

### 1、(1)三种典型金属晶体结构的特征

晶体类型	原子密排面	原子密排方向	晶胞中的原子数	配位数 CN	致密度 K
A1 (fcc)	{111}	$\langle 110 \rangle$	4	12	0.74
A2 (bcc)	{110}	$\langle 111 \rangle$	2	8,(8+6)	0.68
A3 (hcp)	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	6	12	0.74

(2)晶胞的棱边长 a、b、c 称为点阵常数。如果把原子看做半径为 r 的刚性球, 则由几何学知识即可求出 a、b、c 与 r 之间的关系:

体心立方结构 (a=b=c)  $a=4(\sqrt{3}/3)r$

面心立方结构 (a=b=c)  $a=2\sqrt{2}r$

密排六方结构 (a=b≠c)  $a=2r$

### (3)三种典型金属晶体结构的间隙

晶体类型	间隙类型	一个晶胞内的间隙数	原子半径 rA	间隙半径 rB	rB/rA
A1 (fcc)	正四面体	8	$a\sqrt{2}/4$	$(\sqrt{3}-\sqrt{2})a/4$	0.225
	正八面体	4		$(2-\sqrt{2})a/4$	0.414
A2 (bcc)	四面体	12	$a\sqrt{3}/4$	$(\sqrt{5}-\sqrt{3})a/4$	0.291
	扁八面体	6		$(2-\sqrt{3})a/4$	0.155
A3 (hcp)	四面体	12	a/2	$(\sqrt{6}-2)a/4$	0.225
	正八面体	6		$(\sqrt{2}-1)a/2$	0.414

## 2、结合键种类及其特点

①离子键（极性键）：正负离子通过静电引力（库仑引力）而结合成。特性：无方向性和饱和性。

②共价键：相邻原子通过共用电子对结合而成，使各个原子的外电子层都形成稳定的八电子层结构。性质：熔点高、硬度高、质脆，有方向性和饱和性。③金属键：由价电子集体（自由电子气）和金属正离子间的静电引力结合而成。④分子键（范德瓦尔斯力）：相邻原子的瞬时感应电场的交互作用而使原子间产生了静电引力。⑤氢键：分子是极性共价键结合而成，共用电子对远离氢原子，氢原子除去一个共价电子外就剩下一个没有任何核外电子作屏蔽的原子核，于是这个没有屏蔽的氢原子就对相邻分子中的另一原子外层未共价电子有较强的静电引力。这个引力就是氢键。

3、导体的特点：外电场能改变价电子的速度分布和能量分布，造成电子的定向移动。一种情形是固体中价电子浓度比较低，没有填满价带。另一种导电情形是价带和导带交叠，因而在外电场下，电子能填入导带。

4、绝缘体的特点：价带和导带间存在较大的能隙 $\Delta E_g$ ，而价带又被电子填满，因而通常情形下外电场不能改变电子的速度和能量分布。

5、半导体的特点：半导体的能带结构和绝缘体类似，即价带被电子填满，它与导带间有一定的能隙 $\Delta E_g$ ，但比较 $\Delta E_g$ 小（一般小于 2eV）。

## 6、半导体的三种情形：

（1） $\Delta E_g$  非常小，热激活能就足以使价带中费米能级以上的电子跃迁到导带底部，同时在价带中留下“电子空穴”。于是，在外电场作用下，导带中的电子和价带中的电子空穴都可以向相邻的能级迁移，从而改变电子的速度和能量分布。这样的半导体称为本征半导体。

（2） $\Delta E_g$  比较小，在能隙中存在着由高价杂质元素产生的新能级。热激活足以使电子从杂质能级跃迁到导带底部。于是在外电场作用下，通过导带中的电子的迁移而导电。这样的半导体称为 N 型半导体。

（3） $\Delta E_g$  比较小，在能隙中存在着低价杂质元素产生的新能级。热激活足以使费米能级以上的电子跃迁到杂质能级，从而在价带中留下电子空穴。于是在外电场作用下，通过价带中的电子空穴的迁移也产生电流。由于电子空穴的行为类似

于带正电荷的粒子, 故这类半导体称为 P 型半导体。

## 7、影响合金相结构的主要因素

①原子半径或离子半径②负电性: 表示它在和其它元素形成化合物或固溶体时吸引电子的能力的一个参数。③价电子浓度: 合金中每个原子平均的价电子数。④其它因素: 如对离子和共价晶体: 电荷半径比之和。

## 8、固溶体三个基本特征

①溶质和溶剂原子占据一个共同的布拉菲点阵, 且此点阵类型和溶剂点阵类型相同。②有一定的成分范围, 也就是说组元的含量可在一定范围内改变而不会导致固溶体点阵类型的改变。某组元在固溶体中的最大含量例称为该组元在该固溶体中的固溶度。③具有比较明显的金属性质。

## 9、固溶体分类

(1)根据固溶体在相图中的位置

①端部固溶体, 也称为初级固溶体。②中间固溶体, 也称为二次固溶体。成分不一定的范围, 但并不具有任一组元的结构。二次固溶体又叫中间相。也可以看成是以化合物为基的固溶体。如 $\beta$ 黄铜看成是金属间化合物 CuZn 为基的固溶体。

(2)根据溶质原子中点阵中的位置

①置换式固溶体, 其溶质原子位于溶剂原子点阵的结点上, 置换了部分溶剂原子。②间隙式固溶体, 溶质原子位于溶剂原子间隙中。

(3)根据固溶度

①有限固溶体, 溶质在固溶体的浓度有一定的限度②无限固溶体, 溶质能以任意比例溶入溶剂, 无限固溶体只能是置换固溶体。

(4)根据各组元分布的规律性

无序固溶体, 各组元原子的分布是随机的②有序固溶体, 各组元原子分别占据各自的布拉菲点阵一分点阵, 整个固溶体就是由各组元的分点阵组成的复杂点阵一又叫超点阵或超结构。(溶质原子按适当比例并按一定顺序和一定方向, 围绕着溶剂原子分布)

## 10、置换固溶体固溶度规则

(1)如果形成合金的元素的原子半径之差超过 14%—15%, 则固溶度极为有限。  
(2)如果合金组元的负电性相差很大, 固溶度就较小。(负电价效应) (3)两个给定

元素的相互的固溶度是与它们各自的原子价有关的,且高价元素在低价元素中的固溶度大于低价元素在高价元素中的固溶度。(相对价效应)(4)如果用价电子浓度表示合金的成分,那么ⅡB—VB族元素在IB族溶剂元素中的固溶度都相同——约为 $e/a=1.36$ ,而与具体的元素种类无关。(5)两组元形成无限固溶体的必要条件是它们具有相同的晶体结构。

## 11、影响置换固溶体固溶度的因素

原子尺寸、负电性、电子浓度和晶体结构。

### ①原子尺寸因素

组元间原子半径越相近,即 $\Delta r$ 越小,则固溶体的固溶度就越大, $\Delta r$ 越大时,则固溶体的固溶度越小。有利于大量固溶的原子尺寸是 $\Delta r$ 不超过14%—15%,即溶质和溶剂原子的半径比 $r_{\text{溶质}}/r_{\text{溶剂}}$ 在0.85—1.15之间。铁基固溶体只有 $\Delta r$ 小于8%晶体结构相同,才有可能形成无限固溶体;铜基,只有 $\Delta r$ 小于10%—11%时,才有可能形成无限固溶体。(原因:原子半径相差越大,晶格畸变能越高,晶格不稳定,溶质原子越多,畸变能也越高,直达到不能维持,即达到了固溶度极限。)

### ②负电性因素

溶质原子与溶剂原子的负电性相差很大,即两者间化学亲和力很大,它们往往形成比较稳定的金属化合物,即使形成固溶体,其固溶度也较小。

### ③电子浓度因素

溶质在溶剂中的溶解度受电子浓度的控制,固溶体电子浓度有一个极限值,超过此极限值,固溶体就不稳定。

### ④晶体结构因素

溶质与溶剂的晶体结构类型是相同是它们能形成无限固溶体的必要条件。

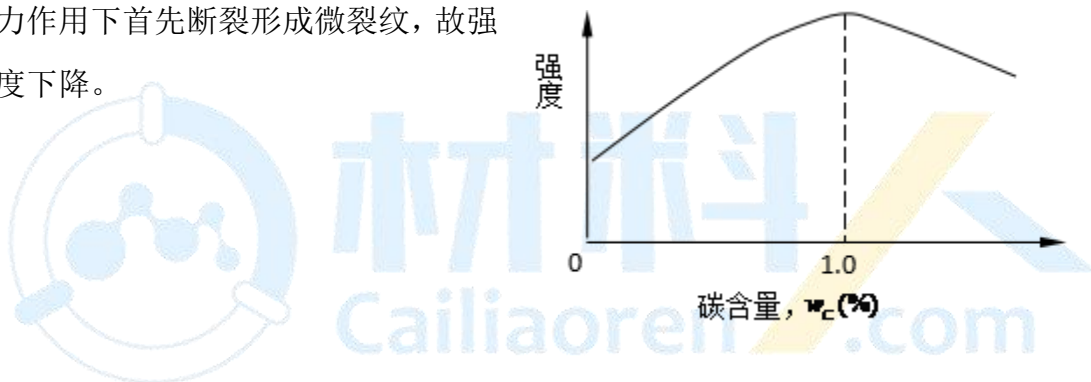
1、示意画出平衡态碳钢的强度随钢含碳量的变化曲线，并从成分—组织—性能的角度定性解释。

**答：**如图所示，强度随碳含量增加先增高后下降，在碳含量约 1.0%时为强度极大值。

强度的这种变化与平衡态碳钢中的组织随碳含量变化有关：当碳含量小于 0.77%时，钢中的组织为铁素体+珠光体，且珠光体的分数随碳含量增高而增大，而珠光体在钢中起强化作用，故强度随碳含量增加而增高；

当碳含量大于 0.77%后，钢中的组织为二次渗碳体+珠光体，二次渗碳体以网状分割珠光体，且二次渗碳体的分数随碳含量增高而增大。渗碳体硬而脆，少量的不连续分布的二次渗碳体起强化作用，故强度随碳含量增加继续增高；

但当碳含量大于 1.0%后，二次渗碳体的分数增加到呈连续网状分布，则会在外力作用下首先断裂形成微裂纹，故强度下降。



2、已知 727℃时，碳在奥氏体中的溶解度为  $W_C=0.77\%$ ，而在铁素体中的极限溶解度仅为  $W_C=0.0218\%$ 。请解释二者差别如此明显的原因。

**答：**奥氏体为面心立方结构，碳原子位于其八面体间隙中；铁素体为体心立方结构，碳原子也位于其八面体间隙中。面心立方的八面体间隙半径与铁原子半径之比（0.414）大于体心立方的八面体间隙半径与铁原子半径之比（0.155），而碳原子半径大于间隙半径，一个碳原子固溶于奥氏体中所引起的晶体能量增高远小于固溶于铁素体中所引起的晶体能量增高。



### 3、(1) 何谓金属的形变强化?

(2) 用位错理论说明金属形变强化的原因;

(3) 金属的形变强化在材料工程上有何利弊? 如何克服所引起的弊端?

**答:** (1) 金属在塑性变形阶段, 其流变应力随变形程度增加而增加的现象。或金属经塑性变形后, 其强度、硬度升高, 而塑性、韧性下降的现象。

(2) 在变形过程中, 位错之间相互作用, 产生交割, 阻碍位错运动; 反应生成固定位错, 使位错难以运动; 位错增殖, 位错密度增大, 增大了位错运动的阻力。

(3) 利: 强化金属的重要手段; 使金属材料压力加工得以顺利进行; 使金属零构件得以抵抗偶然过载。

弊: 由于塑性变形后金属的强度、硬度升高, 塑性、韧性下降, 这使得进一步压力加工难以进行。

克服措施: 进一步压力加工之前, 对其进行再结晶退火, 消除加工硬化, 提高其塑性和韧性。

### 4、什么是低碳钢的应变时效, 用位错解释。

**答:** 低碳钢经过少量的预变形可以不出现明显的屈服现象, 但如变形后在室温下放置一段较长时间或在低温经过短时加热, 再进行拉伸试验, 则屈服点又复出现, 且屈服应力提高, 这种现象叫做低碳钢的应变时效。

低碳钢在第一次拉伸到塑性变形以后, 位错已脱钉, 此时若卸载并立即进行第二次拉伸, 由于间隙原子来不及扩散到位错线上, 位错处于脱钉状态, 故在较低的应力下就开始滑移。但是如果卸载后放置了很长时间(即时效)在拉伸, 由于间隙原子已经扩散到位错线上重新钉扎, 因而在随后拉伸时又出现明显的屈服现象, 屈服点升高。

### 5、材料性能与相图的关系

**答:** 1. 由相图判断材料的力学性能和物理性能

对于匀晶系, 固溶体的强度和硬度均随溶质组元含量的增加而提高, 若 A、B 组元的强度大致相同, 则固溶体的强度最高处应该在溶质含量  $W_b$  等于 50% 附近, 如果某一组元的强度明显大于另一组元, 则其强度的最大值稍偏向高强度组元一侧。

对于共晶系和包晶系, 若形成两项混合物, 则混合物中两项的大小及分布都比较

均匀时, 材料的性能是两组成相的平均值, 即性能与成分呈现直线关系

## 2. 由相图判断材料的工艺性能

### 1) 铸造性能

液 / 固相线垂直距离越大, 则越易树枝晶长大, 熔液流动性越差, 分散缩孔越多, 枝晶偏析倾向越大, 热裂倾向越大; 液 / 固相线水平距离越大, 则枝晶偏析程度越大。

### 2) 焊接性能

液 / 固相线垂直距离越大, 则: 越易树枝晶长大, 枝晶偏析倾向越大, 热裂倾向越大

### 3) 压力加工性能

单相固溶体区塑性好, 易压力加工成型

### 4) 切削加工性能

单相固溶体区硬度低, 不利于切削加工



材料人  
Cailiaoren.com

### 1、间隙固溶体影响因素

只有当溶质与溶剂的原子半径比值为  $r_{\text{溶质}}/r_{\text{溶剂}} < 0.59$  时,才有可能形成间隙固溶体。

间隙固溶体的固溶度与溶质原子的大小有关,也与溶剂的晶格类型有关。

### 2、间隙固溶体和置换固溶体强化效果比较

间隙式溶质原子的强化效果一般要比置换式溶质原子列显著。这是因为间隙式溶质原子往往择优分布位错线上,形成间隙原子“气团”,将位错牢牢地钉扎住,从而造成强化。相反置换原子往往均匀分布在点阵内,虽然由于溶质和溶剂原子尺寸不同,造成点阵畸变,从而增加位错运动的阻力,但这种阻力比间隙原子气团的钉扎力小的多,因而强化效果也小。

### 3、Pauling 规则 (离子化合物结构)

①在正离子周围形成一负离子配位多面体,正负离子之间的距离取决于离子半径之和,而配位数则取决于正负离子半径之比。②形成一个离子键时正离子给出的价电子数应等于负离子得到的价电子数,因此有  $Z^+/\text{CN}^+ = Z^-/\text{CN}^-$  ③在一个配位结构中,当配位多面体共用棱,特别是共用面时,其稳定性会降低,而且正离子的电价越高、配位数越低,则上述效应越显著。④在含有一种以上的正离子的晶体中,电价大、配位数小的正离子周围的负离子配位多面体力图共顶连接。⑤晶体中配位多面体的类型力图最少。

### 4、典型离子化合物晶体结构

#### (1)AB 型化合物结构

①NaCl 型结构 (岩盐结构):面心立方点阵, Cl<sup>-</sup>占结点, Na<sup>+</sup>位于八面体间隙。  
②CsCl 型结构:具有简单立方的布拉菲点阵,一种离子点晶胞结点,另一种离子占体心。  
③闪锌矿 (立方 ZnS) 结构:面心立方,负离子占结点,正离子占不相邻的四面体间隙。  
④纤锌矿 (六方 ZnS) 结构:简单六方点阵,负离子占结点,正离子位于 5 个四面体间隙。

#### (2)AB<sub>2</sub> 型化合物结构

①萤石 (CaF<sub>2</sub>) 结构:面心立方,小正离子占结点,大负离子占四面体间隙。  
②金结石结构:TiO<sub>2</sub> 简单正方点阵,电容器材料,俗称钛白粉。

#### (3)A<sub>2</sub>B<sub>3</sub> 型结构



刚玉 ( $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) 具有简单六方点阵。

(4)  $\text{ABO}_3$  型结构

① 钙钛矿型结构 ( $\text{CaTiO}_3$ ) 简单立方点阵。

(5)  $\text{AB}_2\text{O}_4$  型结构

尖晶石, 结构特点是:  $\text{O}^{2-}$  离子为立方密排, A 和 B 离子则填充在  $\text{O}^{2-}$  离子间隙中。典型尖晶石有  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ 。

## 5、氧化物结构的一般规律

氧离子密排。大多数简单的氧化物结构中氧离子排成面心立方、密排六方或近似密排的简单立方, 而正离子则位于八面体间隙、四面体间隙或简单立方的体心。

## 6、金属间化合物分类

① 由负电性决定的原子价化合物 (价化合物) ② 由电子浓度决定的电子化合物 ③ 原子尺寸决定的尺寸因素化合物。

## 7、正常价化合物的形成规则 (Hume-Rothery 指出)

(1) 所有金属一般都倾向于与 IVB、VB、VIB 族元素形成正常价化合物。(2) 金属的正电性越强或 B 族元素的负电性越强, 上述倾向性就越大, 而且化合物也越稳定。

## 8、电子相的特点

(1) 除贵金属外, 铁族元素也和某些 B 族元素形成电子相。(2) 价电子浓度为  $3/2$  的电子相有三种可能的结构, 即 BCC 结构 ( $\beta$ 相)、复杂立方的  $\beta$ -Mn 结构 ( $\mu$ 相) 和密排六方结构 ( $\zeta$ 相) (3) 大多数典型的电子相都出现较宽的浓度范围内。(4) 电子相的主要结合键是金属键, 具有明显的金属特性。

## 9、密排相原子排列遵从原则

(1) 空间填充原则, 原子应尽可能致密地填满空间。即应具有尽可能高的配位数 (2) 对称原则: 晶体中原子的排列应形成高对称的结构。(3) 连接原则: 具有密排结构的晶体中往往形成三维栅状连接。

## 10、间隙化合物的特性

1) 虽然原子半径比是决定结构的主要因素, 但价电子浓度因素对结构也有很大的影响。2) 虽然间隙化合物可以用一个化学式表示, 但大多数间隙化合物的成分可以在一定的范围内变化。3) 虽然间隙化合物中准金属元素的含量很高, 但

它仍具有明显的金属性质。4) 间隙化合物一般具有很高的熔点、极高的硬度和脆性。5) 间隙化合物中的结合键是混合型的 6) 某些间隙化合物具有超导性。7) 过渡族金属的硼化物和磷化物可通过快冷而成为非晶材料, 其力学和电学性能类似于钢。



**1、扩散分类:** 1) 浓度的均匀程度分 (是否发生浓度变化) ①自扩散: 不伴有浓度的变化, 与浓度梯度无关。如纯金属和均匀固溶体中晶粒长大, 驱动力为表面能的降低。原因晶界迁移时溶质和溶剂原子扩散方向相同②互扩散: 有浓度差的空间扩散, 伴有浓度变化, 异类原子相对扩散, 互相扩散。2) 按扩散方向是否与浓度梯度方向相同分: ①下坡扩散 (顺扩散): 由高浓度区向低浓度区扩散, 即是沿着浓度降低的方向扩散, 如铸锭子均匀化退火、渗碳等。②上坡扩散 (逆扩散): 低浓度区向高浓度区扩散即沿着浓度梯度升高的方向扩散。驱动力为化学位梯度。3) 按原子的扩散路径分: ①体扩散: 在晶粒内部的扩散。②表面扩散: 沿表面进行的扩散。③晶界扩散: 沿晶界进行的扩散。表面扩散和晶界扩散比体扩散速度要快。前两种情况又称为短路扩散。4) 根据扩散过程中是否出现新相分: ①原子扩散: 基体晶格不变, 没有新相产生。②反应扩散: 通过扩散使固溶体的溶质组元浓度超过固溶体极限而形成新相的过程称为反应扩散。反应扩散的特点: ①相界面处产生浓度突变②二元系的扩散层中不可能存在两相区。

**2、柯根达尔效应:** 1947 年, 柯根达尔和斯密吉加斯用实验证明了在互扩散过程中组元的扩散系数不同, 以及置换式扩散的空位机制。实验中, 在黄铜与其镀层铜中包入钼丝, 其中钼丝仅作标志物, 在整个过程中不参加扩散反应。扩散组元是铜和锌, 二者构成置换式固溶体。在置换式固溶体的扩散过程中, 放置在原始界面上的标志物朝着低熔点的方向移动, 移动距离与时间成抛物线关系。造成现象原因是: 低熔点的组元扩散快, 高熔点组元扩散慢, 于是这种不等量的原子交换造成了柯根达尔效应。

### 3、扩散微观机制

- 1) 直接换位机制的否定: 这种换位势必使交换原子对附近的晶格发生强烈的畸变, 因此此种机制存在可能性不大。
- 2) 间隙机制: 适用于间隙固溶体中间隙原子的扩散。其中发生间隙扩散的主要是间隙原子, 阵点上的原子则可以认为是不动的。C、H、N、B、O 等尺寸较小的原子在固溶体中的扩散是按照一个间隙位置跳动到近邻的另一个间隙位置的方式进行的。
- 3) 空位机制: 空位机制适用于置换式固溶体的扩散。它是 FCC 金属中扩散的主要机构, 在 BCC 和 HCP 金属、离子化合物和氧化物中, 也起重要作用。

4) 其它类型扩散机制: ①环形扩散机制: 3 个以上原子呈环形转动、循环交换位置, 其畸变能比两个原子的直接换位机制要低得多。②填隙子机制: 较大原子进入间隙位置, 如辐照后形成的缺陷, 它不是跳入另外的间隙中, 而是将其相邻近的处于平衡位置的原子推入到间隙中, 它自己则占据这个空下的平衡位置, 如此反复进行, 就会不断地发生扩散。如 Ag 在 AgBr 中的扩散。③挤列子机制: 两个原子共享一个格点。

**4、扩散系数 D 与温度的关系:**  $D=D_0e^{-Q/RT}$ 。D0 和 Q 物质的成分和结构, 与温度无关。D0 扩散常数, Q 扩散激活能。一般来说, 空位机制比间隙机制需要更大的扩散激活能。

## 5、影响扩散的因素

1) 温度的影响: 由扩散系数的表达式  $D=D_0e^{-Q/RT}$ , D0 和 Q 物质的成分和结构, 与温度无关。可知扩散系数与温度呈指数关系, T 对 D 有强烈的影响。温度越高, 原子的能量越大, 越容易迁移, 因此扩散系数越大。许多卤化物、氧化物等离子化合物的扩散系数与离子电导在某一温度会发生突变, 这反映在高于或低于这一温度受两种不同的扩散机制所控制。高温区以热缺陷引起的扩散为主, (包括弗仑克尔缺陷和肖特基缺陷) 称为本征扩散; 低温区一般以杂质产生或控制的缺陷所引起的扩散为主, 称为非本征扩散。

### 2) 成分的影响

①组元特性: 原子在点阵中扩散需要的克服能垒, 即需要部分地破坏邻近原子的结合键才能实现跃迁。微观上讲, 固溶体中组元原子的原子尺寸相差愈大, 畸变就越大, 扩散容易, 则 Q 越小, 而 D 值越大; 组元间亲合力强, 负电性相差越大, 则溶质原子扩散越难; 溶解度越小的元素扩散越容易; 对于一价贵金属 (如银) 为溶剂的合金中, 溶质元素的原子价大于溶剂, 则其激活能小于基体金属的扩散激活能; 并且溶质原子序数越大, 激活能就越小。Tm (熔点), Lm (熔化潜热), Ls (升华潜热) 越高, 或  $\kappa$  (体积膨胀系数)、 $\alpha$  (体积压缩系数) 越小, 则 Q 越大。溶质使溶剂的熔点下降, 则 D 增加, 使 B 的熔点升高, 则 D 下降。

②组元浓度: 一般扩散系数是浓度的函数, 某些元素在铜中的扩散系数与浓度成正比, Ni, Mn, C 在  $\gamma$ -Fe 中的扩散随浓度呈正比, 铁的自扩散系数随含碳量的升高而增大; 相反情况如 Au-Ni 合金中, 随着镍含量的增加,  $D, D_{Ni}, D_{Au}$  均明显降

低。实验证明, 溶质浓度对扩散系数的影响是通过  $Q$  和  $D_0$  两个参数起作用的。通常是  $Q$  值增加,  $D_0$  值也增加; 而  $Q$  值减小,  $D_0$  值也减小。

③第三组元的影响: 合金元素对碳在奥氏体中的扩散的影响如  $Co$  增加扩散系数,  $W$  和  $Mo$  降低扩散系数,  $Mn$  和  $Ni$  对扩散系数的影响不大。原因是: 改变了碳的活度; 引起点阵畸变、改变了碳原子的迁移率, 从而改变了扩散激活能; 细化晶粒, 增加了短路扩散的通道; 合金元素使空位浓度改变, 由于短程交互作用, 改变了杂质近邻原子的跃迁几率等。硅对碳在钢中的影响是: 使碳从低碳浓度区向高浓度区流动, 发生上坡扩散。这种现象原因是由于硅增加了碳的活度, 从而增加了碳的化学位。

### 3) 晶体结构的影响

①结构的类型: 在致密度较小的结构中, 无论是自扩散还是合金元素的扩散都易于进行。②固溶体类型: 置换式原子的扩散激活能比间隙原子大得多。③各向异性: 对称性较低、原子和间隙位置的排列呈各向异性的晶体中, 扩散速率也是各向异性。对称性较高的立方晶系中, 扩散系数各向同性。

4) 短路扩散: 扩散沿着表面、界面、位错等缺陷部位进行。温度较低时, 短路扩散起主要作用; 温度较高时, 点阵内部扩散起主要作用。温度较低且一定时, 晶粒越细扩散系数越大, 这是短路扩散在起作用。一般来说, 表面扩散系数最大, 其次是晶界扩散系数, 而点阵扩散系数最小。①表面扩散②晶界扩散: 具有结构敏感性, 在一定温度下, 晶粒越小, 晶界扩散越显著; 晶界扩散与晶粒位向、晶界结构有关, 其扩散深度与晶界两侧晶粒间的位相差有关,  $\theta$  在  $10^\circ$  至  $80^\circ$  之间, 晶界上的扩散深度大于晶粒内部,  $\theta=45^\circ$  时出现最大值。③过饱和空位及位错的影响: 对较低的温度下扩散起很大作用, 使扩散速率显著提高。

**6、二元系中扩散区不存在双相区的相律解释:**  $f=c-p+2$  式中, 由于压力及扩散温度是一事实上的, 故应去掉两个自由度的数目, 此时  $f=c-p$ 。在单相时,  $f=2-1=1$ , 说明该相的浓度是可以改变的, 因此, 在扩散过程中可以有浓度梯度, 即扩散过程是可以发生。然而若出现平衡共存的双相区,  $f=2-2=0$ , 意味着每一相的浓度均不能改变, 说明在此双相区中不存在浓度梯度, 扩散在此区域不能发生。

### 7、固态金属扩散的条件

1) 温度足够高: 固态扩散是依靠原子的热激活而进行的过程。温度越高, 原子



热振动越激烈,原子被热激活而进行迁移的几率就越大,低于一定温度,表面不出物质输送的宏观效果,如同扩散被“冻结”一样。

2) 时间要足够长

3) 扩散原子要固溶: 扩散原子在基体中必须有一定的固溶度,能够溶入基体晶格,形成固溶体,才能进行固态扩散。

4) 扩散要有驱动力: 扩散的驱动力不是浓度,而是化学位梯度。此外在温度梯度、应力梯度、表面自由能差、以及电场和磁场的作用下,也可以引起扩散。

**8、固态烧结:**热力学角度,烧结而导至材料致密化的基本驱动力是表面、界面的减少从而系统表面、界面能的下降。从动力学角度,要通过各种复杂的扩散传质过程。





### 1、为什么结晶温度一定要低于理论结晶温度?

由热力学知: 状态自由能:  $G=H-TS$ ,  $dG=VdP-SdT$ , 等压条件下,  $dP=0$ , 固  $dG=-SdT$  或者  $dG/dT=-S$ 。由于液态  $S_L > S_S$ , 固液相自由能下降的快, 所以只有当温度低于  $T_m$  时, 固态金属的自由能才低于液态金属的自由能, 液态金属才能自发地转变为固态金属。如果温度高于  $T_m$ , 液态金属不能转变为固态。固态和液态两相自由能的变化之差构成了金属结晶的驱动力。

### 2、为什么金属结晶时必须过冷?

要获得结晶过程所必需的驱动力, 一定要实际结晶温度低于理论结晶温度, 这样才能满足结晶的热力学条件。过冷度越大, 液、固两相自由能差值越大, 即相变驱动力越大, 结晶速度越快。

### 3、结晶凝固过程包括: 晶体核心的形成和晶核长大。

4、金属凝固时形核方式: ①均匀形核: 金属液体中依靠自身的结构均匀自发地形成核心②不均匀形核: 依靠外来夹杂物所提供的异相界面非自发不均匀地形成核。

5、形核率: 单位时间单位体积液相中形成的晶核数目, 以  $N$  表示, 单位为  $\text{cm}^{-3}/\text{s}$ 。受两个因素控制: 一方面是随着过冷度的增加, 晶核的临界半径和形核功减小, 易于形核; 另一方面临界形核或晶核长大, 必须伴随着原子向晶核迁移, 即受扩散能力影响。

因此形核率可用下式表示:  $N=N_1N_2$   $N_1$  受形核功的影响的形核率因子,  $N_2$  受原子扩散能力影响的形核因子

两者共同作用, 使  $N$  曲线出现了极大值, 开始时形核率随过冷度的增加而增大, 当超过极大值后, 形核率又随过冷度的增加而减小。

实际金属形核率  $N \propto e^{-1/\Delta T^2}$ , 在达到极大值之前金属已凝固完全了。 $r^*$  与  $r$  的过冷度关系曲线相交于  $\Delta T^*$  处, 小于  $\Delta T^*$  时, 液相中不存在具有  $r^*$  大小的原子集团, 因而不能形核, 大于  $\Delta T^*$  时, 液相中存在满足  $r^*$  尺寸要求, 而发生均匀形核。 $\Delta T^*$  叫临界过冷度, 也叫有效过冷度。有效过冷度大约等于  $0.2T_m(K)$ 。

### 6、非均匀形核的形核率决定因素

1) 过冷度: 过冷度越大, 非均匀形核率也越大, 与均匀形核对比, 相同的形核

功，非均匀形核需要更小的过冷度；相同的过冷度，需要更低的形核功。

2) 外来夹杂：①夹杂特性： $\theta$ 越小，形核率越大，夹杂与固体晶核间的界面张力越小，提供大的形核率。有两类夹杂具有低的界面张力，可作为非均匀形核的基底，提供大的形核率，一类是同晶或活性夹杂，与固相具有相同的晶体结构；另一类是非同晶的难熔活化夹杂，其凹孔处包含难熔的同晶固相，可作为形核的基底。②夹杂基底表面形态：形态不同，形成临界晶核的体积不同，凹形基底的夹杂形成临界晶核的体积最小，形核率大。③夹杂数量：数量越多，非均匀形核率越大。

3) 液体金属的过热：当液体温度过热，可使难熔夹杂熔化或是使其表面的活性去除，失去活化夹杂的特性减少活性夹杂数量。形核率下降。

## 7、液体中的温度分布

1) 正温度梯度：液相的结晶从冷却最快、温度最低的部位（模壁）开始。液体中心有较高的温度，液相的热量和结晶潜热沿已结晶的固相和模壁散失，因而界面前沿液体的过冷度随离开界面距离增大而降低，液体内部是过热的。

2) 负温度梯度：极缓慢的冷却条件下，液体内部温度分布比较均匀，冷到一定过冷度下，液中某些能量有利区形成晶核并长大，长大放出潜热，使液固界面处温度高于液体内部，而出现随离开界面的距离增加，液体的过冷度增大，液体处于过冷状态。

## 8、晶体的宏观长大方式

1) 平面方式长大：液体具有正温度梯度分布情况下，晶体以平界面方式推移长大。

2) 树枝状方式长大：液体具有负温度梯度的条件下，界面上偶然凸起将伸入过冷的液体，液体有更大的过冷度，有利于晶体长大和凝固潜热的散失，从而形成枝晶的一级轴，一个枝晶的形成，其潜热使邻近液体温度升高，过冷度降低因此类似的枝晶只在相邻一事实上间距的界面上形成，相互平行分布。在一次枝晶处的温度比枝晶间温度要高，这种负温度梯度使一级轴上双长出二级轴分枝，以及多级的分枝。枝晶生长的最后阶段，由于凝固潜热，使枝晶周围的液体温度升高到熔点以上，液体中出现正温度梯度，此时晶体依靠平界面方式推进，直至枝晶间隙全部填满。

## 9、晶体微观长大方式和长大速率（与界面结构有关）

1) 具有粗糙界面的物质（垂直长大机制）：界面有 50%的空位，可以接受原子，故液体中的原子可以单个进入空位界面沿其法线方向垂直推移，晶体连续向液相生长，即连续长大，长大速率与过冷度呈正比： $G1=K1 \cdot \Delta T$ 。大多数金属采用这种生长方式，最快的生长速度。

2) 光滑界面晶体的长大（二维晶核长大机制）：以均匀形核的方式在晶体学小平面界面上形成一个原子层厚的二维晶核，与原界面间出现台阶，个别原子可在台阶上填充，使二维晶核侧向生长，当该层填满后，再在新的界面上形成新的二维晶核，如此反复。长大速率取决于二维晶核的形核率， $G2=K2e^{-B/\Delta T}$ 。过冷度增加，长大速率增加当过冷度很大时，长大速率接近粗糙界面的连续长大速率。

螺旋长大方式（螺型位错长大机制）：光滑界面存在螺位错的露头，该界面成为螺旋面，形成台阶，原子附着台阶上使晶体长大。其速率与过冷度关系：

$G1=K3 \cdot \Delta T^2$ ，长大速率低于连续长大，过冷度大，螺位错多，生长速度快。

## 10、宏观与微观长大方式综合

正温度梯度下：宏观以平面方式生长，微观粗糙界面以连续生长方式，微观光滑界面以二维晶核生长方式；金属型粗糙微观界面有光滑或平直宏观界面，平整型光滑微观界面有曲折的小平面状宏观界面。

负温度梯度下：微观粗糙界面以树枝状方式生长，微观光滑界面也有树枝状长大的倾向。

**11、区域熔炼**：以感应加热的方法将金属逐步熔化，金属棒从一端到另一端进行局部熔化，凝固过程也随之逐步进行。熔化区从开始端到终端，杂质元素就富集于终端，重复移动多次，金属棒纯度大大提高。

**12、成分过冷**：由于在不平衡凝固时，液相中溶质分布不均匀，在正温度梯度下，也会引起过冷，这种由于成分不均匀引起的过冷叫成分过冷。产生成分过冷的条件：液相中低的温度梯度，大的凝固速度和高的溶质浓度。

## 13、晶体中的偏析

1) 宏观偏析：在不存在成分过冷，晶体以平面方式生长，先结晶部分溶质浓度低，后结晶部分溶质浓度高，晶体宏观各区成分不均匀。

2) 胞状偏析：有小的成分过冷，晶体以胞状方式生长时，先结晶的胞状凸出部

分, 溶质含量低, 被排出的溶质, 向周围扩散, 在侧向富集, 最后结晶, 因而胞晶内部溶质浓度低, 胞界部位富集溶质, 形成胞状偏析。

3) 树枝状偏析: 当成分过冷很大, 晶体以树枝状方式生长时, 先结晶的枝晶主干部分溶质含量低, 后结晶的枝晶外围部分富集溶质, 形成树枝状偏析。

#### 14、两相共晶体的长大

金属与金属组成的共晶具有典型形态。二金属具有相接近的过冷度和长大方式, 形成规则的层片状或杆状共晶。金属与非金属组成的共晶具有非典型形态。非金属具有光滑界面, 长大靠二维晶核方式, 故二者组成相的生长不同, 金属晶体领先, 非金属晶体滞后, 领先相形成树枝状、鱼骨状、弯曲状, 滞后生长的非金属填补金属未占据的间隙, 最后形成非典型形态的共晶组织。

#### 15、铸锭三区的形成

1) 表面细晶区: 是与模壁接触的液体薄层在强烈过冷的条件下结晶而形成的。温度较低的模壁有强烈的吸热和散热作用, 使靠近模壁的一薄层液体具有极大地过冷度, 加上模壁及其上的杂质可以作为非均匀形核的基底, 因此过冷液体可以产生大量的晶核, 并可以树枝状向各个不同方向长大, 因而形成细小、等轴的晶粒。由于晶核数量很多, 相邻的晶粒很快相遇, 加上结晶区结晶快, 放的潜热来不及散失, 而使液固界面的温度急剧升高, 使细晶区很快停止, 得到一层很薄的细晶区壳层。(表层细晶区形核数目决定于模壁的形核能力及模壁处所能达到的过冷度大小。后者依赖于铸锭模的表面温度、铸锭模的热传导能力和浇注温度等因素。)

2) 柱状晶区: 细晶区形成以后, 模壁温度升高, 散热减慢, 液体冷速降低, 过冷度减小, 不再生核, 细晶区中生长速度快的晶体可沿垂直模壁的散热反方向发展, 其侧向生长因相互干扰而受阻, 因而开成一级主轴发达的柱状晶, 具有较大生长速度的柱状晶的晶体学方向在面心和体心立方晶体中是 $\langle 100 \rangle$ , 在密排六方晶体中为 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 。

3) 中心等轴晶区: 柱状晶长大中, 铸锭温度升高, 中心液体温度逐渐降低至熔点以下, 达到一定的过冷度, 或者, 对合金铸锭, 由于结晶固相中排出溶质原子, 使液相富集溶质原子, 产生成分过冷。在中心区的过液体中, 依靠外来夹杂、浇注时流动冲刷到中心区的细晶区小晶体、重熔脱落飘移至中心液体中的柱状晶枝

晶等可以非均匀形核, 这些晶核在过冷液体中的生长没有方向性, 而形成等轴晶体。

## 16、铸锭组织的控制

1) 影响晶粒大小的因素: 晶粒大小指等轴晶的大小和柱状晶的粗细。

①冷却速度: 冷却速度大, 过冷度大, 形核率增加, 晶粒变细。②变质处理: 实际铸锭凝固, 主要依靠非均匀形核, 人为加入形核剂可增加非自发晶核的形核数目, 这种处理称为变质处理, 形核剂称为变质剂。常用的变质剂有高熔点的金属和化合物, 如铝合金中加入 Ti, Nb 和 TiC, 铜合金中加入 Fe, 低合金中加入 Ti, Al, 碳化物。③加热温度: 金属熔化后加热温度叫作过热。对晶粒大小有重要的影响, 一方面过热可使作为非自发形核基底的夹杂熔化, 降低形核率, 另一方面能促使液态金属过冷, 增大过冷度, 形核率增加。锭模冷却能力不大时, 过热起减小自发形核的作用, 晶粒变粗; 锭模冷却能力大, 液体量不多, 过热促进过冷的作用, 晶粒细化。④液体金属的振动: 增加晶核的数目, 细化晶粒。

2) 影响晶区分布的因素: 晶区分布指柱状晶区和等轴晶区的分布 (取决于散热方向, 单向散热柱晶发达, 各向散热形成等轴晶区)。

①冷却强度: 强度大, 形成大的温度梯度, 引起发达的柱状晶。②液体金属的过热: 过热, 增大内外温度差和温度梯度加强了单向散热, 不易形成等轴晶, 延长了柱状晶生长。③外来夹杂或变质剂: 易形成等轴晶, 柱状晶区缩短。

总: 液体金属过热得到粗而长的柱晶, 加大锭模冷速发展细而长的柱晶, 锭模预热得到粗大的等轴晶, 添加变质剂发展细小的等轴晶。



## 1、冷变金属加热时组织变化

回复阶段: 显微组织几乎看不出变化, 晶粒仍保持伸长的纤维状;

再结晶阶段: 变形的晶粒内部开始出现新的小晶粒, 随着时间的延长, 新晶粒不断出现并长大, 这个过程一直进行到塑性变形后的纤维状晶粒完全改组为新的等轴晶粒。

晶粒长大阶段: 新的晶粒逐步相互吞并而长大, 晶粒长大到一个较为稳定的尺寸。

## 2、变形金属加热时储存能及内应力的变化

加热进程中, 原子具备了足够活动能力, 将向能量较低的平衡位置迁移, 内应力得以松弛, 储存逐渐能释放出来。回复阶段大部或全部第一类内应力可以得以消除, 第二类或第三类内应力只能消除一部分, 经再结晶后, 内应力可完全消除。

## 3、机械性能变化

回复阶段, 硬度、强度略有下降, 塑性有所提高, 但变化很小。再结晶阶段硬度与强度显著下降, 塑性大大提高。推知: 回复阶段位错密度减小有限, 再结晶阶段位错密度显著下降。

## 4、其它性能变化

回复、再结晶时电阻变化都较显著。加热温度升高, 电阻不断下降。(原因电阻与点缺陷有关, 点缺陷引起的晶格畸变使电子产生散射, 比位错散射作用强烈。可知回复阶段点缺陷密度显著降低, 金属密度不断增加, 应力腐蚀倾向减小。

亚晶粒尺寸, 回复阶段的前期, 变化不大, 后期, 接近再结晶温度时, 亚晶粒尺寸显著增大。

## 5、回复过程的特征

- 1) 回复过程中组织不发生变化, 仍保持变形状态伸长的晶粒;
- 2) 回复过程中使变形引起的宏观第一应力全部消除, 微观第二应力大部消除。
- 3) 回复过程中一般力学性能变化不大, 强度、硬度仅稍有降低, 塑性稍有提高, 某些物理性能有较大的变化, 电阻率显著降低, 密度增大。
- 4) 变形储能在回复阶段部分释放。

## 6、回复过程的机制

回复过程分为: 低温回复、中温回复、高温回复



1) 低温回复 ( $0.1 \sim 0.3T_mK$ ): 与空位变化有关, 变形中, 形成过饱和的空位, 低温回复时过饱和的空位消失, 空位的消失是由于空位与位错、晶界、间隙原子以及空位本身结合、交互作用的结果。空位消失, 物理性能如电阻率显著降低, 密度增大, 而对力学性能影响不大。

2) 中温回复 ( $0.3 \sim 0.5T_mK$ ): 中温回复涉及异号位错的对消和位错密度的变化。同一滑移面上的异号位错在热激活作用下, 相互吸引, 会聚而消失。不在同一滑移面上的异号刃型位错则通过空位凝聚消除半原子面或空位逃逸制造半原子面而消失。密排六方单晶体力学性能回复大, 而对面心或体心立方回复时力学性能回复小。

3) 高温回复 ( $>0.5T_mK$ ): 主要机制是多边形化。因原始变形状态位错组态不同, 多边形化分为稳定多边形化和再结晶前多边形化。

稳定多边形化在同号刃型位错沿滑移面上塞积而导致点阵弯曲的晶体中发生, 回复过程中发生位错的运动和重排, 位错由沿滑移面的水平排列转变为沿垂直滑移面的排列, 形成位错壁, 组成亚晶界, 亚晶界将弯曲变形晶体分割成具有低界面曲率、小角位向差的小晶块, 即形成亚晶。稳定多边形化驱动力是来自位错应变能的降低。稳定多边形化的过程分三个阶段: ①单个位错的攀移和滑移, 形成亚晶界。②亚晶界合并形成 Y 结点, 是多边形化的进一步发展。亚晶界的合并通过位错的滑移和攀移。③Y 结点移动, 亚晶长大, 完成多边形化。

再结晶前的多边形化是在变形后具有位错胞结构的晶体中发生, 变形后位错分布不是均匀的, 而是塞积在位错胞壁, 当加热发生多边形化过程时, 通过螺位错的交叉滑移和刃位错的攀移, 引起位错的重新分布和部分消失以及位错胞壁的平直化, 形成具有相当高曲率较平直的亚晶界。

小变形下不形成位错胞结构, 发生稳定多边形化; 大变形下, 形成位错胞结构, 回复中发生再结晶前多边形化。稳定多边形化结构稳定, 亚晶界不易迁移, 不能成为再结晶的核心, 并且释放储能, 降低驱动力阻碍以后的再结晶。而再结晶前多边形化所形成的亚晶, 具有高的迁移率, 因而可成为再结晶核心而促进再结晶过程。

有利于多边形化过程的因素: 较高的温度 (易于原子扩散和位的攀移)、高的金属的纯度和高的层错能。

## 7、再结晶过程的特征

- 1) 组织发生变化，由冷变形的伸长晶粒变为新的等轴晶粒。
- 2) 力学性能发生急剧变化，强度、硬度急剧降低，塑性提高，恢复至变形前状态。
- 3) 变形储能在再结晶过程中全部释放。三类应力消除，位错密度降低。

## 8、再结晶过程机制

再结晶过程新晶粒的形成是通过生核和核心长大两个基本过程。

### 1)晶界凸出形核

当预先变形量较小时,再结晶是在原晶界处生核。多晶体的变形具有不均匀性,不同晶粒的变形不同,变形大的晶粒具有高的位错密度,变形小的晶粒位错密度低。不同变形程度和位错密度的两个晶粒被晶界所分开,在一定能量条件下,局部毗邻低位错密度区的晶界 AB 段,可以扩张至高位错密度的晶粒,晶界扫过区域,位错密度头小,能量降低,成为低畸变或无畸变区,经一定时间,晶界扫过形成的低畸变区达到一定尺寸,即成为稳定的再结晶核心。

形成再结晶核心的条件是:当晶界扩展时能量可以降低。晶界弓出生核的实质是晶界的迁移。扩展的能量条件是:  $R > 2\gamma/\Delta E S$ 。稳定再结晶核心的临界尺寸为:弓出晶界最小的曲率半径  $R^* > 2\gamma/\Delta E S$ 。相应再结晶核心为半球形。在晶界弓出至半球形以前的扩张阶段即为形核孕育期。

### 2) 亚晶转动、聚合形核

当预先形变量较大或材料层错能较高时,再结晶形核采取亚晶转动、聚合的方式,通过再结晶前多边形化,形成较小的亚晶,亚晶界曲率不大,不易迁移但某些亚晶界中位错可通过攀移和交滑移而迁出,使亚晶界消失,相邻亚晶转动,位向接近而聚合成为更大的亚晶,消失的位错进入邻近的亚晶界中,使与周围亚界位向差增大,当小角亚晶界转变有大角晶界,并达到形核的临界尺寸时,即成为再结晶核心,亚晶转动聚合形核机制。

### 3) 亚晶界迁移、亚晶长大形核

当形变量大或材料层错能较低时,再结晶核心也是在再结晶前多边形化所产生的无应变较大亚晶的基础上形成的。由于变形大,位错密度高,亚晶界曲率大,易于迁移。亚晶界迁移中清除并吸收其扫过相邻亚晶的位错,使亚晶界获得更多位

错, 与相邻亚晶取向差增大 变为大角晶界, 当大角晶面达到临界曲率半径。便成为稳定再结晶核心。

### 9、影响形核率因素

- 1) 变形程度: 预先变形量越大,  $N$  越大。变形程度大, 储能增大, 临界尺寸减小, 形核数多。
- 2) 材料纯度: 材料纯度低, 杂质原子多, 对形核率有两方面影响: 一方面阻碍变形, 使变形储能增大, 增加形核率; 另一方面因杂质原子在界面处偏聚, 阻碍形核时的界面迁移以及杂质原子钉扎位错阻碍位错攀移和亚晶的长大, 使再结晶核心不容易形成, 而降低形核率。
- 3) 晶粒大小: 晶粒细小, 增大变形阻力, 相同变形量下, 位错塞积、畸变区增多, 变形储能增高; 另外细晶晶界面积大, 生核区域多, 这两个因素均使形核率增大。
- 4) 温度: 温度升高, 位错攀移容易, 亚晶界容易迁移长大, 亚晶也容易转动、聚合发展成为再结晶核心, 从而使形核率增大。

### 10、影响再结晶温度的因素

- 1) 预先变形程度: 金属的变形程度增大, 冷变形储能增加, 使形核率和长大速度都老大, 再结晶容易发生, 故再结晶温度降低。变形量增大到一定程度, 再结晶温度基本稳定, 变化不大。
- 2) 杂质和微量元素: 微量溶质原子, 可提高再结晶温度材料越纯, 再结晶温度越低。
- 3) 原始晶粒大小: 原始晶粒细小, 晶界增多, 提供更多的有利生核的区域, 此外, 细晶粒金属有更大的形变抗力, 相同变形度下, 变形储能高, 再结晶驱动力大。因此, 细晶粒容易发生再结晶, 使再结晶温度降低。
- 4) 退火时间: 随退火时间增加, 再结晶温度下降。
- 5) 第二相粒子: 第二相粒子存在即可促进又可阻碍再结晶。促进时再结晶温度低, 阻碍时再结晶温度高。促进作用是因为第二相粒子阻碍位错运动, 引起位错塞积, 增加位错密度和变形储能, 使再结晶驱动力增大。阻碍作用是因为加热再结晶退火时, 第二相粒子的存大会阻碍位错重排构成亚晶界并发展成大角晶界的再结晶生核过程, 和阻碍大角晶界迁移的再结晶核心长大过程。当第二相粒子直

径和间距较大时促进作用主导作用；当第二相粒子直径和间距较小时，阻碍作用主导。

### 11、影响再结晶后晶粒大小的因素

- 1) 预先变形程度：临界变形度是刚刚开始得以发生再结晶并形成粗大晶粒的变形度。变形量增大，晶粒变细。
- 2) 退火温度：对晶粒大小只有较弱的影响。
- 3) 原始晶粒大小：原始晶粒细小，得到较小细小的新晶粒。
- 4) 微量溶质原子（杂质原子）：微量溶质原子存大提高变形抗力，并阻碍界面迁移，因而再结晶后得到较小的晶粒。

### 12、影响晶粒长大因素（影响界面迁移率的速度）

- 1) 温度：温度影响界面迁移速度，温度越高，界面迁移速度越大，因而晶粒长大速度也越快。
- 2) 时间：正常晶粒长大时，一定温度下，平均晶粒直径随保温时间的平方根而增大。
- 3) 第二相粒子：第二相粒子对界面迁移有约束力，阻碍界面迁移、晶粒长大。粒子尺寸越小，粒子的体积分数越大，极限的平均晶粒尺寸也越小。
- 4) 表面热蚀沟：金属在高温下长时间加热时，晶界与表面相交处为达到表面张力间的相互平衡，以趋向于热力稳定状态，将会通过表面原子的扩散过程形成热蚀沟。
- 5) 相邻晶粒的位向差：晶界的界面能与相邻晶粒间的位向差有关，小角度晶界的界面能小于大角度晶界，固小角度的移动速度小于后者。

**13、金属的热变形：**金属在再结晶温度以上进行的加工、变形。热变形的实质是变形中形变硬化和动态软化同时进行的过程，形变硬化为动态软化所抵消，因而不显示加工硬化作用。

### 14、热变形引起组织、性能的变化

#### 1) 改善铸造状态的组织缺陷

铸造材料的某些缺陷（如气、疏松）在热变形时左部分可被焊合，使组织致密性增加，铸态粗大的柱状晶通过变形和再结晶被破坏，形成细小的等轴晶；铸态组织中的偏析通过热变形中的高温加热和变形使原子扩散加速而减少或消除。其结

果使材料的致密性和机械性有所提高,因此材料经热变形后较铸态有较佳的机械性能。

## 2) 热变形形成流线, 出现各向异性

铸态组织中夹杂物一般沿晶界分布,热加工时晶粒变形,晶界夹杂物也承受变形,塑性夹杂被拉长,脆性夹杂被打碎成链状,都沿变形方向分布,晶粒发生再结晶,形成不同于铸态的新的等轴晶粒,而夹杂仍沿变形方向呈现纤维状分布,这种夹杂的分布叫流线。由一条条流线勾划出来的组织,叫纤维组织。流线形成使金属的机械性能出现各向异性,沿纵向取样,钢材料机械性能高,而横向机械性能差。

## 3) 带状组织的形成

复相合金中的各个相,在热加工时沿着变形方向交替地呈带状分布,称为带状组织。如热变形后亚共析钢中的铁素体和珠光体成条带状分布。

亚共析钢中条带组织形成的原因有两种,一是在两相区温度范围内变形,铁素体沿奥氏体晶界析出后变形伸长,再结晶后奥氏体与铁素体变形成等轴晶粒,但其分布成条带状;另一情况是铸锭中存在着偏析元素和夹杂,变形后夹杂物形成流线,可作为冷却时铁素体析出的核心,使铁素体与珠光体成条带状分布,微观分析可看到铁素体中夹杂的存在。

防止带状组织:一是不在两相区变形,二是减少夹杂元素含量,三是采用高温扩散退火,消除元素偏析。

## 4) 热变形冷却后的晶粒变化

采用低的变形终止温度、大的最终变形量和快的冷却速度,可得到细小晶粒,加入微量合金元素,阻碍热变形发生的静态再结晶和晶粒长大。



**1、马氏体相变:** 马氏体相变是无扩散相变, 相变过程中只有晶格的改变而没有成分改变; 新相总是沿一定晶体学面形成, 且与母相之间有严格的取向关系, 靠切变维持共格联系。

## 2、马氏体相变基体特性

### 1) 无扩散性

马氏体的均匀切变形成方式说明, 原子之间的相对位移不超过一个原子间距, 所以不存在溶剂原子的自扩散。同时溶质原子也不可能扩散, 原因有马氏体可以在相当低的温度下形成; 马氏体相变速度相当地快; 马氏体相变前后的化学成分没有改变。

### 2) 马氏体相变是点阵畸变式转变, 有其特点结构, 是低温亚稳相

马氏体是正方点阵。钢中的马氏体是碳在 $\alpha$ -Fe 中的过饱和固溶体。碳在 BCC 的八面体间隙中。

### 3) 伴随马氏体相变的宏观变形——浮凸效应

表面浮突: 在预先抛光的试样表面出现浮凸或倾动。马氏体是以均匀切变方式形成的: 均匀切变——晶格原子间的相对位移是相同的; 切变形成的马氏体与母相之间保持共格关系, 界面上的原子归两相共有; 在新相长大时, 原子作有规律的迁移而不改变界面的共格状态。

### 4) 在马氏体相变过程中存在宏观不畸变面——惯析面

马氏体在母相奥氏体特定晶面上形成的, 这个晶面称为 **habit plane**, 为马氏体与基体所共有。惯习面是一个宏观上无畸变、无转动、半共格的、具有高度活动性的相间界。以母相晶面指数来表示。

钢中马氏体的关系面:

$C\% < 0.4\%$  ——  $\{111\}_{\gamma}$  ;

$0.5\% < C\% < 1.4\%$  ——  $\{225\}_{\gamma}$  ;

$C\% > 1.4\%$  ——  $\{259\}_{\gamma}$

随着马氏体形成温度降低, 惯习面趋于向高指数变化。

### 5) 在基体点阵和马氏体点阵之间一般存在着确定的位向关系

K-S (Kurdjumov-Sachs) 关系

第一次在 1.4%C 的钢中测出:



$$\{111\}\gamma // \{110\}\alpha' \quad \langle 110 \rangle \gamma // \langle 111 \rangle \alpha' \quad (\langle 110 \rangle \gamma // \langle 111 \rangle \alpha')$$

每个奥氏体 $\{111\}$ 晶面上有 6 个 $\langle 110 \rangle$ 晶向, 共有 4 个奥氏体 $\{111\}$ 面, 所以, K-S 关系共有 24 种可能的马氏体取向。

#### B) 西山关系 (Nishiyama) 关系

在 Fe-30%Ni 合金中低温形成马氏体具有的关系:

$$\{111\}\gamma // \{110\}\alpha' \quad \langle 112 \rangle \gamma // \langle 110 \rangle \alpha'$$

在每个 $\{111\}\gamma$ 面上有 3 种可能取向, 所以共有 12 种可能的马氏体取向。

与 K-S 关系相比: 晶面关系相同, 晶向之间相差  $5^\circ 16'$ 。

#### C) G-T (Greninger-Troiaon) 关系

精确测量了一种 Fe-C-Ni 合金, 发现 K-S 关系存在偏差:

$$\{111\}\gamma // \{110\}\alpha' \text{ 差 } 1^\circ \quad \langle 110 \rangle \gamma // \langle 111 \rangle \alpha' \text{ 差 } 2^\circ$$

注意: 有些教科书不承认 G-T 关系。

#### 6) 一个板条或透镜状的马氏体通常具有内部结构

板条马氏体显微组织: 一个原始奥氏体晶粒可以形成几个位向不同的晶区, 一个晶区有时又可被几个马氏体板条束所分割, 每个马氏体板条束由排列成束状的细长的板条所组成。马氏体束之间以大角度晶界分开, 板条束内的很多平行排列的细长的马氏体板条晶之间以小角度晶界分开。板条马氏体内有大量的位错, 这些位错分布不均匀, 形成胞状结构, 称为位错胞。板条马氏体又称为位错马氏体。透镜马氏体在光学显微镜下呈针状或竹叶状。马氏体片不相平行, 在奥氏体晶粒内, 第一片马氏体贯穿整个奥氏体晶粒, 以此形成的马氏体受限制。透镜马氏体亚结构为孪晶, 厚度为 5nm 左右。故又称孪晶马氏体。

#### 7) 马氏体相界

马氏体相界是包含位错的半共格界面。

#### 8) 马氏体有一定的起始相变温度 $M_s$ 和一定的终了相变温度 $M_f$

马氏体转变开始于  $M_s$  点, 终止于  $M_f$  点。其间, 马氏体的量与转变速度无关, 而与转变温度有关: 温度越低, 马氏体量越多。

钢中马氏体转变具有不完全性, 即使到达  $M_f$  也不能转变为 100% 的马氏体, 存在“残余奥氏体 (retained austenite)”。如果  $M_f$  在室温以下, 淬火后会得到相当数量的残余奥氏体, 一般进行冷处理。

含碳量越大,  $M_s$ ,  $M_f$  越低; 除 Co, Al 以外, 所有合金元素都降低, 但效果不如碳显著。

#### 9) 奥氏体的热稳定化

淬火时因缓慢冷却或在冷却过程中停留引起奥氏体稳定性提高, 而使马氏体转变迟滞的现象。

#### 10) 塑性变形对马氏体相变的影响

#### 11) 马氏体逆转变

马氏体转变可逆性: 把马氏体以足够快的速度加热时, 马氏体可以不分解而直接转变为高温相。

注意: 马氏体在不发生分解时转变为高温相才算作“逆转变”。

已经发现有逆转变的合金有: Fe-Ni, Fe-Mn, Cu-Al, Cu-Au, In-Tl, Au-Cd, Ni-Ti 等, 碳钢中马氏体加热时极易分解, 尚未观察到可逆转变。

逆相变也存在开始和终了温度  $A_s$ 、 $A_f$ 。

#### 12) 热弹性马氏体及伪弹性

#### 13) 形状记忆效应

就其本质而言发生马氏体相变的合金形变后, 被加热到逆相变终了温度以上, 使低温的马氏体逆变为高温母相而恢复到形变前固有的形状, 或在随后的冷却过程中, 通过内部弹性能的释放又返回到马氏体形状的现象。

**3、BCC 塑性不如 FCC 晶体原因:** BCC 晶体的滑移方向不及面心立方多, 同时其滑移面上的原子密排程度也比面心立方金属低, 因此它的滑移面间距较小, 原子间结合力较大, 必须在较大的应力作用下才能开始滑移。

#### 4、Schmid 定律

作用在滑移面上的沿着滑移方向的分切应力为:

$$\tau = F \cos \lambda / (A_0 / \cos \varphi) = (F / A_0) \cdot \cos \lambda \cos \varphi = \sigma \cos \lambda \cos \varphi = \sigma \mu$$

$\sigma$  拉伸应力,  $\mu$  取向因子或 Schmid 因子。  $\varphi$  拉力和滑移面法线  $n$  的夹角,  $\lambda$  为  $F$  和滑移  $b$  的夹角。

Schmid 用同种材料但取向不同的单晶试验发现, 尽管  $\mu$  不同, 但开始滑移的分切应力都相同。晶体开始滑移所需的分切应力是:  $\tau = \sigma \mu = \tau_C$   $\tau_C$  称为临界分切应力, 它是个材料常数。

单晶体没确定的屈服极限, 因为单晶体开始塑性变形时 $\tau_C$  是一定的, 因而拉应力 $\sigma$ 并不是一个常数。它取决于单晶体的位向 $\sigma=\tau/\mu$ , 将 $\mu$ 值大的位向称为软位向,  $\mu$ 值小的位向称为硬位向。

### 5、孪生的特点

1) 孪生不改变晶体结构。2) 孪晶与基体的位向不同, 二者的位向关系是确定的。3) 孪生时, 平行于孪生面的同一层原子的位移均相同, 位移量正比于该层到孪生面的距离。相邻两层原子的相对位移为  $1/6[112]$ 。4) 孪生时堆垛次序的变化: 孪晶内部是连续的堆垛层错结构。5) 孪晶界面能: 孪晶-基体界面上的原子处于较高的能量状态, 这种比内部原子高出的能量就是孪晶的界面能。孪晶的界面能很小。

### 滑移和孪生的比较

#### (1) 相同方面

- 1) 从宏观上看, 二者都是晶体在剪应力作用下发生的均匀剪应变形。
- 2) 从微观上看, 二者都是晶体范性形变的基本方式, 是晶体的一部分相对于另一部分沿一定的晶面和晶向平移。
- 3) 二者都不改变晶体结构。
- 4) 从变形机制看, 二者都是晶体中位错运动的结果。

#### (2) 不同方面

- 1) 滑移不改变位向, 即晶体中已滑移部分和未滑移部分的位向相同。孪生改变位向, 即已孪生部分和未孪生部分的位向不同, 而且两部分具有特定的位向关系-对称关系。
- 2) 滑移时原子的位移是沿滑移方向的原子间距的整数倍, 而且在一个滑移面上的总位移往往很大。但孪生时原子的位移小于孪生方向原子间距。
- 3) 滑移时只要晶体有足够的塑性, 切变 $\gamma$ 可以为任意值。但孪生时切变 $\gamma$ 是一个确定值, 且一般都较小。滑移可以对晶体的塑性变形有很大的贡献, 而孪生对塑性变形的直接贡献非常有限。但孪生的引起位向改变, 可以诱发滑移。
- 4) 虽然宏观上看, 滑移和孪生都是均匀切变, 但从微观上看, 孪生比滑移变形更均匀, 因为在孪生时每相邻两层平行于孪生面的原子层都发生同样大小的相对位移。

- 5) 滑移过程比较平缓，因而相应的拉伸曲线比较光滑、连续。孪生往往是突然发生的，甚至可以听见急促的响声。
- 6) 滑移和孪生发生的条件往往不同。晶体的对称度越低，越容易发生孪生。变形温度低，加载速率越高，也越容易发生孪生。
- 7) 滑移有确定的临界分切应力，而孪生是否也存在着确定的临界分切应力无实验证据，但一般来说，引起孪生所需的分切应力往往高于滑移的临界分切应力。
- 8) 滑移是全位错运动的结果，孪生则是分位错运动的结果。

## 6、多晶体范性变形的一般特点

一是各晶粒变形的不同时性，即各晶粒变形有先有后，不是同时进行；二是各晶粒变形的相互协调性。面心立方金属的滑移系多，各个晶粒的变形彼此协调得好，因此多晶体金属表现出良好的塑性。而密排六方金属的滑移系少，很难使晶粒的变形彼此协调，所以它们的塑性差。三是多晶体的塑性变形也具有不均匀性，由于晶界及晶粒位向不同的影响，各个晶粒的变形是不均匀的。

## 7、晶界在多晶体范性变形中的作用

- 1) 协调作用：多晶体作为一个整体，各个晶粒的变形不能是任意的，而必须是相互协调，否则在晶界处就会开裂。协调变形的要求，是晶界处变形必须连续，亦即两个相邻的晶粒在晶界处的变形必须相同。
- 2) 障碍作用：低温或室温变形时，由于晶界比晶粒强，故滑移主要在晶粒内进行。它不可能穿过晶界而在相邻晶粒内进行，晶界阻碍了滑移。另一方面，由于晶界内大量缺陷的应力场，使晶粒内部滑移更困难。
- 3) 促进作用：在高温下变形时，由于晶界比晶粒弱，故除了晶粒内滑移外，相邻两个晶粒还会沿着晶界发生相对滑动，此称为晶界滑动。晶界滑动往往伴随着晶界迁移。所谓晶界迁移就是一个晶粒内的原子通过扩散向另一个晶粒定向移动，造成晶界从一个位置迁移到另一个位置。
- 4) 起裂作用：一方面，由于晶界阻碍滑移，此处往往应力集中；另一方面，由于杂质和脆性，第二相往往优先分布于晶界，使晶界变脆；这样，变形过程中裂纹往往起源于晶界。

## 8、影响金属韧性、塑性和断裂的因素

- 1) 温度：温度对金属的韧性和脆性有很大的影响。温度越高，韧性越好；温度

越低则越脆。但和金属的结构密切相关。面心立方金属 2 低温也有一定的塑性，而对称性低的金属，特别是体心立方金属则只有在较高的温度才发生韧性断裂。在中间某一温度范围出现由韧性到脆性的转变。这个温度范围就称为“韧性-脆性转变温度范围”，即韧脆性转变温度。

2) 应力状态:  $\sigma_{\max}/\tau_{\max}$  越大，应力状态越硬， $\sigma_{\max}/\tau_{\max}$  越小，应力状态越软。应力状态越硬，越易发生脆性断裂；应力状态越软，易发生韧性断裂。故金属在弯曲时比拉伸时更容易发生脆性断裂，扭转时容易发生韧性断裂。

3) 加载速率（应变速率）

加载速率对金属的塑性变形和断裂行为不如温度和应力状态那样大，而且仅限于体心立方和密排六方金属，面心立方对加载速率不敏感。应变速率越高，塑性变形受到限制，容易发生脆性断裂。

4) 交变应力

发生疲劳断裂或疲劳破坏，断裂前没有明显的塑性变形，属于脆性断裂。

5) 环境和介质

①腐蚀脆化②辐照脆化：材料经过高能粒子照射后会变脆。

6) 加工方式：不同的加工方式会产生不同的组织，从而在某些方向上出现脆性。

7) 晶体结构：FCC 金属具有很高的塑性，而 BCC、HCP 金属的塑性较差，容易发生脆性断裂。一般来说，晶体的对称度越低或结构越复杂，金属就越脆。

8) 成分和组织

金属越纯，塑性越好。为了提高金属强度而加入的合金元素往往降低金属的塑性。

9) 晶粒度：细化晶粒不仅可提高金属的强度，同时还可以提高其韧性。前者是因为晶界阻碍滑移，后者是因为晶界不仅阻碍裂纹的扩展，而且随着晶粒数量的增多，在每一晶界处应力集中更小了。可以降低韧-脆转变温度。

## 9、塑性变形对金属组织和性能的影响

1) 塑性变形对组织组织的影响

①显微组织的变化:当变形量很大时，晶粒呈现出一片如纤维状的条纹，称为显微组织。②亚结构细化。③变形组织：多晶体在塑性变形时也伴随着晶体的转动过程，当变形量很大时，多晶体中原为任意取向的各个晶粒会逐渐调整其取向而彼此趋于一致。这种由于塑性变形的结果而使晶粒具有择优取向的组织。丝织



构, 拉拔时形成; 板织构, 轧制时形成。

## 2) 塑性变形对金属性能的影响

①加工硬化: 塑性变形过程中, 金属内部的组织变化, 金属的机械性能发生显著的变化, 即随着变形度的增大, 金属强度、硬度增加, 而塑性、韧性下降。②其它性能的影响: 电阻率增加, 导磁率、磁饱和度下降。宏观上看缺陷减少, 密度增加。

## 3) 残余应力

①第一类内应力 (宏观内应力): 由于物体各部分的不均匀变形所引起的。它是整个物体范围内处于平衡的力。②第二类内应力 (微观内应力): 晶粒或亚晶粒变形不均匀而引起的, 它是在晶粒或亚晶粒范围内处于平衡的力。③点阵畸变 (第三类内应力): 塑性变形使金属内部产生大量的位错和空位, 使点阵中的一部分原子偏离其平衡位置, 造成点阵畸变。点阵畸变所产生的内应力作用范围很小, 只在晶界、滑移面等附近不多的原子范围内维持平衡。使金属的强度硬度升高, 而塑性和抗腐蚀能力下降。





## 1、晶体中缺陷分类

1) 点缺陷: 如果在任何方向上缺陷区的尺寸都远小于晶体或晶粒的线度, 因而可以忽略不计, 那么变种缺陷就称为点缺陷。如空位、间隙原子等。

2) 线缺陷: 如果在某一方向上的缺陷区的尺寸可以与晶体或晶粒的线度相比拟, 而在其它方向上的尺寸相对于晶体或晶粒线度可以忽略不计, 那么这种缺陷就称为线缺陷。如位错。

3) 面缺陷: 如果在共面和各方向上缺陷区的尺寸可以与晶体或晶粒的线度相比拟, 而在穿过该面的任何方向上缺陷的尺寸都远小于晶体或晶粒的线度, 那么这种缺陷就称为面缺陷。

4) 体缺陷: 如果在任决方向上缺陷区的尺寸都可以和晶体与晶粒的线度相比拟, 那么这种缺陷就称为体缺陷。如亚结构、沉淀相、气泡等。

## 2、过饱和点缺陷的形成

1) 淬火: 低温下仍保留高温时的空位浓度。

2) 冷加工: 位错交割所开成的割阶发生攀移。

3) 辐照: 高能粒子辐照时, 金属点阵上的原子将被击出。

## 3、点缺陷对性能的影响

主要影响晶体的物理性质, 如比容、比热容和电阻率等。

比容: 如晶体内部产生空位, 需将该处的原子移到晶体表面上的新原子位置, 晶体何种增加。

比热容: 形成点缺陷需要向晶体提供附加的能量。因而引起附加的比热容。

电阻率: 金属的电阻来源于离子对传导电子的散射。完整的晶体一中, 电子基本上是在均匀的电场中运动, 有缺陷的晶体, 缺陷区点阵的周期性破坏, 电场急剧变化, 因而对电子产生强烈散射, 导致晶体的电阻率增大。

点缺陷还会影响其它物理性质, 如扩散系数、内耗等。在碱金属的卤化物晶体中, 由于杂质或过多 的金属离子等缺陷对可见光的选择性吸收, 会使晶体呈现色彩, 此点缺陷称为色心。

点缺陷对金属力学性能影响不大, 但大量的点缺陷和挤塞子, 会引起晶体显著硬化和脆化。这种现象称为辐照硬化。

4、刃型位错: 位错线垂直于滑移方向。正刃型位错: 附加半原子面位于滑移面

上方; 负刃型位错: 附加半原子面位于滑移面下方。两者无本质的差别。

基本特征: ①刃型位错是由一个多余半原子面所形成的线缺陷。②位错滑移矢量垂直于位错线, 而滑移面是位错线和滑移矢量所构成的唯一平面。③刃型位错的形状可以是直线, 折线和曲线。④晶体中产生刃型位错时, 其周围点阵产生弹性畸变, 使晶体处于受力状态, 如正刃型位错, 滑移面上方原子受到压应力, 下方原子受到拉应力。

5、螺型位错: 位错线平行于滑移方向。分为左旋和右旋。左旋和右旋螺位错是有本质差别的。

基本特征: ①是原子错排成轴对称的一种缺陷。②位错线与滑移矢量相平行, 因此位错线只能是直线。③螺型位错线的移动方向与晶体滑移方向、应力矢量相垂直。

## 6、位错的基本几何性质

1) 位错是晶体中的线缺陷, 实质上是一条细长的管状缺陷区, 区内的原子严重地错排。

2) 位错可以看成是局部滑移或局部位错区的边界。

3) 柏氏矢量是表征位错的最重要的参量。

4) 位错线必须是连续的。起止于晶体表面或形成封闭回路。

5) 单独讨论位错线的正向或柏氏矢量的正向是没有意义的。为了表示位错的性质, 需要按述规则人为地规定位错线和柏氏矢量的正向, 规则是: 对于刃位错,  $\mathbf{l} \times \mathbf{b}$  指向附加的半原子面; 对于螺位错,  $\mathbf{l} \parallel \mathbf{b}$  为右旋,  $\mathbf{l} \parallel (-\mathbf{b})$  为左旋。

6) 最重要的性质是它的守恒性, 即流向某一结点的位错线的柏氏矢量之和等于流出该结点的位错线的柏氏矢量之和。

### 7) 位错的运动

①运动方式: 刃型位错只能滑移, 不能攀移。螺型位错只能滑移, 不能攀移。混合位错可以滑移, 也可以一面滑移, 一面攀移。②运动面: 滑移面是由  $\mathbf{l}$  和  $\mathbf{b}$  决定的面。对刃型位错和螺型是唯一的, 螺型位错则不唯一, 包含位错线的任何平面都可以是滑移面。③运动方向: 不论滑移、攀移或是即滑移又攀移, 位错线的运动方向是垂直于位错线。④运动量: 不论位错作何种运动, 当位错扫过单位面积的运动时, 运动面两边的晶体的平均相对位移量为  $\mathbf{b}/A$ , 这里  $A$  是整个运动面

的面积。⑤位错的运动方向  $v$ 、晶体各部分的位移方向  $V$  和外应力  $\sigma_{ij}$  的关系,  $v$ 、 $V$  的关系由  $\mathbf{l} \times \mathbf{b}$  规则确定。⑥位错线的密度是单位体积晶体中位错线的总长度。

7、明显屈服现象: 体心立方金属在拉伸时存在一个明显的、确定的屈服极限  $\sigma_{yu}$ , 在拉伸应力小于  $\sigma_{yu}$  时完全完全是弹性变形,  $\sigma$ - $\varepsilon$  成直线; 而在  $\sigma = \sigma_{yu}$  时发生明显的塑性变形, 且维持变形的拉应力迅速减至  $\sigma_{yl}$ 。

发生的原因: 在于在这些金属中由间隙式元素(如碳、氮、氧等)原子形成的柯氏气团将位错牢牢地钉扎住, 因而在  $\sigma < \sigma_{yu}$  时位错不能起动, 因而不发生塑性变形。只有当  $\sigma = \sigma_{yu}$  时, 应力才足以使位错从柯氏气团中“脱钉”而变开“自由”位错。它的运动便产生塑性变形。显然脱钉后的“自由”位错在较低的应力下便可运动, 故屈服极限下降至  $\sigma_{yl}$ 。

8、应变时效原因: 金属在第一次拉伸到塑性变形后, 位错已经脱钉。此时若卸载立即进行第二次拉伸, 则由于间隙原子来不及扩散到位错上, 位错仍处于脱钉状态, 故在较低的应力下就开始滑移, 因而屈服强度为  $\sigma_{yl}$ 。但是如果卸载后放置了很长的时间再拉伸, 则由于间隙原子已扩散到位错线上重新钉扎, 因而随后拉伸时又出现明显屈服现象。屈服极限又升高到  $\sigma_{yu}$ 。

9、位错反应: 几个位错合成一个新位错或由一个位错分解为几个新位错的过程。

位错反应的条件: 1) 几何条件: 新位错柏氏矢量之和等于老位错的柏氏矢量之和。

2) 能量条件: 新位错的总能量应该不大于老位错的总能量。位错的弹性能:  $E_{el} = \alpha G b^2$ 。

10、晶体的实际强度为什么会远低理论强度?

实际晶体的塑性变形是通过局部滑移进行的, 故所加外力仅需破坏局部滑移面两边原子结合键, 而此局部区域是有缺陷的区域, 此处原子本来就处于亚稳定状态, 只需很低的外应力就能离开平衡位置, 发生局部滑移。

11、晶体为什么会加工硬化?

晶体在塑性变形过程中位错密度不断增加, 使弹性应力场不断增大, 位错间的交互作用不断增加, 因而位错的运动越来越困难。具体地说, 引起晶体加工硬化的机制有: 位错的塞积、位错的交割(形成不易或不能滑移的割阶、或形成复杂的位错缠结。)位错的反应(形成不易滑移的定位置错)、易开动位错的位错不断消

更多考研咨询请关注材料人考学微信公众号：cailairoencollege

耗。



### 1、细化晶粒对金属材料的力学性能有何影响？有哪些途径可以细化晶粒？

细化晶粒可以提高韧性,有助于防止脆性断裂发生,可以降低脆性转化温度,提高材料使用范围,在低强度钢中,利用细化晶粒来提高屈服强度有明显效果。

细化途径:(1)改变结晶过程中的凝固条件,尽量增加冷却速度,另一方面调节合金成分以提高液体金属过冷能力,使形核率增加,进而获得细化的初生晶粒。

(2)进行塑性变形时严格控制随后的回复和再结晶过程以获得细小的晶粒组织。

(3)利用固溶体的过饱和分解或粉末烧结等方法,在合金中产生弥散分布的第二相以控制基体组织的晶粒长大。(4)通过同素异形转变的多次反复快速加热冷却的热循环处理来细化晶粒。

### 2、为什么晶体的滑移通常在密排晶面并沿密排晶向进行？

晶体滑移的实质是位错在滑移面上运动的结果,位错运动的点阵阻力为:

$$\tau_{P-N} = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left[-\frac{2\pi d}{(1-\nu)b}\right],$$

位错运动的点阵阻力越小,位错运动越容易,从公

式中可以看出,d值越大、b值越小,位错运动的点阵阻力越小。d为晶面间距,密排面的晶面间距最大;b为柏氏矢量,密排方向的柏氏矢量最小。所以,晶体的滑移通常在密排晶面并沿密排晶向进行。

### 3、晶界具有哪些特性？

①晶界的能量较高,具有自发长大和使界面平直化,以减少晶界总面积的趋势;②原子在晶界上的扩散速度高于晶内,熔点较低;③相变时新相优先在晶界出形核;④晶界处易于发生杂质或溶质原子的富集或偏聚;⑤晶界易于腐蚀和氧化;⑥常温下晶界可以阻止位错的运动,提高材料的强度。

### 4、简述位错与塑性、强度之间的关系。

位错:晶体中原子的排列在一定范围内发生有规律错动的一种特殊结构组态。

晶体塑性变形的方式有滑移和孪晶,多数都以滑移方式进行。滑移的本质就是位错在滑移面上的运动,大量位错滑移的结果造成了晶体的宏观塑性变形。

位错滑移的结果造成了晶体的宏观塑性变形,使材料发生屈服,位错越容易滑移,强度越低,因此增加位错移动的阻力,可以提高材料的强度。溶质原子造成晶格畸变还可以与位错相互作用形成柯氏气团,都增加位错移动的摩擦阻力,使强度提高。晶界、相界可以阻止位错的滑移,提高材料的强度。所以细化晶粒、



第二相弥散分布可以提高强度。

5、影响再结晶的主要因素有哪些?

①再结晶退火温度:退火温度越高(保温时间一定时),再结晶后的晶粒越粗大;  
②冷变形量:一般冷变形量越大,完成再结晶的温度越低,变形量达到一定程度后,完成再结晶的温度趋于恒定;③原始晶粒尺寸:原始晶粒越细,再结晶晶粒也越细;④微量溶质与杂质原子,一般均起细化晶粒的作用;⑤第二相粒子,粗大的第二相粒子有利于再结晶,弥散分布的细小的第二相粒子不利于再结晶;⑥形变温度,形变温度越高,再结晶温度越高,晶粒粗化;⑦加热速度,加热速度过快或过慢,都可能使再结晶温度升高。

6、论述间隙原子、置换原子、位错、晶界对材料力学性能的影响。

间隙原子、置换原子与位错相互作用形成柯氏气团,柯氏气团增加位错移动的阻力;溶质原子造成晶格畸变,增加位错移动的摩擦阻力,使强度提高,这就是固溶强化的机理。晶界越多,晶粒越细,根据霍尔—配奇关系式 $\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ 晶粒的平均直径  $d$  越小,材料的屈服强度 $\sigma_s$ 越高。晶粒越细小,晶粒内部和晶界附近的应变度差越小变形越均匀,因应力集中引起的开裂的机会也越小,塑性越好。晶粒越细小,应力集中越小,不易产生裂纹,晶界越多,易使裂纹扩展方向发生变化,裂纹不易传播,所以韧性就好。

位错密度越高,则位错运动时越易发生相互交割,形成割阶,造成位错缠结等位错运动的障碍,给继续塑性变形造成困难,从而提高金属的强度。根据公式 $\Delta\sigma = abG\rho^{1/2}$ ,位错密度( $\rho$ )越大,强化效果越显著。

7、固溶体与金属化合物有何异同点?

相同点:都具有金属的特性;

不同点:结构不同,固溶体的结构与溶剂的相同,金属化合物的结构不同于任一组元;键合方式不同,固溶体为金属键,金属化合物为金属键、共价键、离子键混合键;性能不同,固溶体的塑性好、强度、硬度低,金属化合物,硬度高、熔点高、脆性大;在材料中的作用不同固溶体多为材料的基体,金属化合物为强化相。