

## 2002 年金属学原理答案

一.

体心立方:  $n=2$ ,  $R=a\sqrt{3}/4$ ,  $CN=8$ ,  $\eta=0.68$  密排面 $\{110\}$  密排方向 $\langle 111 \rangle$

面心立方:  $n=4$ ,  $R=a\sqrt{2}/4$ ,  $CN=12$ ,  $\eta=0.74$ , 密排面 $\{111\}$  密排方向 $\langle 110 \rangle$

二.

**固溶强化:** 固溶体的硬度、强度往往高于各组元, 而塑性较低的现象

**间隙固溶体强化效果更强。**

**影响因素:**

a. 溶质原子的浓度越高, 固溶强化的作用越大。

b. 溶质与基体金属的原子尺寸相差越大, 单位浓度溶质原子所引起的点阵畸变越严重, 固溶强化效果也就越显著。

c. 间隙型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果, 且由于间隙原子在体心立方中的点阵畸变属于非对称性的, 故其强化作用大于面心立方晶体的; 但是间隙原子的固溶度很有限, 因此实际的强化效果也有限

d. 溶质与基体金属的价电子数相差越大固溶强化作用越强, 即固溶体的屈服强度随着合金电子浓度的增加而提高。

e. 固溶体的有序化是使原子处于低能量的配置状态, 但有序固溶体滑移时原子排列受到扰动, 系统的能量将要升高, 因此变形抗力必然增加。

三.

**扩散的微观机制:**

(1) 间隙机制: 在间隙固溶体中, 溶质原子从一个间隙未知跳到另外一个间隙位置的扩散。碳, 氮氢等小的间隙原子更容易采用间隙机制扩散

(2) 空位机制: 晶体中存在着空位。纯金属中的自扩散和置换固溶体中的扩散就是通过原子与空位交换位置实现的。这种扩散方式称为空位机制. 大多数情况下原子扩散是借助空位机制实现的。

(3) 交换机制, 需要的激活能较大, 一般较少

(4) 晶界相界面位错等缺陷处的扩散, 扩散速率较晶内大得多

**影响因素:**

a. 温度, 温度是影响扩散速率最主要的因素, 温度越高, 原子热激活能量越大, 越易发生迁移

b. 固溶体类型, 间隙固溶体的扩散激活能比置换固溶体的小, 更易扩散

c. 晶体结构, 体心立方结构的致密度较小, 原子更易迁移

d. 晶体缺陷, 位错晶界表面对原子扩散起着快速通道的作用

e. 化学成分, 熔点高的金属自扩散激活能大, 杂质对组元的扩散也有影响

f. 应力的作用, 应力可以提供原子扩散的驱动力

四. ①由于相变阻力大, 相变的过冷度一般很大

②固态相变都非自发形核

③晶体缺陷对固态相变形核、生长及固态相变组织和性能具有决定性影响

④新相与母相间往往存在严格的晶体学取向过程⑤相变历程复杂，往往晶粒溶质偏析—过渡相析出—稳定相析出等一系列历程。

## 五. 滑移和孪晶

①孪晶变形是晶体整体的均匀切变，相邻晶面间位移小于一个原子间距，原子间位邻关系不免；滑移，滑移量为原子间距整数倍，位邻关系不变

②孪晶变形本身变形量很小，对变形的贡献在于改变晶体取向，使原来处于硬取向方向的晶体转向可滑移的软取向方向；滑移变形量几乎不受限制，可以很大

③孪晶变形后在晶体表面形成表面浮凸或表面倾侧；滑移只在晶体表面留下滑移变形痕迹

④孪晶变形后在晶体内部晶体取向改变，在内部留下变形痕迹；滑移不改变晶体取向，在晶体内部没有变形痕迹，但位错、空位等晶体缺陷密度增加。

## 六.

(1) **刃形位错的基本特征：**刃形位错有一个额外的半原子面；刃形位错可理解为晶体中已滑移区和未滑移区的边界线；滑移面必定是同时包含有位错线和滑移矢量的平面，滑移面唯一，在其他面上不能滑移；位错周围的点阵发生弹性畸变，既有切应变又有正应变；在位错线周围的过渡区每个原子具有较大的平均能量；位错线与滑移方向垂直即柏氏矢量与位错线垂直；刃形位错的形状可以是直线或者曲线。

**刃形位错运动特点：**1.滑移在平行于滑移面的平面上施加垂直于位错线的切应力。2.攀移，垂直于滑移面的运动。

**螺形位错的基本特征：**螺形位错无额外的半原子面，原子错排呈轴对称的；螺形位错线与柏氏矢量平行因此螺形位错的形状一定是直线，而且位错线的移动方向与晶体的滑移方向垂直；纯螺形位错滑移面不是唯一的；螺形位错周围的点阵也发生弹性畸变，但是只有平行于位错线的切应变而无正应变，因此不会引起体积膨胀或收缩；螺形位错周围的点阵畸变随离位错线距离的增加而急剧下降；位错线与滑移线方向平行即柏氏矢量与位错线平行。

**螺形位错运动特点：**1.在含有位错线的任何密排面上都可能进行滑移，易发生交滑移。2.不发生攀移。

(2) 塑性变形：晶体内部位错不断运动、晶体内部位错不断增殖、位错不断逸出晶体表面并在晶体表面产生永久变形台阶的过程！

(3) 几何条件： $\frac{a}{2}[\bar{1}10] \neq \frac{a}{6}[121] + \frac{a}{6}[211]$ ，不满足，故不能发生反应。

## 七.

(1) 见课件

(2) 组织组成：珠光体+  $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$

$$W(P) = \frac{0.85 - 0.77}{0.85 - 0.0218} = 9.66\%$$

$$W(Fe_3C_{II}) = \frac{0.77 - 0.0218}{0.85 - 0.0218} = 90.34\%$$

相组成:  $\alpha + Fe_3C$

$$W(\alpha) = \frac{6.69 - 0.85}{6.69 - 0.0218} = 87.58\%$$

$$W(Fe_3C) = \frac{0.85 - 0.0218}{6.69 - 0.0218} = 12.42\%$$

八.

#### 组织结构变化:

- a 晶粒拉长 : 形成显微组织、带状组织
- b 晶体转动与拉长: 产生变形织构、性能各向异性
- c 晶体内部位错密度、孪晶密度、空位浓度急剧提高, 形成各种位错亚结构
- d 晶格常数增加
- e 某些金属可能产生应变诱发相变

#### 力学、物理及化学性能

- a 力学性能      加工硬化—强度显著提高、塑性显著降低; 晶格严重畸变—产生较高的残余应力
- b 物理性能      密度降低、电阻增加、导热性降低
- c 化学性能      耐蚀性降低

九.

1.

(1) **凝固偏析**是指在合金凝固过程中所产生的固态化学成分分布不均匀的现象

(2) **凝固偏析包括宏观偏析和微观偏析两种**

**偏析产生的原理:**合金铸件在不同程度上均存在着偏析, 这是由合金结晶过程的特点决定的。一个合金试棒从一端以平直界面进行定向凝固时, 沿着试棒的长度方向会产生显著的偏析, 当合金的平衡分配系数  $k_0 < 1$  时, 先结晶部分含溶质少后结晶部分含溶质多。但是, 合金铸件的液固界面前沿的液体中通常存在着成分过冷, 界面大多数为树枝状, 这会改变偏析的形式。当树枝状的界面向液相延伸时, 溶质将沿着纵向和侧向析出, 纵向的溶质输送会引起平行枝晶轴方向的宏观偏析, 而横向的溶质输送会引起垂直于枝晶方向的显微偏析。

(3) **凝固偏析的消除:**

**平衡凝固:** 无偏析;

**细化晶粒,** 使晶粒细小偏析不明显;

**快速凝固,** 使溶质来不及分配;

**均匀化退火消除**

2.

屈服强度： $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-\frac{1}{2}}$ ， $d$  为多晶体中各晶粒平均直径。机理：由于晶界上点阵畸变严重，晶界两侧的晶粒取向不同，因而在晶粒中的滑移的位错不能直接进入第二晶粒，要使第二晶粒产生滑移，就必须增大外加应力，以启动第二晶粒中的位错源动作。因此对于多晶体而言，外加应力必须大至足以激发大量晶粒中的位错源动作，产生滑移，才能引起宏观的塑性变形。而且晶粒细化使晶界出应力集中，从而使开始滑动的应力增大，即屈服强度增高。