向与浓度梯度方向是否一致  $\left\{ \begin{array}{l} \text{下坡扩散: 高浓度} \rightarrow \text{低浓度} \\ \text{上坡扩散: 低浓度} \rightarrow \text{高浓度} \end{array} \right.$

按扩散过程中有无新相出现  $\left\{ \begin{array}{l} \text{原子扩散: 基体晶格无变化} \\ \text{反应扩散: 出现新的晶体结构} \end{array} \right.$

(2) 菲克第一定律 单位时间内通过垂直于扩散方向单位截面的物质流量  $J = -D \frac{dc}{dx}$   $J = -D \frac{dc}{dx}$

$J$  为扩散通量, 表示单位时间内通过垂直于扩散方向  $x$  的单位面积的扩散物质质量, 单位  $\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ 。  $D$  为扩散系数,  $\text{m}^2/\text{s}$ 。

$c$  是扩散物质的质量浓度,  $\text{kg}/\text{m}^3$ 。扩散的宏观流动总是从浓度高浓度低的浓度低浓度高的方向进行。  
菲克第一定律描述了一种稳态扩散, 即质量浓度不随时间变化。  
扩散的距离和扩散系数与时间的乘积有平方根的关系。

### (3) 菲克第二定律

描述的是包含时间因素在内的非稳态扩散的定律。

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

(4) 扩散方程的应用 任一时刻  $t$  溶质的浓度是怎样的规律分布。

① 两端成分不受扩散影响的扩散偶

$$c(x, t) = \frac{c_1 + c_2}{2} + \frac{c_1 - c_2}{2} \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

初始条件  $t=0, c=c_1, c_2$  为钢的原始含碳量。

② 一端成分不受扩散影响的扩散体

$$\frac{c_0 - c(x, t)}{c_0 - c_1} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

$$\frac{c_0 - c}{c_0 - c_1} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

初始条件  $t=0, x=0, c=c_0$

边界条件  $x \rightarrow \infty, c=c_1$

### (5) 柯肯达尔效应

$D$  为扩散系数, 溶质浓度与溶质时间平方根成正比。达到溶质与金属相平衡的浓度。

界面两侧的两种原子, 在互相扩散到对方的基体中, 当其扩散速率不等时, 会发生原始界面的移动, 界面移向扩散速率较大的一边。



## 2. 扩散的微观机制.

(1) 空位机制 晶体结点某处原子空缺时,相邻原子可跃迁到该空位位置,跃迁后又留下新的空位。晶体中存在空位,温度越高,平衡空位浓度越大,这些空位的存在使原子迁移更容易,可看成空位的反向流动。

## (2) 间隙机制.

C, H, N, O 这类尺寸很小的原子在金属晶体中的扩散,它们一般位于晶体的八面体间隙内。从一个八面体间隙运动到邻近的另一个八面体间隙。

## (3) 自间隙机制.

当晶体内完全是同类原子时,原子在纯材料中的扩散称为自扩散。

自扩散系数  $D = D_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$ ,  $Q$  为自扩散激活能,包括空位迁移能  $\Delta H_f$ , 空位迁移能  $\Delta H_m$ 。

## (4) 扩散系数

阿累尼乌斯方程  $D = D_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$

$R$  为气体常数,  $8.314 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$ ;  $Q$ : 每摩尔原子的激活能。

## (5) 扩散激活能

$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q}{RT}$$

影响因素: 扩散机制, 晶体结构, 原子结合力, 合金成分。

间隙扩散比空位扩散的激活能小得多。

## 3. 扩散驱动力

$$F = - \frac{\partial U_i}{\partial x}$$

扩散的根本驱动力: 化学位梯度。

## 4. 反应扩散

通过扩散形成新相的现象。

## 5. 影响扩散的因素.

(1) 温度 温度是影响扩散速率的最主要因素, 温度越高, 原子热激活能量越大, 越易发生迁移, 扩散系数也越大。

(2) 固溶体类型 不同类型的固溶体, 原子的扩散机制不同。

(3) 晶体结构 ① 原子排列紧密程度 致密度小, 原子较易迁移。

② 溶解度 结构不同的固溶体对扩散元素的溶解度

不同, 造成浓度梯度不同, 也会影响扩散速率。

(4) 对称性 一般来说, 晶体的对称性越低, 则扩散各向异性越明显。

(5) 晶体缺陷  $Q_{\text{晶内}} > Q_{\text{晶界}} > Q_{\text{表面}}$ ,  $D_{\text{表面}} > D_{\text{晶界}} > D_{\text{晶内}}$ 。

① 点缺陷  $\rightarrow$  空位浓度

② 线缺陷  $\rightarrow$  位错, 位错线附近溶质原子浓度高于平均值, 原子在位错中沿位错线的管道扩散比晶体中快。

③ 面缺陷  $\rightarrow$  本身所处较高的能量状态, 相应扩散激活能大。

$$D_{\text{表面}} > D_{\text{晶界}} > D_{\text{位错}} > D_{\text{晶内}}$$

(6) 化学成分 组元性质, 组元浓度, 第三组元。

组元浓度越高, 扩散系数越大。

(7) 应力的作用 如果合金内部存在着应力梯度, 应力会提供原子扩散的驱动力  $\rightarrow$  促使原子向点阵畸变的部位迁移。

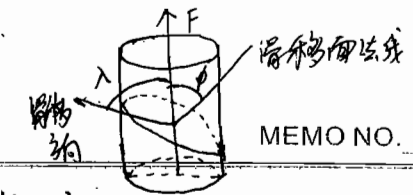
间隙扩散比空位扩散的激活能小得多, 原因是空位扩散激活能中增加了一项空位形成能。

材料熔点高的原子间结合力较强, 其自扩散的激活能也高。

上坡扩散: 浓度低的向浓度高的方向扩散, 产生成分的偏聚而不是成分的均匀。

位错运动阻力: ①点阵阻力 (P-N力) ②位错交互作用力  
③位错交割产生的扭折和割阶对位错钉扎作用  
④位错与其他晶体间交互作用  
MEMO NO. DATE.

理想晶体中位错在点阵周围其他原子运动时所受阻力叫派-纳力  $\tau_{PN}$   
 $\tau_{PN}$  的大小, 主要取决于位错宽度  $w$ 。  
 $w$  越小,  $\tau_{PN}$  越大, 材料越难以变形。  
相反屈服强度越高。  
 $w$  主要取决于结合键的本性和晶体结构 ( $\tau_{PN}$ ) 共价键的  $\tau_{PN}$  很高, 金属键的  $\tau_{PN}$  很低。



MEMO NO. DATE.

## 六. 金属的塑性变形

### 1. 滑移与孪晶变形

(1) 滑移机制: 晶体滑移并不是晶体的一部分相对于另一部分在滑移面做刚性运动, 而是借助于位错在滑移面上的运动来逐步进行。  
位错理论: 滑移是位错运动造成的。位错宽度越大位错就越易运动。

(2) 滑移面和滑移方向:  $\tau_{PN} = \frac{2\gamma}{w} \exp\left[-\frac{2\pi d}{(h-v)b}\right] = \frac{2\gamma}{w} \exp\left[-\frac{2\pi w}{b}\right]$   
滑移面和滑移方向往往是金属晶体中原子排列最密的晶面和晶向, 因为原子密度最大的面其面间距最大, 点阵阻力最小; 最密排方向上的原子间距最短, 即位错  $b$  最小。

一个滑移面和此面上的一个滑移方向合起来叫一个滑移系。  
在其他条件相同时, 滑移系越多, 滑移过程可能采取的空间取向便越多, 滑移容易进行, 它的塑性就越好。  
面心立方晶体:  $\{111\}, \langle 110 \rangle, = 12$  个。  
体心立方晶体:  $2-Fe, \{110\}, \langle 111 \rangle, + \{112\}, \langle 111 \rangle, + \{123\}, \langle 111 \rangle, = 48$  个。  
密排六方晶体:  $\{0001\}, \langle 1120 \rangle, = 3$  个。

2. 孪晶变形: 形核+扩展。孪晶借助于总能量最低原理来判断是滑移还是孪晶。  
均匀切变区中的晶体取向发生变更, 变为与未切变区晶体呈镜面对称的取向, 这一过程称为孪生。

滑移的特点: ①滑移只能在切应力作用下发生。  
②常沿晶体中原子密度最大的晶面, 晶向发生。  
③对晶体的一部分相对于另一部分沿滑移方向的距离为原子间距整数倍, 晶体表面有台阶。

滑移与孪生区别: ①孪生所需的临界切应力要比滑移时的大得多。  
②孪生是均匀切变。  
③孪晶的两部分晶体形成镜面对称的位向关系。  
④孪生变形在晶体表面形成浮凸。  
⑤孪生变形速度很快, 接近声速, 引起冲击, 发出声响。  
⑥孪生常引起位向变化, 抗腐蚀性, 光学反射性也有差异。  
⑦孪生变形会在周围晶格中引起很大畸变, 产生塑性变形总量不大。

### 2. 单晶体的塑性变形

(1) 施密特定律: 当在滑移面的滑移方向上, 分切应力达到某一临界值  $\tau_c$  时, 晶体开始屈服。  
只有当外力在某一滑移系中的分切应力达到一定的临界值时, 该滑移系才可首先发生滑移, 该分切应力称为滑移的临界分切应力。

$\tau_c = \sigma_s \cos \phi \cos \lambda$   $\sigma_s$ : 屈服强度  $\cos \phi \cos \lambda$ : 取向因子。  
取向因子: 滑移面法线与外力  $F$  中心轴的夹角。  
取向因子: 滑移方向与外力  $F$  的夹角。  
 $\tau = \frac{F \cos \lambda}{A \cos \phi}$   $A$ : 滑移面面积。

①当  $\phi=90^\circ$  或  $\lambda=90^\circ$  时,  $\sigma_s$  均为无限大, 即当滑移面与外力方向平行, 或滑移方向与外力方向垂直时, 不可能产生滑移。  
②当滑移方向位于外力方向与滑移面法线所组成的平面上, 且  $\phi=45^\circ$  时, 取向因子达到最大值 0.5,  $\sigma_s$  最小, 所以最小的拉应力就能达到发生滑移所需的分切应力值。  
③取向因子大者, 称为软取向, 此时材料的屈服点较低; 取向因子小者, 称为硬取向, 此时材料的屈服点较高。

### 3. 多晶体的塑性变形

(1) 单滑移, 多滑移, 交滑移。  
①当只有一个滑移系统上的分切应力最大且达到了临界分切应力, 这时只发生单滑移。  
②当拉力轴在晶体的特定取向上, 可能会使几个滑移系上的分切应力相等, 在同时达到了临界分切应力时, 会发生多滑移。  
③交滑移是螺型位错在两个相交的滑移面上运动, 当螺型位错在一个滑移面上运动遇到障碍, 会转到另一面上继续滑移, 滑移方向不变。

(2) 多晶体的塑性变形: 变形的传递, 变形的协调。  
位错在晶界塞积  $\rightarrow$  应力集中  $\rightarrow$  相邻晶粒位错源开始运动  $\rightarrow$  相邻晶粒变形  $\rightarrow$  塑性变形。  
多晶体塑性变形的特点: 晶界阻碍。

①各晶粒变形的不同步性。  
②相互协调性。  
③不均匀性。  
最容易发生交滑移的是体心立方金属。  
铁: 铁的滑移成为波状状。  
容易进行交滑移的材料, 塑性变形量大。

相同的线速度,只有增加角速度,使位错线弯曲,位错环再继续扩展时,两端的位错线才会相遇,它们是柏氏向量相反的两个螺位错或刃位错,在相互抵消后,位错环就不受固定端点的约束而自由运动;位错线在切应力作用下,可以不断重复上述过程,就可能产生不断放出位错环。

多晶体的强度随其晶粒细化而提高  $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$  霍尔-派奇公式

- ① 晶粒越细,强度越高: 晶粒越细,晶界越多,位错运动阻力增大。
- ② 晶粒越细,韧性提高: 变形均匀性提高,应力集中导致的开裂机会小  $\rightarrow$  高塑性; 应力小,裂纹不易萌生,晶界多,裂纹不易传播  $\rightarrow$  高韧性。细晶强化既能强化强度,又能强化韧性。

#### 4. 纯金属的变形强化

(1) 位错的交割 扭折  $\rightarrow$  对位错运动影响不大,割断

① 任意两种类型位错相互交割时,只要是形成割阶,必为刃型割阶,割阶的大小与方向取决于穿过位错的柏氏矢量。

② 螺型位错上的割阶比刃型位错上的割阶运动阻力大。

(2) 位错的反应

两个滑移面上的位错相遇,在一定条件下可发生位错反应,形成一个不可动的位错。

L-C 错,使两个滑移面上随后运动的位错受到阻塞,是强化工硬化的一个原因,特别是对低层错能的面心立方金属的变形强化影响较大。

(3) 位错的增殖  $\rightarrow$  金属变形后产生大量位错,是引起强化的一个原因。

弗兰克-里德位错源  $\rightarrow$  发生作用的临界切应力为  $\tau_c = \frac{Gb}{L}$

在切应力作用下,使位错沿滑移面向前滑移,两端固定,则位错线发生弯曲,继续扩展,两端线结点发生回折,两端的线段相互靠近时,位错线方向相反,分别属于左螺旋位错和右螺旋位错,互相抵消,形成一闭合的位错环和位错环内的一小段弯曲位错线。外加应力继续作用,位错环向外扩张,重复以上过程。

#### 5. 合金的变形与强化

(1) 单相合金的变形与强化  $\rightarrow$  考虑溶质原子与溶剂原子尺寸的差别,两者尺寸差别越大,溶质原子越小,而强化效果越大。

固溶强化: 溶质原子的存在及其固溶度的增加,基体金属的变形抗力  $\uparrow$ 。

随溶质含量的增加,合金的强度、硬度提高,塑性下降。

(2) 低碳钢的屈服和应变时效 固溶强化对合金还考虑弹性模量的差别。

屈服现象的物理本质:

上屈服点,屈服平台,吕德斯带

柯氏气团 形成

在预先应力松弛的拉伸

位错运动与增殖的结果

New Perspective 屈服平台的长短与钢的含碳量有关,随含碳量增加,平台渐短直至消失。或一定角度的变形条纹。

屈服平台的长短与钢的含碳量有关,随含碳量增加,平台渐短直至消失。

#### ① 柯氏气团理论

① 在固溶体合金中,溶质原子或杂质原子可以与位错交互作用而形成溶质原子气团,即柯氏气团。由刃型位错的应力场可知,位错中心区域为压应力,滑移面以下区域为拉应力。若有间隙原子 C、N 或比溶剂尺寸大的置换溶质原子存在,就会与位错交互作用偏聚于刃型位错下方,以抵消部分或全部弹性应力,从而使位错的弹性应变能降低。② 当位错处于能量较低的状态时,位错趋于稳定,不易运动,即对位错有着“钉扎作用”。③ 位错要运动,必须在更大的应力作用下挣脱柯氏气团的钉扎而移动,这就形成了上屈服点;一旦挣脱之后位错的运动就比较容易,因此应力减小,出现了下屈服点和水平台。

#### ② 位错增殖理论

材料塑性变形的应变率  $\dot{\epsilon}$  与晶体中可动位错密度  $\rho_m$ 、位错运动平均速度  $v$  以及柏氏矢量  $b$  成正比,  $\dot{\epsilon} \propto \rho_m \cdot v \cdot b$   $v = (\frac{\dot{\epsilon}}{\rho_m})^{1/n}$ 。

在塑性变形开始之前,晶体中位错密度很低,或虽有大量位错但被钉扎住,可动位错密度  $\rho_m$  较低,此时需维持一定的  $\dot{\epsilon}$  值,要使  $v$  增大,从而需要提高  $\tau$ ,这是上屈服点较高的原因。一旦塑性变形开始后,位错迅速增殖,  $\rho_m$  迅速增大,  $\dot{\epsilon}$  维持一定值,导致  $v$  突然下降,所需应力  $\tau$  也下降,产生了屈服降落,这是下屈服点较低的原因。

应变时效 将预变形试样在室温下放置几天或经 200℃ 左右短时加热后拉伸,屈服现象又出现,且屈服应力进一步提高。

当卸载后立即重新加载,由于位错已经挣脱出气团的钉扎,故不出现屈服点;如果卸载后放置较长时间或经时效,则溶质原子已经通过扩散而重新聚集到位错周围形成气团,屈服现象又复出现。

(3) 第二相对合金变形的影响

低碳钢的应变时效,常使钢的韧性降低,生铁中加入

① 第二相可以变形,位错通过第二相时可以切过它们  $\rightarrow$  弥散强化

W=0.05% 的 Al 与 N 或 C 结合,减小应变时效倾向

② ... 不能变形,位错只能绕过它们向前运动  $\rightarrow$  沉淀强化

位错能否切过第二相,由第二相的性质和尺寸而定。



在过饱和固溶体中，位错密度很低，大量的位错都集中在位错胞壁。胞壁一般属于小角度晶界，但位错的运动一般难以穿过胞壁。  
MEMO NO. DATE. 流变应力与位错胞尺寸之间不符合霍尔-佩奇关系。

## 6. 冷变形金属的组织与性能

(1) 冷变形金属的力学性能 随变形增加，金属的屈服强度和抗拉强度在不断提高，特别是屈服强度提高很快导致屈服比 $\uparrow$ ，塑性 $\downarrow$ 。

加工硬化：金属材料经冷加工变形后，强度显著提高，而塑性降低。

变形强化能最有效地提高强度，但塑性和韧性下降得最多。

强度快速下降的现象。

工程意义：① 强化材料，尤其是不能用热处理强化的金属材料。

② 有利于金属进行均匀变形。

③ 给金属继续变形造成困难，加速了模具损耗。

## (2) 冷变形金属的组织

变形量很大时，晶界变得模糊不清。

晶粒沿变形方向被拉长，呈现一片如纤维状的条纹，这称为纤维组织。材料顺着纤维方向的强度较高，垂直纤维方向的强度较低，塑性上的各向异性。

特点：晶粒被拉长；杂质呈细带状（塑性杂质）或链状（脆性杂质）。

形变组织：由于原来的各个晶粒是任意取向的，现在由于晶粒的转动使各个晶粒的取向趋于一致，这就形成了晶体的择优取向。变形量越大，择优取向程度越高，表现出织构越强。

塑性变形中使晶粒具有择优取向的组织形态。

性能影响：金属材料表现出明显的各向异性。

注：深冲的薄钢板、硅钢片，希望获得一定取向的板状物。

## (4) 残余应力

宏观残余应力：宏观应力，显微应力。

去除外力之后，残留在材料内部且自身平衡的内部应力。

宏观残余应力：由于工件内各区域变形的不均匀性及相互间牵制作用。

① 宏观残余应力：工件不同部分宏观变形不均匀性引起，应力平衡范围包括整个工件。

② 微观残余应力：由晶粒和亚晶粒之间的变形不均匀性引起，作用范围与晶粒尺寸相当。

③ 点阵畸变：由于工件在塑性变形中形成大量点阵缺陷引起，变形金属中储能绝大部分（80% - 90%）用于形成点阵畸变，作用范围几至几百纳米。

残余应力为拉应力时会降低材料强度；若为残余压应力，则可抵消工作载荷下部分的拉应力，对提高表面疲劳强度很有效。

低温退火以消除残余应力。

冷变形使电导率和抗腐蚀性下降。

## 7. 回复与再结晶

冷变形金属在加热时先后经历回复、再结晶和晶粒长大三个阶段。

### 1. 冷变形金属的回复

#### (1) 回复阶段性能与组织的变化

弹性畸变能的减小是回复和再结晶的驱动力。

退火过程分为回复、再结晶和晶粒长大三个阶段。

回复时，晶粒的形状和大小和变形态的相同，纤维状或扁平状。

再结晶阶段，新的无畸变的细等轴晶粒。

① 宏观内应力经低温加热（200 - 250℃）大部分去除，微观应力仍残存。

② 电阻率降低。

③ 硬度和流变应力的变化随金属不同而异。

④ 显微组织：至少在光学显微镜下看不出任何变化。在高温回复时在电镜下看到晶粒的位状位错结构转变为亚晶。

#### 2. 回复动力学

$$R = \frac{\sigma_m - \sigma_r}{\sigma_m - \sigma_0}$$

R 为屈服强度回复率

R 越大表示回复程度越大

$\sigma_m, \sigma_r, \sigma_0$  分别代表变形后、回复后和完全退火后的屈服强度。

回复是一个弛豫过程：① 没有孕育期。

回复的初始阶段去除硬化的。在一定温度下，初期的回复速率很大，随后逐渐变慢，直到趋近为1。

程度较快，时间增长后回复的②每一温度的回复程度有一极限值，退火温度越高，这个极限值程度减弱。而且，预变形量越大起始也越高，达到极限值所用时间也越短。

的回复速率也越快。减小晶④预变形量越大，起始的回复速率越快，晶粒尺寸减小也。

晶尺寸也使回复加快。

有利于回复进程的加快。

#### 2. 回复机制

点缺陷浓度下降明显发生在回复阶段。

① 低温回复：与点缺陷的迁移有关。冷变形时产生大量点缺陷——空位和间隙原子，点缺陷运动所需的热激活能较低，可在室温或0℃以下就可进行。

② 中温回复：与位错的滑移有关，发生位错运动和重新分布。

③ 高温回复：刃型位错可获得足够的能量产生攀移，使位错滑移面上不规则的位错重新分布，产生亚晶，即多边形结构。刃型位错的攀移总是与吸收或放出大量空位机制进行的。

多边形结构产生条件：① 塑性变形使晶粒点阵发生弯曲。

位错胞和亚晶统称为亚结构。② 在滑移面上有塞积的同号刃型位错。

它们都属于小角度晶界，且③ 须加热到较高的温度，使刃型位错能够产生攀移过程。

有长程内应力。

回复过程中电阻率明显下降；过量空位的减少和位错应变能的降低；内应力的降低；晶体弹性应变的基本消除；硬度及强度下降不多，位错密度下降不多，亚晶还较细小。

回复退火主要是用作去应力退火。

## 2. 冷变形金属的再结晶

(1) 再结晶的形核。再结晶驱动力：变形金属经回复后未被解决的储存能。

将冷变形后的金属加热到一定温度之后，在原变形组织中重新产生了无畸变的新晶粒，而性能也发生了明显的变化并恢复到变形前的状况，这个过程称为再结晶。

再结晶核心首先产生在大角度晶界上，也可能在晶粒内某些特殊的位错处产生。

再结晶的转变不是相变。①变化前后的晶粒成分相同，晶体结构未变，属于同一相。

再结晶是一个产生无畸变的晶核，②无确定转变温度。

然后再在变形的金属基体中长大的。③不可逆，相变在外界条件变化时可发生可逆变化。

过程，再结晶转变没有晶体结构变化。④再结晶的热力学驱动力是冷塑性变形晶体的畸变能，即储存能。

(2) 再结晶动力学。→与回复不同。

决定于形核率  $N$  和长大速率  $G$  的大小。

再结晶过程有一孕育期，且再结晶开始时的速度很慢，随之逐渐加快，至再结晶的体积分数约为50%时速度达到最大，最后又逐渐变慢。退火温度越高，孕育期越短。

(3) 影响再结晶的因素。

$$T_{再} = 0.4 T_{再}$$

冷变形金属开始进行再结晶的最低温度称为再结晶温度。

① 变形程度的影响。随着冷变形程度增加，储能也增加，再结晶的临界温度下发生再结晶需要个驱动力就越大，因此再结晶温度越低。低于临界最小变形量，临界变形度。变形量小时，不发生再结晶。

② 原始晶粒尺寸。在其他条件相同时，金属的原始晶粒越细小，则变形的抗力越大，冷变形后储存的能量较高，再结晶温度越低。

③ 微量溶质原子。其存在能显著提高再结晶温度。

④ 第二相粒子。当第二相粒子尺寸较大，间距较宽时，能促进再结晶的进行。再结晶核心在晶界处产生。当第二相粒子尺寸较小，间距较宽时，会阻碍再结晶的进行。

⑤ 再结晶退火工艺参数。在一定范围内延长保温时间会降低再结晶温度。

退火时间增大，会降低再结晶温度。加热速度过于缓慢时，再结晶温度上升。

⑥ 再结晶后的晶粒长大。再结晶后的晶粒大小主要取决于变形程度（温度）。

正常长大：随温度的升高或时间的延长而均匀连续地长大。

二次再结晶：不连续不均匀地长大。再结晶完成后晶粒长大是一自发过程。

晶粒长大的驱动力是降低其总界面能。再结晶后晶粒长大是晶界向晶粒中心移动。

晶界平直且夹角为120°的六边形是二维晶粒的最终稳定形状。

二次再结晶的驱动力来自界面能的降低。温度是晶界活动性的最主要因素。

二次再结晶是再结晶后晶粒长大过程中，只有少数晶粒能优先长大，而大多数晶粒不易长大。原因：①冷变形造就了畸变组织，再结晶退火至一定温度时，又形成了再结晶组织，晶粒不易长大。②当加入少量杂质形成第二相，能强烈钉扎住晶界，阻碍晶界的移动，晶粒也不会长大。

通常具有变形组织的金属经再结晶后的新晶粒若仍具有择优取向，称为再结晶织构。实际上生产并没有直接应用冷变形织构，而是应用的再结晶织构。

3. 金属的热变形对组织与性能的影响。晶界能低的晶体出现长大晶粒的几率高。

金属在再结晶温度以上的加工变形称为热变形。

热变形后没有加工硬化，材料的性能是均匀和各向同性的。

① 使铸态下原始的粗大柱状晶和等轴晶破坏，重新再结晶成细小等轴晶粒。

② 减少了亚组织（枝晶偏析）。

③ 使铸锭内原有的内部气孔和疏松，能够焊合而更加紧密。

④ 控制好终轧温度和变形量，可获得细晶粒组织。

⑤ 热变形金属当含有夹杂物或第二相时，在力学性能上会有各向异性，顺着轧制方向取样有较好的力学性能，特别是塑性与韧性，而垂直于轧制方向取样，力学性能较差。

各向异性是否严重，取决于夹杂物的性质、数量及分布情况。

在定向凝固中，希望获得最大程度的提纯，有效分配系数  $k_e \rightarrow k$ 。

## 1. 原子的电子结构

主量子数  $n$ : 表示电子所处的量子壳层  $1, 2, 3, \dots, K, L, M, N, \dots$

轨道角动量子数  $l$ : 电子在同一量子壳层内所处的能级  $0, 1, \dots, n-1$

磁量子数  $m_l$ : 每个轨道角动量子数的能级数或轨道数  $0, \pm 1, \pm 2, \dots$

自旋角动量子数: 反映电子不同的自旋方向  $+\frac{1}{2}, -\frac{1}{2}$

能量最低原理, 泡利不相容原理, 洪德定则

## 2. 晶带

所有平行或相交于某一晶向直线的晶面构成一个晶带, 此直线称为晶带轴, 属此晶带的晶面称为晶带面。

晶带定律: 晶带轴  $[u, v, w]$  与该晶带的晶面  $(h, k, l)$  之间存在下列关系:  $hu + kv + lw = 0$

## 3. 晶面间距

对立方晶系  $\left\{ \begin{array}{l} h:k:l = \cos \alpha : \cos \beta : \cos \gamma \\ \cos^2 \alpha + \cos^2 \beta + \cos^2 \gamma = 1 \end{array} \right.$

晶面间距越大, 则该晶面上原子排列越密集; 晶面间距越小, 则排列越稀疏。

正交晶系:  $d_{hkl} = \frac{1}{\sqrt{\left(\frac{h}{a}\right)^2 + \left(\frac{k}{b}\right)^2 + \left(\frac{l}{c}\right)^2}}$

立方晶系:  $d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$

六方晶系:  $d_{hkl} = \frac{1}{\sqrt{\frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + k^2 + hk}{a^2}\right) + \left(\frac{l}{c}\right)^2}}$

附加面问题: ① 体心立方:  $h+k+l = \text{奇数}$  时。

② 面心立方:  $h, k, l$  不全为奇数或不全为偶数时。

③ 密排六方:  $h+2k = 3n$  ( $n=0, 1, 2, \dots$ ),  $l$  为奇数时。

当有附加面时, 实际的晶面间距为  $\frac{1}{2}d_{hkl}$ 。

## 4. 柏氏矢量

→ 反映位错的畸变特征

一个反映位错周围点阵畸变总累积的物理量, 该矢量的方向表示位错的性质与位错的方向, 即位错运动导致晶体滑移的方向; 模  $|\vec{b}|$  表示畸变的程度, 称为位错的强度。一根位错线具有唯一的柏氏矢量。

对于任意位错, 不管其形状如何, 只要知道它的柏氏矢量  $\vec{b}$ , 就得知晶体滑移的方向和大小。



## 5. 扩展位错

通常把一个全位错分解为两个不全位错，中间夹着一个堆垛层错的整个位错组态称为扩展位错。

扩展位错的宽度： $d = \frac{Gb_b}{2\gamma}$   $\gamma$ : 单位面积层错能

实际晶体结构中，密排面的正常堆垛顺序有可能遭到破坏和错排，称为堆垛层错  $\rightarrow$  层错是面缺陷。

## 6. 面心立方晶体中位错的特点

	全位错	弗兰克不全位错	肖克利不全位错
柏氏矢量	$\frac{a}{2}\langle 110 \rangle$	$\frac{a}{3}\langle 111 \rangle$	$\frac{a}{6}\langle 112 \rangle$
可能的位错类型	刃、螺、混	刃型	刃、螺、混
位错线形状	空间曲线	{111}面上任意曲线	{111}面上任意曲线
可能运动方式	滑移、攀移	只能攀移	只能滑移

## 7. 影响固溶强化的因素

- ① 溶质原子质量分数越大，强化作用越大，特别对低质量分数的，效果更显著。
  - ② 溶质原子与基体金属的原子尺寸相差越大，强化作用越大。
  - ③ 间隙固溶体型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果，但固溶度有限，实际强化作用有限。
  - ④ 溶质原子与基体金属的价电子数相差越大，固溶强化作用越显著。
- 即固溶体的屈服强度随合金的电子浓度的增加而提高。

## 8. 沉淀强化

① 位错切过粒子，使界面能升高 ② 反向畴界的产生，使能量升高。

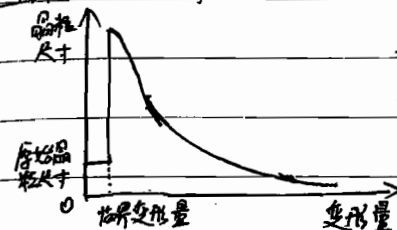
③ 新界面产生导致原子错排，给位错运动带来困难。

④ 沉淀相粒子与基体粒子取向不一致，位错切过时产生割阶。

弥散强化：运动位错遇到弥散相粒子，要绕过粒子，势必位错线要弯曲变长，而使位错弯曲的应力与曲率半径满足  $\tau = \frac{Gb}{2R}$   $2R = L$  (粒子间距)，粒子越多，越小时， $L$  越小， $\tau$  越大，强化效果越明显。

## 9. 再结晶后的晶粒大小

## ① 变形度的影响



变形度很小时，晶粒尺寸即为原始晶粒尺寸。

变形度不大时，晶粒粗大  $\rightarrow$  临界变形度时，得到异常粗大晶粒。

变形量大于临界变形量后，晶粒细化，且变形度越大，晶粒越细化。

## ② 退火温度的影响

提高退火温度可使再结晶的速度显著加快，临界变形度数值变小，且在晶粒长大阶段，温度越高，晶粒越粗。

## 10. 运动位错的交割

① 运动位错交割后，每根位错线上都可能产生一割阶或扭折，其大小和方向取决于另一位错的柏氏矢量，但具有原位错线的柏氏矢量，所有的割阶都是刃型位错，扭折可以是刃型也可以是螺型的。

② 扭折与原位错在同一滑移面上，可随主位错线一道运动，几乎不产生阻力，而且扭折在线张力作用下易于消失。割阶与原位错线不在同一滑移面上，故除非割阶产生攀移，否则割阶不能随主位错线一道运动，成为位错运动的障碍，通常称为割阶硬化。

要记忆的公式、数据

1. 三轴定向与四轴定向之间转变  $[U, V, W]$   $[u, v, t, w]$

$$U = u - t \quad V = v - t \quad W = w$$

$$u = \frac{1}{3}(2U - V) \quad v = \frac{1}{3}(2V - U) \quad t = -(u + v) \quad w = W$$

2. 临界形核半径  $r^* = \frac{2\sigma \cdot T_m}{\Delta T}$  临界形核功  $\Delta G^* = \frac{16\sigma^3 \cdot T_m^2}{3(\Delta T)^2}$

3. 扩散  $J = -D \frac{dc}{dx}$   $\frac{\partial P}{\partial t} = D \frac{\partial^2 P}{\partial x^2}$

$$\frac{C_s - C}{C_s - C_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

4. 滑移—施密特定律  $\tau_c = G_s \cos\phi \cos\lambda$

$\phi$ : 滑移面法线与拉力轴夹角  $\lambda$ : 滑移方向与外力  $F$  的夹角