

• 全国硕士研究生入学考试专业课讲义 •

西安理工大学

《816材料科学基础》习题解析

主讲老师：杨虎



关注考试点官方微博：

<http://weibo.com/kaoshidian>

意见及建议也可发送邮件至：service@kaoshidian.com



客服电话请拨打：

400-6885-365

周一至周日：8:00-24:00

第 1 讲

第一章 材料的结构

1.1 锆(Zr, Zirconium)具有 HCP 结构, 密度为 6.51 g/cm^3 , $M_{\text{Zr}} = 91.22 \text{ g/mol}$

(a) 计算晶胞体积;

(b) 如果 c/a 为 1.593, 计算 c 和 a 。

$$\rho_a = \frac{\rho_m \cdot N_0}{M} = \frac{(6.51 \cdot 10^{-21}) \cdot 6.023 \cdot 10^{23}}{91.22} = 42.984 \text{ nm}^{-3}$$

$$V_c = n/\rho_a = \frac{6}{42.984} = 0.12959 \text{ nm}^3 = 139.59 \text{ \AA}^3$$

$$V_c = \left(\frac{3\sqrt{3}}{2}a^2 \cdot c\right) = \left(\frac{3\sqrt{3}}{2}a^2 \cdot 1.593a\right) = 0.13959$$

$$a = 0.3202 \text{ nm}$$

$$c = 1.593a = 0.5102 \text{ nm}$$

1.2 铑(Rh, Rhodium)的原子半径为 0.1345 nm , 密度为 12.41 g/cm^3 。判定其晶体结构属于 FCC, 还是 BCC? $M_{\text{Rh}} = 102.91 \text{ g/mol}$ 。

$$\rho_a = \frac{\rho_m \cdot N_0}{M} = \frac{(12.41 \cdot 10^{-21}) \cdot 6.023 \cdot 10^{23}}{102.91} = 72.63 \text{ nm}^{-3}$$

IF FCC

if BCC

$$a = \frac{4R}{\sqrt{2}}$$

$$a = \frac{4R}{\sqrt{3}}$$

$$V_c = a^3 \left(\frac{4R}{\sqrt{2}}\right)^3 = \left(\frac{4}{\sqrt{2}} \cdot 0.1345\right)^3 = 0.0551 \text{ nm}^3$$

$$V_c = a^3 \left(\frac{4R}{\sqrt{3}}\right)^3 = \left(\frac{4}{\sqrt{3}} \cdot 0.1345\right)^3$$

$$\rho_a = \frac{n}{V_c} = \frac{4}{\left(\frac{4R}{\sqrt{2}}\right)^3} = \frac{4 \cdot 2\sqrt{2}}{(4 \cdot 0.1345)^3} = 72.65 \text{ nm}^{-3}$$

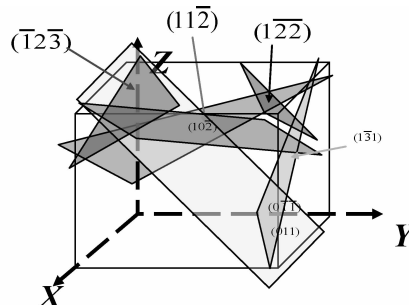
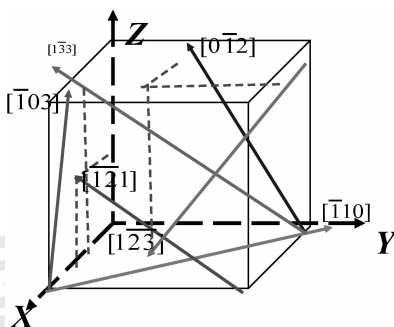
$$\rho_a = \frac{n}{V_c} = \frac{2}{\left(\frac{4R}{\sqrt{3}}\right)^3} = \frac{2 \cdot 3\sqrt{3}}{(4 \cdot 0.1345)^3} = 66.74 \text{ nm}^{-3}$$

1.3 在立方晶胞中画出下列晶向:

$$[\bar{1}10]; [\bar{1}\bar{2}1]; [0\bar{1}2]; [1, \bar{3}3]; [1, \bar{2}\bar{3}]; [\bar{1}03].$$

1.4 在立方晶胞中画出下列晶面:

$$(0\bar{1}\bar{1}); (11\bar{2}); (10\bar{2}); (1\bar{3}1); (1\bar{2}\bar{2}); (\bar{1}2\bar{3}).$$



1.5 确定 FCC - 铂(Platinum, Pt)的(113)晶面的一级衍射角(即 $n=1$), 其中 $R_p=0.183\text{nm}$, X 射线波长为 0.1542nm 。

$$a = 4R/\sqrt{2} = 0.5176\text{nm}$$

$$d_{(113)} = \frac{a}{\sqrt{(h^2 + k^2 + l^2)}} = \frac{0.5176}{\sqrt{1^2 + 1^2 + 3^2}} = 0.1561\text{nm}$$

$$\theta = \arcsin(\lambda/2d) = \arcsin(0.154/2/0.1561) = 29.6^\circ$$

1.6 说明原子结构和晶体结构的差别。

原子结构是指原子在空间中的排列,也可指原子本身的结构(电子云、质子中子之类);

晶体结构是指原子(或分子或离子)按照晶体方式的排列,一般指周期方式。

1.7 一个面心立方紧密堆积的金属晶体,其原子量为 M ,密度是 8.94g/cm^3 。试计算其晶格常数和原子间距。

解:根据密度定义,晶格常数

$$a_0 = \sqrt[3]{4M/(6.023 \times 10^{23} \times 8.94)} = 0.906 \times 10^{-8} M^{1/3}(\text{cm}) = 0.0906 M^{1/3}(\text{nm})$$

$$\text{原子间距} = 2r = 2 \times (\sqrt{2}a/4) = 0.0906 M^{1/3} / \sqrt{2} = 0.0641 M^{1/3}(\text{nm})$$

1.8 试根据原子半径 R 计算面心立方晶胞、体心立方晶胞的体积。

$$\text{解:面心立方晶胞: } V = a_0^3 = (2\sqrt{2}R)^3 = 16\sqrt{2}R^3$$

$$\text{体心立方晶胞: } V = a_0^3 = (4R/\sqrt{3})^3 = 64/3\sqrt{3}R^3$$

1.9 试述晶态、非晶态、准晶、多晶和单晶的特征性质。

解:晶态固体材料中的原子有规律的周期性排列,或称为长程有序。非晶态固体材料中的原子不是长程有序地排列,但在几个原子的范围内保持着有序性,或称为短程有序。准晶态是介于晶态和非晶态之间的固体材料,其特点是原子有序排列,但不具有平移周期性。

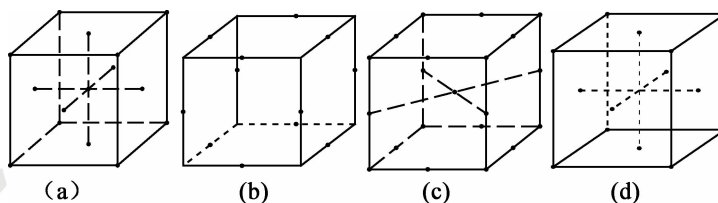
另外,晶体又分为单晶体和多晶体:整块晶体内原子排列的规律完全一致的晶体称为单晶体;而多晶体则是由许多取向不同的单晶体颗粒无规则堆积而成的。

1.10 晶格点阵与实际晶体有何区别和联系?

解:晶体点阵是一种数学抽象,其中的格点代表基元中某个原子的位置或基元质心的位置,也可以是基元中任意一个等价的点。当晶格点阵中的格点被具体的基元代替后才形成实际的晶体结构。晶格点阵与实际晶体结构的关系可总结为:

晶格点阵 + 基元 = 实际晶体结构

1.11 图 1.34 所示的点阵是布拉菲点阵(格子)吗?为什么?如果是,指明它属于那类布拉菲格子?如果不是,请说明这种复式格子的布拉菲格子属哪类?



(a)“面心+体心”立方;(b)“边心”立方;

(c)“边心+体心”立方;(d)面心四方

解:(a)“面心+体心”立方不是布拉菲格子。

从“面心+体心”立方体的任一顶角上的格点看,与它最邻近的有 12 个格点;从面心任一点看来,与它最邻近的也是 12 个格点;但是从体心那点来看,与它最邻近的有 6 个格点,所以顶角、面心的格点与体心的格点所处的几何环境不同,即不满足所有格点完全等价的条件,因此不是布拉菲格子,而是复式格子,此复式格子属于简立方布拉菲格子。

(b)“边心”立方不是布拉菲格子。

从“边心”立方体竖直边心任一点来看,与它最邻近的点子有八个;从“边心”立方体水平边心任一点来看,与它最邻近的点子也有八个。虽然两者最邻近的点数相同,距离相等,但他们各自具有不同的排列。竖直边心点的最邻近的点子处于相互平行、横放的两个平面上,而水平边心点的最邻近的点子处于相互平行、竖放的两个平面上,显然这两种点所处的几何环境不同,即不满足所有格点完全等价的条件,因此不是布拉菲格子,而是复式格子,此复式格子属于简立方布拉菲格子。

(c)“边心+体心”立方不是布拉菲格子。

从“边心+体心”立方任一顶点来看,与它最邻近的点子有 6 个;从边心任一点来看,与它最邻近的点子有 2 个;从体心点来看,与它最邻近的点子有 12 个。显然这三种点所处的几何环境不同,因而也不是布拉菲格子,而是属于复式格子,此复式格子属于简立方布拉菲格子。

(d)“面心四方”

从“面心四方”任一顶点来看,与它最邻近的点子有 4 个,次最邻近点子有 8 个;从“面心四方”任一面心点来看,与它最邻近的点子有 4 个,次最邻近点子有 8 个,并且在空间的排列位置与顶点的相同,即所有格点完全等价,因此“面心四方”格子是布拉菲格子,它属于体心四方布拉菲格子。

1.12 为什么说晶面指数($h_1h_2h_3$)和 Miller 指数(hkl)都能反映一个平行晶面族的方向?

解:晶面指数($h_1h_2h_3$)是以固体物理学晶胞的基矢 a_1 、 a_2 、 a_3 为坐标轴来表示面指数的,而 Miller 指数(hkl)是以结晶学晶胞的基矢 a 、 b 、 c 为坐标轴来表示面指数的,但它们都是以平行晶面族在坐标轴上的截距的倒数来表示的,而这三个截距的倒数之比就等于晶面族的法线与三个基矢的夹角余弦之比,从而反映了一个平行晶面族的方向。

1.13 各类晶体的配位数(最近邻原子数)是多少?

解:7 种典型的晶体结构的配位数如下表所示:

晶体结构	配位数	晶体结构	配位数
面心立方 六角密积	12	氯化钠型结构	6
体心立方	8	氯化铯型结构	8
简立方	6	金刚石型结构	4

第2讲

第二章 晶体缺陷

2.1 在 CaF_2 晶体中, Frankel 缺陷形成能为 2.8eV , Schottky 缺陷的生成能为 5.5eV , 计算在 25°C 和 1600°C 时热缺陷的浓度?

解:由题可知, Frankel 缺陷形成能 $<$ Schottky 缺陷的生成能

由 $\frac{n}{N} = \exp\left(\frac{-E}{2KT}\right)$ 知,

Frankel 缺陷浓度高,因而是主要的。

在 298K 时, $\frac{n}{N} = \exp\left(\frac{-2.8 \times 1.602 \times 10^{-19}}{2 \times 1.38 \times 10^{-23} \times 298}\right) = 2.06 \times 10^{-24}$

在 1873K 时, $\frac{n}{N} = \exp\left(\frac{-2.8 \times 1.602 \times 10^{-19}}{2 \times 1.38 \times 10^{-23} \times 1873}\right) = 1.70 \times 10^{-4}$

2.2 填空题

晶体产生 Frankel 缺陷时,晶体体积_____,晶体度_____;而有 Schottky 缺陷时,晶体体积_____,晶体密度_____。一般说离子晶体中正、负离子半径相差不大时,_____是主要的;两种离子半径相差大时,_____是主要的。

不变 不变 变大 变小 Schottky 缺陷 Frankel 缺陷

2.3 已知位错环 ABCD 的柏氏矢量为 b , 外应力为 τ 和 σ , 求:

- (1) 位错环的各边分别是什么位错?
- (2) 设想在晶体中怎样才能得到这个位错?
- (3) 在足够大的切应力 τ 作用下, 位错环将如何运动?

解:(1) 根据位错线与柏氏矢量关系判断:

\perp 为刃型位错 (BC , DA)

再根据右手定则确定正负:

(令顺时针方向为位错环线的正方向)

DA 负刃型位错 BC 正刃型位错

$//$ 为螺型位错 (AB , CD)

再根据规定确定左右:

CD 左螺型位错 AB 右螺型位错

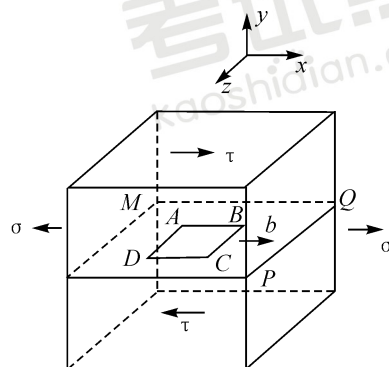
(2) 设想在晶体中怎样才能得到这个位错?

解:设想在完整晶体中有一个贯穿晶体上下表面的正四棱柱, 它和滑移面 $MNPQ$ 交于 $ABCD$ 。

现让 $ABCD$ 上部的柱体相对于下部的柱体滑移 b , 柱体外的各部分晶体均不滑移。

这样, $ABCD$ 就是在滑移面上已滑移区 (环内) 和未滑移区 (环外) 的边界, 因而是一个位错环。

(3) 在足够大的切应力 τ 作用下, 位错环将如何运动?



位错环 $ABCD$ 及其柏氏矢量 b

解:在切应力 τ 作用下,位错环上部的运动方向与 b 的方向相同,根据右手定则, ($L \times V$ 所指晶体沿 b 运动),这种运动必然伴随着位错环的各边向的外侧运动,导致位错环的扩大.

当位错移出晶体后,滑移面上部晶体相对于下部晶体在平行于 b 的方向上滑移与 b 相同大小的距离;同时,晶体的左右两侧面形成两个相反的台阶,台阶宽度与 b 的大小相同.

Note:位错线运动方向都与位错线垂直.

具体可用右手法则判定:

$L \times V$ 所指的晶体沿 B 运动

食指一位错线的方向.

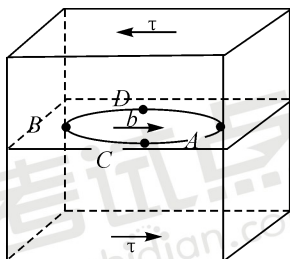
中指一位错线的运动方向.

拇指一与 b 同方向运动的晶体的位置. (注意不是 b 的方向)

2.4 如图所示,若在切压力 τ 的作用下,位错环发生收缩.要使该位错环在晶体中稳定不动,其最小半径应该是多大?

解:在外力和位错线的线张力 T 作用下,位错环在晶体中稳定不动,

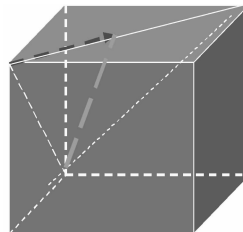
此时, $\tau = Gb / 2rc$ 故: $rc = Gb / 2 \tau$



2.5 设面心立方晶体中的 $(\bar{1}11)-(11\bar{1})$ 为滑移面,位错滑移后的滑移矢量为 $a[110]/2$

(1)在晶胞中画出 b 的方向并计算其大小。

(2)在晶胞中画出引起该滑移的刃型位错和螺型位错的位错线方向,并写出此二位错线的晶向指数。



解: $b = a[110]/2$, $|b| = \frac{\sqrt{2}}{2}a$

根据位错线与柏氏矢量关系判断:

刃型位错 \perp 柏氏矢量

所以, $L \cdot b = 0$

刃型位错. 蓝线 $[112]$

螺型位错 \parallel 柏氏矢量 $[110]$ 即可

2.6 计算铜中全位错的柏氏矢量 b 的长度. (FCC 结构,点阵常数为 0.36151nm)

解 已知铜为 FCC 结构,其密排方向或柏氏矢量的方向为 $\langle 110 \rangle$ 向. 则:面对角线为:

$$\sqrt{2}a_0 = \sqrt{2} \times 0.36151\text{nm} = 0.25563\text{nm}$$

2.7 判断下列位错反应能否进行? 若能,在晶胞图上作出矢量关系图

(1) $a/2[111] + a/2[111] \longrightarrow a[001]$

$$(2) \quad a/2[110] \longrightarrow a/6[12\bar{1}] + a/6[211]$$

$$(3) \quad a/2[110] \longrightarrow a/6[112] + a/3[11\bar{1}]$$

$$(4) \quad a/2[10\bar{1}] + a/2[011] \longrightarrow a/2[110]$$

$$(5) \quad a/3[112] + a/6[11\bar{1}] \longrightarrow a/2[111]$$

解:几何条件都满足,只判断能否满足能量条件.

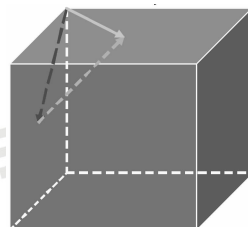
$$(1) (3/2)a^2 > a^2 \quad (2) (1/2)a^2 > (1/3)a^2 \quad (3) (1/2)a^2 = (1/2)a^2$$

$$(4) a^2 > (1/2)a^2 \quad (5) (3/4)a^2 = (3/4)a^2$$

几何条件和能量条件全部满足,故所列位错

反应都能进行.

$$(4) \quad a/2[10\bar{1}] + a/2[011] \longrightarrow a/2[110]$$



2.8 为什么形成一个肖脱基缺陷所需能量比形成一个弗仑克尔缺陷所需能量低?

解:形成一个肖特基缺陷时,晶体内部留下一个空位,晶体表面多一个原子。因此形成一个肖特基缺陷所需的能量,可以看成晶体表面一个原子与其他原子的作用能,和晶体内部一个原子与其他原子的相互作用能的差值。形成一个弗仑克尔缺陷时,晶体内部留下一个空位,多一个填隙原子。因此形成一个弗仑克尔缺陷所需要的能量,可以看成晶体内部一个填隙原子与其他原子的相互作用能,和晶体内部一个原子与其他原子相互作用能的差值。填隙原子与相邻原子的距离非常小,它与其他原子的排斥能比正常原子间的排斥能大得多。由于排斥能是正值,包括吸引能和排斥能的相互作用能是负值,所以填隙原子与其他原子的相互作用能绝对值,比晶体表面一个原子与其他原子相互作用能的绝对值要小。也就是说,形成一个肖特基缺陷所需能量比形成一个弗仑克尔缺陷所需能量要低。

2.9 金属淬火后为什么变硬?

解:晶体的一部分相对于另一部分的滑移,实际是位错线的滑移,位错线的移动是逐步进行的,使得滑移的切应力最小。这就是金属一般较软的原因之一。显然,要提高金属的强度和硬度,似乎可以通过消除位错的办法来实现。但事实上位错是很难消除的。相反,要提高金属的强度和硬度,通常采用增加位错的办法来实现。金属淬火就是增加位错的有效办法。将金属加热到一定高温,原子振动的幅度比常温时的幅度大得多,原子脱离正常格点的几率比常温时大得多,晶体中产生大量的空位、填隙缺陷。这些点缺陷容易形成位错。也就是说,在高温时,晶体内的位错缺陷比常温时多得多。高温的晶体在适宜的液体中急冷,高温时新产生的位错来不及恢复和消退,大部分被存留下来。数目众多的位错相互交织在一起,某一方向的位错的滑移,会受到其他方向位错的牵制,使位错滑移的阻力大大增加,使得金属变硬。

2.10 在位错滑移时,刃位错上原子受的力和螺位错上原子受的力各有什么特点?

解:在位错滑移时,刃位错上原子受力的方向就是位错滑移的方向。但螺位错滑移时,螺位错上原子受力的方向与位错滑移的方向相垂直。

2.11 晶体结构对缺陷扩散有何影响?

解:扩散是自然界中普遍存在的现象,它的本质是离子作无规则的布朗运动。通过扩散可实现质量的输运。晶体中缺陷的扩散现象与气体分子的扩散相似,不同之处是缺陷在晶体中运动要受到晶

格周期性的限制,要克服势垒的阻挡,对于简单晶格,缺陷每跳一步的间距等于跳跃方向上的周期。

2.12 名词解释(a)弗伦克尔缺陷与肖特基缺陷;(b)刃型位错和螺型位错。

解:(a)当晶体热振动时,一些能量足够大的原子离开平衡位置而挤到晶格点的间隙中,形成间隙原子,而原来位置上形成空位,这种缺陷称为弗伦克尔缺陷。如果正常格点上原子,热起伏后获得能量离开平衡位置,跃迁到晶体的表面,在原正常格点上留下空位,这种缺陷称为肖特基缺陷。(b)滑移方向与位错线垂直的位错称为刃型位错。位错线与滑移方向相互平行的位错称为螺型位错。

2.13 试比较刃型位错和螺型位错的异同点。

解:刃型位错和螺型位错的异同点见表 1-1 所示。

表 1-1 刃型位错和螺型位错的异同点

	刃型位错	螺型位错
与柏格斯矢量 \vec{b} 的位置关系	柏格斯矢量 \vec{b} 与刃性位错线垂直	柏格斯矢量 \vec{b} 与螺型位错线平行
位错分类	刃性位错有正负之分	螺形位错分为左旋和右旋
位错是否引起晶体畸变和形成应力场	引起晶体畸变和形成应力场,且离位错线越远,晶格畸变越小	引起晶体畸变和形成应力场,且离位错线越远,晶格畸变越小
位错类型	只有几个原子间距的线缺陷	只有几个原子间距的线缺陷

2.14 对某晶体的缺陷测定生成能为 84KJ/mol ,计算该晶体在 1000K 和 1500K 时的缺陷浓度。

解:根据热缺陷浓度公式:

$$\frac{n}{N} = \exp\left(-\frac{\Delta G}{2kT}\right)$$

由题意 $\Delta G = 84\text{KJ/mol} = 84000\text{J/mol}$

$$\text{则 } \frac{n}{M} = \exp\left(-\frac{\Delta G}{2RT}\right)$$

其中 $R = 8.314\text{J/mol} \cdot \text{K}$

$$\text{当 } T_1 = 1000\text{K} \text{ 时, } \frac{n}{M} = \exp\left(-\frac{\Delta G}{2RT}\right) = \exp\left(-\frac{84000}{2 \times 8.314 \times 1000}\right) = 6.4 \times 10^{-3}$$

$$\text{当 } T_2 = 1500\text{K} \text{ 时, } \frac{n}{M} = \exp\left(-\frac{\Delta G}{2RT}\right) = \exp\left(-\frac{84000}{2 \times 8.314 \times 1500}\right) = 3.45 \times 10^{-2}$$

2.15 纯铁中空位形成能为 105KJ/mol ,将纯铁加热到 850°C 后激冷至室温 (20°C),若高温下的空位能全部保留。试求过饱和空位浓度和平衡空位浓度的比值

解: $850^\circ\text{C} : C_1 = A \exp(-Q/RT_1) \cdots 20^\circ\text{C} : C_2 = A \exp(-Q/RT_2)$

$$\therefore \frac{C_1}{C_2} = \exp \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) = \exp \frac{105 \times 10^3 \text{ J/mol}}{8.31 \text{ J/mol}} \times \left(\frac{1}{293} - \frac{1}{1123} \right) \\ = \exp 31.58 = 5.2 \times 10^{13}$$

2.16 若在 AL 单晶体 (111) 上,有 $\vec{b}_1 = \frac{a}{2} [10\bar{1}]$ 和 $\vec{b}_2 = \frac{a}{2} [011]$ 位错当他们发生位错反应时。

1) 试写出位错反应式,并用能量条件确定反应进行方向。

2)说明新位错的性质。3)当外加拉应力轴向为 $[101]$, $\sigma = 4 \times 10^6 \text{ Pa}$ 时,求新位错受到的力?

解:1) $\frac{a}{2} [10\bar{1}] + \frac{a}{2} [011] \rightarrow \frac{a}{2} [110]$

$$\sum_{\text{前}} b^2 = \frac{a^2}{4} (1^2 + 0^2 + \bar{1}^2) + \frac{a^2}{4} (1^2 + 1^2 + 0^2) = a^2$$

$$\sum_{\text{后}} b^2 = \frac{a^2}{4} (1^2 + 1^2 + 0^2) = \frac{a^2}{2} < a^2, \therefore \text{能向正向(右)进行}$$

3) $\frac{a}{2} [110]$ 是全位错, $\vec{b} = \frac{a}{2} [110]$ 在 (001) 上: 面心立方晶体滑移面是 $\{111\}, (001)$

不是易滑移面, $\therefore \frac{a}{2} [110]$ 是固定位错

2) \therefore 使位错受的力 f 应是和柏氏矢量平行: 先求出 σ 在 $b = \frac{a}{2} [110]$ 方向上的分力 $\tau \Delta AOB$ 为等

边 Δ , 角 $AOB = 60^\circ$ $\tau_1 = \sigma \cdot \cos 60^\circ = \frac{\sigma}{2} = 2 \times 10^6 \text{ Pa}$

$$|b| = \frac{\sqrt{2}}{2} a \therefore f = \tau_1 \cdot b = 1.414 \times 10^{-4} a (\text{N/m})$$

2.17 试对体心立方晶体中溶质原子和螺型位错的交互作用进行全面分析。

答:在体心立方结构中,间隙原子的错配效应具有非球对称性可使基体中产生切应变 $\varepsilon_{\theta 2}$ 不等于零。同时在螺旋位错的应力场中只有一个独立的切应力分量,即 $\tau_{\theta L}$ 不等于零,于是便使体心立方晶体中的间隙原子和螺型位错产生弹性交互作用。 $W = -\frac{1}{2} \tau_{\theta z} \times \varepsilon_{\theta z} \neq 0$ 在这种弹性交互作用诱发下,使螺型位错周围的间隙原子(例如碳),优先占据某一间隙位置,而在分布上产生局布有序化形成 *snoek* 气团。这种气团和螺型位错的交互作用可同刃型位错和 *cottrell* 气团的交互作用一样强烈。因此 *snoek* 气团对螺型位错会产生阻碍作用。

2.18 对于刃位错和螺位错,区别其位错线方向、柏氏矢量和位错运动方向的特点。

解:刃位错:位错线垂直于 \vec{b} , 位错线垂直于位错运动方向;

螺位错:位错线 平行于 \vec{b} , 位错线平行于位错运动方向。

2.19 有两个相同符号的刃位错,在同一滑移面上相遇,它们将是排斥还是吸引?

答:排斥,张应力重叠,压应力重叠。

2.20 晶界对位错的运动将发生怎么样的影响?

答:晶界对位错运动起阻碍作用。

2.21 晶界有小角度晶界与大角度晶界之分,大角度晶界能用位错的阵列来描述吗?

答:不能,在大角度晶界中,原子排列接近于无序的状态,而位错之间的距离可能只有一、两个原子的大小,不适用于大角度晶界。

第 3 讲

第三章 合金中的相结构

3.1 从化学组成、相组成考虑,试比较固溶体与化合物、机械混合物的差别。解:

	固溶体	机械混合物	化合物
形成原因	以原子尺寸 “溶解”生成	粉末混合	原子间相互反映生成
相数	单相均匀	多相	单相均匀
化学计量	不遵守定比定律		遵守定比定律
化学组成	不确定 有几种混合物就有多少化学组成		确定

3.2 说明为什么只有置换型固溶体的两个组份之间才能相互完全溶解,而填隙型固溶体则不能。

答:(1)晶体中间隙位置是有限的,容纳杂质质点能力 $\leq 10\%$;(2)间隙式固溶体的生成,一般都使晶格常数增大,增加到一定的程度,使晶格变得不稳定而离解;(3)置换固溶体形成是同号离子交换位置,不会对接产生影响,所以可形成连续固溶体。

3.3 简述形成连续置换型固溶体的条件是什么?

答:形成连续置换型固溶体的条件:

(1)离子尺寸因素。相互替代的两离子尺寸应满足 $|(r_A - r_B)/r_A| < 15\%$ 。

(2)晶体结构类型相同。

(3)相互替代的两个离子电价相同或复合替代离子电价总和相同。

(4)相互替代的两个离子电负性相近。

3.4 对于 MgO 、 Al_2O_3 和 Cr_2O_3 ,其正、负离子半径分别为 0.47、0.36 和 0.40。 Al_2O_3 和 Cr_2O_3 形成连续固溶体。

(a) 这个结果可能吗?为什么?

(b) 试预计,在 $MgO - Cr_2O_3$ 系统中的固溶度是有限还是很大?为什么?

解:(a) Al_2O_3 与 Cr_2O_3 有可能形成连续固溶体。因为:

$$\textcircled{1} \frac{R_1 - R_2}{R_1} = \frac{0.40 - 0.36}{0.40} = 10\% < 15\%$$

②结构类型相同,均属刚玉型结构。

(b) 对于 $MgO - Cr_2O_3$ 系统,由于结构类型相差较大,前者为 $NaCl$ 型,后者为刚玉型。虽然 $\frac{R_1 - R_2}{R_1} = \frac{0.47 - 0.4}{0.47} = 14.89\% < 15\%$,也不可能形成完全互溶的固溶体,而只能是有限固溶。

3.5 在 $MgO-Al_2O_3$ 和 $PbTiO_3-PbZrO_3$ 中哪一对形成有限固溶体,哪一对形成无限固溶体,为什么?

解: $MgO-Al_2O_3$:

$r_{大}-r_{小}/r_{大}=15\%$, 即 r_{Mg} 、 r_{Al} 半径相差大, MgO (NaCl 型)、 Al_2O_3 (刚玉) 结构类型差别大, 形成有限固溶体;

$PbTiO_3-PbZrO_3$:

形成无限固溶体, 因为尽管 Ti^{4+} 、 Zr^{4+} 半径相差较大 (15.28), 但都是 (ABO_3) 钙钛矿型结构, Ti^{4+} 、 Zr^{4+} 都填充八面体空隙, 该空隙体积较大, 可填入的阳离子的半径 r 值可在一定范围内变化, 而不至于使结构变化。

3.6 MgO 具有 NaCl 结构。根据 O^{2-} 半径为 $0.140nm$ 和 Mg^{2+} 半径为 $0.072nm$, 计算球状离子所占据的体积分数和计算 MgO 的密度。并说明为什么其体积分数小于 74.05%?

解: 在 MgO 晶体中, 正负离子直接相邻, $a_0=2(r_++r_-)=0.424(nm)$

体积分数 $=4 \times (4\pi/3) \times (0.14^3 + 0.072^3)/0.424^3 = 68.52\%$

密度 $=4 \times (24.3 + 16)/[6.023 \times 10^{23} \times (0.424 \times 10^{-7})^3] = 3.5112(g/cm^3)$

MgO 体积分数小于 74.05%, 原因在于 $r_+/r_- = 0.072/0.14 = 0.4235 > 0.414$, 正负离子紧密接触, 而负离子之间不直接接触, 即正离子将负离子形成的八面体空隙撑开了, 负离子不再是紧密堆积, 所以其体积分数小于等径球体紧密堆积的体积分数 74.05%。

3.7 说明间隙固溶体, 间隙相, 间隙化合物之间的区别

解: 溶质原子分布于溶剂晶格间隙而形成的固溶体为间隙固溶体, 形成间隙固溶体的溶质原子通常是原子半径小于 $0.1nm$ 的非金属元素, 如 H, B, C, N, O 等。间隙固溶体保持母相溶剂的晶体结构, 成分可在一定固溶度极限内波动, 不能用分子式表示。间隙相和间隙化合物属于原子尺寸因素占主导地位的中间相, 它们也是原子半径较小的非金属元素占据晶格间隙, 然而间隙相, 间隙化合物的晶格与组成它们的任一组晶格都不相同; 它们的成分可在一定范围内波动, 但是组元具有一定的原子比组成, 可用化学分子式表示。当 $r_B/r_A < 0.59$ 时, 形成间隙相, 结构为简单晶体结构, 具有极高的熔点和硬度; 当 $r_B/r_A \gg 0.59$ 时, 形成间隙化合物, 结构为复杂的晶体结构。

3.8 体心立方结构中八面体及四面体间隙半径分别为 $0.154r$ 和 $0.291r$ (r 为原子半径), 说明为什么间隙原子处在八面体间隙而不是四面体间隙中。

解: 八面体间隙在各个方向的尺寸是不等同的, 在 $\langle 100 \rangle$ 方向和两个溶剂原子接触, 尺寸为 $0.154r$, 而在 $\langle 110 \rangle$ 方向和 4 个溶剂原子接触, 在这个方向间隙中心距原子中心的距离为 $a\sqrt{2}/2$, 即在这个方向间隙的尺寸为 $\frac{\sqrt{2}}{2}a - r = \frac{\sqrt{2}4r}{2\sqrt{3}} - r = 0.633r$, 显然在此方向的尺寸比四面体间隙尺寸大得多。

综合两个方向的尺寸知, 溶质间隙原子处在八面体间隙时只有一个方向的畸变, 其它两个方向的畸变要比处在四面体时小得多, 所以溶质原子都处在八面体间隙中。

3.10 C 在 Fe_{fcc} 和 Fe_{bcc} 中的最大溶解度 (原子百分数) 分别为 8.9% 和 0.1%, 有多少个面心立方八面体间隙被占据? 面心立方比体心立方结构致密度高, 为什么 C 在面心立方中的溶解度比在体心

立方结构中大?

解: (1) 在面心立方结构中, 一个晶胞含有 4 个原子, 也含有 4 个八面体间隙位置。当固溶体含 8.9% C, 则 100 个原子中只有 $(100 - 8.9)$ 个铁原子, 即 $100 - 8.9$ 个间隙位置, C 处在八面体间隙位置中, 所以有 $\frac{8.9}{100 - 8.9} = 9.77\%$ 的八面体间隙位置被占据。

(2) 在体心立方中, 一个晶胞中含有 2 个原子, 但是含有 6 个八面体间隙位置, 当固溶体含有 0.1% C 时, 100 个原子中只有 $100 - 0.1$ 个铁原子, 即 $(100 - 0.1) \times 3$ 个八面体间隙位置, 所以有 $\frac{0.1}{(100 - 0.1) \times 3} = 0.033\%$ 的八面体间隙位置被占据。

(3) 虽然面心立方结构的堆积密度比体心立方结构大, 即面心立方的总空隙体积比体心立方小, 但是由于面心立方结构中 1 个晶胞含有 4 个原子以及 4 个八面体间隙和 8 个四面体间隙, 原子数与间隙数之比为 1:3; 而体心立方结构中 1 个晶胞含 1 个原子以及 6 个八面体间隙和 12 个四面体间隙, 原子数与间隙数之比为 1:9, 可见, 体心立方结构中的间隙数量比面心立方多得多, 使得每个间隙的体积比面心立方结构小得多。

3.11 Fe-Mn-C 固溶体具有面心立方结构, Mn 和 C 的质量分数为 12.3% 和 1.34%, 点阵常数为 0.3624nm, 密度为 7.83g/cm³, 请说明 Mn 和 C 在 Fe 中各是什么固溶体?

解: 计算过程及结果如下表:

组元	Fe	Mn	C	Σ
质量分数	0.8636	0.123	0.0134	
原子量	55.85	54.94	12	
100g 合金中的摩尔数	$86.36/55.85 = 1.546$	$12.3/54.94 = 0.2239$	$1.34/12 = 0.1117$	1.8816
摩尔分数	$1.546/1.8816 = 0.8217$	$0.2239/1.8816 = 0.1190$	$0.1117/1.8816 = 0.0593$	

再计算固溶体中每个原子的平均重量

$$\bar{A} = \frac{0.8217 \times 55.85 + 0.119 \times 54.94 + 0.0593 \times 12}{6.02 \times 10^{23}} = 8.8274 \times 10^{-23} g$$

每个晶胞中的原子数为 $n = \frac{a^3 \rho}{\bar{A}} = \frac{(0.3624 \times 10^{-7})^3 \times 7.83}{8.8274 \times 10^{-23}} = 4.22$ 因为 Fe-Mn-C 合金固溶体具有面心立方结构, 每个晶胞中含有 4 个原子, 现在计算得每个晶胞中含有 4.2876 个原子, 说明其中一个或全部溶质组元都是间隙溶质原子。上面计算结果说明每个晶胞中含有 0.2876 个间隙原子, 间隙原子的摩尔分数应该为 $0.2876/4.2876 = 0.067$, 而 Mn 的实际摩尔分数为 0.2239, 所以 Mn 不是间隙组元, Mn 与 Fe 形成置换固溶体, 而 C 实际的摩尔分数是 0.0593, 所以 C 是间隙组元, 与 Fe 形成间隙固溶体。

第 4 讲

第四章 凝固

4.1 何谓结晶过程中的溶质再分配? 平衡分配系数 K_0 定义?

答:对于合金凝固, $L \rightarrow S$ 转变温度是一个区间, 在某一个特定温度 T^* , 由于各组元在液相和固相中化学位不同, 析出固相的溶质含量将不同于其周围液相内溶质含量, 从而固相和液相中产生成分梯度, 引起溶质的扩散, 导致溶质再分配这种现象, 用热力学参数 K_0 描述。

平衡分配系数 K_0 定义: 恒温 (T^*) 下固相合金成分浓度 C_S^* 与液相合金成分浓度 C_L^* 达到平衡时的比值, $K_0 = C_S^* / C_L^*$

4.2 成分过冷判据? 成分过冷大小受哪些因素的影响?

答: 成分过冷的判据: $\frac{G_1}{R} < -\frac{m_L C_S^* (l - k_0)}{k_0 D_L}$

影响成分过冷大小的因素: ①液相中温度梯度; ②晶体生长速度;

③ m_L , 即液相线斜率; ④原始成分浓度;

⑤液相中溶质扩散系数 D_L ; ⑥平衡分配系数 K_0

4.3 在液态金属中, 凡是涌现出的小于临界晶核半径的晶胚都不能成核。但如果有足够的能量起伏, 是否可以成核?

答: 因为形核导致体积自由能下降, 界面自由能增加, 需要体积达到一定尺寸才能稳定存在, 所以小于临界晶核半径的晶胚都不能成核, 即使有足够的能量起伏, 也不能成核。

4.4 液态金属凝固时需要过冷, 那么固态金属融化时是否需要过热? 为什么?

答: 固态金属融化时不一定出现过热。如融化时, 液相若与汽相接触, 当有少量液体金属在固相表面形成时, 就会很快覆盖在整个表面 (因为液体金属总是润湿同一种固体金属), 由附图 2.6 表面张力平衡可知

$r_{LV} \cos \theta + r_{SL} = r_{SV}$, 而实验指出 $r_{LVV} + r_{SL} < r_{SV}$, 说明在融化时, 自由能的变化 $\Delta G(\text{表面}) < 0$, 即不存在表面能障碍, 也就不必过热。实际金属多属于这种情况。如果固体金属融化时液相不与汽相接触, 则有可能使固体金属过热,

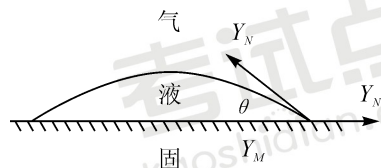
然而, 这在实际上是难以做到的。

4.5 假设凝固时的临界晶核为立方体形状, 求临界形核功。分析在同样过冷度下均匀形核时, 球形晶核和立方晶核哪一个更容易生成?

答: 根据临界形核功的计算公式: $\Delta G = V \Delta G_V + S \sigma_{cl}$

设立方体棱长为 a , 则形核功 $\Delta G = a^3 \Delta G_V + 6a^2 \sigma_{cl}$ 。

令 $\Delta G' = 3a^2 \Delta G_V + 12a \sigma_{cl} = 0$ 得: 立方体晶核的临界形核半 $a = -\frac{4\sigma}{\Delta G_V}$ 。则其临界形核功 $\Delta G_{kl} = ()$



$$-\frac{4\sigma^3}{\Delta G_v} + 6\left(-\frac{4\sigma}{\Delta G_v}\right)\sigma = 2\left(-\frac{4\sigma}{\Delta G_v}\right)^3, \Delta G_v + 4\pi\left(-\frac{2\sigma}{\Delta G_v}\right)\sigma$$

对于球形晶核,其晶核半径为 $r = -$, 其临界形核功

$$\Delta G_{k2} = -\frac{4}{3}\pi r_k^3 \Delta G_v + 4\pi r_k^2 \sigma_{cl} = -\frac{4}{3}\pi\left(-\frac{2\sigma}{\Delta G_v}\right)^3 \Delta G_v + 4\pi\left(-\frac{2\sigma}{\Delta G_v}\right)^2 \sigma$$

经比较表明:立方晶核比球形晶核更容易形成。

4.6 解释临界晶核半径 r^* 和形核功 ΔG^* 的意义,以及为什么形核要有一定过冷度?

答:临界晶核半径 r^* : 只有那些略大于临界半径的晶核,才能作为稳定晶核而长大,所以金属凝固时,晶核必须要求等于或大于临界晶核。临界晶核半径随过冷度的增加而减小。

形核功 ΔG^* : 形核功 ΔG^* 的大小为临界晶核表面能的 $1/3$,它是均质形核所必须克服的能障,形核功由熔体中的提供,过冷熔体中形成的晶核是“结构起伏”及“能量起伏”的共同产物。

只有低于理论结晶温度,固相自由能才能低于液态,两相自由能差值构成结晶驱动力,才有可能越过临界晶核形核所需的能量势垒,才能形核,所以形核要有一定的过冷度。

4.7 说明为什么异质形核比均质形核容易? 影响异质形核的因素?

答:因为均质形核和异质形核的临界晶核尺寸相同,但异质核心只是球体的一部分,它所包含的原子数比均质形核数小,所以异质形核阻力小,即比均质形核容易。

影响异质形核的因素:

(1)接触角的影响:

① $\theta = 0$ 时, $\Delta G_{\text{异}} = 0$ 杂质本身就是晶核,很容易形核

② $0 < \theta < 180^\circ$ 时, $\Delta G_{\text{异}} < \Delta G_{\text{均}}$, 杂质促进形核,外来物质表面结构, θ 越小越有利;

③ $\theta = 180^\circ$ 时, $\Delta G_{\text{异}} = \Delta G_{\text{均}}$, 杂质不起作用

(2)过冷度:过冷度越大,形核率越大($N - \Delta T$ 曲线有一下降过程)

(3)外来物表面形貌:

①表面下凹的更有利形核,因为需要的液态原子聚集数量少

②杂质表面的形状和粗糙度的影响:在曲率半径、接触角相同时,异质形核率:凹 > 平 > 凸

4.8 讨论两类固-液界面结构(粗糙面和光滑面)形成的本质及其判据。

答:光滑面:界面 S 相的一侧点阵位置几乎全部为 S 相原子所占满,只留下少数空位或台阶,从而形成整体上平整光滑的界面结构

粗糙面:界面 S 相的一侧点阵位置只有约 50% 被 S 相原子所占据,形成凹凸不平的界面结构。

界面结构的判据:

①对于 $\alpha \leq 2$ 的金属,凝固时 $S-L$ 界面为粗糙界面,当 $X = 0.5$ 时,界面的自由能最低,处于热力学稳定状态,大部分金属属于此类

②对于 $\alpha > 5$ 的金属,凝固时 $S-L$ 界面为光滑界面,只有当 $X \rightarrow 0$ 和 $X \rightarrow 1$ 时,(晶体表面位置已被占满),界面的自由能才是最低的,处于热力学稳定状态。

③ $\alpha = 2 \sim 5$ 时,常为多种方式的混合。

4.9 固-液界面结构如何影响晶体生长方式和生长速度?

答:①连续生长机制—非小平面生长

粗糙界面存在 50% 左右随机分布的空位,构成晶体生长台阶,液相原子能够连续、无序等效地向台阶堆砌,比较稳定,不易脱落或弹回,界面连续、均匀地垂直生长。

②二维生长生核机制—小平面生长

对平整的 $S-L$ 界面,界面上没有多少位置供原子占据,单个原子在界面上无法堆砌,在平整界面上形成一个原子厚度的核心,由于二维核心的形成,产生了台阶, L 相中的原子即可源源不断地沿着台阶堆砌,使晶体侧向生长,当台阶被完全填满后,又在新的平整界面上形成新的二维台阶,往复直至凝固完成。

③从缺陷处生长机制—非完整界面的生长

a. 螺旋位错生长

当平整界面有螺旋位错出现,台阶液相中的原子不断地向台阶处堆砌,一圈又一圈堆砌完成凝固;

b. 旋转孪晶生长

孪晶旋转一定角度后产生台阶,液相中的原子向台阶处堆砌而侧向生长;

c. 反射孪晶生长

由反射孪晶构成的凹角即为台阶,液相中的原子向凹角处堆砌而生长。

第 5 讲

第五章 相图(一)

5.1 选择题

1. 二元合金在进行共晶反应时为 c _____ 相平衡共存。
 - a. 单
 - b. 双
 - c. 三
 - d. 多
2. 铸造性能最佳的合金应该是 c _____ 成分的合金。
 - a. 固溶体
 - b. 亚共晶
 - c. 共晶
 - d. 过共晶
3. 在金属或合金中凡是具有 b _____ 并与其他部分有界面分开的,均匀的组成部分,均称之为相。
 - a. 相同成分,不同晶体结构
 - b. 相同成分,相同晶体结构
 - c. 不同成分,相同晶体结构
4. 相图是表示合金系中合金在 b _____ 条件下各相的存在状态与温度,成分间的关系的图解。
 - a. 常压
 - b. 平衡
 - c. 较慢冷却
 - d. 较慢加热
5. 在实际冷却速度 b _____ 的条件下,以树枝晶方式结晶的固溶体中,先后结晶的树枝状晶体内部化学成分不均匀的现象,称为枝晶偏析。
 - a. 较慢
 - b. 较快
 - c. 适中
 - d. 极为缓慢
6. 在 b _____ 下,由一定成分的液相,同时结晶出成分一定且不相同的两个固相的较变,称为共晶转变(或共晶反应)
 - a. 连续降温条件
 - b. 一定温度
 - c. 一定冷却速度
 - d. 温度变化不大条件
7. 在一定温度下,由成分一定的 c _____ 同时析出两种成分一定且不相同的 e _____ 的转变,称为共析转变(或共析反应)
 - a. 气相
 - b. 液相
 - c. 固相
 - d. 新液相
 - e. 新固相
8. 在二元合金相图中,对某已知成分合金应用杠杆定律时,首先必须明确是在 b _____ 应用? 然后必须进一步明确是在该区的 d _____ 求解? 接着要确定做为分母线及分子线段的杠杆长度。
 - a. 哪个单相区中
 - b. 哪个两相区中
 - c. 哪种成分下
 - d. 哪个温度下
 - e. 什么压力
9. 产生枝晶偏析的原因是由于 d _____。
 - a. 液固相线间距很小,冷却缓慢
 - b. 液固相线间距很小,冷却速度大
 - c. 液固相线间距大,冷却缓慢
 - d. 液固相线间距大,冷却速度也大

5.2 判断题

(1) 共晶转变和共析转变都是从单相中产生双相的转变,而且又是在恒温下进行,处于平衡状态的三相的成分都是固定不变的。(√)

(2) 在二元合金系中,只有共晶成分的合金在结晶时才能发生共晶转变,其它任何成分的合金在结晶时都不可能发生共晶转变。(×)

(3) 在二元合金系中,只有共析成分的合金在结晶时才能发生共析转变,其它任何成分的合金在结晶时都不可能发生共析转变。(×)

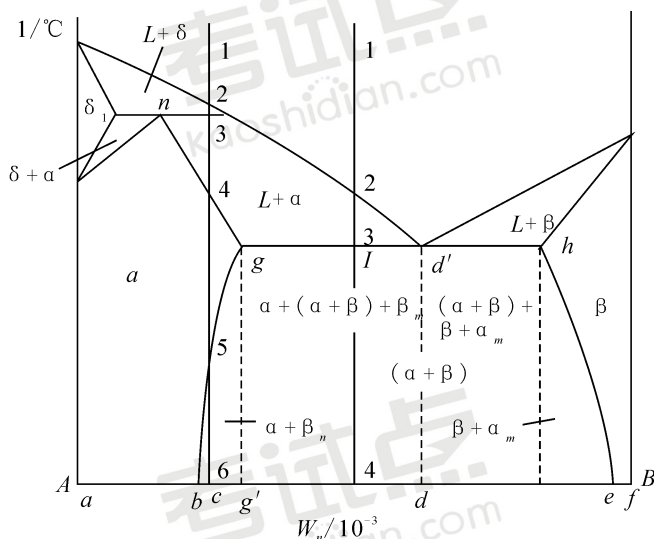
(4) 二元合金结晶过程中共晶转变和共析转变的反应式和转变产物都是相同的。(×)

(5) 在二元合金相图中,在三相平衡的水平线上,当转变正在进行时不能应用杠杆定律。但在转变尚未开始之前或转变刚刚完成后,在水平线上可以应用杠杆定律。(√)

(6) 在二元合金相图中,固态下只要 α 相、 β 相有溶解度变化,那么整个 $\alpha + \beta$ 两相区内各成分合金,室温下的平衡组织中均同时存在次生相, α_{II} 和 β_{II} 。(×)

5.3 在图所示相图中,请指

- (1) 水平线上反应的性质;
- (2) 各区域的组织组成物;
- (3) 分析合金 I, II 的冷却过程;
- (4) 室温下合金 I, II 的组织组成物的相对量表达式;

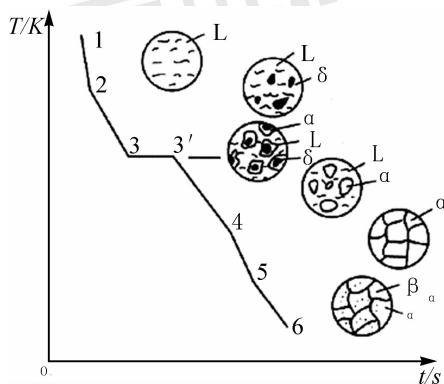


解: (1) 高温区水平线为包晶线,包晶反应: $L_j + \delta_k \rightarrow \alpha_n$

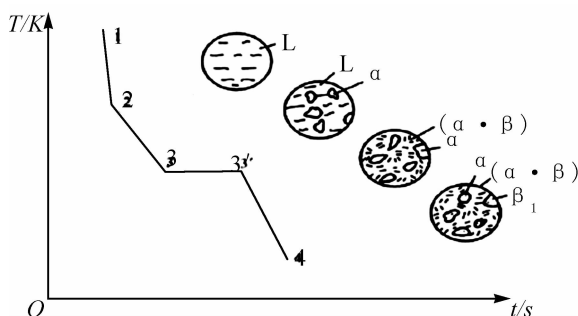
中温区水平线为共晶线,共晶反应: $L_{d'} \rightarrow \alpha_g + \beta_h$

(2) 各区域组织组成物如图 4—30 中所示。

(3) I 合金的冷却曲线和结晶过程如附图 2.9 所示。



- 1~2, 均匀的液相 L。
- 2~3, 匀晶转变, $L \rightarrow \delta$ 不断结晶出 δ 相。
- 3~3', 发生包晶反应 $L + \delta \rightarrow \alpha$ 。
- 3'~4, 剩余液相继续结晶为 α 。
- 4, 凝固完成, 全部为 α 。
- 4~5, 为单一 α 相, 无变化。
- 5~6, 发生脱溶转变 $\alpha \rightarrow \beta_{II}$ 。室温下的组织为 $\alpha + \beta_{II}$ 。



II 合金的冷却曲线和结晶过程如附图 2.10 所示。

- 1~2, 均匀的液相 L。
- 2~3, 结晶出 $\alpha_{初}$, 随温度下降 α 相不断析出, 液相不断减少。
- 3~3', 剩余液相发生共晶转变 $L \rightarrow \alpha + \beta$ 。
- 3'~4, $\alpha \rightarrow \beta_{II}$, $\beta \rightarrow \alpha_{II}$, 室温下的组织为 $\alpha_{初} + (\alpha + \beta)_{共} + \beta_{II}$ 。
- (4) 室温时, 合金 I、II 组织组成物的相对量可由杠杆定律求得。

$$\text{合金 I: } W_{\alpha} = \frac{ec}{eb} \times 100\%$$

$$W_{\beta_{II}} = \frac{cb}{eb} \times 100\%$$

5.4 同样大小和形状的两块铁碳合金, 其中一块是低 C 钢, 一块是白口铸铁, 试问用什么简便方法可将它们迅速区分开来。

解: 低 C 钢: 硬度低, 塑性好

白口铁: 硬度高, 脆性大

- (1) 用锉刀试挫
> 硬者为白口铁, 软者为低 C 钢
(2) 用榔头砸

5.5 现有一块碳钢, 试用金相法判断属于哪一类钢? 如果组织为 $P + F$, 且 P 面积约占 50%, 试确定钢的含碳量。

解: (1) 用金相显微镜观察, 若组织为铁素体和珠光体, 则属于亚共析钢; 若组织为珠光体则为共析钢; 若组织为珠光体和网状渗碳体, 则为过共析钢。

(2) 根据 $C\% = 0.8W_p$

$$C\% = 0.8 \times 50\% = 0.4\%$$

∴ 该共析钢的含碳量大约为 0.4%

5.6 有一含 C 2.0% 的铁碳合金试样, 室温组织中观察到少量莱氏体, 试分析其原因。

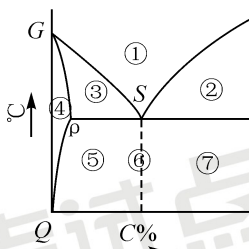
解: 在平衡结晶过程中, $W_c > 2.11\%$ 时组织中才会有莱氏体, 说明此合金在结晶过程中冷速较快, 当冷到 1148℃ 时, 仍有少量液相未结晶, 此时发生共晶转变, 生成少量莱氏体。主要是匀晶转变过程中不平衡凝固造成的。

第 6 讲

第五章 相图(二)

5.1 填空题

1. 在铁碳合金基本组织中,奥氏体、铁素体和渗碳体属于单组织。珠光体和莱氏体属于两相组织。
2. 根据溶质原子在溶剂晶格中的分布情况,固溶体有二种基本类型,它们是置换固溶体和间隙固溶体。
3. 根据溶质在溶剂中的溶解情况,置换固溶体可分为无限固溶体和有限固溶体两种。
4. 铁素体与渗碳体的机械混合物称为珠光体,渗碳体与铁素体片状相间的组织又称为片状珠光体,在铁素体基体上分布着颗粒状渗碳体的组织又称为粒状珠光体。
5. 不同晶体结构的相,机械地混合在一起的组织,叫做固态机械混合物,铁碳合金中,这样的组织有珠光体和莱氏体。
6. 在铁碳合金基本组织中,铁素体和奥氏体属于固液体;渗碳体属于化合物;珠光体和莱氏体属于机械混合物。
7. 分别填写下列铁碳合金组织的符号:
奥氏体 A ;铁素体 F ;渗碳体 C ;珠光体 P 。
8. 铁和碳形成的金属化合物(Fe_3C)称为渗碳体、含碳量为6.69%。
9. 铁素体在室温时,对碳的溶解度是0.008%,在727℃0.0218%。
10. 奥氏体对碳的溶解度,在727℃时溶解度是0.77%,在1148℃时溶解度是2.11%。
11. 含碳量小于2.11%的铁碳合金称为钢,钢根据室温显微组织不同,可分为以下三类:
亚共析钢,显微组织为铁素体+珠光体,含碳量范围0.0218~0.77%;
共析钢,显微组织为珠光体,含碳量范围0.77%;
过共析钢,显微组织为珠光体+渗碳体,含碳量范围0.77~2.11%。
12. 碳在奥氏体中的溶解度随温度而变化,在1148℃2.11%,在727℃时溶解度可达0.77%。
13. 人们常说的碳钢和铸铁即为铁、碳元素形成的合金。
14. 20 钢在650℃时的组织为铁素体+珠光体;在1000℃时的组织为奥氏体。
15. 下图所示 $Fe-Fe_3C$ 状态图各区的组织,分别是:①奥氏体,②奥氏体+渗碳体(二次渗碳体),③铁素体+奥氏体,④铁素体,⑤铁素体+珠光体,⑥珠光体,⑦珠光体+渗碳体(二次渗碳体)。



16. 工业纯铁的含碳量为 $\leq 0.0218\%$, 室温平衡组织为 $F + Fe_3C$ Ⅲ。
17. 共晶白口铁的含碳量为 4.3% , 室温平衡组织 P 占 40.37% , Fe_3C 共晶占 47.82% , Fe_3C Ⅱ 占 11.81% 。
18. 一钢试样, 在室温平衡组织中, 珠光体占 60% , 铁素体占 40% , 该钢的含碳量为 0.4707 。
19. 钢的组织特点是高温组织为奥氏体(A), 具有良好的塑、韧性, 因而适于热加工成形。
20. 白口铸铁的特点是液态结晶都有共晶转变, 室温平衡组织中都有莱氏体, 因而适于通过铸造成形。

5.2 判断题(对的打“√”, 错的打“×”)

1. 机械制造中常用的金属材料以纯金属为主。 (×)
2. 组元是指组成合金的相。 (×)
3. 形成间隙固溶体时, 溶剂原子往往远大于溶质原子。 (√)
4. 只要两种原子大小相差不多, 原子的性质也较近似时, 才可以组成置换固溶体。 (√)
5. 置换固溶体不可能是无限固溶体。 (×)
6. 铁素体是固溶体, 有固溶强化现象, 所以性能为硬而脆。 (×)
7. 金属化合物的特点是硬而脆, 莱氏体性能也是硬而脆, 故莱氏体属于金属化合物。 (×)
8. 珠光体含碳量为 6.69% 。 (×)
9. 珠光体的机械性能介于铁素体和渗碳体之间。 (√)
10. 共析转变、共晶转变都是在恒定温度下进行的。 (√)
11. $Fe-Fe_3C$ 相图中, A_3 温度是随含碳量增加而上升的。 (×)
12. $Fe-Fe_3C$ 状态图中的 S 点是 A_1, A_3, A_{cm} 三线的交点。 (√)
13. PSK 线是共析转变线。 (√)
14. 奥氏体是 C 在 $\gamma-Fe$ 中的间隙固溶体。 (√)
15. 在室温平衡状态下, 珠光体和莱氏体都是由 F 和 Fe_3C 两种基本相组成的。 (√)
16. 亚共析钢室温组织中珠光体的数量随含碳量增加而增加。 (√)
17. 含碳量 $< 0.77\%$ 的铁碳合金平衡结晶时, 奥氏体转变成铁素体的转变温度随含碳量增加而升高。 (×)
18. 铁碳合金中的机械混合物, 其强度、硬度都比其组成相高。 (×)
19. 共晶反应发生于所有含碳量大于 2.11% 而小于 6.69% 的铁碳合金中。 (√)
20. 过共析钢平衡结晶时, 从 $1148^\circ C$ 冷至 $727^\circ C$ 时, 奥氏体的含碳量不断降低。 (√)
21. 平衡状态下, 铁碳合金的强度和硬度随含碳量增加而提高。 (√)
22. 过共析钢的室温平衡组织由珠光体和二次渗碳体组成。 (√)
23. 铁碳合金室温下平衡组织由铁素体和渗碳体组成。通常铁素体作为基体, 而渗碳体作为第二相。 (√)

5.3 多项选择题

1. 铁素体为 B 晶格, 奥氏体为 A 晶格, 渗碳体为 D 晶格。

A. 面心立方

B. 体心立方

C. 密排六方

D. 复杂的八面体

2. 含碳量 1.3% 的铁碳合金, 在 950°C 时的组织为 B, 在 650°C 时的组织为 D。
 A. 珠光体 B. 奥氏体 C. 铁素体 + 珠光体 D. 珠光体 + 渗碳体
3. 铁碳合金相图上的 ES 线, 其代号用 D 表示, GS 线, 其代号用 C 表示, PSK 线, 其代号用 A 表示。
 A. A_1 B. A_2 C. A_3 D. A_{cm}
4. 铁碳合金相图上的共析线是 C, 共晶线是 A。
 A. ECF 线 B. ACD 线 C. PSK 线 D. AECF 线
5. 氏体中析出的渗碳体为 B, 从液体中结晶出的渗碳体为 A。
 A. 一次渗碳体 B. 二次渗碳体 C. 三次渗碳体 D. 共晶渗碳体

5.4 问答题

1. 么固溶强化可以提高金属材料的机械性能?

答: 由于固溶体的晶格发生畸变, 塑性变形抗力增加, 因而使固溶体强度、硬度提高, 塑性、韧性下降。

2. 碳量对碳钢组织和性能有何影响?

解: 随着含碳量不断增加, 合金组织中 F 软相的量逐渐减少, 铁碳合金的塑性不断下降。含碳量超过 2.11% 后, 出现以 Fe_3C 为基体的组织, 塑性很差。

冲击韧性基本与塑性的变化一致。

Fe_3C 本身硬而脆, 随含碳量不断增加, 合金组织中 Fe_3C 量逐渐增加, 因此铁碳合金的硬度上升。

铁碳合金的强度与 Fe_3C 的数量及其形态有关, 还与珠光体有关。在铁碳合金组织中以珠光体强度最高。当含碳量小于 0.90% 时, 随着含碳量的增加, 珠光体的量不断增加, 因此强度上升。当含碳量大于 0.9% 以后, 渗碳体以网状分布于晶界处或以粗大片状存在于基体中, 使钢的脆性大增, 同时珠光体的量不断减少, 故而强度也明显下降。

3. 0 钢与 40 钢, 在平衡条件下的硬度、强度、韧性及塑性。

答: 由于 40 钢含碳量高于 20 钢, 故含有珠光体量较多, 所以硬度与强度要高于 20 钢, 而塑性与韧性要低于 20 钢。

4. 碳合金简化相图, 说明下列现象的原因: 1% 含碳量的铁碳合金比 0.5% 含碳量的铁碳合金的硬度高。

答: 根据铁碳合金简化相图, 1% 含碳量的铁碳合金所含的 Fe_3C 比 0.5% 含碳量的铁碳合金所含的 Fe_3C 要多得多, 而 Fe_3C 硬度很高, 所以 1% 含碳量的铁碳合金比 0.5% 含碳量的铁碳合金的硬度高。

5. 铁碳合金是怎样进行分类的? 试根据 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 状态图来说明。

答: 工业用铁碳合金含碳量分, 可分为三类:

(1) 铁, 含碳量小于 0.0218% 的铁碳合金。

(2) 碳量在 0.0218 ~ 2.11% 范围内的铁碳合金。

其中含碳量在 0.0218 ~ 0.77% 为亚共析钢;

含碳量为 0.77% 为共析钢;

含碳量在 0.77 ~ 2.11% 为过共析钢

(3) 白口铁, 含碳量在 2.11 ~ 6.69% 范围内的铁碳合金。

含碳量为 4.3% 为共晶白口铁;

含碳量在 4.3 ~ 6.69% 为过共晶白口铁。

6. 指出下列名词的主要区别

一次渗碳体、二次渗碳体、三次渗碳体、共晶渗碳体与共析渗碳体。

答: 一次渗碳体: 由液相中直接析出来的渗碳体称为一次渗碳体。

二次渗碳体: 从 A 中析出的 Fe_3C 称为二次渗碳体。

三次渗碳体: 从 F 中析出的 Fe_3C 称为三次渗碳体 Fe_3C_{III} 。

共晶渗碳体: 经共晶反应生成的渗碳体即莱氏体中的渗碳体称为共晶渗碳体。

共析渗碳体: 经共析反应生成的渗碳体即珠光体中的渗碳体称为共析渗碳体。

第 7 讲

第六章 三元相图

第七章 塑性变形

6.1 30kg 成分为 $O(20\%A, 50\%B, 30\%C)$ 的合金与 10kg 成分为 $Z(20\%A, 10\%B, 70\%C)$ 的合金熔化在一起后, 形成新合金 x , 试求 x 合金中 A 、 B 、 C 组元的含量各是多少, 并在浓度三角形中标出各合金。

$$\text{解: } \frac{30}{10} = \frac{X_B - 10}{50 - X_B} = \frac{70 - X_C}{X_C - 30}$$

$$X_B \% = 40\%$$

$$X_C \% = 40\%$$

$$X_A \% = 20\%$$

6.2 某三元合金 K 在温度为 t_1 时分解为 B 组元和液相两个相的相对量 $\frac{W_B}{W_L} = 2$ 。已知合金 K 中 A 组元和 C 组元重量比为 3, 液相含 B 量为 40%, 试求合金 K 的成分。

$$\text{解: } \frac{W_B}{W_L} = 2 = \frac{KL}{BK} = \frac{X_B - 40}{100 - X_B}$$

$$X_B - 40 = 200 - 2X_B$$

$$3X_B = 240 \quad X_B = 80\%$$

$$\text{已知 } X_A + X_C = 100\% - 80\% = 20\%$$

$$X_A/X_C = 3$$

$$\text{故 } X_A = 15\% \quad X_C = 5\%$$

6.3 A 、 B 、 C 三组元固态完全不互溶, 右图为其三元相图投影图。已知合金 O 的成分为 80% A 、10% B 、10% C , a 点的成分为 60% A 、20% B 、20% C , E 点的成分为 50% A 、10% B 、40% C 。

(1) 写出图中合金 I 和 P 的室温平衡组织。

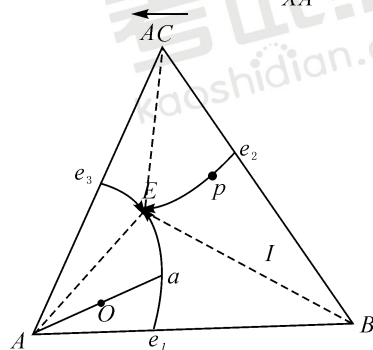
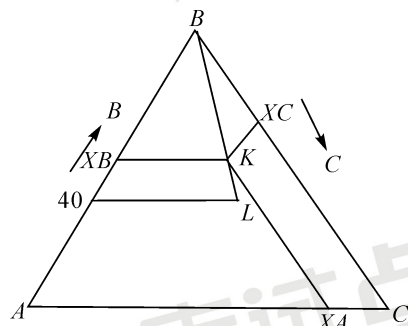
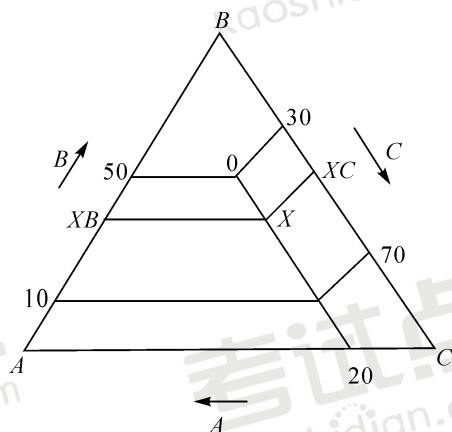
(2) 简要写出合金 O 的结晶过程和室温平衡组织。

(3) 计算室温下合金 O 的组织组成物的相对含量。

解:

$$(1) I: B + (A + B + C)$$

$$P: (B + C) + (A + B + C)$$



(2)合金 O 加热到液相面温度以上后,缓慢降温,首先遇到液相面 Ae_1Ee_3A ,开始结晶出初晶 A ,这时液相的成分等于合金成分,两相平衡相联结线的投影是 AO 线。继续冷却时,不断析出初晶 A ,液相中 A 组元的含量不断减少, B 、 C 组元的含量不断增加,液相成分沿 AO 的延长线变化。当液相成分到达 a 点时,开始发生三相共晶转变, $L \rightarrow (A+B)$ 。此后在温度继续下降时,液相中不断凝固出两相共晶 $(A+B)$,液相成分沿 aE 线变化,直到 E 点发生四相共晶转变 $L \rightarrow (A+B+C)$ 。在略低于 E 点温度凝固完毕,不再发生其它转变。故合金在室温下的平衡组织为 $A + (A+B) + (A+B+C)$ 。

(3)作 $aD//BC$, $OF//BC$, $aM//AB$, $EN//AB$, 延长 Ea 交 AB 于 q

$$A\% = \frac{Oa}{Aa} = \frac{DF}{AD} = \frac{(100-60) - (100-80)}{100-60} = 50\%$$

$$(A+B)\% = \frac{Ea}{Eq}(1-A\%) = 0.5 \times \frac{MN}{AN} = 0.5 \times \frac{40-20}{40} = 25\%$$

$$(A+B+C)\% = 1 - A\% - (A+B)\% = 25\%$$

6.4 杠杆定律与重心法则有什么关系? 在三元相图的分析中怎样用杠杆定律和重心法则。

答:所谓杠杆定律与重心法则的基础都是质量守恒定律。在发生相转变的过程中,对于由反应相和生成相构成的封闭体系,质量守恒定律成立。杠杆定律和重心法则分别是在三元系发生两相平衡转变或三相(包括四相)平衡转变时,质量守恒定律的具体体现,两者具有等价关系。

由于质量守恒定律本身要求反应相处于一定平衡关系,而相图是合金体系相平衡关系的图解。三元相图的等温截面反映了特定温度下的平衡相关系,在确定了相平衡转变时各平均相成分点后即可在等温截面图上利用杠杆定律或重心法则计算参加反应的各相相对量。三元线图的垂直截面图只是某一特定垂直于浓度三角形的截面与三元相图的交线图,图中曲线并不反映平衡转变时各平衡相的成分点的相互关系,因此不能用杠杆定律和重心法则进行定量分析。

7.1 影响屈服强度的因素有哪些?

答:影响屈服强度的内在因素有:结合键、组织、结构、原子本性。如将金属的屈服强度与陶瓷、高分子材料比较可看出结合键的影响是根本性的。从组织结构的影响来看,可以有四种强化机制影响金属材料的屈服强度,这就是:(1)固溶强化;(2)形变强化;(3)沉淀强化和弥散强化;(4)晶界和亚晶强化。沉淀强化和细晶强化是工业合金中提高材料屈服强度的最常用的手段。在这几种强化机制中,前三种机制在提高材料强度的同时,也降低了塑性,只有细化晶粒和亚晶,既能提高强度又能增加塑性。

影响屈服强度的外在因素有:温度、应变速率、应力状态。随着温度的降低与应变速率的增高,材料的屈服强度升高,尤其是体心立方金属对温度和应变速率特别敏感,这导致了钢的低温脆化。应力状态的影响也很重要。虽然屈服强度是反映材料的内在性能的一个本质指标,但应力状态不同,屈服强度值也不同。我们通常所说的材料的屈服强度一般是指在单向拉伸时的屈服强度。

7.2 简述金属材料的断裂方式及特征?

答:金属在应力的作用下分为两部分的现象称为断裂。金属材料的断裂一般可以分为延性断裂和脆性断裂两种,有时二者兼有。金属的延性断裂是在进行了大量塑性变形后发生的,其特征是裂纹扩展缓慢,断口呈杯锥状。而脆性断裂则刚好相反,一般都是沿着特定的镜面(又称为解理面)进行,

裂纹的扩展迅速。

①延性断裂:延性断裂的特征是断裂前产生了明显的宏观塑性变形,故容易引起人们的注意,其产生的破坏性影响小于脆性断裂。断裂时的工作应力高于材料的屈服强度。延性断裂的断口多为纤维状或剪切状,具有剪切唇和韧窝特征。根据研究表明,大多数面心立方金属如 Cu 、 Al 、 Au 、 Ni 及其固溶体的断裂都属于延性断裂。

②脆性断裂:脆性断裂的特征是断裂前没有明显的宏观塑性变形。很多金属及其合金都以脆性的方式进行断裂。脆性断裂通常沿着特定的晶面(解理面)进行,作用的应力垂直于解理面。很多具有密排六方结构的金属,由于其滑移系数的数目有限而进行脆性断裂,如锌单晶体在垂直于(0001)面承受高应力时,就会发生脆性断裂;此外,很多体心立方金属如 α 铁、钼、钨等,在低温或高应变率条件下也会发生脆性断裂。脆性断裂的特点是:材料的工作应力低于其屈服强度;脆断的裂纹源多从材料内部的宏观缺陷处开始;温度越低,脆断的倾向越大;断口平齐光亮,与正应力垂直,断口常呈人字纹或放射花样。由脆性断裂引起的事故如美国油船船体断裂沉没、澳大利亚铁桥断裂等。

第 8 讲

第八章 回复与再结晶

第九章 扩散

8.1 冷变形后金属在加热时,其组织哪几种变化?

答:冷变形后金属在加热时,其组织会发生变化,根据观察可以将这个过程分为回复、再结晶和晶粒长大三个阶段:回复是指新的无畸变晶粒出现前所产生的亚结构和性能变化的阶段,在金相显微镜中无明显变化;再结晶是指出现无畸变的等轴新晶粒逐步取代变形晶粒的过程;而晶粒长大是指再结晶结束后晶粒的长大过程。

8.2 伴随着回复、再结晶和晶粒长大过程的进行,冷变形金属的组织发生了变化,金属的性能也会发生相应的哪些变化?

答:(一)强度与硬度的变化:回复阶段的硬度变化很小,约占总变化的 $1/5$,而再结晶阶段则下降较多。可以推断,强度具有与硬度相似的变化规律。上述情况主要与金属中的位错密度及组态有关,即在回复阶段时,变形金属仍保持很高的位错密度,而发生再结晶后,则由于位错密度显著降低,故强度与硬度明显下降。

(二)电阻率的变化:变形金属的电阻率在回复阶段已表现明显的下降趋势。这是因为电阻是标志晶体点阵对电子在电场作用下定向运动的阻力,由于分布在晶体点阵中的各种点缺陷(空位、间隙原子等)对电阻的贡献远大于位错的作用,故回复过程中变形金属的电阻下降明显,说明该阶段点缺陷密度发生了显著的减小。

(三)密度的变化:变形金属的密度在再结晶阶段发生急剧增高的原因主要是再结晶阶段中位错密度显著降低所致。

(四)内应力的变化:金属经塑性变形所产生的第一类内应力在回复阶段基本得到消除,而第二、三类内应力只有通过再结晶方可全部消除。

除了上述性能的变化以外,冷塑性金属加热时性能的转变还包括以下几种:

(五)亚晶粒尺寸:在回复的前期,亚晶粒尺寸变化不大,但在后期,尤其在接近再结晶时,亚晶粒尺寸就显著增大。

(六)储存能的释放:当冷变形金属加热到足以引起应力松弛的温度时,储能就被释放出来。回复阶段时各材料释放的储存能量均较小,再结晶晶粒出现的温度对应于储能释放曲线的高峰处。

8.3 回复过程有哪些特点?

答:从动力学曲线可以发现,回复过程具有以下特点:

- ①回复过程在加热后立刻开始,没有孕育期;
- ②回复开始的速率很大,随着时间的延长,逐渐降低,直至趋于零;

- ③加热温度越高,最终回复程度也越高;
④变形量越大,初始晶粒尺寸越小,都有助于加快回复速率。

8.4 简述回复机制?

答:回复过程中发生的组织结构变化以及变化程度主要决定于回复温度。回复阶段的加热温度不同,回复过程的机制也存在差异。随着温度由低到高,冷变形金属所发生的回复主要与三种不同的缺陷运动方式有关

(一)低温回复:变形金属在较低温度下加热时所发生的回复过程称为低温回复。这一阶段的回复主要涉及点缺陷(即空位)的变化。此时因温度较低,原子活动能力有限,一般局限于点缺陷的运动,通过空位迁移至晶界、位错或与间隙原子结合而消失,使冷变形过程中形成的过饱和空位浓度下降,即空位浓度力求趋于平衡以降低能量。对点缺陷敏感的电阻率此时会发生明显下降。

(二)中温回复:变形金属在中等温度下加热时所发生的回复过程称为中温回复。这一阶段回复除点缺陷的运动以外,位错也会发生运动并重新分布。此时因温度升高,原子活动能力也增强,除点缺陷运动外,位错也被激活,在内应力作用下开始滑移,部分异号位错发生抵消,因此位错密度略有降低。

(三)高温回复:变形金属在较高温($\sim 0.3T_m$)下,变形金属的回复机制主要与位错的攀移运动有关。这时同一滑移面上的同号刃型位错在本身弹性应力场作用下,还可能发生攀移运动,最终通过滑移和攀移使得这些位错从同一滑移面变为在不同滑移面上竖直排列的位错墙,如图 7.5 所示,以降低总畸变能。

9.1 Fe^{2+} 在 FeO 中的扩散活化能异常低,为 23kcal/mol ,而 Mg^{2+} 在 MgO 中的扩散活化能则高得多,为 83kcal/mol ,为什么?

解:影响离子扩散系数的主要因素有:扩散基质的晶体结构、参与扩散的离子尺寸、离子与基质间的相互作用能、结构中的空位浓度(若为空位扩散机制)。在 FeO 、 MgO 化合物都具有相同的 $NaCl$ 结构,其阳离子尺寸大致相同。因此 Fe^{2+} 在 FeO 中的扩散活化能异常低而 Mg^{2+} 在 MgO 中的扩散活化能则高得多的主要原因是因为 Fe 是易变价元素, $Fe^{2+} \rightarrow Fe^{3+}$ 将在点阵中引入空位,并且氧分压 \uparrow ,此空位浓度 \uparrow ,因而扩散系数 \uparrow 。

9.2 填空题

1. 固体质点扩散的推动力是_____化学位梯度_____。2. 固相分解反应的特点是:(1)属非均相反应,参与反应的固相相互接触是反应发生化学作用和物质输送的先决条件。(2)固相反应开始温度远低于反应物的熔点或系统低共熔点温度。(泰曼温度)(3)存在多晶转变时,此转变也常是反应开始变得明显的温度。(海德华温度)

3. 在 $MoO_3 + CaCO_3 \rightarrow CaMoO_4 + CO_2$ 反应中,当 $CaCO_3:MoO_3 = 15$ 时,由于产物层_____和扩散阻力_____,反应由_____控制,并随_____减小而加速。

4. 本征扩散是指:_____,其扩散系数 $D =$ _____,其扩散活化能由_____和_____组成。

5. 杂质原子在其它晶格中扩散时的推动力为_____,同种原子在自己晶格中自扩散的推动力为_____。

6. 晶体中五种扩散机制为____、____、____、____和____,其中____是离子晶体中最常见的扩散机制,其扩散活化能包括____和____。

答案:

3. 变薄 减少 MoO_3 的升华过程 MoO_3 粒径

4. 由晶体内本身的热缺陷引起质点迁移的扩散 $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ 空位形成能 空位迁移能

5. 缺陷浓度 0

6. 易位 环形扩散 空位扩散 间隙扩散 准间隙扩散 空位扩散 空位形成能 空位迁移能

9.3 名词解释

1. 稳定扩散和不稳定扩散

稳定扩散:指扩散质点浓度分布不随时间变化。

不稳定扩散:指扩散过程中任一点浓度随时间变化。

2. 本征扩散和非本征扩散

本征扩散:指主要出现了肖特基和弗兰克尔点缺陷,由此点缺陷引起的扩散为本征扩散(空位来源于晶体结构中本征热缺陷而引起的质点迁移)

非本征扩散:空位来源于掺杂而引起的质点迁移

3. 正扩散和逆扩散

正扩散:受热力学因子作用,物质由高浓度处流向低浓度处,扩散结果使溶质趋于均匀化, $D_i > 0$ 。

逆扩散:受热力学因子作用,物质由低浓度处流向高浓度处,扩散结果使溶质趋于均匀化, $D_i < 0$ 。

4. 无序扩散:

无化学位梯度、浓度梯度、无外场推动力,由热起伏引起的扩散。质点的扩散的无序的、随机的。

9.4 什么是扩散激活能,简述扩散激活能的实验测试方法。

答:扩散系数 D 与温度间的关系可由阿雷尼乌斯方程 $D = D_0 \exp(-Q/RT)$, 其中 Q 被称为扩散激活能,即扩散过程中原子迁移至临近位置所必需克服的能垒,常用 J/mol 为单位。实验方法:由实验值确定 $\ln D$ 与 $1/T$ 的关系,如果两者呈线性关系,则 $\ln D - 1/T$ 图中的直线斜率为 $-Q/R$ 值,代入 R 值即可求得扩散激活能 Q 。

9.5 扩散的机制主要有哪几种?

答:(1) 扩散的交换机制。原子几乎是刚性球体,一对原子交换位置时,相邻原子必须让出适当的空间,势必引起附近的晶格发生强烈的畸变,需要的扩散激活能很大,此机制很难出现。

(2) 扩散的间隙机制发生在间隙式固溶体中尺寸较小的 C 、 N 、 H 、 B 、 O 等溶质原子在固溶体中从一个间隙位置跳到其邻近的另一个间隙位置时发生间隙扩散

(3) 空位机制扩散。在置换固溶体中,一个原子在空位旁边,它就可能跳进空位中,这个原子原来的位置变成空位,另外的邻近原子占据新形成的空位,使空位继续运动,这就是空位机制扩散。

第 9 讲

第十章 钢的热处理(一)

10.1 将同一棒料上切割下来的 4 块 45#试样,同时加热到 850°C ,然后分别在水、油、炉和空气中冷却,说明:各是何种热处理工艺?各获得何种组织?排列一下硬度大小:

答:(1)水冷:淬火 M (2)油冷:淬火 $M + T$

(3)炉冷:退火 $P + F$ (4)空冷:正火 $S + F$

硬度(1) > (2) > (4) > (3)

10.2 确定下列钢件的退火方法,并指出退火目的和退火后的组织:

(1)经冷轧后的 15 号钢板,要求降低硬度。

(2)ZG 的铸造齿轮;

(3)锻造过热后的 60 钢锻坯;

(4)改善 T12 钢的切削加工性能:

答:(1)再结晶退火:目的:细化晶粒,均匀组织,使变形晶粒重新转变为等轴晶粒,以消除加工硬化,降低了硬度,消除内应力,得到 P (等轴) + F

(2)去应力退火:目的:消除铸造内应力,得到 $P + F$

(3)完全退火:目的:细化晶粒,均匀组织,消除内应力,降低了硬度,改善切削加工性,得到 $P + F$

(4)球化退火:目的:使片状渗碳体变为球状渗碳体,降低硬度,均匀组织,改善切削性能,得到粒状 $P + Fe_3C$

10.3 说明直径为 10mm 的 45 钢试样分别为下列温度加热: 700°C 、 760°C 、 840°C 、 1100°C 。保温后在水中冷却得到的室温组织

答:

温度	加热后组织	水冷后组织
700°C	$P + F$	$P + F$
760°C	$A + F$	$M + F$
840°C	A	M
1100°C	A	M

10.4 用 T10 钢制造形状简单的车刀,其工艺路线为:锻造—热处理—机加工—热处理—磨加工。

(1)写出其中热处理工序的名称及作用。

(2)制定最终热处理(磨加工前的热处理)的工艺规范,并指出车刀在使用状态下的显微组织和大致硬度。

答:(1)球化退火,作用:利于切削加工。得到球状珠光体,均匀组织,细化晶粒,为后面淬火处理

作组织准备。淬火+低温回火,作用:使零件获得较高的硬度、耐磨性和韧性,消除淬火内应力,稳定组织和尺寸。

(2)工艺规范:760℃水淬+200℃回火;

显微组织:M回+Cm,大致硬度:60HRC。

10.5 如下图所示,T12钢加热到Ac1以上,用图示的各种方法冷却,分析各自得到的组织。

A:水中淬火 M+Fe3C

B:分级淬火 M+Fe3C

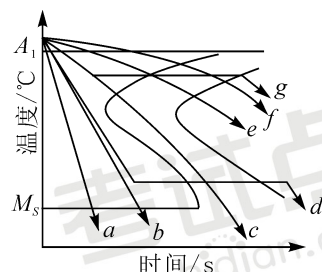
C:油中淬火 M+T+Fe3C

D:等温淬火 B下+Fe3C

E:正火 S+Fe3C

F:完全退火 P+Fe3C

G:等温退火 P+Fe3C



10.6 判断题

1. 实际加热时的临界点总是低于像图上的临界点。 (×)
2. 珠光体向奥氏体转变一也是通过形核及晶核长大的过程进行的 (√)
3. 渗透性好的钢,淬火后温度一定高。 (×)
4. 淬火后的钢,回火时随温度的变化组织会发生不同的转变 (√)
5. 下贝氏体是热处理后一种比较理想的组织。 (√)
6. 珠光体、索氏体、屈氏体都是片层状的铁素体和渗碳体混合物所以他们的力学性能相同。 (√)
7. 贝氏体具有较高的强度、硬度和较好的塑性、韧性。 (√)
8. 钢的晶粒因过热而粗化时,就有变脆倾向。 (√)
9. 索氏体和回火索氏体的性能没有多大的区别。 (×)
10. 完全退火不适用于高碳钢。 (√)
11. 在去应力退火过程中,钢的组织不发生变化。 (√)

10.7 将 $\phi 5mm$ 的T8(共析钢)钢加热至760℃并保温足够时间,问采用什么样的冷却工艺可得到如下组织:珠光体,索氏体,屈氏体,上贝氏体,下贝氏体,屈氏体+马氏体,马氏体+少量残余奥氏体;在C曲线上描出工艺曲线示意图。

答:(1)珠光体:冷却至线~550℃范围内等温停留一段时间,再冷却下来得到珠光体组织。

索氏体:冷却至650~600℃温度范围内等温停留一段时间,再冷却下来得到索光体组织。

屈氏体:冷却至600~550℃温度范围内等温停留一段时间,再冷却下来得到屈氏体组织。

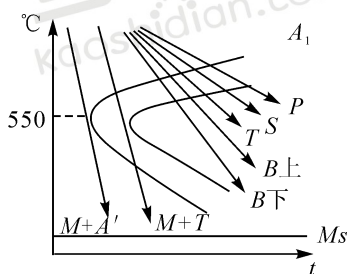
上贝氏体:冷却至600~350℃温度范围内等温停留一段时间,再冷却下来得到上贝氏体组织。

下贝氏体:冷却至350℃~Ms温度范围内等温停留一段时间,再冷却下来得到下贝氏体组织。

屈氏体+马氏体:以大于获得马氏体组织的最小冷却速度并小于获得珠光体组织的最大冷却速度连续冷却,获得屈氏体+马氏体。

马氏体+少量残余奥氏体:以大于获得马氏体组织的最小冷却速度冷却获得马氏体+少量残余奥氏体。

(2)



10.8 何谓球化退火？为什么过共析钢必须采用球化退火而不采用完全退火？

答：(1) 将钢件加热到 A_{c1} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ ，保温一定时间后随炉缓慢冷却至 600°C 后出炉空冷。

(2) 过共析钢组织若为层状渗碳体和网状二次渗碳体时，不仅硬度高，难以切削加工，而且增大钢的脆性，容易产生淬火变形及开裂。通过球化退火，使层状渗碳体和网状渗碳体变为球状渗碳体，以降低硬度，均匀组织、改善切削加工性。

第 10 讲

第十章 钢的热处理(二)

10.1 单选题

1. 钢的低温回火的温度为()。

- A. 550℃ B. 450℃ C. 350℃ D. 250℃

2. 可逆回火脆性的温度范围是()。

- A. 150℃ ~ 200℃ B. 250℃ ~ 400℃ C. 400℃ ~ 500℃ D. 500℃ ~ 650℃

3. 不可逆回火脆性的温度范围是()。

- A. 150℃ ~ 200℃ B. 250℃ ~ 400℃ C. 400℃ ~ 550℃ D. 550℃ ~ 650℃

4. 加热是钢进行热处理的第一步,其目的是使钢获得()。

- A. 均匀的基体组织 B. 奥氏体组织
C. 均匀的珠光体组织 D. 均匀的马氏体组织

5. 钢的高温回火的温度为()。

- B. 450℃ C. 400℃ D. 350℃

6. 碳钢的中温回火的温度为()。

- A. 400℃ B. 300℃ C. 250℃ D. 200℃

7. 碳钢的淬火工艺是将其工件加热到一定温度,保温一段时间,然后采用的冷却方式是()。

- A. 随炉冷却 B. 在风中冷却 C. 在空气中冷却 D. 在水中冷却

8. 正火是将工件加热到一定温度,保温一段时间,然后采用的冷却方式是()。

- A. 随炉冷却 B. 在油中冷却 C. 在空气中冷却 D. 在水中冷却

9. 完全退火主要用于()。

- A. 亚共析钢 B. 共析钢 C. 过共析钢 D. 所有钢种

10. 共析钢在奥氏体的连续冷却转变产物中,不可能出现的组织是()。

- A. P B. S C. B D. M

11. 退火是将工件加热到一定温度,保温一段时间,然后采用的冷却方式是()。

- A. 随炉冷却 B. 在油中冷却 C. 在空气中冷却 D. 在水中冷却

12. 钢的本质晶粒度是指()。

- A. 钢在加热过程中刚完成奥氏体转变时的奥氏体晶粒大小
B. 钢在各种具体热加工后的奥氏体晶粒大小
C. 钢在规定加热条件下奥氏体晶粒长大倾向性的高低
D. 钢在供应状态下的晶粒大小

13. T8 钢加热为奥氏体后,在 580℃ 等温转变完成后的组织为()。

- A. 贝氏体 B. 托氏体 C. 马氏体 D. 珠光体
14. 下面几种说法中正确的是()。
- A. 软氮化又称低温氮碳共渗,是以渗碳为主的一种热处理工艺。
- B. 调质处理就是调整钢的成分,从而改变钢的性能的一种热处理工艺。
- C. 生产中对精密量具用冷处理,即将工件淬火冷却至室温后,随即放在零度以下的冷却介质中冷却的一处理方法。
- D. 渗碳工件渗碳之后必须进行淬火 + 高温回火才能保证心部的高韧性和表面的高硬度。
15. 若合金元素能使 C 曲线右移,钢的淬透性将()。
- A. 有时提高有时降低 B. 降低
- C. 提高 D. 不变
16. 奥氏体向珠光体的转变是()。
- A. 非扩散型转变 B. 扩散型转变
- C. 半扩散型转变 D. 切变型转变
17. 钢经调质处理后获得的组织是()。
- A. 回火马氏体 B. 回火托氏体 C. 下贝氏体 D. 回火索氏体
18. 下贝氏体是由()转变来的。
- A. 珠光体 B. 奥氏体 C. 马氏体 D. 索氏体
19. 马氏体的硬度主要取决于()。
- A. 冷却介质 B. 加热温度 C. 碳含量 D. 合金元素含量
20. 亚共析钢的正常淬火加热温度是()。
- A. A_{c1} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ B. A_{c3} 以下 $30 \sim 50^\circ\text{C}$
- C. A_{c3} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ D. A_{cm} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$
21. 球化退火主要用于()。
- A. 低碳钢 B. 中碳钢 C. 高碳钢 D. 各种含碳量的钢
22. 钢在淬火后获得的马氏体组织的粗细主要取决于()。
- A. 奥氏体的本质晶粒度 B. 奥氏体的实际晶粒度
- C. 奥氏体的起始晶粒度 D. 奥氏体的含碳量
23. 过共析钢的正常淬火加热温度是()。
- A. A_{cm} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ B. A_{c1} 以下 $30 \sim 50^\circ\text{C}$
- C. A_{c1} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ D. A_{c3} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$
24. T12 钢的正火处理就是将钢加热到()保温,然后空冷的工艺操作。
- A. A_{c1} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ B. A_{cm} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$
- C. A_{cm} 以下 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ D. A_{c3} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$
25. T12 钢的淬火处理就是将钢加热到()保温,然后水冷的工艺操作。
- A. A_{c1} 以下 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ B. A_{cm} 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$

- D. Ac_1 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ C. Ac_3 以下 $30 \sim 50^\circ\text{C}$
26. 粗加工前,为改善 20 钢切削加工性,应进行()。
- A. 正火处理 B. 退火处理 C. 调质处理 D. 渗碳处理
27. 共析钢加热到 $Ac_1 + 30 \sim 50^\circ\text{C}$,水冷后组织为()。
- A. 马氏体 + 贝氏体 B. 马氏体 + 铁素体 + 残余奥氏体
- C. 贝氏体 + 残余奥氏体 D. 马氏体 + 残余奥氏体
28. 为消除 T12 钢中严重的网状 Fe_3C 组织,应进行()。
- A. 正火处理 B. 球化处理 C. 调质处理 D. 表面淬火处理
29. 小试样的亚共析钢加热到 $Ac_1 \sim Ac_3$ 之间某温度,水冷后组织为()。
- A. 马氏体 + 珠光体 B. 马氏体 + 残余奥氏体
- C. 马氏体 + 渗碳体 + 残余奥氏体 D. 马氏体 + 铁素体 + 残余奥氏体
30. 下列材料中,淬硬性高的是()。
- A. 45 B. 9SiCr C. 12Cr2Ni4WA D. 20CrMnTi

10.2 填空题

1. 共析钢中奥氏体的形成过程是:(奥氏体晶核的形成),(奥氏体晶核的长大),残余 Fe_3C 溶解,奥氏体均匀化。
2. 碳氮共渗是将(碳)和(氮)同时渗入工件表面的一种化学热处理方法,它以渗(碳)为主。
3. 软氮化,即氮碳共渗,它是指钢件在渗入(氮)的同时还有少量的(碳)渗入。
4. 马氏体是碳在($\alpha - Fe$)中的(过饱和固溶体)组织。
5. 钢的中温回火的温度范围在($350 \sim 500^\circ\text{C}$),回火后的组织为(回火托氏体)。
6. 共析钢中奥氏体的形成过程是:奥氏体形核,奥氏体长大,(残余渗碳体的溶解),(奥氏体成分均匀化)。
7. 钢的低温回火的温度范围在($150 \sim 250^\circ\text{C}$),回火后的组织为(回火马氏体和残余奥氏体)。
8. 钢在回火时,随着回火温度的升高,淬火钢的组织转变可以归纳为以下四个阶段:马氏体的分解,残余奥氏体的转变,(回火托氏体的形成),(渗碳体的聚集长大及回火索氏体的形成)。
9. 钢的高温回火的温度范围在($500 \sim 650^\circ\text{C}$),回火后的组织为(回火索氏体)。
10. 常见钢的退火种类有:完全退火,(球化退火)和(去应力退火)。
11. 根据共析钢的 C 曲线,过冷奥氏体在 A1 线以下转变的产物类型有(珠光体型),(贝氏体型)和马氏体型组织。
12. 材料在一定的淬火剂中能被淬透的(深度)越大,表示(淬透性)越好。
13. 钢的热处理是通过钢在固态下(加热)、保温和(冷却)的方法来改变(组织),从而获得所需要的性能的工艺方法。
14. 共析钢的马氏体转变温度 M_s 约为(230°C),马氏体的显微组织与含碳量有关,含碳量高的马氏体呈(片)状,含碳量低的马氏体呈(板条)状。
15. 常用淬火冷却介质有(水)、(油)和各种低温盐浴、碱浴等。
16. 共析钢的等温转变曲线中,高温转变温度在($A_1 \sim 550^\circ\text{C}$),转变产物分别为(珠光体)、(索氏

体)和(托氏体);中温转变温度为($550^{\circ}\text{C} \sim M_s$),转变产物分别为(上贝氏体)和(下贝氏体)。

17. 钢的回火按回火温度及所得组织可分为(低温回火)、(中温回火)和(高温回火)三类。

18. 钢材切削加工最佳硬度为 $170 \sim 210\text{HB}$,生产中为提高低碳钢的硬度,往往采用(正火)的热处理工艺;为降低高碳钢的硬度,采用(球化退火)的热处理工艺。

19. 钢的热处理包括三个阶段,即(加热)、保温和(冷却)。

第 11 讲

第十一章 工业用钢

11.1 判断题

1. 所有的合金元素都能提高钢的淬透性。 (×)
2. 在相同强度情况下合金钢要比碳钢的回火温度高。 (√)
3. 合金钢的牌号中一定包含有至少一个合金元素符号。 (×)
4. 在相同的回火温度下,合金钢比同样含碳量的碳素钢具有更高硬度。 (√)
5. 低合金钢是指含碳量低于 25% 的合金钢。 (×)
6. 3Cr2W8V 钢 D 的平均含碳量为 0.3%, 所以他是合金结构钢。 (×)
7. 合金渗碳钢都是低碳钢。 (√)
8. 合金工具钢都是高碳钢。 (×)
9. 合金钢只有经过热处理,才能显著其高起力学性能。 (√)
10. GCr15 钢是滚动轴承钢,但又可制造量具、刀具和冷冲模具等。 (√)
11. 热硬性高的钢必定有较高的回火稳定性。 (√)
12. Cr12W8V 是不锈钢。 (×)
13. 不锈钢中含碳量越高其耐腐蚀性越好。 (×)
14. 滚动轴承钢是高碳钢。 (√)
15. 38CrMoAlA 的最后一个字母 A 代表该钢再温室下的组织为奥氏体。 (×)
16. 一般合金钢的淬透性优于与之相同成分含碳量的碳钢。 (×)
17. 元合金系中两组元金要在液态和同态下能够相互溶解,并能在同态下形成同溶体,其相图就属匀晶相图。 (√)
18. 金属和合金中的晶体缺陷使得力学性能变坏,故必须加以消除。 (×)
19. 低合金高强度钢加入的主要合金元素有 Mn、Si、V、Nb 和 Ti 等,它们大多小能在热轧或正火状态下使用,一般要进行热处理后方可使用。 (√)
20. 金属在外力作用下产生的变形都不能恢复。 (×)
21. 所有金属在拉伸试验过程中都会产生“屈服”现象和“颈缩”现象。 (√)
22. 一般低碳钢的塑性优于高碳钢,而硬度低于高碳钢。 (√)
23. 低碳钢、变形铝合金等塑性良好的金属适合于各种塑性加工。 (√)
24. 布氏硬度试验法适合于成品的硬度测量。 (×)
25. 硬度试验测试简便,属非破坏性试验,且能反映其他力学性能,因此是生产最常见的力学性能测试法。 (√)
26. 材料韧性的主要判别是冲击吸收功。 (×)

27. 一般金属材料在低温时比高温时脆性大。

(√)

11.2 选择题

1. $GCr15$ () %

A. 0. 15

B. 1. 5

C. 15

2. $40MnVB$ 中硼元素的只要做作用是()

A. 强化铁素体

B. 提高回火稳定性

C. 提高淬透性

3. $20CrMnTi$ 钢中 Ti 元素的主要作用是()

A. 细化晶粒

B. 提高淬透性

C. 强化铁素体

4. 合金渗碳钢渗碳后必须进行()热处理才能使用。

A. 淬火 + 低温回火

B. 表面淬火 + 中温回火. 淬火 + 高温回火

5. $38CrMoAl$ 钢是属于()

A. 调制钢

B. 渗碳钢

C. 弹簧钢

6. 钢的热硬性是指钢在高温下保持()的能力。

A. 高强度

B. 高硬度和高耐磨性

C. 高抗氧化

7. 共析钢奥氏体过冷到 350°C 等温将得到()。

A. 马氏体

B. 珠光体

C. 屈氏体

8. 过共析钢适宜的淬火温度范围在()。

A. A_{c1} 以上 $30 - 50^{\circ}\text{C}$

B. A_{c3} 以上 $30 - 50^{\circ}\text{C}$

C. A_{cm} 以上 $30 - 50^{\circ}\text{C}$

9. 为使低碳钢便于切削加工,应采用()热处理。

A. 完全退火

B. 球化退火

C. 正火

10. 高碳工具钢预备热处理一般采用()。

A. 完全退火

B. 球化退火

C. 正火

11. 马氏体的硬度主要取决于()。

A. 淬火加热温度

B. 马氏体中含碳量

C. 淬火冷却速度

12. 由于奥氏体组织具有强度低、塑性好,便于()的特点,因此,钢材轧制和锻造多在单一奥氏体组织温度范围内。

A. 塑性变形

B. 弹性变形

C. 焊接

13. 由于多晶体是(),符合晶体的力学特征,所以它具有各异性。

A. 晶粒

B. 晶体

C. 晶界

14. 由于晶体缺陷使正常的晶格发生了扭曲,造成晶格畸变。晶格畸变使得金属能量(),金属的强度、硬度和电阻减小。

A. 上升

B. 下降

C. 不变

16. 金属和合金中的()缺陷使得力学性能变坏,故必须加以消除。

A. 原子

B. 分子

C. 晶体

17. 硫和磷都是钢中的有(),硫能导致钢的冷脆性,而磷能导致钢的热脆性。

A. 有害杂质

B. 无害杂质

C. 有害有益

18. Q235 - A. F 表示抗拉强度为 235Mpa 的()沸腾钢。

- A. C 级 B. B 级 C. A 级

19. 碳素工具钢都是()优质钢。

- A. 高级 B. 中级 C. 低级

11.3 试述普通低合金钢的性能特点(同普通碳素钢比)?

解:低普钢具有高的屈服强度与良好的塑性、韧性。通过合金元素(主要是锰、硅)强化作用,使低合金结构钢的屈服强度较碳素结构钢提高 30% ~ 50% 以上,特别是屈强比的提高更为明显;低合金结构钢的含碳量低,加入铌、钛、钒还可抑制焊缝区的晶粒长大,有良好的焊接性。加入合金元素铜、磷以及铝等,可使耐蚀性明显提高。尤其是铜和磷复合加入时效果更好。

第 12 讲

第十二章 铸铁

12.1 判断题

1. 可锻铸铁比灰铸铁的塑性好,因此可以进行锻压加工。 (×)
2. 厚铸铁件的表面硬度总比内部高。 (√)
3. 可锻铸铁只适用于制造薄壁铸件。 (√)
4. 灰铸铁的强度、素性和韧性远不如钢。 (√)
5. 黑墨铸铁可以通过热处理改变其基体组织,从而改变其性能。 (√)
6. 可锻铸铁的碳和硅的含量要是当地底一些。 (√)
7. 灰铸铁是目前使用最广泛的铸铁。 (√)
8. 白口铸铁的硬度适中,易于切削加工。 (×)
9. 白口铸铁中的碳绝人多数足以渗碳体的形式存在,所以其具有高硬度、抗磨性和低脆性。 (√)
10. 高碳钢的力学性能优于中碳钢。 (×)
11. 中碳钢的力学性能优于低碳钢。 (√)
12. 铸钢比铸铁的力学性能好,但铸造性能差。 (√)
13. 石墨在铸铁中是有害无益。 (×)
14. 白口铸铁具有高的硬度,所以可用于制作刀具。 (√)
15. 可锻铸铁是一种可以锻造的铸铁。 (√)
16. 灰铸铁的力学性能特点是抗压不抗拉。 (×)
17. 完全退火是目前广泛应用于碳钢和碳合金钢的铸、轧制件等的退火工艺。 (√)
18. 对过烧的工件可以用正火或退火的返修办法来消除。 (√)
19. 合金钢由于合金元素的加入,提高了钢的屈服强度,因此和碳钢相比显著的减少了淬火引起的变形。 (×)
20. 对于淬火温度过高而造成淬火硬度不足的工件,可在较低温度下重新淬火进行补救。 (√)
21. 相图虽然能够表明合金可能进行热处理的种类,但并能为制定热处理工艺参数提供参考依据。 (√)
22. 元合金相图两相区中两平衡相的相对重量计算也同样适用。 (√)
23. 钢中随着碳质龄分数由小到大,渗碳体量逐渐增多,铁素体量逐渐减少,铁碳合金的硬度越来越高,而塑性、韧性越来越低。 (√)
24. 靠近共晶成分的铁碳合金小仅熔点低,而且凝同温度也较小,故具有良好的铸造性,这类合金适用于铸造。 (√)
25. 钢的淬火温度越高,得到的硬度越高、韧性越低。 (√)

26. 一般合金钢的淬透性优于与之相同成分含碳量的碳钢。(√)
27. 高碳钢的力学性能优于中碳钢,中碳钢的力学性能优于低碳钢。(√)
28. 优质碳素结构钢主要用于制造机械零件。(√)
29. 由于狄铸铁中碳和杂质元素含量高,所以力学性能特点是硬而脆。(√)
30. 石墨在铸铁中是有害无益的。(×)
31. 白 U 铸铁具有高的硬度,所以可用于制作刀具。(√)
32. 可锻铸铁是一种可以锻造的铸铁。(√)

12.2 选择题

1. 为提高灰铸铁的表面硬度和耐磨性,采用()热处理效果较好。
A. 渗碳后退火 + 低温回火 B. 电加热表面淬火 C. 等温淬火
2. 球墨铸铁经()可获得铁素体基体组织,经()可获得珠光体基体组织,经()可获得下贝氏体基体组织。
A. 正火 B. 退火 C. 等温淬火
3. 选择下列零件的材料:机床床身()。
A. HT200 B. KTH350 - 10 C. QT500 - 05
4. 铸铁中的碳以石墨形态析出的过程称为()
A. 石墨化 B. 变质处理 C. 球化处理
5. 下列材料中()钢适宜制作冲压工件。
A. 45 B. 65Mn C. 08F
6. 对铸铁进行热处理可以改变铸铁组织中的()。
A. 石墨形态 B. 基体组织 C. 石墨形态和基体组织
7. 灰铸铁牌号 HT250 中的数字 250 表示()。
A. 抗拉强度 B. 屈服点 C. 冲击吸收功
8. 机床床身、机胜、机架、箱体等铸件适宜采用()铸造。
A. 灰铸铁 B. 可锻铸铁 C. 球墨铸铁
9. 球化退火一般适应于()
A. 高碳钢 B. 低碳钢 C. 中碳钢
10. 钢在调至处理后的组织是()
A. 回火马氏体 B. 回火索氏体 C. 回火屈氏体
11. 钢在加热时,判断过烧现象的依据是()
A. 表面氧化 B. 奥氏体晶界发生氧化或熔化,奥氏体晶粒粗大
12. 化学热处理与其他热处理方法的主要区别是()
A. 加热温度 B. 组织变化 C. 改变表面化学成分
13. 零件渗透后一般需经()处理,才能达到表面硬而耐磨的目的。
A. 淬火 + 低温回火 B. 表面淬火 + 中温回火 C. 调质
14. 决定钢淬硬性高低的主要因素是钢的()。

- A. 含锰量 B. 含碳量 C. 含硅量
15. 渗碳零件一般要选择()碳成分的钢。
A. 高 B. 中 C. 低
16. ()都是硬而脆的相。
A. 贝氏体 B. 奥氏体 C. 马氏体
17. 淬火后的钢一般需要进行及时()。
A. 正火 B. 退火 C. 回火
18. 钢的最高淬火硬度,只要取决于钢中()的含碳量、
A. 贝氏体 B. 奥氏体 C. 渗碳体
19. 完全退火不适用于()。
A. 低碳钢 B. 中碳钢 C. 高碳钢
20. 钢()后,无需淬火既有很高的硬度及耐磨性
A. 渗碳 B. 渗氮 C. 渗透
21. 钢的晶粒因过热而粗化时,就有()倾向
A. 变硬 B. 变脆 C. 变软
22. ()是日前广泛应用于碳钢和碳合金钢的铸、轧制件等的退火工艺。
A. 球化退火 B. 去应力退火 C. 完全退火
23. 高速钢的热硬性可达(),常用于制造切削速度较高的刀具,且在切削时能长期保持刀口锋利,故又称锋钢。
A. 500℃ B. 600℃ C. 700℃
24. ()具有较高的强度、硬度和较好的塑性、韧性、
A. 贝氏体 B. 奥氏体 C. 渗碳体、
25. 淬硬性是指在规定条件下,决定钢材淬硬深度和()分布的特性。即钢淬火时得到淬硬层深度大小的能力。
A. 深度 B. 脆度 C. 硬度
26. 由于正火较退火冷却速度快,过冷独度大,转变温度较低,获得组织较细,因此同一种钢,()要比()的强度和硬度高
A. 正火 B. 退火 C. 回火
27. 对过烧的工件可以用()或退火的返修办法来消除。
A. 淬火 B. 回火 C. 正火
28. 对于火性敏感的材料,可以采用快冷的方式用()或()冷,以避免发生脆性。
A. 水 B. 油 C. 冰
29. 实际加热时的临界点总是()于像图上的临界点。
A. 高 B. 底 C. 平行

12.3 填空题

1. 铸铁是含碳量2.5~4% (或大于2.11%的铁碳合金。

2. 铸铁的含碳量在2.11 ~ 6.69%之间。当这些碳以渗碳体的形式存在时,该铸铁称为白口铸铁,以片状石墨的形态存在的,称为灰口铸铁。

3. 根据碳的存在形式,铸铁可分为白口铸铁、灰口铸铁和麻口铸铁。

4. 根据铸铁中石墨的形态,铸铁又可分为灰口铸铁、可锻铸铁、球墨铸铁和蠕墨铸铁。

12.4 多项选择题

1. 铸铁中的碳除溶于铁素体外,其余的碳全部以渗碳体形式存在,这种铸铁的断口呈____色,称为____铸铁。

- A. 白色 B. 灰色 C. 黑色 D. 白口 E. 灰口

12.5 化学成分和冷却速度对铸铁石墨化有何影响?

答:化学成分:

1) 碳和硅:碳和硅是强烈促进石墨化元素,铸铁中碳和硅的含量越高,石墨化越充分。

2) 锰:锰是弱阻止石墨化元素,但锰与硫化合生成硫化锰,减弱了硫的有害作用,故铸铁中有适量的锰能间接促进石墨化。

3) 硫:硫是强烈阻碍石墨化元素。

4) 磷:磷对石墨化没什么影响。

冷却速度:冷却速度越慢,原子扩散时间越充分,越有利于石墨化。

12.6 连线题

连接下列常用材料的牌号

Ht250	珠光体可锻铸铁
KTH350-10	黑心可锻铸铁
KTZ500-04	蠕墨铸铁
QT600-02	灰口铸铁
RuT420	球墨铸铁

第 13 讲

复习题(一)

13.1 名词解释

1. 晶体

原子按一定方式在三维空间内周期性地规则重复排列,有固定熔点、各向异性。

2. 中间相

两组元 A 和 B 组成合金时,除了形成以 A 为基或以 B 为基的固溶体外,还可能形成晶体结构与 A, B 两组元均不相同的新相。由于它们在二元相图上的位置总是位于中间,故通常把这些相称为中间相。

3. 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。

4. 有序固溶体

当一种组元溶解在另一组元中时,各组元原子分别占据各自的布拉维点阵的一种固溶体,形成一种各组元原子有序排列的固溶体,溶质在晶格完全有序排列。

5. 非晶体

原子没有长程的周期排列,无固定的熔点,各向同性等。

6. 致密度

晶体结构中原子体积占总体积的百分数。

7. 间隙相

当非金属(X)和金属(M)原子半径的比值 $r_X/r_M < 0.59$ 时,形成的具有简单晶体结构的相,称为间隙相。

8. 点阵畸变

在局部范围内,原子偏离其正常的点阵平衡位置,造成点阵畸变。

9. 置换固溶体

当溶质原子溶入溶剂中形成固溶体时,溶质原子占据溶剂点阵的阵点,或者说溶质原子置换了溶剂点阵的部分溶剂原子,这种固溶体就称为置换固溶体。

10. 间隙固溶体

溶质原子分布于溶剂晶格间隙而形成的固溶体称为间隙固溶体。

11. 晶胞

在点阵中取出一个具有代表性的基本单元(最小平行六面体)作为点阵的组成单元,称为晶胞。

12. 金属键

自由电子与原子核之间静电作用产生的键合力。

13. 固溶体

是以某一组元为溶剂,在其晶体点阵中溶入其他组元原子(溶剂原子)所形成的均匀混合的固态溶体,它保持溶剂的晶体结构类型。

14. 空间点阵

指几何点在三维空间作周期性的规则排列所形成的三维阵列,是人为的对晶体结构的抽象。

15. 范德华键

由瞬间偶极矩和诱导偶极矩产生的分子间引力所构成的物理键。

16. 同质异构体

化学组成相同由于热力学条件不同而形成的不同晶体结构。

17. 布拉菲点阵

除考虑晶胞外形外,还考虑阵点位置所构成的点阵。

18. 配位多面体

原子或离子周围与它直接相邻结合的原子或离子的中心连线所构成的多面体,称为原子或离子的配位多面体。

19. 拓扑密堆相

由两种大小不同的金属原子所构成的一类中间相,其中大小原子通过适当的配合构成空间利用率和配位数都很高的复杂结构。由于这类结构具有拓扑特征,故称这些相为拓扑密堆相。

20. 间隙化合物

当非金属(X)和金属(M)原子半径的比值 $r_X/r_M > 0.59$ 时,形成具有复杂晶体结构的相,106、大角度晶界:多晶材料中各晶粒之间的晶界称为大角度晶界,即相邻晶粒的位相差大于 10° 的晶界。

21. 固溶强化

由于合金元素(杂质)的加入,导致的以金属为基体的合金的强度得到加强的现象。

22. 电子化合物

电子化合物是指由主要电子浓度决定其晶体结构的一类化合物,又称休姆-罗塞里相。凡具有相同的电子浓度,则相的晶体结构类型相同。

23. 交滑移

当某一螺型位错在原滑移面上运动受阻时,有可能从原滑移面转移到与之相交的另一滑移面上去继续滑移,这一过程称为交滑移。

24. 弥散强化

许多材料由两相或多相构成,如果其中一相为细小的颗粒并弥散分布在材料内,则这种材料的强度往往会增加,称为弥散强化。

25. 不全位错

柏氏矢量不等于点阵矢量整数倍的位错称为不全位错。

26. 扩展位错

通常指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形态。

27. 螺型位错:位错线附近的原子按螺旋形排列的位错称为螺型位错。

28. 多滑移

当外力在几个滑移系上的分切应力相等并同时达到了临界分切应力时,产生同时滑移的现象。

29. 全位错

把柏氏矢量等于点阵矢量或其整数倍的位错称为全位错。

30. 滑移系

晶体中一个滑移面及该面上一个滑移方向的组合称一个滑移系。

31. 刃型位错

晶体中的某一晶面,在其上半部有多余的半排原子面,好像一把刀刃插入晶体中,使这一晶面上下两部分晶体之间产生了原子错排,称为刃型位错。

32. 细晶强化

晶粒愈细小,晶界总长度愈长,对位错滑移的阻碍愈大,材料的屈服强度愈高。晶粒细化导致晶界的增加,位错的滑移受阻,因此提高了材料的强度。

33. 双交滑移

如果交滑移后的位错再转回和原滑移面平行的滑移面上继续运动,则称为双交滑移。

34. 单位位错

把柏氏矢量等于单位点阵矢量的位错称为单位位错。

35. 晶界偏聚

由于晶内与晶界上的畸变能差别或由于空位的存在使得溶质原子或杂质原子在晶界上的富集现象。

36. 孪晶

孪晶是指两个晶体(或一个晶体的两部分)沿一个公共晶面构成镜面对称的位向关系,这两个晶体就称为孪晶,此公共晶面就称孪晶面。

37. 晶界

晶界是成分结构相同的同种晶粒间的界面。

38. 位错

是晶体内的一种线缺陷,其特点是沿一条线方向原子有规律地发生错排;这种缺陷用一线方向和一个柏氏矢量共同描述。

39. 亚晶粒

一个晶粒中若干个位相稍有差异的晶粒称为亚晶粒。

40. 亚晶界

相邻亚晶粒间的界面称为亚晶界。

41. 晶界能

不论是小角度晶界或大角度晶界,这里的原子或多或少地偏离了平衡位置,所以相对于晶体内部,晶界处于较高的能量状态,高出的那部分能量称为晶界能,或称晶界自由能。

42. 表面能

表面原子处于不均匀的力场之中,所以其能量大大升高,高出的能量称为表面自由能(或表面

能)。

43. 界面能

界面上的原子处在断键状态,具有超额能量。平均在界面单位面积上的超额能量叫界面能。

44. 柏氏矢量

描述位错特征的一个重要矢量,它集中反映了位错区域内畸变总量的大小和方向,也使位错扫过后晶体相对滑动的量。

45. 位错滑移

在一定应力作用下,位错线沿滑移面移动的位错运动。

46. 小角度晶界

相邻亚晶粒之间的位相差小于 10° ,这种亚晶粒间的晶界称为小角度晶界,一般小于 2° ,可分为倾斜晶界、扭转晶界、重合晶界等。

第 14 讲

复习题(二)

14.1 名词解释

1. 致密度

表示晶胞中原子所占体积与晶胞体积的比值,是衡量原子排列紧密程度的参数,致密度越大,晶体中原子排列越紧密,晶体结构越致密。

2. 相

合金中具有同一聚集状态、同一晶体结构、成分基本相同、并有明确界面与其他部分相分开的均匀组成部分。

3. 固溶体

指以合金某一组元为溶剂,在其晶格中溶入其他组元原子(溶质)后所形成的一种合金相,其特征是仍保持溶剂晶格类型,结点上或间隙中含有其他组元原子。

4. 离异共晶

成分点靠近共晶转变线两端的亚共晶和过共晶合金,结晶后组织中初晶量多,共晶体数量少,而且共晶体中与初晶相同的一相与初晶结合在一起,将共晶体中另一相推至晶界,造成的共晶体两相分离的非平衡组织。

5. 平衡分配系数

固溶体合金在结晶过程中具有选分结晶的特点。因此在一定温度下平衡时,固相成分与液相成分之比称为平衡分配系数。该参数反映了溶质在固液两相中的分配系数及溶质对合金熔点的影响程度。

6. 反应扩散

在固态扩散的过程中,如果渗入元素在金属中溶解度有限,随着扩散原子增多,当渗入原子的浓度超过饱和溶解度时则形成不同于原相的固液体或中间相,从而使金属表层分为出现新相和不出现新相的两层,这种通过扩散而形成新相的过程称为反应扩散。

7. 固溶强化

当形成固溶体后,溶剂晶格中因溶有溶质原子而产生晶格畸变,溶质原子的应力场会与位错产生交互作用而阻碍位错运动,增大了位错运动的阻力,使得临界分切应力远比纯金属打滑,移动系开动比纯金属困难,使材料的塑性变形抗力提高,硬度、强度上升,而塑性、韧性下降的现象称为固溶强化。

8. 退火

将金属及其合金加热至相变温度以上,保温一段时间,然后以较为缓慢的速度冷却,以获得近于平衡组织的热处理工艺称为退火。

9. 柏氏矢量

用来描述位错引起晶格畸变的物理量。该矢量的模是位错的强度,表示晶格总畸变的大小,其方向表示晶格点畸变的方向。一般情况下,该矢量越大,晶体畸变的程度越大。

10. 成分过冷

固溶体合金凝固时,由于液相中溶质的分布发生变化,合金熔点也发生变化,即使实际温度分布不变,固液界面前沿的过冷度也会发生变化。所以固溶体合金的过冷度是由变化着的合金的熔点与实际温度分布两个方面的因素共同决定的。这种因液相成分变化而形成的过冷称为成分过冷。

14.2 填空

1. 典型金属的晶体结构有(*fcc*)(*bcc*)和(*hcp*),其配位数相应为(12)(8)和(12)。
2. 置换固溶体的溶解度与原子尺寸因素、(电负性)、电子浓度因素和(晶体结构)有关。
3. 当过冷液体中出现一个晶胚时,总的自由能变化 ΔG 可写为($\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 + \sigma 4\pi r^2$),当 $d\Delta G/dr = 0$ 时,所得的 r 值称为(临界晶核半径)其大小决定于(过冷度)和(比表面能), r^* 变小意味着形核数目(增多)。
4. 根据相律三元系最大平衡相数为(4)此时自由度为(零)在相图上表现为(平面)
5. 位错在滑移面上的运动称为(滑移),作垂直滑移面的运动称为(攀移)螺旋位错不能进行(攀移)
6. 面心立方金属的滑移面是($\{111\}$),滑移方向是($\langle 110 \rangle$)可组成(12)个滑移系。
7. 扩散第一定律适用于稳态扩散,其数学表达式可写成($J = -Ddc/dx$)。扩散通量的单位是($1/cm^2 \cdot s$),符号为(负号)表示扩散由高浓度向低浓度方向进行。
8. 溶质原子半径与溶剂原子半径相近的可形成(置换)固溶体,两者半径相差较大时是(间隙)固溶体,铁素体是一种(间隙)固溶体。
9. 奥氏体形核时不仅需要(结构)起伏、(能量)起伏,此外还需要(成分)起伏。
10. 晶体固液界面分为光滑界面和粗糙界面,按照长大速度由慢到快其长大方式依次为(二维晶核长大)(晶体缺陷长大)和(垂直长大)
12. 位错的两种基本类型为(刃型位错)和(螺型位错),其中刃型位错的位错的位错线方向与柏氏矢量的关系为(垂直)。
14. 上坡扩散是指扩散原子从(低浓度)向(高浓度)的扩散,产生上坡扩散的原因是合金系中存在着(化学势梯度)。
15. 在均匀形核时,设晶核的形状为边长是 a 的立方体,则临界晶核边长为($\frac{-4\sigma^3}{\Delta G_v^2}$),临界形核功为($\frac{32\sigma^3}{\Delta G_v^2}$)(已知 ΔG_v)
16. 多晶体塑性变形的特点是(不等时)性、(协调)性和(不均匀)性。
17. 多晶体中的晶界有大角与小角晶界之分,通常大角与小角晶界的鉴定角度是(10),其角度的含义是(相邻晶粒的位向差)。对于小晶界按其特征又划分为(扭转)(倾侧)和(重合)等多种类型。
18. 根据相律,三元系最大平衡相数为(4),此时自由度(0),在相图上表现为(水平面)。

19. 扩散第一定律只适合于(稳态)条件,第一定律所表达的基本含义是:在($\frac{dc}{dt}=0$)的条件下,制药浓度梯度存在就会有扩散发生,而且扩散通量与浓度梯度成(正比)变化。扩散流动方向是由(高)浓度向(低)浓度。

20. 固溶体合金结晶过程中遵循形核和核长大规律,但它不同于纯金属的是形核时还额外需要(成分)起伏,它也是在(变温)过程中进行的,同时在结晶过程中始终伴随着(异质原子/溶质原子)的扩散。

21. 晶体长大方式与(界面结构)有关,而晶体长大形态与(界面结构)有关,同时也与界面前沿的(温度梯度)分布有关。

22. 单晶体在发生塑性变形时,常见的方式有(滑移)、(孪生)和(扭折)。

23. 动态回复与动态再结晶是指在高温下进行形变,即变形过程中(形变硬化与软化)同时进行。

24. 冷变形后,再结晶后晶粒度大小的控制与(冷变形度)、原始晶粒尺寸、(再结晶温度)和杂质等有关。

25. 晶体在外力作用下内部运动着的位错会产生交截现象,即产生割阶与就这,其长度与相交截位错的(柏氏矢量的模)相同,而如果割阶的滑移与主位错线的滑移不一致,主位错线会拖拽割阶产生攀移运动,从而产生(割阶硬化)。

26. (11)金属塑性变形过程中发生孪生后,孪晶面两边的晶体位向呈现(对称关系),并且晶体是(均匀)切变的。

27. (13)冷塑变金属低温回复时,主要是(点缺陷的消失),高温回复时,主要是发生(多边化)。

28. (15)动态回复与动态再结晶是指在变形过程中(软化与形变硬化)同时进行

14.3 何为孪晶与退火孪晶?解释其各自的形成机制。

解:孪晶是指连个晶体(或一个晶体的两部分)沿一个共晶面构成界面对称的位向关系,这两部分晶体就叫做孪晶。孪晶依据其形成方式分为三种:变形孪晶(机械孪晶)、生长孪晶和退火孪晶。

退火孪晶是孪晶中的一种,它是指在某些面心立方金属,如 Cu、Ni 及镍合金、奥氏体钢等,在冷变形并再结晶退火后,在晶粒内部会形成具有平直界面的片状孪晶。这些孪晶的界面是{111}面。由于它们是在退火后才出现的,因而叫做退火孪晶。

孪晶的生成是由于孪生变形时,整个孪晶区发生均匀切变,其各层晶面的相对位移借助于一个不全位错运动造成的。以面心立方晶体为例,当形成孪晶时需要产生堆垛层错。例如面心立方晶体是以{111}面按 ABCABC...的顺序堆垛而形成的,可用 $\Delta\Delta\Delta\Delta\Delta\Delta\cdots$ 表示,如果从某一层开始,其堆垛顺序发生颠倒,称为 ABCACBACBA...,即 $\Delta\Delta\Delta \nabla \nabla \nabla \nabla \cdots$,则上下两部分晶体就构成了镜面对称的孪晶关系。可以看出...CAC 处相当于堆垛层错,接着就按倒过来的顺序堆垛,仍属正常的 FCC 堆垛顺序,但与出现层错之前的那部分晶体顺序刚好相反,故形成对称关系。而在这个过程中试借助于一个不全位错(肖克莱不全位错)运动造成的。

14.4 简述纯金属晶体长大的机制及其与固/液界面微观结构的关系。

解:纯金属晶体的固液界面一般为粗糙界面,因此对于纯金属晶体,在长大过程中,往往是按照粗糙界面的垂直长大方式长大,由于界面上有近 50% 的位置时空缺的,液相原子的添加不受位置的限

制,因此有利于原子连续的填充,从而使得固液界面沿法线方向迅速长大。

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

考试点
kaoshidian.com

第 15 讲

复习题(三)

15.1 分析固态相变的阻力以及对相变过程的影响。

解:界面能和弹性应变能均是固态相变的阻力。

固态相变时界面能的大小与形成的相界面结构有关,通常非共格界面的界面能最大,半共格界面的界面能次之,共格界面的界面能最小。界面能越高形成新相所需的形成功就越大。当相变的过冷度很大时,相变驱动力大,生成新相所需的临界尺寸小,使单位体积的新相有较大份额的界面,这种情况下界面能对形核起着主要的阻碍作用,因而多形成可以产生界面能较低的共格或半共格界面,以降低新相的形成功使固态相变形核容易进行。相反,当过冷度较小时,生成新相所需的临界尺寸较大,使单位体积新相界面所占份额减小,这种情况下界面能不再是形核的主要阻力,而有利于非共格形核。

固态相变时两相界面上弹性应变能的大小取决于两相界面上沿平行于界面的晶向上的原子间距差值的绝对值 $|a_\alpha - a_\beta|$,绝对值越大,弹性应变能越大。通常用错配度 δ 来表述:

$$\delta = \left| \frac{a_\alpha - a_\beta}{a_\alpha} \right|$$

当 $\delta < 0.05$ 时,相界面为共格界面;当 $0.25 > \delta > 0.05$ 时,相界面为半共格界面;当 $\delta > 0.25$ 时,相界面为非共格界面。弹性应变能也是相变时需要克服的阻力,也同样影响着相变过程。在过冷度较小的情况下,可以形成非共格界面,若此时两相比体积差较大,则新相形成薄片状以降低应变能;如果比体积差较小,应变能作用不大,则新相可以形成粒状以降低界面能。

15.2 试讨论金属晶体缺陷对其固态相变形核过程的影响。

解:母相中存在的晶体缺陷如空位、位错、层错、晶界、相界等对固态相变起促进作用。由于晶格缺陷处存在有晶格畸变能,在缺陷处形核形成功减小。此外,晶体缺陷对原子迁移和新相生长也具有促进作用。一般来说,母相的晶体缺陷越多、晶粒越细,新相形核部位越多,相变速度也越快。晶界形核:由于现界面的存在可以减少形核界面能,对形核起促进作用,新相和母相的界面只需部分重建且界面上原子扩散速率比晶内快,所以新相晶核往往优先在晶界处形成。位错形核:固态下,金属晶体中存在大量位错缺陷,固态相变新相晶核沿畸变能较高的位错线形核,使形核功减小。空位形核:空位缺陷对原子的迁移扩散具有加速作用,降低了扩散激活能对新相形核具有促进作用。

15.3 简述原子迁移对固态相变的影响。

解:固态相变中,当新相和母相的化学成分不同时,相变必须通过原子的迁移扩散才能完成,此时固态扩散成为相变的控制因素。固态金属中原子的扩散系数,即使在熔点附近也仅为液态的十万分之一,所以固态相变的转变速率很慢,可以有很大的过冷度。随着相变温度降低,过冷度增大,相变驱动力增大,形核率增高,相变速度加快;但当过冷度增大到一定程度,扩散成为相变的决定性因素,进一步增大过冷度,反而使得相变速度减小,甚至使原来的高温相变被抑制,产生无扩散相变。例如,共

析钢从奥氏体平衡冷却获得珠光体组织属扩散型相变,但在快速冷却(如水冷)条件下发生无扩散相变则得到亚稳的马氏体组织。

15.4 对比金属结晶,固态相变均匀形核时包括哪几方面的能量变化?

解:与金属结晶相比,固态相变的均匀形核增加了弹性应变能一项,使形核的阻力增大。

所以固态相变包括三方面的能量变化,一是体积自由能的降低,即原子由高自由能的母相转变成低自由能新相上引起的系统自由能的降低;而是新相与母相之间产生相界面引起界面自由能升高;三是新相与母相之间会产生弹性变形,引起弹性应变能升高。

15.5 固态相变均匀形核,设在母相中形成半径为 r 的新相晶胚,试求临界形核半径和临界形核功。(若已知新相与母相单位体积自由能变化为 ΔG_v ,单位体积应变能为 ε ,单位面积界面能为 σ)

解:根据题设条件,系统自由能变化可写成: $\Delta G = -V\Delta G_v + S\sigma + V\varepsilon$

$$\text{则: } \Delta G = -V\Delta G_v + S\sigma + V\varepsilon = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma + \frac{4}{3}\pi r^3 \varepsilon$$

$$\text{对 } r \text{ 求导有: } \Delta G' = -4\pi r^2 \Delta G_v + 8\pi r \sigma + 4\pi r^2 \varepsilon$$

$$\text{令 } \Delta G' = 0 \text{ 求得: } r^* = \frac{2\sigma}{\Delta G_v - \varepsilon}$$

$$\text{代入有: } \Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3(\Delta G_v - \varepsilon)^2}$$

$$\text{答:临界晶核半径 } r^* = \frac{2\sigma}{\Delta G_v - \varepsilon}, \text{临界形核功 } \Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3(\Delta G_v - \varepsilon)^2}$$

15.6 铜单晶体拉伸时,若力轴为 $[001]$ 方向,临界分切应力为 0.64MPa ,问多大的拉伸应力能使晶体开始滑移?

解:因为铜是面心立方所以滑移面是 $\{111\}$ 滑移方向是 $\langle 110 \rangle$,又因为力轴为 $[001]$,所以排除掉滑移方向为 $[110]$ 和 $[\bar{1}10]$ 的 4 个,还有八个等效滑移系。

$$\lambda = 45^\circ \quad \cos\lambda = \cos 45^\circ = \frac{\sqrt{2}}{2}$$

$$\cos\varphi = \frac{|1 \times 0 + 1 \times 0 + 1 \times 1|}{\sqrt{1^2 + 1^2 + 1^2} \times \sqrt{0^2 + 0^2 + 1^2}} = \frac{\sqrt{3}}{3}$$

$$\sigma = \frac{0.64}{\cos\lambda \cos\varphi} = 1.57\text{MPa}$$

15.7 分析三元共晶投影图的绘制方法,试利用三元共晶投影图,以任意一亚共晶成分的三元系合金为例分析其结晶过程,并说明每一阶段所得结晶组织含量的计算方法。

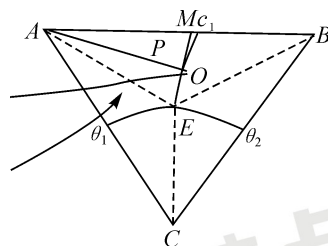
解:(1)以固态下互不固溶三元合金为例,如图:

①首先作出浓度三角形 ABC ;

②选取空间图上各个特殊点: E, e_1, e_2, e_3 ,在成分三角形上作出投影;

③连接 e_1E, e_2E, e_3E 三条液相变温线,交点 E 则为三相共晶点;

④由此可确定出各个面的投影,即:液相面为 $Ae_1Ee_3A, Be_1Ee_2B, Ce_2Ee_3C$;二相共晶开始面分别为



$Ae_1Ee_3A - Be_1Ee_2B, Ae_1Ee_3A - Ce_2Ee_3C, Ce_2Ee_3C - Be_1Ee_2B, ABC$ 为四相平衡平面。

由此作出了一个完整的投影图。

(2) 以合金成分 P 为例分析: 合金冷却到与液相面 Ae_1Ee_3A 相交时, 析出初晶 A , 此时进入两相区, 液相成分沿 AP 延长线变化, 随温度下降, 液相不断减少, A 不断增加, 当液相成分变到 e_1E 线上的 O 点时, 开始发生三相共晶 $L \rightarrow A + B$ 反应。继续降温, 液相成分沿 e_1E 线变到 E 点, 发生四相共晶反应 $L_g \rightarrow A + B + C$, 液相全部耗尽。室温组织最终为:

$$A_{\text{初晶}} + (A + B)_{\text{共晶}} + (A + B + C)_{\text{共晶}}$$

组织计算:

在两相区时, 液体与 A 两相平衡, 因此当液体成分达到 O 点时, 初晶的量达到最大, 可得到 $A\% = OP/OA \times 100\%$, 其余为剩余液相, 也即三相共晶与二相共晶的总量。

继续冷却时, 其时液体成分为 O 点, 在三相区进行相变, 当液体最终消失时, 成分点位三相共晶点 E , 那么, 二相共晶成分点应在 OE 线的延长线上, 同时二相共晶为 $(A + B)$, 因此, 该合金成分点又应在 AB 线内, 由此, 确定出二相共晶点应为 OE 与 AB 的交点 M 。

$$\text{所以 } (A + B)\% = OE/ME \times (1 - OP/OA) \times 100\%$$

$$(A + B + C)\% = OM/ME \times (1 - OP/OA) \times 100\%$$

15.8 试从结合键的角度讨论金属较无机非金属通常表现出较高的塑性或延展性的原因。

解: 金属材料的结合以金属键为主, 过渡族金属的结合键为金属键和共价键的混合, 无机非金属材料结合的主要方式为离子键和共价键。金属键的特点是电子共有化, 自由电子可在整个晶体中运动, 因此该键无饱和性和方向性。由于无饱和性和方向性, 因而每个原子可能和更多的原子相结合, 并趋于形成低能量的密堆结构。当金属受力变形而改变原子之间的相互位置时不至于使金属键破坏, 这就使金属具有良好的延展性。

离子键是以离子为结合单元, 其中的结合是依靠正负离子静电吸引力, 结合力较强, 因此很难产生自由运动的电子。而共价键是由两个或多个电负性相差不大的原子通过共用电子对而形成的化学键, 各个键之间都有确定的方位, 配位数比较小, 结合牢固, 相邻原子间的共用电子对不能自由运动, 具有方向性和饱和性, 因此一般而言塑、韧性差。