



材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

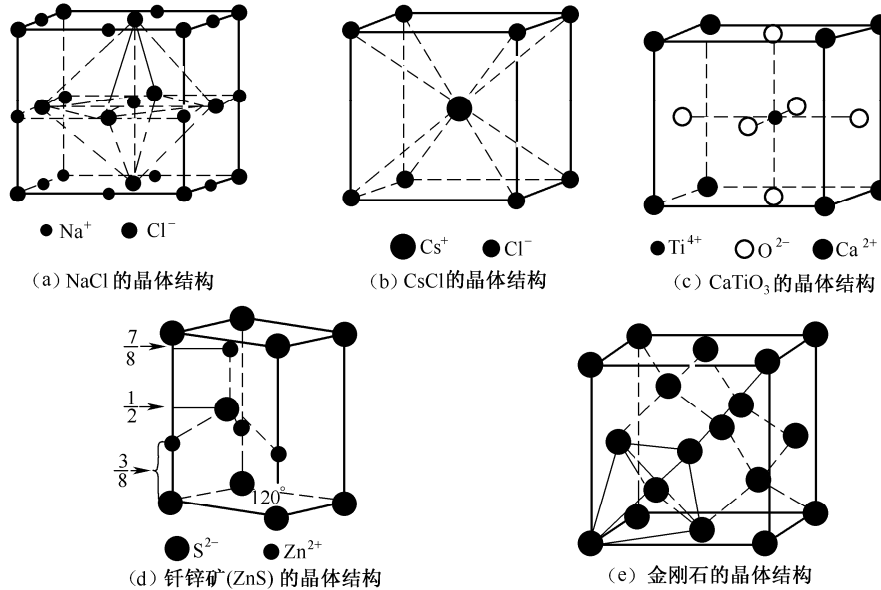
附 录

附 录	300
附录 1 清华大学 2009 年《材料科学基础》考研试题与答案	1
附录 2 吉林大学 2010 年《材料科学基础》考研试题与答案	7
附录 3 中南大学 2009 年《材料科学基础》考研试题与答案	16
附录 4 北京科技大学 2010 年《材料科学基础》考研试题与答案	20
附录 5 天津大学 2010 年《金属材料科学基础》考研试题与答案	26
附录 6 上海交通大学 2007 年《材料科学基础》考研试题与答案	35
附录 7 华中科技大学 2007 年《材料科学基础》考研试题与答案	39
附录 8 北京理工大学 2008 年《材料科学基础》考研试题与答案	42
附录 9 东北大学 2009 年《材料科学基础》考研试题与答案	48
附录 10 重庆大学 2011 年《金属学及热处理》考研试题与答案	52

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

附录 1 清华大学 2009 年《材料科学基础》考研试题与答案

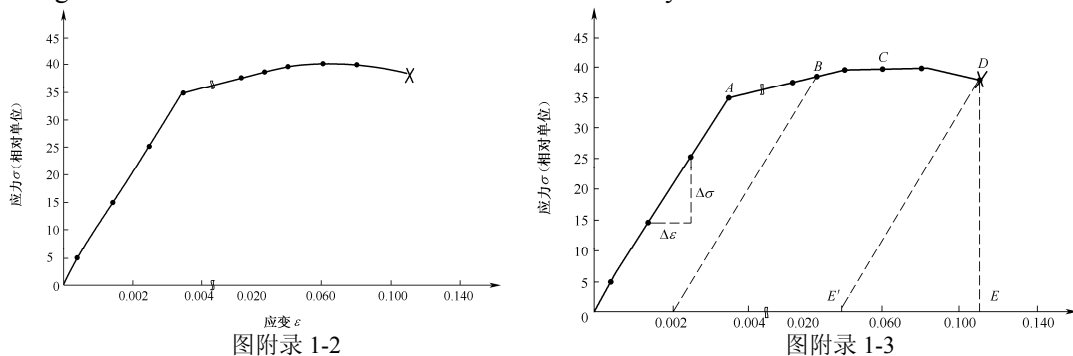
一、(5 分) 分别写出如图附录 1-1 所示五种晶体结构所属的拉维点阵类型。



图附录 1-1

答：(a) 为面心立方；(b) 为简单立方点阵；(c) 为简单立方点阵；(d) 为（简单）六方点阵；(e) 面心立方点阵。

二、(5 分) 在如图附录 1-2 所示的应力—应变曲线中，分别指出（标出对应的纵坐标或横坐标的位置即可）：①弹性极限（elastic limit）；②条件屈服强度（offset yield strength or yield strength） $\sigma_{0.2}$ ；③抗张强度（tensile strength）；④破坏强度（breaking strength）；⑤断裂延伸率（elongation to failure）；⑥弹性模量（modulus of elasticity）。

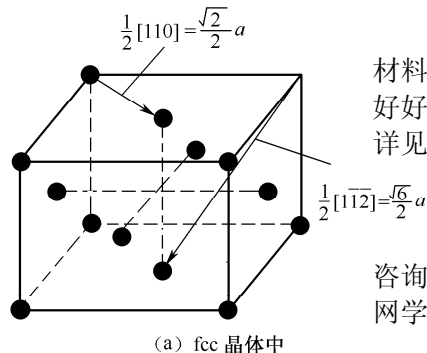


答：如图附录 1-3 所示。①弹性极限对应于 A 点的纵坐标；②条件屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 对应于 B 点的纵坐标；③抗张强度对应于 C 点（最高点）的纵坐标；④破坏强度对应于 D 点的纵坐标；

⑤断裂延伸率对应于 E 点或 E' 点的横坐标；⑥弹性模量 $= \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}$ 。

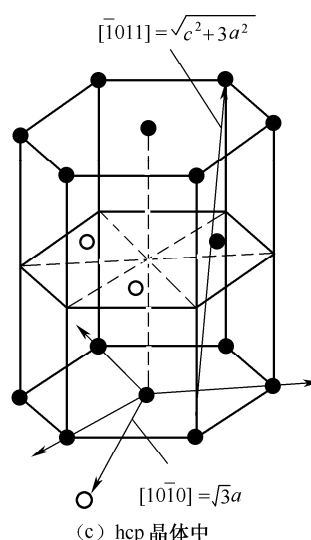
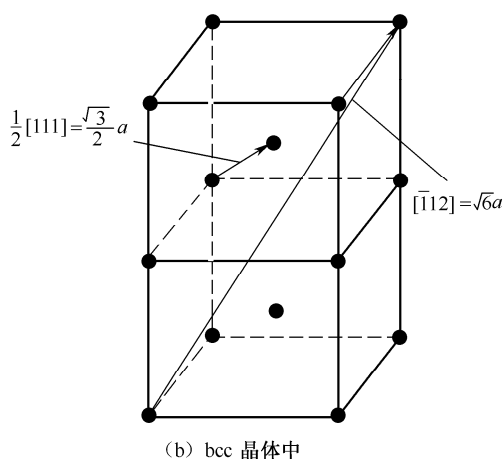
三、(5 分) 在晶胞图中给出下列晶向上的单位向量长度 (即最短原子间距, 用点阵常数表示): fcc 晶体中, $[110]$, $[\bar{1}\bar{1}2]$; bcc 晶体中, $[111]$, $[\bar{1}12]$; hcp 晶体中, $[10\bar{1}0]$, $[\bar{1}011]$ 。

答: 各晶体中对应的单位向量长度分别如图附录 1-4 (a)、(b)、(c) 所示。



材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!



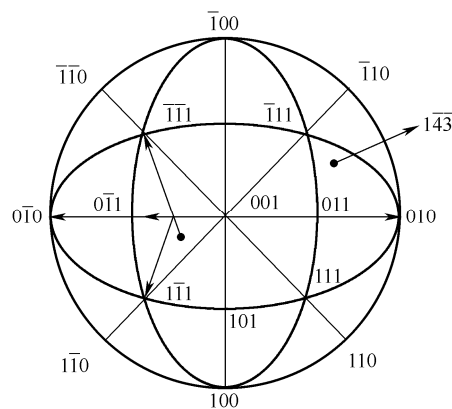
图附录 1-4

四、(15 分) 有一 bcc 单晶度棒, 棒轴为 $[\bar{1}23]$, 滑移面为 $\{110\}$, 现沿棒轴方向拉伸, 请分析:

- (1) 初始滑移系统。
- (2) 双滑移系统。
- (3) 开始滑移时的切变量 γ 。
- (4) 滑移过程中的转动规律和转轴。
- (5) 试棒的最终取向 (假定试棒在达到稳定取向不断裂)。

答: 如图附录 1-5 所示。

- (1) 棒轴 $[\bar{1}23]$ 位于取向三角形 $[001]$ - $[0\bar{1}1]$ -



图附录 1-5 bcc[001]标准投影图

$[1\bar{1}1]$ 中, bcc 的滑移系统为 $\{110\}\langle\bar{1}11\rangle$ 。

初始滑移系统: $(101)[\bar{1}11]$

(2) 双滑移系统: $(101)[\bar{1}11] + (\bar{1}01)[\bar{1}11]$

(3) 根据 $L = l + \gamma(l \cdot n)b$ 可得:

$$[uvw] = [\bar{1}23] + \gamma[\bar{1}23] \cdot \frac{[101][\bar{1}11]}{\sqrt{2}\sqrt{3}}$$

开始双滑移时:

$$[0vw] = [\bar{1}23] + \gamma[\bar{1}23] \cdot \frac{[101][\bar{1}11]}{\sqrt{2}\sqrt{3}}$$

整理得:

$$[0vw] = [\bar{1}23] + \gamma \frac{1+3}{\sqrt{6}}[\bar{1}11] = [\bar{1}23] + \frac{4\gamma}{\sqrt{6}}[\bar{1}11]$$

因此有: $0 = 1 - \frac{4\gamma}{\sqrt{6}}, v = -2 - \frac{4\gamma}{\sqrt{6}}, w = 3 + \frac{4\gamma}{\sqrt{6}}$

解得: $\gamma = \frac{\sqrt{6}}{4}, v = -3, w = 4$

可见, 开始滑移时的切变量为: $\gamma = \frac{\sqrt{6}}{4}$

(4) 单滑移时转轴为 $[\bar{1}23] \times [\bar{1}11] = [143]$, 双滑移时转轴为 $[100]$ 。

(5) 若假定试棒在达到稳定取向前不断裂, 则试棒的最终取向为 $[0\bar{1}1]$ 。

五、(5 分) 分析如图附录 1-6 所示位错环 \overline{ABCD} 的性质, 在切应力 τ 的作用下, 位错环及晶体形状将分别如何运动? (画出位错环运动过程中位错环及晶体形状的变化)

答: AB 为正刃型, CD 为负刃型, BC 为右螺型, DA 为左螺型。位错环向扩展如图附录 1-7 (a) 所示, 晶体形状变化如图附录 1-7 (b) 所示。

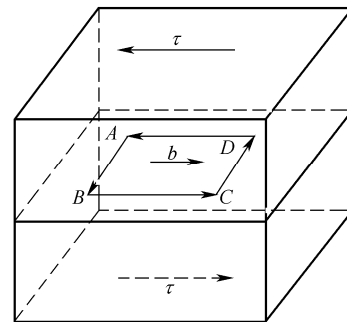
材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

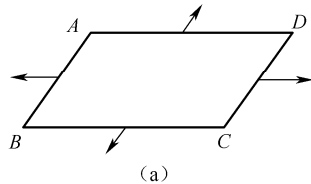
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

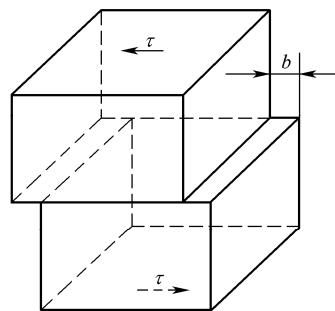
网学天地独家制作, 版权所有!



图附录 1-6



(a)



(b)

图附录 1-7

六、(10 分) 假设将纯铁工件在 800°C 进行渗碳, 且工件表面碳的质量分数为 6.69%。

(1) 示意画出工件表面至心部的碳质量分数为布曲线, 在所画曲线图中填写相应的相组

成物。

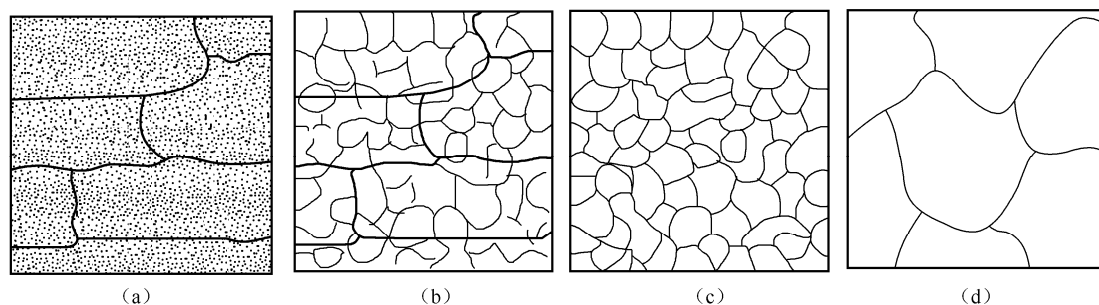
(2) 说明碳质量分数按照上述曲线分布的原因。

答: (1) 工件表面至心部的碳质量分数分布曲线以及相应的相组成物如图附录 1-8 所示。

(2) 在二元合金扩散时会发生反应扩散, 且经反应扩散的渗层组织中不存在两相混合区, 而且在相界面的浓度是突变的, 它对应于该相在一定温度下的极限溶解度。不存在两相混合区的原因可以用相的热力学平衡条件来解释: 如果渗层组织中出现两相共存区, 则两平衡相的化学势 u_i 必然相等, 即化学势梯度 $\frac{\partial u_i}{\partial x} = 0$, 这段区域

中就没有扩散驱动力, 扩散不能进行。因此在本题目的扩散中, 一旦达到相图相分解线成分, 便发生相变, 浓度发生突变。即在二元系扩散系统中, 只存在彼此相连的单相区, 单相区的浓度按抛物线规律不降, 而不存在平衡共存的两相区。

七、(10 分) 冷加工金属的微观组织, 如图附录 1-9 (a) 所示, 随温度升高 (在某一温度下保温足够长时间) 会发生从图附录 1-9 (a) ~ (d) 的变化, 试从微观组织 (包括驱动力和过程) 和宏观性能两个方面, 依次对上述变化加以解释。

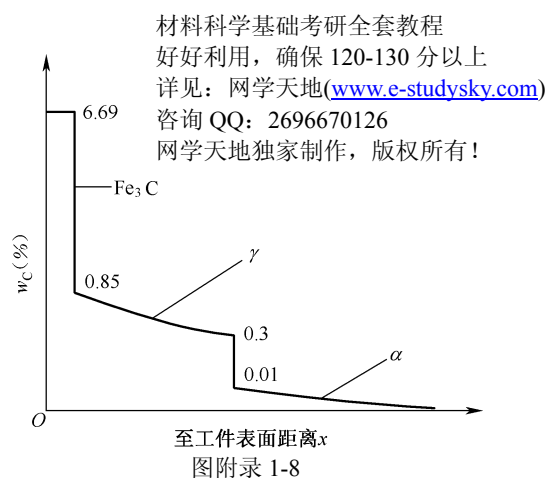


图附录 1-9

答: (1) 图附录 1-9 (a) 所示为加工组织, 其特点包括: ①晶粒内出现大量的滑移带; ②原来的等轴晶粒沿其变形方向伸长; ③变形晶粒由许多胞状亚结构组成, 各胞之间存在微小的位向差; ④存在变形储能和内应力, 大量非平衡点缺陷, 高位错密度; ⑤拉长的晶粒和晶界; ⑥变形织构; ⑦高强度, 高硬度, 较低的延展性。

(2) 图附录 1-9 (b) 所示为回复过程, 其过程主要有以下特点: ①没有孕育期; ②在一定温度时, 初期的回复速率很大, 随后即逐渐变慢, 直到趋近于零; ③每一温度的回复程度有一极限值, 退火温度越高, 这个极限值越高, 而达到这一极限值所需时间越短; ④预变形量越大, 起始的回复速率越快, 晶粒尺寸减小也有利于回复过程的加快; ⑤回复过程组织不发生变化, 仍保持变形状态伸长的晶粒; ⑥回复过程使变形引起的宏观一类应力全部消除, 微观二类应力大部分消除; ⑦回复过程中一般力学性能变化不大, 硬度、强度仅稍有降低, 塑性稍有提高, 某些物理性能有较大变化, 电阻率显著降低, 密度增大; ⑧变形储能能在回复阶段部分释放。

(3) 图附录 1-9 (c) 所示为再结晶过程, 其过程主要有以下特点: 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



图附录 1-8

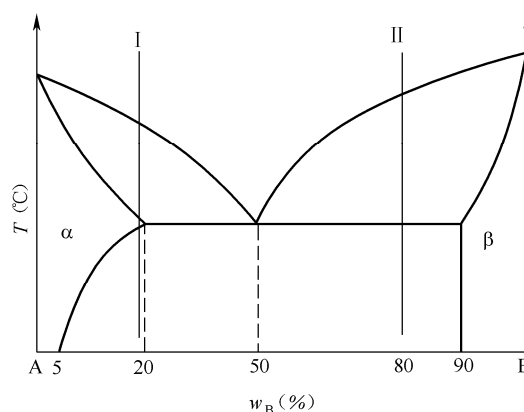
性提高,恢复至变形前的状态;③变形储能在再结晶过程中全部释放,三类应力(点阵畸变)清除,位错密度降低。

(4) 图附录 1-9 (d) 所示为晶粒长大过程,其特点为:①晶粒长大的驱动力是界面能的降低;②晶粒长大是大晶粒吞并小晶粒的过程;③晶界总是向着曲率中心的方向移动,并不断平直化;④由于晶粒长大是通过大角度晶界迁移来进行的,而所有影响晶界迁移的因素均对晶粒长大有影响,如:温度越高,晶粒的长大速度越快,当合金中存在第二相粒子时,由于分散颗粒对晶界的阻碍作用,从而使晶粒长大速度降低,晶粒之间的位向差以及杂质和微量元素合金均影响晶粒长大;⑤引起一些性能变化,如强度、塑性、韧性下降;伴随晶粒长大,还发生其他结构上的变化,如再结晶结构等。

八、(20 分) 请根据如图附录 1-10 所示二元共晶相图分析和解答下列问题:

- (1) 分析合金 I、II 的平衡结晶过程,并绘出冷却曲线。
- (2) 说明室温下 I、II 的相和组织是什么,并计算出相和组织的相对含量。
- (3) 如果希望得到共晶组织和 5%的 $\beta_{初}$ 的合金,求该合金的成分。
- (4) 分析在快速冷却条件下, I、II 合金获得的组织有何不同。

答:(1) 合金 I 的平衡结晶过程如下:当合金由液相缓慢冷至液相线时,开始从液相中析出 α 固溶体,随着温度的降低,初生 α 固溶体的量随之增多,液相量减少,液相和固相的成分分别沿液相线和固相线变化,当冷却到固相线时,合金凝固结束,全部转变为单相 α 固溶体。在 α 相区内 α 固溶体不发生任何变化,但继续冷却时,会析出 β_{II} ,随着温度降低, β_{II} 不断增多,而 α 和 β_{II} 相的平衡成分将分别各自沿溶解度曲线变化。

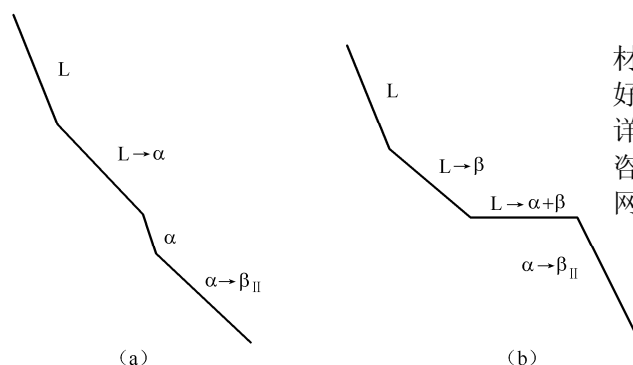


图附录 1-10

合金 II 的平衡结晶过程如下:该成分的合金称为过共晶合金。该合金缓慢冷却至液相线时,初生 β 相以匀晶转变的方式不断从液相中

析出,随着温度的下降, β 相成分沿着固相线变化,而液相成分沿液相线变化,当温度降至水平直线处时,发生共晶转变,形成共晶体。继续冷却,由于固溶体溶解度随之减小, α_{II} 将析出,直至室温。室温组织为 $\beta_{初} + (\alpha + \beta)$ 。

合金 I、II 的冷却曲线分别如图附录 1-11 (a)、(b) 所示。



图附录 1-11

材料科学基础考研全套教程
好好利用,确保 120-130 分以上
详见:网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作,版权所有!

(2) 室温下, 合金 I 的相组成为 $\alpha+\beta$, 组织为 $\alpha_{\text{初}}+\beta_{\text{II}}$, 相组成与组织组成比例相同:

$$w_{\alpha}=w_{\alpha_{\text{初}}}=\frac{0.90-0.20}{0.90-0.05}\times 100\%=82.35\%, \quad w_{\beta}=w_{\beta_{\text{II}}}=\frac{0.20-0.05}{0.90-0.05}\times 100\%=17.65\%$$

室温下, 合金 II 的相组成为 $\alpha+\beta$, 组织为 $\beta_{\text{初}}+(\alpha+\beta)_{\text{共}}$, 相和组织的相对含量:

$$w_{(\alpha+\beta)_{\text{共}}}=w_{\text{L}}=\frac{0.90-0.80}{0.90-0.50}\times 100\%=25\%, \quad w_{\beta_{\text{初}}}=\frac{0.80-0.50}{0.90-0.50}\times 100\%=75\%$$

$$w_{\alpha}=\frac{0.90-0.80}{0.90-0.05}\times 100\%=11.76\%, \quad w_{\beta}=\frac{0.80-0.50}{0.90-0.05}\times 100\%=88.24\%$$

(3) 由题意得, 设所求合金成分为 x , 则有:

$$w_{\beta_{\text{初}}}=\frac{x-0.50}{0.90-0.50}\times 100\%=5\%\Rightarrow x=52\%$$

(4) 在快速冷却条件下, 合金 I 可能得到少量的共晶组织, 且呈现离异共晶的形态, 合金中 β_{II} 最会减少, 甚至不出现; 合金 II 在非平衡凝固条件下, 固溶体呈枝晶偏析, $\beta_{\text{初}}$ 呈树枝状, 且数量减少, 共晶体组织变细小, 相对量增加。

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

附录2 吉林大学2010年《材料科学基础》考研试题与答案

材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保120-130分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询QQ: 2696670126

网学天地独家制作，版权所有！

一、对比解释下列概念（50分）

1. 离子导电和电子导电

答：导体有两类，一类是金属导体，

另一类导体为电解质，其中：

（1）当金属导体内建立电场，自由电子在恒定

的电场力作用下穿越金属阳离子之间，不断地与金属阳离子磕磕碰碰而受到阻力，电场力和碰撞的阻力达到平衡时，最终形成一个稳定的自由电子的定向移动速度，从而在金属导体中产生电流，这即为电子导电，也称为金属导电。

（2）在电解质导体中，电流的载体为离子，在一定的电场推动下，正离子向负极迁移，负离子向正极迁移，带电荷离子的净运动产生电流，这即为离子导电。离子化合物包括大多数的盐类以及许多的金属氧化物，在通常的情况下，大多数是晶体，它们的沸点很高，熔融后可以导电，有的离子化合物能溶于水中，其水溶液也导电。

电子导电和离子导电有其本质的不同，具体比较如表附录2-1所示。

表附录2-1 电子导电与离子导电的差异

比较内容	电子导电（金属导电）	离子导电
导电原因	金属内部存在大量的自由电子	被溶解的物质发生电离产生大量的自由离子
导电微粒	自由电子	带正电的阳离子和带负电的阴离子
通电时导电微粒的移动方向	负极、正极	阳极、阴极
导电物质发生的变化	物理变化	物理、化学变化
影响导电性能的因素	金属的结构、温度	离子浓度、温度

2. 点缺陷、面缺陷和线缺陷

答：在金属晶体中，原子的排列并不是完整无缺，而是存在着许多不同形式的缺陷，这些缺陷对金属的强度、塑性和其他性能具有明显的影响。金属晶体中的缺陷有三种类型：点缺陷、面缺陷和线缺陷。

（1）点缺陷。点缺陷是由于晶体中因热振动等原因，个别能量较高的原子克服了邻近原子的束缚，离开了原来的平衡位置，形成空穴，跑到另一个结点或结点间不平衡位置上，导致晶格畸变。某些杂质原子的嵌入，形成间隙原子，也会导致晶格畸变，这类缺陷通常称为点缺陷。

（2）线缺陷。在金属晶体中某晶面间原子排列数目不相等，在晶格中形成缺列，这种晶体缺陷称为位错，即为线缺陷。在存在位错的金属晶体中，当施加应力时，金属并非在受力的晶面上克服所有键力而使所有原子同时移动，而是在切应力的持续作用下，位错逐渐向前推移。当位错运动到晶体表面时，位错消失而形成原子间距的滑移台阶。

在外力作用下位错的这种运动方式，使金属的实际屈服强度要远远低于理想状态下，晶面克服所有键力整体滑移的理论强度。理论屈服强度是实际屈服强度的100~1000倍，甚至更多。另外，当位错在应力作用下产生运动时，多金属内部大量存在的缺陷又会使位错运动阻力增大，使其强度增加，塑性下降。

(3) 面缺陷。多晶体金属由许多不同晶格取向的晶粒所组成, 这些晶粒之间的边界称为晶界, 在晶界处原子的排列规律受到严重干扰, 使晶格发生畸变, 畸变区形成一个面, 这些面又交织成三维网状结构, 这类缺陷称为面缺陷。当晶粒中的位错运动达到晶界时, 受到面缺陷的阻碍。所以在金属中晶界的多少影响着金属的力学性质, 而晶界的多少又取决于晶粒的粗细。

3. 晶界扩散、表面扩散和反应扩散

答: (1) 当物质内有浓度梯度、应力梯度、化学梯度和其他梯度存在的条件下, 由于热运动而导致原子(分子)的定向

迁移, 从宏观上表现出物质的定向输送, 这个输送过程称为扩散。扩散是一种传质过程。

按原子的扩散方向的不同, 扩散可以分为体扩散、表面扩散、晶界扩散, 其中: ①体扩散是指在晶粒内部进行的扩散; ②表面扩散是指原子、离子、分子以及原子团在固体表面沿表面方向的扩散运动; ③晶界扩散是指沿晶界进行的扩散。表面扩散和晶界扩散的扩散速度比体扩散要快得多, 一般称前两种情况为短路扩散。

(2) 反应扩散又称相变扩散, 是指通过扩散使固溶体内的溶质组元超过固溶极限而不断形成新相的扩散过程。反应相变的过程包括: 一是扩散过程; 二是界面上达到一定浓度所发生相变的反应过程。反应扩散速度取决于化学反应和原子扩散两个因素。反应相变的特点: 二元系中扩散区域不存在双相区, 只能形成不同的单相区。

4. 热塑性和热固性高分子材料

答: 高分子材料是由相对分子质量较高的化合物构成的材料, 包括橡胶、塑料、纤维、涂料、胶黏剂和高分子基复合材料等。高分子材料按其性能可分为热塑性和热固性高分子材料, 其中, 热塑性高分子材料可溶、可熔; 热固性高分子材料不溶、不熔。利用加热和溶解的方法可将热固性和热塑性材料分辨出来, 常用的识别高分子材料的简便方法有经验法、燃烧法、溶解法、仪器分析法等。

5. 脆性断裂和韧性断裂

答: 韧性断裂是指材料断裂前发生明显的宏观塑性变形的断裂, 其特征: ①断裂面一般平行于最大切应力方向, 并与主应力成 45° 角; ②低倍下, 断口呈纤维状, 暗灰色; ③高倍下, 断口呈韧窝状。

脆性断裂是指材料断裂前基本上不发生宏观塑性变形的断裂, 其特征: ①断裂面一般与主应力垂直; ②低倍下, 断口平齐而光亮, 常呈放射状或结晶状, 暗灰色; ③高倍下, 断口呈结晶状。

6. 均匀形核和非均匀形核

答: 晶体结晶的过程是一个形核、长大的过程, 其中形核是指在母相中形成等于或超过一定临界大小的新相晶核的过程, 分为均匀形核和非均匀形核两种, 大多以非均匀形核方式进行。

(1) 均匀形核(均质形核)是在均匀单一的母相中形成新相结晶核心的过程。均匀形核是由于浓度波动、能量波动等热力学动力学条件成熟后, 大量原子聚集达到核坯尺寸, 从而晶粒长大, 异质形核是在钢中的夹杂物或者被打碎的枝晶为核心, 晶粒以该核心为中心长大。

均匀形核必须具备的条件: 必须过冷, 过冷度越大, 形核驱动力(G_V)越大, 临界形核功(G^*)和临界核半径(r^*)减小; 必须具备与一定过冷度相应的能量起伏和结构起伏。

(2) 非均匀形核是利用液相中的活性质点或固体界面作基底, 同时依靠液相中的相起伏和能量起伏来实现的形核。在非均匀形核时, 临界半径只是决定晶核的曲率半径, 接触角 θ 才决定晶核的形状和大小。 θ 角越小, 晶核的体积和表面积也越小, 形核越容易。

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

7. 螺形位错长大和二维晶核长大

答：金属的结晶过程是由形核和长大两个过程交错重叠组合而成的过程，其中，晶体长大机制包括二维晶核长大机制、螺型位错长大机制和连续长大机制。

(1) 螺形位错长大：这是一种靠晶体缺陷长大的方式。若界面上存在着螺型位错，使界面出现台阶，液相中原子便可不断地添加到这些台阶上面使晶体长大。没有附加的能量障碍，但原子添加的位置有限，长大速度较垂直长大时低但比界面上形成反复二维晶核的机制要快。侧向生长，连续生长，长大速度较快。另外，孪晶都能提供原子堆砌的台阶。

(2) 二维晶核长大：液固界面微观光滑时，晶核每增加一个原子层都要先在表面形成一些小的二维晶核（能量起伏），再向周围铺展、覆盖整个表面形成一个二维晶核，表面积增加，产生了附加的障碍，晶核低速长大。

8. 共晶反应和共析反应

答：(1) 共晶反应是指在一定的温度下，一定成分的液体同时结晶出两种一定成分的固相的反应。例如，含碳量为2.11%~6.69%的铁碳合金，在1148℃的恒温下发生共晶反应，产物是奥氏体（固态）和渗碳体（固态）的机械混合物，称为莱氏体。在合金相图上，发生这个反应在图上表现为一点，那个点就是共晶点。

(2) 共析反应是指由特定成分的单相固态合金，在恒定温度下，分解成两个新的、具有一定晶体结构的固相反应。在合金相图上，发生这个反应在图上表现为一点，该点即为共析点，用公式表示为： $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ 。其中 α 、 β 、 γ 都是固相。

9. 非晶、准晶和纳米晶

答：(1) 非晶是无规则排列，无周期无对称特征，原子排列无序，没有一定晶格常数的固体材料。描述非晶体结构特点的参数是径向分布函数。

(2) 准晶是同时具有长程准周期平移性和非晶体学旋转对称性的固态有序相。准晶是一种介于晶体和非晶体之间的固体。准晶具有完全有序的结构，然而又不具有晶体所应有的平移对称性，因而可以具有晶体所不允许的宏观对称性。

准晶是具有准周期平移格子构造的固体，其中的原子常呈定向有序排列，但不作周期性平移重复，其对称要素包含与晶体空间格子不相容的对称（如5次对称轴）。

(3) 纳米晶是指晶粒尺寸在纳米级的多晶体。由于晶粒极细，大量的原子位于晶粒之间的界面上。这种独特的结构特征使纳米晶体成为不同于普通多晶体和非晶态合金的一种新型材料，其界面成了一种不可忽视的结构组元。

10. 冷加工和热加工

答：冷加工是指金属材料在再结晶温度以下进行的有塑性变形的加工。冷变形具有加工硬化问题，冷加工的硬化使得材料变形抗力增加，塑性下降，进一步变形就需要更大的能量，硬化严重时材料就失去塑性变形的能力，产生裂纹。但是冷变形不产生氧化皮，加工精度高，金属损耗少，一般不需要加热，节省费用。

热加工是指金属材料在再结晶温度以上进行的有塑性变形的加工。热加工没有加工硬化现象，或者说加工硬化被随时消除了。热加工后对组织的影响：①改善铸锭组织。消除空洞、细化晶粒、降低偏析；提高强度、塑性、韧性；②形成纤维组织(流线)。第二相或夹杂物沿变形方向呈纤维状分布，沿流线方向比垂直于流线方向的力学性能好；③控制好终轧温度和变形量，金属可以获得良好的再结晶组织。热加工的特点：变形省力，可持续大变形量加工；提高材料内部质量和性能；耗能、表面氧化。

二、简答下列问题（40分）

1. 从显微组织和力学性能上说明珠光体和回火马氏体的主要区别。

答：(1) 从显微组织来看，珠光体可以分为片状珠光体和球状珠光体，其中：①片状珠光体由一片片相互交错排列的铁素体和渗碳体所组成，形成珠光体的先行条件是事先形成均匀的奥氏体，而后缓慢冷却在 A_1 以下附近温度形成。片状珠光体似手指纹的层状结构，它是一层铁素体和一层渗碳体的机械混合物；②球状珠光体是在铁素体的基体上分布着细小颗粒状的渗碳体的球化组织。

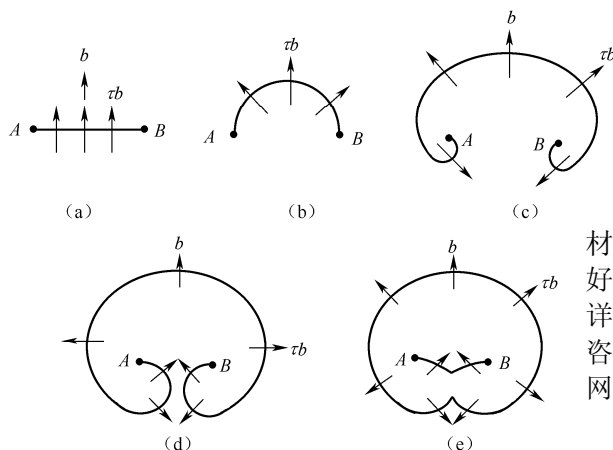
马氏体是碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的过饱和固溶体。马氏体的形态按含碳量主要分两种，即板条状和针状马氏体，其中：①板条状马氏体一般为低碳钢或低碳合金钢的淬火组织。其组织形态是由尺寸大致相同的细马氏体条定向平行排列组成马氏体束或马氏体领域。在马氏体束之间位向差较大，一个奥氏体晶粒内可形成几个不同的马氏体领域。板条马氏体具有较低的硬度和较好的韧性；②针状马氏体是含碳量较高的钢淬火后得到的组织。在光学显微镜下，它呈竹叶状或针状，针与针之间成一定的角度。最先形成的马氏体较粗大，往往横穿整个奥氏体晶粒，将奥氏体晶粒加以分割，使以后形成的马氏体片的大小受到限制。因此，针状马氏体的大小不一。同时有些马氏体有一条中脊线，并在马氏体周围有残留奥氏体。针状马氏体的硬度高而韧性差。

回火马氏体是低温回火 ($150\sim 250^\circ\text{C}$) 组织，它仍保留了原马氏体形态特征。针状马氏体回火析出了极细的碳化物，容易受到浸蚀，在显微镜下呈黑色针状。低温回火后马氏体针变黑，而残余奥氏体不变仍呈白亮色。低温回火后可以部分消除淬火钢的内应力，增加韧性，同时仍能保持钢的高硬度。

(2) 从力学性能来看，珠光体强度、硬度不如回火马氏体，但韧性、塑性都好于回火马氏体。回火马氏体较之于马氏体内应力降低，硬度和耐磨性有所降低，但韧性和延展性显著提高。

2. 叙述 Frank-Read 位错源增殖位错的过程。

答：Frank-Read 位错源增殖位错的过程如图附录 2-1 所示。



图附录 2-1

刃型位错 AB 的两端被位错网点钉住不能运动。若沿柏氏矢量 b 方向施加一切应力，使位错沿滑移面向前滑移运动。由于 AB 两端固定，所以位错线只能发生弯曲。而单位长度位错线所受的滑移力 $F_d = \tau b$ ，它总是与位错线本身垂直，所以弯曲后的位错每一小段继续受到 τb 的作用沿它的法线方向向外扩展，其两端则分别绕节点 A 、 B 发生回转。

当两端弯出来的线段相互靠近时，由于该两线段平行于柏氏矢量 b ，但位错线方向却相反，分别属于左螺型和右螺型位错，因此会互相抵消，形成一闭合的位错环以及位错环内的一小段弯曲位错线。只要外加应力继续作用，位错环便继续向外扩张同时环内的弯曲位错在线张

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

力作用下又被拉直，恢复原始状态并重复以前的运动，这样源源不断地产生新的位错环，从而造成位错的增殖。

3. 论述成分过冷对固溶体合金结晶后组织的影响。

答：固溶体结晶时的生长形态及结晶后的组织与成分过冷有关，随着成分过冷度从小变大，界面生长形态将从平直界面向胞状及树枝状发展，同时生成相应的晶体组织。

当液-固界面前沿不产生成分过冷时，结晶时完全依靠热过冷，则以平面状生长。当液-固界面前沿有较小成分过冷区时，界面上若出现突出部位伸向成分过冷区，则突出部位前沿液相内溶质大量富集，富集的溶质原子既向前扩散，也向两边扩散。由于凹处浓度增高，熔点必然降低，过冷度也降低，其生长速度下降，而凸起端将伸向成分过冷区，超前发展，而超前的最大距离不能超过成分过冷区，这样便形成一个较稳定的凹处界面，它与突出界面平行向液相中发展，结晶后形成胞状组织。

若成分过冷区较大，则以树枝状方式生长，则在固溶体合金结晶后形成树枝状晶体组织。

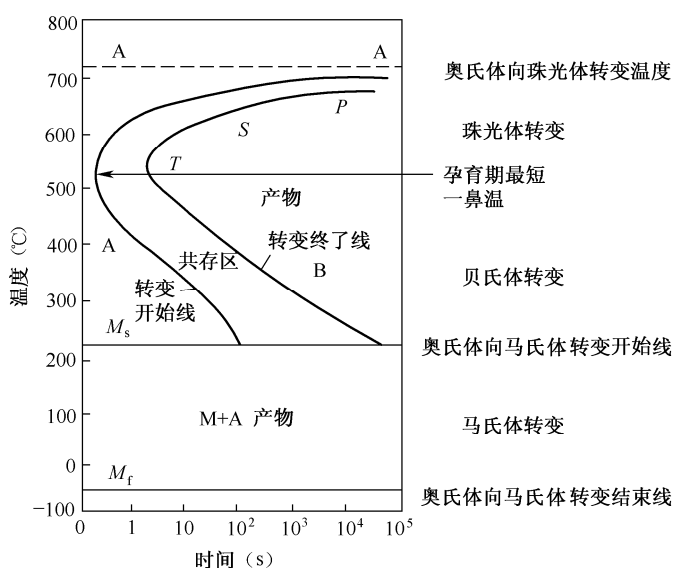
4. 论述金属-金属型共晶和金属-非金属型共晶结晶时，固溶界面的差异。

答：多数的金属-金属共晶（即粗糙-粗糙界面共晶），其长大速度在四周各个方向上是均匀的，它具有球形长大的前沿，而在共晶组织内部两相之间却是层片状的。球的中心有一个核心，它是两相中的一相，起着共晶结晶核心的作用。如 CuAl_2 -Al 共晶中 Al 就是它们的核心，而 CuAl_2 包围在 Al 相四周称为“光环”结构。共晶中两相交替成长，并不意味着每一片都要单独形核，其长大过程是靠搭桥的办法使同类相的层片进行增殖，这样就可以由一个晶核长出整整一个共晶团。

纯二元共晶合金结晶时，由于存在着横向扩散的主导作用，金属-金属共晶结晶时的固-液界面前沿的成分不均匀区很薄，远不会引起共生界面前沿的成分过冷。

金属-非金属共晶结晶（即粗糙-平滑界面共晶），其热力学和动力学原理与金属-金属共晶一样，它们之间的固溶界面的差异是由于非金属有着与金属不同的长大机制所致。金属的固-液界面从原子的尺度来看是粗糙的，界面的向前推进是连续的，而且是没有方向性的。而非金属的固-液界面从原子的尺度看是光滑的，其固-液界面为一特定的晶面，因此，其长大是有方向性的，即在某一方向上长大很快，而在另一方向上则长大速度很慢。因此，金属-非金属共晶的固-液界面结晶形貌不是平直的，而是参差不齐、多角型的。

金属-非金属共晶的型核与金属-金属共晶相似，但由于金属-非金属共晶两固相熔点一般来说相差较大，所以其共晶共生区偏向于高熔点一方也更突出，一直到进入共生区后，两



图附录 2-2

相才开始“合作长大”。因此，在这类共晶中经常出现（或称晕圈）组织。

三、论述题（30分）

1. 画出共析成分过冷奥氏体的等温转变曲线，并对比分析珠光体转变和贝氏体转变的异同点。

答：（1）过冷奥氏体等温转变曲线如图附录 2-2 所示，该曲线综合反映了过冷奥氏体在不同过冷度下的等温转变过程：转变开始和转变终了时间、转变产物的类型以及转变量与时间、温度之间的关系等。因其形状通常像英文字母“C”，故俗称其为 C 曲线，亦称为 TTT 曲线（Time, Temperature, Transformation）。

（2）珠光体转变和贝氏体转变的相同点：①二者均有一定的上限转变温度，珠光体的上限转变温度对应于 A_1 点，贝氏体开始的转变温度位于 B_s 点；②两者的转变产物均为相与碳化物所组成的两相混合物，珠光体为层片状组织，而贝氏体为非层片状；③贝氏体与珠光体均可通过等温形成，都是通过形核与长大过程而形成的。

珠光体转变和贝氏体转变的不同点：①与珠光体不同的是，贝氏体等温转变不能进行终了，即具有转变的不彻底性；②珠光体转变时铁与碳原子均能扩散，而贝氏体转变时，只有碳原子的扩散而铁和其他合金元素的均无扩散；③贝氏体的晶体学特征，其中包括向关系与惯性面均与珠光体不同。贝氏体中的铁素体在形成时，抛光表面引起浮凸，珠光体则没有此现象；④贝氏体转变需要更大的过冷度。

珠光体转变、贝氏体转变、马氏体转变比较如表附录 2-2 所示。

表附录 2-2 珠光体转变、贝氏体转变、马氏体转变的差异

相变类型	珠光体转变	贝氏体转变	马氏体转变
转变的温度范围	高温转变 ($A_1 \sim 500^\circ\text{C}$)	中温转变 ($500^\circ\text{C} \sim M_s$)	低温转变 (M_s 以下)
扩散性	具有碳原子和铁原子的扩散	碳原子扩散，而铁原子不扩散	无扩散
形核、长大与领先相	形核、长大，一般以渗碳体为领先相	形核、长大，一般以铁素体为领先相	形核、长大
共格性	无共格性	具有共格性，产生表面浮凸现象	具有共格性，产生表面浮凸现象
组成相	两相组织 $\gamma\text{-Fe(C)} \rightarrow \alpha\text{-Fe(C)} + \text{Fe}_3\text{C}$	两相组织 $\gamma\text{-Fe(C)} \rightarrow \alpha\text{-Fe(C)} + \text{Fe}_3\text{C}$ (约 350°C 以上) $\gamma\text{-Fe(C)} \rightarrow \alpha\text{-Fe(C)} + \text{Fe}_3\text{C}$ (约 350°C 以下)	单相组织 $\gamma\text{-Fe(C)} \rightarrow \alpha\text{-Fe(C)}$
合金元素	合金元素扩散重新分布	合金元素不扩散	合金元素不扩散

2. 列出至少两种细化金属材料组织的热加工方法，说明其适用材料、大致工艺参数和优缺点。

答：（1）正火，其工艺及大致参数是将工件加热至 A_{c3} (A_{c3} 是指加热时自由铁素体全部转变为奥氏体的终了温度) 或 $A_{c\text{cm}}$ ($A_{c\text{cm}}$ 是实际加热中过共析钢完全奥氏体化的临界温度线) 以上 $30 \sim 50^\circ\text{C}$ ，保温一段时间后，从炉中取出在空气中或喷水、喷雾或吹风冷却。

正火适用材料：中碳钢、低碳钢、过共析钢以及大型工件、形状复杂或截面变化剧烈的工件均可用正火来处理。

正火的优点：改善低碳钢的切削加工性能；消除中碳钢热加工缺陷，细化晶粒，均匀组织；提高一般结构件的力学性能；生产周期短，操作简便，工艺成本低；正火炉外冷却不占用设备，生产率较高。

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

铁碳相图中的特性点及其含义如表附录 2-3 所示。

表附录 2-3 铁碳相图中的特点及其含义

特性点	温度 (°C)	含碳量 (重量%)	特性点的含义
A	1538	0	纯铁的熔点
B	1495	0.53	包晶转变时液相的成分
C	1148	4.3	共晶点 $L \rightarrow (\gamma + Fe_3C)$ 莱氏体用 Ld 表示
D	1227	6.69	渗碳体的熔点
E	1148	2.11	碳在 γ -Fe 中的最大溶解度, 共晶转变时 γ 相的成分, 也是钢与铸铁的理论分界点
F	1148	6.69	共晶转变时 Fe_3C 的成分
G	912	0	纯铁的同素异构转变点 (A_3) γ -Fe \rightarrow α -Fe
H	1495	0.09	碳在 δ -Fe 中的最大溶解度, 包晶转变时 δ 相的成分
J	1495	0.17	包晶点 $L_B + \delta_H \rightarrow \gamma_J$
K	727	6.69	共析转变时 Fe_3C 的成分点
M	770	0	纯铁的居里点 (A_2)
N	1394	0	纯铁的同素异构转变点 (A_4) δ -Fe \rightarrow γ -Fe
O	770	0.5	含碳 0.5 合金的磁性转变点
P	727	0.0218	碳在 α -Fe 中的最大溶解度, 共析转变时 α 相的成分点, 也是工业纯铁与钢的理论分界点
S	727	0.77	共析点 $\gamma_s \rightarrow \alpha_p + Fe_3C$ ($\alpha + Fe_3C$) 珠光体用 P 表示
Q	室温	<0.001	室温时碳在 α -Fe 中的溶解度

铁碳合金相图中的特性线 (冷却) 及其名称、含义如表附录 2-4 所示。

表附录 2-4 铁碳合金相图中的特性及其名称、含义

特性线	名称	特性线的含义
ABCD	液相线	AB 是 L 相 $\xrightarrow{\text{匀晶冷却}}$ δ 相的开始线 BC 是 L 相 $\xrightarrow{\text{匀晶凝固}}$ γ 相的开始线 CD 是 L 相 $\xrightarrow{\text{匀晶凝固}}$ Fe_3C_I 的开始线
AHJECF	固相线	AH 是 L 相 $\xrightarrow{\text{匀晶凝固}}$ δ 相的终止线 AH 是 L 相 $\xrightarrow{\text{匀晶凝固}}$ γ 相的终止线 ECF 是共晶线 $L_C \xrightarrow{1148^\circ C} \gamma_E + Fe_3C$
HJB	包晶转变线	$L_B + \delta_H \xrightarrow{1495^\circ C} \gamma_J$
HN	同素异构转变线	δ 相 \rightarrow γ 相的开始线
JN	同素异构转变线	δ 相 \rightarrow γ 相的终止线
ES	固溶线	γ -Fe 中的溶解度极限线 (A_{cm} 线) $\gamma \xrightarrow{\text{析出}} Fe_3C_{II}$
GS	同素异构转变线	γ 相 \rightarrow α 相的开始线 (A_3 线)
GP	同素异构转变线	γ 相 \rightarrow α 相的终止线
PSK	共析转变线	$\gamma_s \xrightarrow{727^\circ C} \alpha_p + Fe_3C$ (A_1 线)
PQ	固溶线	碳在 α -Fe 中的溶解度极限线, $\alpha \xrightarrow{\text{析出}} Fe_3C_{III}$
MO	磁性转变线	A_2 线 $770^\circ C$, α 相无磁性 $>770^\circ C > \alpha$ 相铁磁性
230°C 虚线	磁性转变线	A_0 线 $230^\circ C$, Fe_3C 无磁性 $>230^\circ C > Fe_3C$ 铁磁性

(2) 根据杠杆定理可知, 冷却到室温后, 含碳 0.4% 钢中 α 相的百分含量为:

$$\alpha\% = \frac{6.69 - 0.4}{6.69 - 0.0218} \times 100\% = 94.33\%$$

则渗碳体的相对含量为： $\text{Fe}_3\text{C}\% = 1 - \alpha\% = 5.67\%$

(3) 根据杠杆定理可知，含碳 0.4% 钢样品的金相组织中珠光体的体积百分数为：

$$P\% = \frac{0.4 - 0.0218}{0.77 - 0.0218} \times 100\% = 50.55\%$$

材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保 120-130 分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作，版权所有！

附录3 中南大学大学 2009 年《材料科学基础》考研试题与答案

一、(共 20 分) 已知铝的空位形成能为 0.76 eV/空位, 25℃时铝的点阵常数为 0.405nm。

1. 计算 25℃时铝的空位浓度 (空位/cm³)。
2. 铝在什么温度下空位浓度是 25℃时的 1000 倍?

答: (1) 设铝的点阵常数 $a=0.405\text{nm}$, 则单位晶体积内单胞数为 $\frac{1}{a^3}$ 。由于铝为 fcc 结构,

每个单胞内的原子个数为: $8 \times \frac{1}{8} + 6 \times \frac{1}{6} = 4$

由此可得单位体积内结点个数为 $N = \frac{4}{a^3}$ 空位

浓度的计算公式为:

$$C_v = \frac{\text{单位体积内空位数}(n)}{\text{单位体积内结点数}(N)} = Ae^{-\frac{Q_v}{RT}}$$

式中, A 为材料常数且 $A=1$; 空位形成能 $Q_v = 0.76\text{eV} = 0.76 \times (1.602 \times 10^{-19})\text{J} = 1.22 \times 10^{-19}\text{J}$; $R=kN_A=8.31\text{J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$, 为气体常数; T 为热学温度。则当 $T=(273+25)=298\text{K}$ 时, 铝中的空位浓度为:

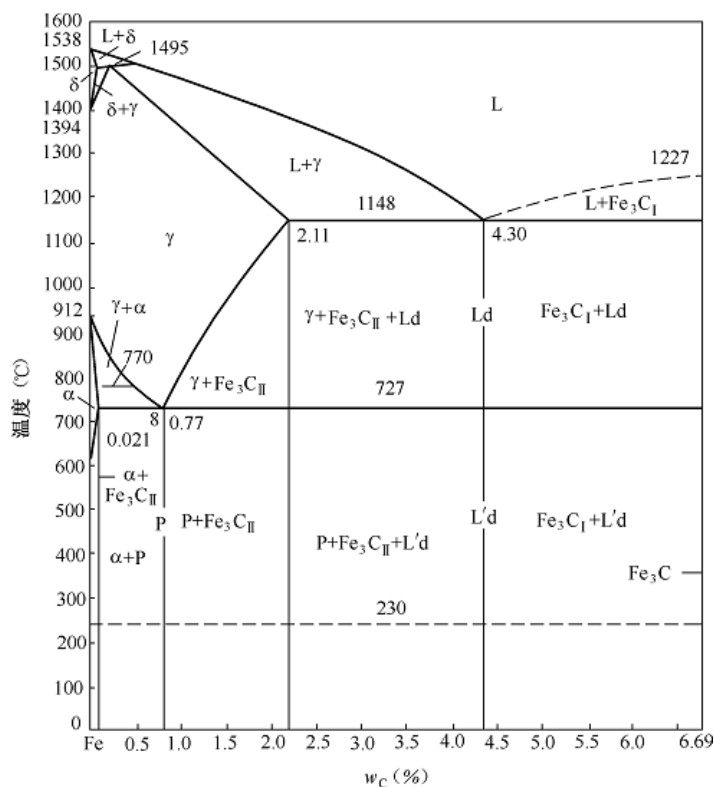
$$n=8.34 \times 10^9 \text{ 空位}/\text{cm}^3$$

$$(2) \text{ 由上述空位浓度计算公式可知: } \frac{C_{T_1}}{C_{T_2}} = e^{\frac{Q_v}{RT_2} - \frac{Q_v}{RT_1}} = \frac{1}{1000} \Rightarrow T_2 = 115.7^\circ\text{C}$$

二、(30 分) 根据 Fe-Fe₃C 相图, 分析含碳量 $w_c = 1.2\%$ 的铁碳合金从液态平衡冷却到室温的转变过程, 并分别计算室温下的相组成物及组织组成物的相对量 (渗碳体含碳量为 6.67%); 如果要使显微组织中渗碳体与珠光体各占一半, 那么该合金的含碳量是多少?

答: Fe-Fe₃C 相图如图附录 3-1 所示。

由 Fe-Fe₃C 相图可知, $w_c = 1.2\%$ 的铁碳合金在冷却过程中先凝固成奥氏体 ($w_c = 1.2\%$ 的铁碳合金在冷却过程中先发生匀晶过程结晶出单相奥氏体), 随后开始从奥氏体中析出二次渗碳体, 随渗碳



图附录 3-1

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

体的析出,奥氏体中的含碳量降低,其成分沿 ES 线变化。因二次渗碳体沿奥氏体晶界析出,故呈网状分布。当冷至 727℃时,奥氏体的 w_c 降为 0.77%,因而发生恒温下的共析转变,最后得到的组织为网状的二次渗碳体和珠光体。

当温度达到 738℃时,奥氏体的含碳量变为 0.68%,发生共析转变成珠光体。所以最后相组成物为 18%渗碳体+82%珠光体。如果要使显微组织中渗碳体与珠光体各占一半,那么由杠杆定律计算得到该合金的含碳量为 3.675%。

三、(30 分)为什么多元合金凝固时会出现成分过冷?成分过冷对合金的凝固组织有什么影响?

答:多元合金凝固过程中熔点高的元素会先凝固,如果合金搅拌不够充分,低熔

点的元素富集在凝固界面前沿,降低凝固界面前沿液相的实际凝固温度,这时即使是正的温度梯度,凝固界面前沿也可能出现过冷度随离开界面距离增加而增大的现象,这种现象称为成分过冷现象。

当液-固界面前沿有较小的成分过冷区时,平面生长就被破坏,界面某些地方的突起,在它们进入过冷区后,由于过冷度稍有增加,促进了它们进一步凸向液体,但因成分过冷区较小,突起的部分不可能有较大伸展,使界面形成了胞状组织。

如果界面前沿的过冷区很大,则突出部分就能继续向过冷液相区生长,同时产生分枝,即形成了树枝状组织。

四、(15 分)什么是变质剂?试简述添加变质剂细化晶粒的基本原理。

答:通过少量添加即能改变合金铸造组织相组成、相形貌或晶粒度从而改变铸造合金性能的物质称为变质剂。变质剂细化晶粒的基本原理是变质剂本身或变质剂与合金中无元素反应能够形成构成合金析出晶核的弥散相,该弥散相与合金凝固相能形成界面能很低的共格界面,合金在该弥散相上非均匀形核从而达到细化晶粒的目的。

五、(20 分)结合影响金属材料强度的因素,总结位错理论在材料科学中的应用。

答:(1)固溶强化的可能位错机制主要是溶质原子气团对位错的钉扎,增加了位错滑移的阻力。在固溶体合金中,溶质原子或杂质原子可以与位错交互作用而形成所谓的柯垂耳气团,溶质原子与扩展位错交互作用的铃木气团,使层错宽度增加,位错难于束集,交滑移困难;溶质原子形成的偏聚和短程有序,位错运动通过时破坏了偏聚和短程有序使得能量升高,增加位错的阻力;溶质原子与位错的静电交互作用对位错滑移产生的阻力使材料强度升高。

(2)弥散强化也是通过阻碍位错运动强化材料,当第二相以细小弥散的颗粒均匀分布于集体相中,将会产生显著的强化作用,主要通过其对位错阻碍作用而表现出来的。如位错绕过较硬、与基体非共格第二相而继续运动的 Orowan 机制和切割机制、与基体共格的第二相粒子的切割机制。

(3)冷变形加工后,强度显著提高,而塑性很快下降即加工硬化。产生加工硬化的各种可能机制有滑移面上平行位错间交互作用的平行位错硬化理论,以及滑移面上的位错与其他滑移面上的位错林切割产生割阶的林位错强化理论。

(4)晶界强化,由于晶界对滑移有阻碍作用,故晶界数量直接影响塑性变形。按照霍尔-佩奇公式,其实质是位错越过晶界需要附加应力。

(5)有序强化,有序合金中的位错是超位错,要使金属发生塑性变形就需要使超位负电荷的两个分位错同时运动,因而需要更大的外应力。由于异类元素原子间的结合力大于同类元素原子间的结合力,所以异类原子的有序排列赋予有序合金较高的强度。

关于位错理论的应用,首先,位错滑移解释了金属的实际强度与根据金属键理论预测的理论强度低得多的原因。此外,金属材料拉伸断裂时,一般沿 45°截面方向断裂而不会沿垂直

材料科学基础考研全套教程

好好利用,确保 120-130 分以上

详见:网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作,版权所有!

截面的方向断裂，原因在于材料在变形过程中发生了滑移。其次，位错滑移赋予了金属材料的延性。如果材料中没有位错，铁棒就是脆性的，也就不可能采用各种加工工艺如锻造等将金属加工成有用的形状。第三，通过干预位错的运动，进行合金的固溶强化，控制金属或合金的力学性能。把障碍物引入晶体就可以阻止位错的运动，造成固溶强化。如板条状马氏体钢（F12 钢）等。第四，晶体成型加工过程中出现硬化，这是因为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强，因而位错运动变得越来越困难。第五，含裂纹材料的疲劳开裂和断裂、材料的损伤机理以及金属材料的各种强化机制都是以位错理论为基础。

六、(20 分) 简述冷变形后金属回复及再结晶退火对材料组织和性能变化的规律，说明哪些地方可能是再结晶优先形核的地点，指出再结晶、结晶、固态相变之间的主要区别。

答：(1) 回复阶段，晶粒形状大小与变形态相同，仍保持着纤维状或扁平状。再结晶阶段，畸变大的区域产生新的无畸变核心，逐渐长大成为新的无畸变等轴晶粒。随退火温度的升高或退火时间的延长，形变组织中的位错缠结演变为亚晶，亚晶进行合并长大；在形变不均匀区内发生再结晶形核及长大，等轴晶取代形变长条晶粒；随后是晶粒正常长大。在性能上，强度、硬度、硬度下降，电阻下降；塑性、韧性提高。这些过程在再结晶阶段比回复阶段更显著。

(2) 优先形核地点为：原始晶界、形变时形成的新大角晶处或通过亚晶长大而逐步形成的大角晶界、第二相粒子附近等。

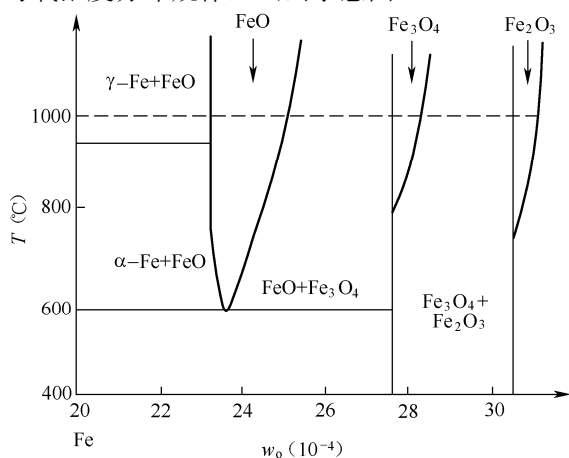
(3) 再结晶只是一种组织变化，没有结构变化，驱动力是形变储能；结晶是非晶态的液相、气相或固态非晶体中形成晶体的过程；固态相变是固/固相的结构变化。后两者的驱动力都是化学自由能差。

七、(共 15 分) 解答下列扩散问题。

1. (5 分) 简述影响扩散系数的主要因素。

答：影响扩散的因素：①温度的影响。温度越高，扩散越快；②晶体结构的影响。结构不同，如同素异构转变之后，扩散系数会发生很大变化；③固溶体类型对扩散的影响。不同的固溶体，原子的扩散和机制不同。间隙固溶体扩散激活能一般较置换扩散激活能小得多；④固溶体浓度对扩散的影响。浓度越大，扩散越容易；⑤晶体缺陷的影响。晶界、位错、空位都会对扩散产生影响。一般表面扩散系数最大，其次是晶界，最后是晶内；⑥化学成分对扩散的影响。加入化学元素对扩散会产生阻碍。

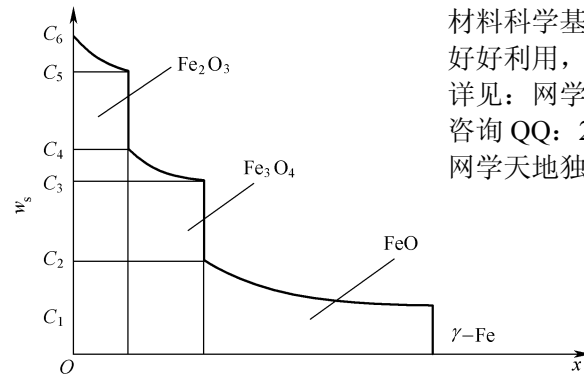
2. (10 分) 试利用如图附录 3-2 所示 Fe-O 相图分析纯铁在 100℃氧化时氧化层内的组织与氧浓度分布规律，画出示意图。



图附录 3-2

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

答: 根据 Fe-O 相图, 在 1000°C 下当表明氧浓度达到 31% 时, 则由表面向内依次出现 Fe_2O_3 、 Fe_3O_4 、 FeO 氧化层, 最内侧是 $\gamma\text{-Fe}$, 如图附录 3-3 所示。随着扩散的进行, 氧化层逐渐增厚并向内部推行。注意二元合金经反应扩散的渗层组织中不存在两相混合区, 而且在相界面上的浓度是突变的。



图附录 3-3

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

附录4 北京科技大学2010年《材料科学基础》考研试题与答案

一、(30分)分析发生下列现象的原因。

1. (10分)低碳钢应力-应变曲线的屈服现象

答：低碳钢在一定条件下变形时，应力-应变曲线的大致规律是首先发生线性弹性变形，达到屈服时发生塑性变形直至断裂。特殊的地方在于应力-应变曲线上常常出现上下屈服点，这与碳间隙原子对位错的钉扎作用有关。滑移启动时抗力较大（上屈服点），这主要是间隙原子聚集在位错上（柯氏气团）钉扎了位错；当一旦脱离钉扎作用后滑移进行时抗力较小（下屈服点），位错运动便很容易。

2. (10分)金属及合金凝固时长大方式为枝晶生长

答：金属及合金由液体变为固体的过程称为凝固，凝固包含形核和晶体长大的过程。金属晶体凝固时具有粗糙型固液界面且各向异性较弱，形貌主要受温度场控制。在负温度梯度下，粗糙界面的金属局部一旦有突出，便会深入过冷区以树枝状快速伸向液体形成枝晶；固溶体合金的凝固属异分凝固，成分过冷（包括由温度引起的过冷和浓度引起的过冷）的变大，生长速率变大，界面由胞状转变为枝晶生长。

3. (5分)上坡扩散

答：菲克第一定律表明，在组元有浓度梯度的情况下会产生由浓度高的向浓度低的方向扩散，这是根据大量的宏观现象总结出的经验规律。但是，这个规律并不是普遍法则。在固态相变中会看到过饱和固溶体分解时，例如铝-铜合金的淬火时效，最初析出富含铜的GP区；钢中奥氏体向珠光体转变时，领先析出相是 Fe_3C ，也要富集比母相奥氏体的平均成分高的多的含碳量。这就是说，转变时也会发生浓度低的向浓度高的方向扩散，产生成分的偏聚而不是成分的均匀化，这种扩散现象通常称为上坡扩散（以便与菲克第一定律所表示的下坡扩散相区别）。

4. (5分)二次再结晶

答：再结晶完成后，正常的晶粒应是均匀的、连续的。

但在某些情况下，晶粒的长大只是少数晶粒

突发性地、迅速地粗化，使晶粒之间的尺寸差别越来越大。这种不正常的晶粒长大称为晶粒的反常长大。这种晶粒的不均匀长大就好像在再结晶后均匀细小的等轴晶粒中又重新发生了再结晶，所以称为二次再结晶。

二次再结晶发生的基本条件是正常晶粒长大过程被分散相粒子、织构或表面热蚀沟等所强烈阻碍，当一次再结晶组织被继续加热时，上述阻碍因素一旦被消除，少数特殊晶界将迅速迁移，导致少数晶粒变大，而大晶粒界面通常是凹向外侧的，因此在晶界能的驱动下，大晶粒将继续长大，直至相互接触形成二次再结晶组织。二次再结晶为非形核过程，不产生新晶核，而是以一次再结晶后的某些特殊晶粒作为基础而长大的。

二、(15分)在面心立方结构的金属中(111)面上运动着柏氏矢量为 $b = a/2[\bar{1}10]$ 的位错，位错线方向也是 $[\bar{1}10]$ ，请在单胞中画出(111)晶面和 $[\bar{1}10]$ 晶向，

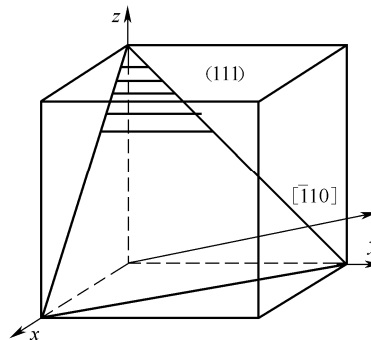
材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保120-130分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询QQ：2696670126

网学天地独家制作，版权所有！



图附录4-1

并说明该位错属于什么类型。如果该位错的运动受到阻碍后,请判断是否有可能转移到 $[\bar{1}11]$ 、 $[1\bar{1}1]$ 、 $[11\bar{1}]$ 各晶面上继续运动?说明为什么。

答:(1) (111)晶面和 $[\bar{1}10]$ 晶向如图附录4-1所示。

位错类型为螺型位错,因为位错线方向和柏氏矢量的方向平行。

(2) 位错运动受阻后,不能转到其他晶面上继续运动。这是因为螺型位错的受力特点决定了他只能在滑移面上运动,不能攀移到其他滑移面。

三、(20分)以含Al-4wt%Cu合金为例,给出其经过不同固溶时效工艺处理后的脱溶过程;定性说明各阶段脱溶相的尺寸及分布特点、与母相的界面匹配关系及其强化效果等。

答:固溶体的脱溶过程主要是指过饱和的固溶体不断形成一个成分不同的新相,母相则由过饱和状态逐渐变为饱和状态,当母相完全饱和时脱溶即宣告结束。最佳时效温度为 150°C ,脱溶过程为:过饱和固溶体 \rightarrow GP区 $\rightarrow\theta''\rightarrow\theta'\rightarrow\theta$ 。

其中,GP区是铜原子富集区, θ'' 、 θ' 是四方结构亚稳相,圆盘状,沿基体的 $\{100\}$ 面析出,具有共格/半共格界面,与基体存在特定的取向关系; θ 是四方结构稳定相,不规则形状。

脱溶强化时存在时效硬化曲线,硬度随时间变化

先增大到达峰值后逐渐降低,硬度峰值大多位于 θ'' 充分发展阶段, θ' 出现后硬度开始下降;合金饱和度越大,硬化开始越早所达到峰值越大。

四、(15分)讨论晶体结构和空间点阵之间的关系。

答:晶体结构是指晶体内部原子实际的排列方式。晶体以其内部原子、离子、分子在空间作三维周期性的规则排列为其最基本的结构特征。任一晶体总可找到一套与三维周期性对应的基向量及与之相应的晶胞,因此可以将晶体结构看作是由内含相同的具平行六面体形状的晶胞按前、后、左、右、上、下方向彼此相邻“并置”而组成的一个集合。

晶体结构的几何特征是其结构基元(原子、离子、分子或其他原子集团)呈一定周期性的排列。通常将结构基元看成一个相应的几何点,而不考虑实际物质内容。这样就可以将晶体结构抽象成一组无限多个作周期性排列的几何点。这种从晶体结构抽象出来的,描述结构基元空间分布周期性的几何点,称为晶体的空间点阵。

在晶体的点阵结构中每个阵点所代表的具体内容,包括原子或分子的种类和数量及其在空间按一定方式排列的结构,称为晶体的结构基元。点阵点是代表结构基元在空间重复排列方式的抽象的点。如果在晶体点阵中各点阵点位置上,按同一种方式安置结构基元,就得整个晶体的结构。

晶体结构和空间点阵之间的关系可表示为:空间点阵+基元=晶体结构

空间点阵只有14种,基元可以是无穷多种,因此构成的具体的晶体结构也是无穷多种。

五、(15分)与液态结晶过程相比,固态相变有什么特点?这些特点对固态相变后形成的组织有什么影响?

答:(1)当一种固相由于热力学条件(如温度、压力、作用于该固体的电场、磁场等)变化成为不稳定的时候,如果没有对相变的障碍,将会通过相结构(原子或电子组态)的变化,转变成更为稳定或平衡的状态,此即发生“固态相变”。在金属学中,相变常指一种组织在温度或压力变化时,转变为另一种或多种组织的过程,如多晶型转变、珠光体相变等。

金属固态相变与液态结晶一样,其相变驱动力也来自新相与母相的自由能差,也通过形核与长大两个过程来完成。但因相变前后均为固态,故有以下几个特点:

1) 相界面。新旧相界面分为共格界面、半共格界面、非共格界面三类,其中:①共格界面,两相界面上的原子排列完全吻合,即界面上的原子为两相所共有;②半共格界面,界面

材料科学基础考研全套教程
好好利用,确保120-130分以上
详见:网学天地(www.e-studysky.com)
咨询QQ: 2696670126
网学天地独家制作,版权所有!

两侧的原子间距不同，只有部分原子能够依靠弹性畸变保持对应，不能匹配的位置上形成若干刃型位错；③非共格界面，两相原子间距差别太大，界面完全不吻合，界面上存在大量缺陷，原子排列很不规则。

2) 界面能。界面能 σ 由结构界面能 σ_{st} 和化学界面能 σ_{ch} 组成，即 $\sigma = \sigma_{st} + \sigma_{ch}$ 。其中，结构界面能是由于界面处的原子键合被切断或削弱引起了势能的升高，形成的界面能。化学界面能是由于界面原子的结合键与两相内部原子键合的差别，导致界面能量升高。

两相界面上原子排列的不规则性将导致界面能的升高，所以非共格界面能最大，约为 1J/m^2 左右；半共格界面能次之，不超过 0.5J/m^2 ；共格界面能最小，约为 0.1J/m^2 。

3) 惯习面。固态相变时，新相往往在母相的一定晶面上开始形成，该晶面即称为惯习面。通常以母相的晶面指数表示。例如亚共析钢中，先共析铁素体从粗大的奥氏体晶粒析出时，除沿奥氏体晶界析出外，还沿奥氏体的(111)晶面析出，呈魏氏组织。故(111) $_{\gamma}$ 即为析出先共析铁素体的惯习面。惯习面可能是原子移动最小距离就能形成新相的面。

4) 新旧两相之间的位向关系。固态相变时，为了减少新相与母相间的界面能，新相和母相之间的晶面和晶向往往存在一定的位向关系，它们常以低指数的、原子密度大而又彼此匹配较好的晶面相互平行。例如，钢中面心立方奥氏体转变为体心正方马氏体时，母相奥氏体的密排面(111) $_{\gamma}$ 与新相马氏体的密排面(110) $_{\alpha}$ 平行，母相奥氏体的密排向 $\langle 110 \rangle_{\gamma}$ 与新相马氏体的密排方向 $\langle 111 \rangle_{\alpha}$ 相平行。它称为 K-S 位向关系。

一般地说，当两相界面为共格或半共格界面时，新相和母相之间必然有一定的位向关系；如果两相之间没有确定的位向关系，则界面肯定为非共格界面。

5) 弹性应变能。固态相变时，当新相与母相间存在点阵错配和体积错配时所引起的应变能，称为弹性应变能。

a) 点阵错配。新相和母相的晶体结构和位向相同，但点阵常数不同，由此在所形成的共格界面附近产生弹性应变的现象。而产生的应变能称为共格应变能。

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

点阵错配度 δ ：相邻两相界面处原子间距的相对差值，即 $\delta = \Delta a / a$ ， a 表示其中一相沿平行于界面的晶向上的原子间距， Δa 表示两相在此方向上的原子间距之差。显然， δ 越大，则弹性应变能越大，当 δ 增大到一定程度时，便难于继续维持完全共格，于是将在界面上产生一些位错，以降低界面的弹性应变能，这时界面上的两相原子变成部分地保持匹配。

$\delta < 0.05$ 两相可以构成完全共格界面； δ 大于 0.25 时易形成非共格界面； δ 介于 0.05 到 0.25 之间，则形成半共格界面。

显然，共格应变能以共格界面最大，半共格界面次之，非共格界面为零。

共格晶界的界面能很小，但因晶界附近有畸变，所以弹性畸变能大。这是共格界面的特点。共格晶界必须依靠弹性畸变来维持，当新相不断长大而使共格界面的弹性畸变能增大到足够量时，也可能超过母相的屈服极限而产生塑性变形，结果使共格联系遭到破坏。

b) 体积错配。新相和母相的比体积不同，固态相变时将发生体积变化，新相因受到周围母相的约束不能自由涨缩而产生弹性应变能。由比容差引起的应变能与新相粒子的几何形状有关。

c) 相变阻力。 $(\Delta G_{\text{界面}} + \Delta G_{\text{弹性应变}})$ 两项之和为相变阻力。相变时哪一项阻力起主导作用取决于具体条件。过冷度大，临界晶核尺寸小，单位体积新相的界面面积很大，则 $\Delta G_{\text{界面}}$ 起主导作用，因而易取共格界面以降低 $\Delta G_{\text{界面}}$ ，且 $\Delta G_{\text{界面}}$ 的降低超过 $\Delta G_{\text{弹性应变}}$ 的增加，从而降低总的形核功。反之，过冷度小时， $\Delta G_{\text{弹性应变}}$ 起主导作用，易形成非共格界面，此时两相比容差别大时为降低 $\Delta G_{\text{弹性应变}}$ 新相易形成片状，反之形成球状。

6) 过渡相的形成。有稳定态和亚稳定态。对于一定的热力学条件, 只有当某相的自由能最低时, 该相才是稳定的且处于平衡态; 若某相的自由能并不处于最低, 且与最低自由能态具有能垒相分隔, 则该相处于亚稳平衡态; 若不存在这种能垒, 则体系处于非稳定态, 这种状态是不稳定的, 它一定会转变为平衡态或亚稳态。

由相变热力学知道, 相变是由于新旧相自由能差引起的。当稳定态的新相与母相晶体结构差异较大时, 形成高能量的非共格界面, 此时新相晶核尺寸很小, 界面能对形核的阻碍作用很大, 母相不能直接转变为自由能最低的稳定态, 而是先形成晶体结构或成分与母相比较接近, 自由能比母相稍低的亚稳定过渡相, 随温度的升高或室温下放置的时间足够长, 亚稳定相有继续转变为稳定相的趋势。

过渡相虽然在一定条件可以稳定存在, 但其自由能仍高于平衡相, 有继续转变直至达到平衡相为止的倾向。如果经过适当的热处理后获得的过渡相组织在室温下使用, 则这种趋向于平衡状态的转变慢得可以忽略不计。但是, 若合金处在高温服役的条件下, 这种情况便是不可忽视的。

7) 晶体缺陷的作用。大多固态相变的形核功较大, 晶内存在的缺陷(晶界、位错、空位等)对固态相变具有明显的促进作用。从能量的角度出发, 晶界处形核最容易, 其次分别是位错和空位。

8) 原子的扩散。固态相变中原子的扩散速度是控制相变的主要因素, 它受温度的影响很大, 当 ΔT 增大, 相变驱动力增大, 相变速度也增大, 但当 ΔT 很大时, 相变温度低, 原子扩散速度降低, 相变速度反而降低。 ΔT 增大到一定值时, 原子扩散受抑制, 发生无扩散型相变, 形成亚稳定的过渡相。如奥氏体快冷转变为马氏体。

(2) 固态相变阻力多了应变能一项, 造成固态相变的临界半径和形核功增大; 非均匀形核存在特定的取向关系, 形成共格半共格界面; 生长方面出现惯习现象, 形成特殊的组织形态, 如片状组织; 亚稳态的出现减小相变阻力。

六、(15分) 叙述离子晶体的结构规则。

答: 由正、负离子或正、负离子集团按一定比例组成的晶体称作离子晶体, 其结构规则如下:

(1) 负离子配位多面体规则。在离子晶体中, 正离子的周围形成一个负离子配位多面体, 正负离子间的平衡距离取决于离子半径之和, 而正离子的配位数则取决于正负离子的半径比。

这是鲍林第一规则。将离子晶体结构视为由负离子配位多面体按一定方式连接而成, 正离子则处于负离子多面体的中央, 故配位多面体才是离子晶体的真正结构基元。离子晶体中, 正离子的配位数通常为4和6, 但也有少数为3、8、12。

(2) 电价规则。在一个稳定的离子晶体结构中, 每个负离子的电价 Z 等于或接近等于与之相邻接的各正离子静电强度 S 的总和。这就是鲍林第二规则, 也称电价规则。

(3) 负离子多面体共用顶、棱和面的规则。鲍林第三规则指出, 在一配位结构中, 共用棱特别是共用面的存在, 会降低这个结构的稳定性。对于电价高, 配位数低的正离子来说, 这个效应尤为显著。

(4) 不同种类正离子配位多面体间连接规则。鲍林第四规则认为, 在含有一种以上正负离子的离子晶体中, 一些电价较高, 配位数较低的正离子配位多面体之间, 有尽量互不结合的趋势。

(5) 节约规则。鲍林第五规则指出, 在同一晶体中, 同种正离子与同种负离子的结合方式应最大限度地趋于一致。因为在一个均匀的结构中, 不同形状的配位多面体很难有效堆积在一起。

七、(20分) 分析形成如图附录4-2所示不同铸态组织的可能原因, 并说明要得到细小的

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保120-130分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)
咨询QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

等轴晶，可采取哪些办法？

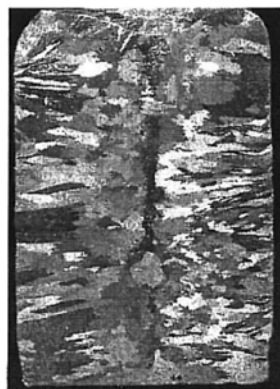
答：两图的铸态组织都包括细晶区、柱状晶区和等轴晶区。两幅图的不同主要是等轴晶区和柱状晶区的范围不同，图（a）所示铸态组织的柱状晶区范围大，等轴晶区小；图（b）所示铸态组织则与之相反。

造成这种差异主要是合金组分和搅拌、孕育剂等的加入以及浇注温度等有关。通常快的冷却速度，高的浇铸温度和定向散热有利于柱状晶的形成。合金的熔点低，浇铸温度低，有利于等轴晶的形成。温度梯度越小，搅拌加孕育剂等都有利于等轴晶的形成。

八、（20 分）参考图附录 4-3 提供的示意图，画出按组织分区的 Fe-Fe₃C 相图，写出各三相反应，并说明分别为 1.0wt%C 和 3.0wt%C 的铁碳合金经过缓慢冷却在相关三相反应完成后形成的各组织特点。

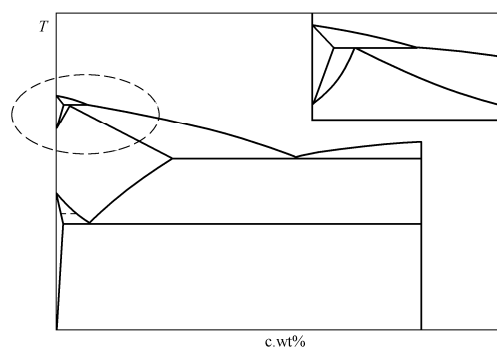


(a)



(b)

图附录 4-2



图附录 4-3

答：（1）按组织分区的 Fe-Fe₃C 相图如图附录 4-4 所示。

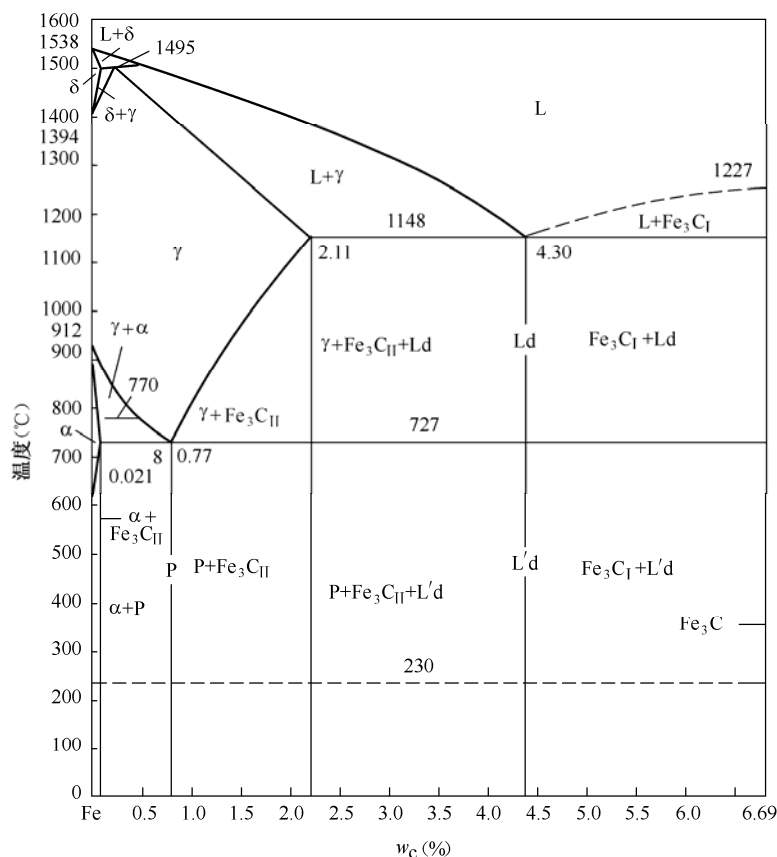
材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保 120-130 分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作，版权所有！



图附录 4-4

(2) 三相反应。

包晶反应: $L(0.53\%C) + \delta\text{-Fe}(0.09\%C) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(0.17\%C)$

共晶反应: $L(4.3\%C) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(2.11\%C) + \text{Fe}_3\text{C}(6.69\%C)$

共析反应: $\gamma\text{-Fe}(0.77\%C) \rightarrow \alpha\text{-Fe}(0.02\%C) + \text{Fe}_3\text{C}(6.69\%C)$

(3) 1.0%的钢由液相冷却时先进入 L+γ 奥氏体两相区, 形成枝晶或等轴状 γ 奥氏相, 然后进入奥氏体单相区; 继续冷却到 760°C 后剩余的奥氏体转变为珠光体, 最后的组织是珠光体+网状二次渗碳体。

3.0%的铁碳合金(铸铁)结晶后组织为莱氏体加先共晶奥氏体, 缓冷后的室温组织为珠光体、二次渗碳体和变态莱氏体。树枝状分布的黑色区域是由先共晶奥氏体转变成的珠光体。其周围一圈白色组成物是由先共晶奥氏体析出的二次渗碳体, 其余部分为变态莱氏体。

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

附录5 天津大学2010年《金属材料科学基础》考研试题与答案

(回忆版)

一、名词解释。

1. 晶面族

答：在立方晶系中，由于原子的排列具有高度的对称性，往往存在有许多原子排列完全相同但在空间位向不同（即不平行）的晶面，这些晶面总称为晶面族。其用大括号表示，即 $\{abc\}$ 。如面立方晶胞中、 (111) 、 $(\bar{1}11)$ 、 $(1\bar{1}1)$ 、 $(11\bar{1})$ 同属于 $\{111\}$ 晶面族。

2. 致密度

答：致密度指晶胞中的原子所占的体积与该晶胞所占体积之比。一般把原子当作刚性球来看待，再算出一个晶胞中的原子数，原子半径和晶格常数之间的关系，即可计算出致密度 K 。

3. 不全位错

答：除了单位位错外，晶体中还可能形成一些柏氏矢量小于滑移方向的原子间距的位错，即柏氏矢量不是从一个原子到另一个位置，而是从原子位置到结点之间的某一位置，这类位错称不全位错。换句话说，柏氏矢量 \bar{b} 不等于单位点阵矢量或其整数倍的为“不全位错”或称“部分位错”。

4. 堆垛层错

答：堆垛层错（stacking fault）是广义的层状结构晶格中常见的一种面缺陷。它是晶体结构层正常的周期性重复堆垛顺序在某二层间出现了错误，从而导致的沿该层间平面

（称为层错面）两侧附近原子的错误排布。例如在立方紧密堆积（CCP）结构中，其固有的正常堆垛顺序为三层重复的 $\cdots ABCABCABC \cdots$ ，如果局部出现诸如 $\cdots ABCA/CABC \cdots$ 或者 $\cdots ABCAB/A/CABC \cdots$ ，则在划线处便是堆垛层错的所在。它们在形式上也可看成是由一个完整的晶格沿层错面、其两侧晶格间发生非重复周期平移所导致的结果。

5. 伪共晶

答：在非平衡凝固条件下，某些亚共晶或过共晶成分的合金也能得到全部的共晶组织，这种由非共晶成分的合金所得到的共晶组织称为伪共晶。

6. 成分过冷

答：在固溶体合金凝固时，在正的温度梯度下，由于固液界面前沿液相中的成分有所差别，导致固液界面前沿的熔体的温度低于实际液相线温度，从而产生的过冷称为成分过冷。这种过冷完全是由于界面前沿液相中的成分差别所引起的。温度梯度增大，成分过冷减小。

成分过冷必须具备两个条件：①固-液界面前沿溶质的富集而引起成分再分配；②是固-液界面前方液相的实际温度分布，或温度分布梯度必须达到一定的值。

7. 菲克第一定律

答：稳态扩散情况下，在单位时间内通过垂直于扩散方向的单位截面积的扩散物质流量（称为扩散通量 Diffusion flux，用 J 表示）与该截面处的浓度梯度（Concentration gradient）成正比，也就是说，浓度梯度越大，扩散通量越大。这就是菲克第一定律，其数学表达式为：

$J = -D \frac{dC}{dx}$ 。式中， D 为扩散系数； C 为扩散物质（组元）的体积浓度； $\frac{dC}{dx}$ 为浓度梯度；负号表示扩散方向为浓度梯度的反方向，即扩散组元由高浓度区向低浓度区扩散。扩散通量 J 的单位是 $\text{kg/m}^2 \cdot \text{s}$ 。

材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保120-130分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询QQ: 2696670126

网学天地独家制作，版权所有！

8. 交滑移

答：在晶体中，出现两个或多个滑移面沿着某个共同的滑移方向同时或交替滑移，这种滑移称为交滑移。发生交滑移时会出现曲折或波纹状的滑移带。

最容易发生交滑移的是体心立方金属，因其可以在 $\{110\}$ $\{112\}$ $\{123\}$ 晶面上滑移，而滑移方向总是 $[111]$ 。交滑移产生的难易程度与晶体的层错能有关，层错能高的材料易发生交滑移。交滑移必须是纯螺型位错，因其滑移面不受限制。交滑移对晶体的塑性变形有重要影响。

9. 形变织构

答：在塑性变形中，随着塑性变形量增加，各个晶粒的滑移面和滑移方向都要向主形变方向转动，逐渐使多晶体中原来取向互不相同的各个晶粒，在空间取向上呈现一定程度的规律性，这种现象即为形变结构。

10. 二次再结晶

答：再结晶完成后，正常的晶粒应是均匀的、连续的。但在某些情况下，晶粒的长大只是少数晶粒突发性地、迅速地粗化，使晶粒之间的

尺寸差别越来越大。这种不正常的晶粒长大称为晶粒的反常长大。这种晶粒的不均匀长大就好像在再结晶后均匀细小的等轴晶粒中又重新发生了再结晶，所以称为二次再结晶。

二次再结晶发生的基本条件是正常晶粒长大过程被分散相粒子、织构或表面热蚀沟等所强烈阻碍，当一次再结晶组织被继续加热时，上述阻碍因素一旦被消除，少数特殊晶界将迅速迁移，导致少数晶粒变大，而大晶粒界面通常是凹向外侧的，因此在晶界能的驱动下，大晶粒将继续长大，直至相互接触形成二次再结晶组织。二次再结晶为非形核过程，不产生新晶核，而是以一次再结晶后的某些特殊晶粒作为基础而长大的。

二、填空题。

1. 面心立方滑移系总共_____个，体心立方滑移系总共_____个，体心最密排晶向为_____，面心最密排晶面为_____。

答案：12 12 $\langle 111 \rangle$ $\{110\}$

2. 点缺陷分为_____、_____和_____，点缺陷又被称为_____。

答案：空位原子 间隙原子 异类原子 零维缺陷

3. 螺形位错滑移方向_____位错线，位错运动方向_____位错线本身。

答案：平行于 垂直于

4. 晶界分为_____晶界和_____晶界。

答案：大角度 小角度

5. 三元相图中最多有_____相平衡。

答案：4

6. 莱氏体是_____、_____和_____组成的混合物。

答案：珠光体 二次渗碳体 共晶渗碳体

7. 合金中，碳在稳态铁碳相图中和非稳态铁碳相图中的存在方式分别是_____和_____。

答案：石墨 渗碳体

8. 发生共晶反应之后的平衡组织为_____和_____。

答案：奥氏体 共晶渗碳体

9. 液体生长在正温度梯度下，晶体生长形态为_____；在负的温度梯度下，晶体生长形态为_____。

答案：平面式生长 树枝状生长

材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保 120-130 分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作，版权所有！

10. 金属的塑性变形分为_____和_____。

答案：滑移 孪生

11. 扩散分为_____和_____。

答案：间隙扩散 空位扩散

12. 真应变与现实应变的关系是_____, 真应力与现实应力的关系是_____。

答案：真应变 = $\ln(\text{应变} + 1)$ 真应力 = 应力 $\times (\text{应变} + 1)$

13. 扩散的驱动力是_____, 再结晶的驱动力是_____。

答案：化学势的不同 塑性变形的机械储能

14. 晶粒长大的时候, 晶界移动方向_____曲率中心移动, 再结晶晶粒尺寸与_____有关。

答案：指向 变形程度和温度

15. 热加工指的是_____的加工变形。

答案：再结晶温度以上

三、问答题。

1. 画出(120)、(100)、(111)晶面和 $[\bar{1}10]$ 、 $[121]$ 晶向。

答：如图附录 5-1 所示。

2. 位错环能否全是刃型位错, 能否全为螺形位错, 为什么?

答：位错环能为刃型位错, 因为刃型为错中, 柏氏矢量与位错线是垂直的, 所以可以全为刃型位错; 而螺形位错位错线是与柏氏矢量平行的, 所以在整个位错环中, 肯定有与柏氏矢量方向不同的位错线, 因此, 肯定不能全是螺形位错线。

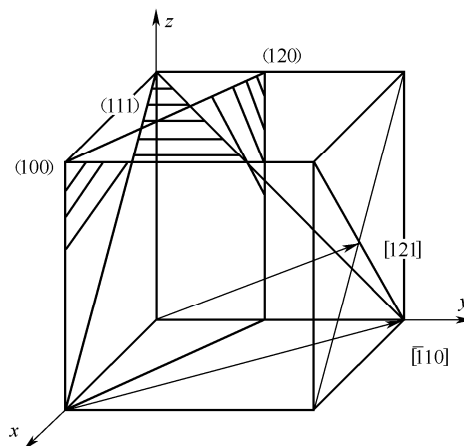
3. 什么是固溶体? 按照结构特点分为几类? 与中间相有什么区别?

答：(1) 所谓固溶体 (solid solution) 是指溶质原子溶入溶剂晶格中而仍保持溶剂类型的合金相。当一种组元 A 加到另一种组元 B 中形成的固体, 其结构仍保留为组元 B 的结构时, 这种固体即为固溶体, 其中, B 组元称为溶剂, A 组元称为溶质。组元 A、B 可以是元素, 可以是化合物。

(2) 按照结构特点的不同, 固溶体分为置换固溶体和间隙固溶体两类, 其中: ①溶质原子占据溶剂晶格中的结点位置而形成的固溶体称置换固溶体。当溶剂和溶质原子直径相差不大, 一般在 15% 以内时, 易于形成置换固溶体。铜镍二元合金即形成置换固溶体, 镍原子可在铜晶格的任意位置替代铜原子; ②溶质原子分布于溶剂晶格间隙而形成的固溶体称间隙固溶体。间隙固溶体的溶剂是直径较大的过渡族金属, 而溶质是直径很小的碳、氢等非金属元素。其形成条件是溶质原子与溶剂原子直径之比必须小于 0.59。如铁碳合金中, 铁和碳所形成的固溶体——铁素体和奥氏体, 皆为间隙固溶体。

(3) 中间相是指两组元之间的相对尺寸差, 电子浓度及电负性差都有一个容限, 当溶质原子的加入量超过此容限时便会形成一种新相, 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。中间相的晶体结构不同于此相中的任一组元。不同元素之间所形成的中间相往往在晶体结构, 结合键方面都不相同。

固溶体与中间相得区别主要体现在以下方面:



图附录 5-1

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

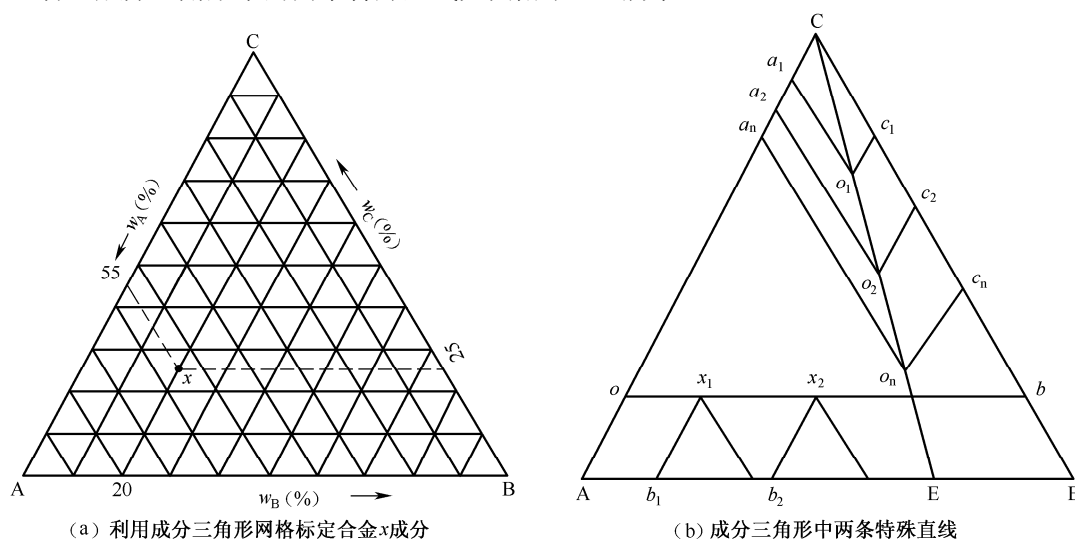
结构上, 固溶体晶体结构最大的特点是保持着原溶剂的晶体结构, 根据溶质原子在溶剂点阵所处的位置, 可以分为置换固溶体和间隙固溶体。中间相的结构一般与两组元的结构都不同, 它们处于二元相图的位置总是位于中间, 中间相可以是化合物也可以是以化合物为基的固溶体, 中间相可以用化学分子式表示。

键性上, 固溶体原子间多以金属键结合; 而大多数中间相中, 原子间的结合方式属于金属键与其他典型键(如离子键、共价键、分子键)相混合的一种结合方式, 因此它们具有金属性, 也正是由于中间相各组元间的结合含有金属的结合方式, 所以表示它们组成的化学分子式并不一定符合化合价规律。

性能上, 固溶体由于溶质与溶剂的原子半径大小不同, 总会引起点阵畸变并导致点阵常数发生变化, 点阵畸变增大, 一般固溶体的电阻率升高, 同时降低电阻温度系数, 且由于溶质原子的溶入, 使固溶体的强度和硬度升高; 而对于中间相来说, 它们的熔点较高, 硬度和强度也比较高, 韧性和塑性较差。

4. 根据成分三角形分析三元相图中的等含量, 顶比例原则, 并通过一定表达式表示出来。

答: 成分三角形中的两条特殊直线如图附录 5-2 所示。



图附录 5-2

在成分三角形中有两类特殊意义的线:

(1) 平行于三角形某一边的直线。很容易证明, 凡成分位于该线上的材料, 它们所含的、由这条边对应顶点所代表的组元量均相等, 如图(a)中 ab 线上的两种材料 x_1 、 x_2 的B组元含量相等, 即:

$$x_1 b_1 = x_2 b_2 = x_n b_n$$

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

(2) 通过三角形顶点的任一直线。凡是成分位于该直线上的二元系材料, 它们所含的由另两个顶点所代表的两组元含量之比是一定值, 如图(b)中 CE 线上的各种成分, 它们中的A、B两组元含量之比为一常数, 即:

$$\frac{w_A}{w_B} = \frac{O_1 C_1}{O_1 a_1} = \frac{O_2 C_2}{O_2 a_2} = \frac{O_n C_n}{O_n a_n}$$

5. 什么是非均匀形核，为何现实中的都为非均匀形核？

答：液体内部由于过冷产生自发形核，但是液体内部各处的形核机制不一样，液体内部存在一些有利于形核的位置，液体容易在这些部位形核，这叫做非均匀形核。

均匀形核需要大的过冷度，在实际工业生产中，铁溶液的结晶只有几度的过冷度，钢锭模或者铸件砂模的模壁以及铁液中的固体杂质，为铁液晶核的产生提供了有利的表面，减小了界面能，因而使得晶核形成成功减小，临界形核的过冷度大大减小。因此，现实中，易发生非均匀形核。

6. 什么是加工硬化？试用位错理论进行解释。

答：纯金属经过变形后，其流变应力随着变形程度的增加而增加，这在金属拉伸时的应力-应变曲线中可以看出，要继续变形只有不断增加外力，这种现象即为加工硬化。

产生强化的几种原因，主要从位错机制上来看：

(1) 位错交割。发生多滑移之后，两个相交滑移面上运动的位错必然会互相交截，原来一直线位错经交截后，会出现弯折部分，若此弯折部分仍在滑移面上，叫做扭折，不再滑移面上，叫做割阶。

(2) 位错的反应。两个滑移面上的位错相遇，在一定条件下可以发生为错反应，形成一个不可动的位错，这种位错结合称为 L-C 锁，由于位错锁的存在，使得两个滑移面上随后运动的位错受到阻塞，对强化有促进作用。

(3) 位错的增值。金属变形后，产生大量位错。这种情况有两种机制，第一个是 F-R 源，第二个是双交滑移机制。

7. 冷变形加热后都有哪些组织变化？

答：冷加工金属在随后的加热过程中会经历回复与再结晶的过程。

(1) 回复过程中性能的变化：电阻率降低，宏观应力去除，微观应力残存。

组织变化：基本没有变化。

(2) 再结晶性能变化：加工硬化消除，强度降低，塑性升高。

组织变化：拉长的变形晶粒变为新的等轴晶粒。

8. 再结晶温度的影响因素？

答：冷变形金属开始进行再结晶的最低温度称为再结晶温度，它可用金相法或硬度法测定，即以显微镜中出现第一颗新晶粒时的温度或以硬度下降 50% 所对应的温度，定为再结晶温度。

再结晶温度并不是一个物理常数，它不仅随材料而改变，同一材料其冷变形程度、原始晶粒度等因素也影响着再结晶温度。

(1) 变形程度。随着冷变形程度的增加，储能也增多，再结晶的驱动力就越大，因此再结晶温度越低，同时等温退火时的再结晶速度也越快。但当变形量增大到一定程度后，再结晶温度就基本上稳定不变了。对工业纯金属，经强烈冷变形后的最低再结晶温度 T_R/K 约等于其熔点 T_m/K 的 0.35~0.4。

(2) 原始晶粒尺寸。在其他条件相同的情况下，金属的原始晶粒越细小，则变形的抗力越大，冷变形后储存的能量较高，再结晶温度则较低。

(3) 微量溶质原子。微量溶质原子的存在对金属的再结晶有很大的影响。微量溶质原子存在显著提高再结晶温度的原因可能是溶质原子与位错及晶界间存在着交互作用，使溶质原

材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保 120-130 分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作，版权所有！

子倾向于在位错及晶界处偏聚，对位错的滑移与攀移和晶界的迁移起着阻碍作用，从而不利于再结晶的形核和核的长大，阻碍再结晶过程。

(4) 第二相粒子。第二相粒子的存在既可能促进基体金属的再结晶，也可能阻碍再结晶。

(5) 再结晶退火工艺参数。加热速度、加热温度与保温时间等退火工艺参数，对变形金属的再结晶有着不同程度的影响。若加热速度过于缓慢时，再结晶温度上升。当变形程度和退火保温时间一定时，退火温度愈高，再结晶速度愈快。

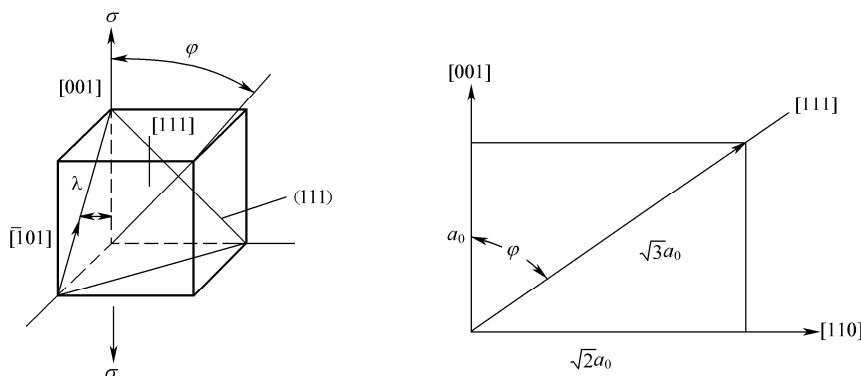
9. 晶体中受到垂直于 z 轴的拉力作用，其滑移面为 $[111]$ 面，根据施密特定律计算晶体滑移的临界分切应力。

答：本题主要是确定滑移系对拉力轴的相对取向，如图附录 5-3 所示。

显然，滑移方向和拉力轴的夹角 $\lambda = 45^\circ$ ，则： $\cos \lambda = 0.707$

设滑移面的法线和拉力轴夹角为 φ ，则： $\cos \varphi = \frac{a_0}{\sqrt{3}a_0} = \frac{1}{\sqrt{3}} \Rightarrow \varphi = 54.76^\circ$

由施密特定律，可得： $\tau = \sigma \cos \varphi \cos \lambda = 69 \times \frac{1}{\sqrt{3}} \times 0.707 = 28.1 \text{ MPa}$



图附录 5-3

此题的另一解法是按矢量运算，求两矢量的夹角。对立方晶系，两晶面 $(h_1k_1l_1)$ 和 $(h_2k_2l_2)$ 的夹角为：

$$\cos \varphi = \frac{h_1h_2 + k_1k_2 + l_1l_2}{\sqrt{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2} \sqrt{h_2^2 + k_2^2 + l_2^2}}$$

滑移面法线 $[111]$ 和 $[001]$ 的夹角为：

$$\cos \varphi = \frac{1 \times 0 + 1 \times 0 + 1 \times 1}{\sqrt{1^2 + 1^2 + 1^2} \sqrt{0^2 + 0^2 + 1^2}} = \frac{1}{\sqrt{3}} = 0.577$$

材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保 120-130 分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作，版权所有！

10. 0.1%C 的低碳钢, 置于 1.2%C 渗碳气氛中, 在 920°C 下进行渗碳, 如要求离表面 0.2cm 处含碳量为 0.45%C, 请问需多少渗碳时间?

答: 由题意可知, C 在 γ -Fe 中扩散的激活能为 133984J/mol, $D_0 = 0.23\text{cm}^2/\text{s}$, 920°C 下:

$$D_c = 0.23 \exp\left(\frac{-133984}{1.987 \times 1193}\right)$$

$$= 2 \times 10^{-7} \text{cm}^2/\text{s}$$

现 $C_s = 1.2\% \text{C}$, $C_0 = 0.1\% \text{C}$, $x = 0.2\text{cm}$, 则:

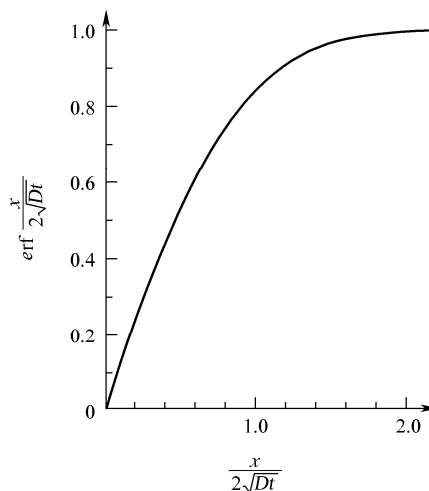
$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \frac{1.2 - 0.45}{1.2 - 0.1} = 0.68$$

$$= \text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) = \text{erf}\left(\frac{0.2}{2\sqrt{2 \times 10^{-7} \cdot t}}\right)$$

$$\Rightarrow \text{erf}\left(\frac{224}{\sqrt{t}}\right) = 0.68$$

根据图附录 5-4 所示的误差函数关系, 可得:

$$\frac{224}{\sqrt{t}} = 0.71 \Rightarrow t = 99536\text{s} = 27.6\text{h}$$



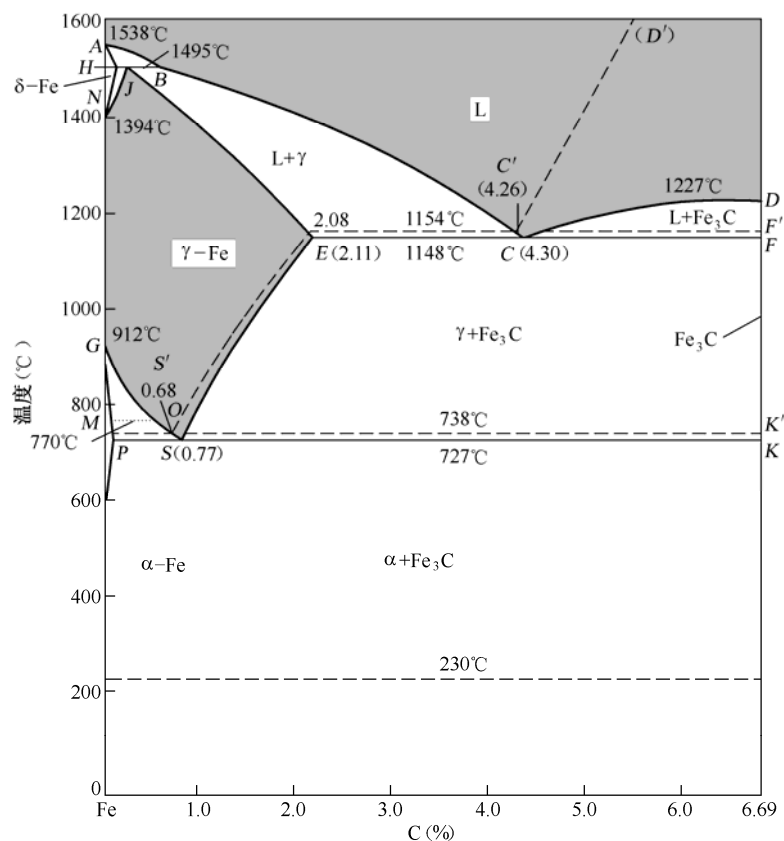
图附录 5-4

四、论述题。

画出铁碳相图, 标出所有点及成分的温度, 指出相图中的特性点及其含义、特性线及其含义。

答: (1) 画出铁碳相图如图附录 5-5 所示。

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!



材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

图附录 5-5

(2) 铁碳相图中的特点及其含义如表附录 5-1 所示。

表附录 5-1 铁碳相图中的特点及其含义

特性点	温度 (°C)	含碳量 (重量%)	特性点的含义
A	1538	0	纯铁的熔点
B	1495	0.53	包晶转变时液相的成分
C	1148	4.3	共晶点 $L \rightarrow (\gamma + \text{Fe}_3\text{C})$ 莱氏体用 Ld 表示
D	1227	6.69	渗碳体的熔点
E	1148	2.11	碳在 $\gamma\text{-Fe}$ 中的最大溶解度，共晶转变时 γ 相的成分，也是钢与铸铁的理论分界点
F	1148	6.69	共晶转变时 Fe_3C 的成分
G	912	0	纯铁的同素异构转变点 (A_3) $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$
H	1495	0.09	碳在 $\delta\text{-Fe}$ 中的最大溶解度，包晶转变时 δ 相的成分
J	1495	0.17	包晶点 $L_B + \delta_H \rightarrow \gamma_J$
K	727	6.69	共析转变时 Fe_3C 的成分点
M	770	0	纯铁的居里点 (A_2)
N	1394	0	纯铁的同素异构转变点 (A_4) $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$
O	770	0.5	含碳 0.5 合金的磁性转变点
P	727	0.0218	碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的最大溶解度，共析转变时 α 相的成分点，也是工业纯铁与钢的理论分界点
S	727	0.77	共析点 $\gamma_s \rightarrow \alpha_P + \text{Fe}_3\text{C}$ ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) 珠光体用 P 表示
Q	室温	<0.001	室温时碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的溶解度

(3) 铁碳合金相图中的特性线(冷却)及其名称、含义如附录表 5-2 所示。

表附录 5-2 铁碳合金相图中的特性(冷却)及其名称、含义

特性线	名称	特性线的含义
$ABCD$	液相线	AB 是 L 相 $\xrightarrow[\text{冷却}]{\text{匀晶}}$ δ 相的开始线 BC 是 L 相 $\xrightarrow[\text{凝固}]{\text{匀晶}}$ γ 相的开始线 CD 是 L 相 $\xrightarrow[\text{凝固}]{\text{匀晶}}$ $\text{Fe}_3\text{C}_\text{I}$ 的开始线
$AHJECF$	固相线	AH 是 L 相 $\xrightarrow[\text{凝固}]{\text{匀晶}}$ δ 相的终止线 AH 是 L 相 $\xrightarrow[\text{凝固}]{\text{匀晶}}$ γ 相的终止线 ECF 是共晶线 $\text{L}_\text{C} \xrightarrow{1148^\circ\text{C}} \gamma_\text{E} + \text{Fe}_3\text{C}$
HJB	包晶转变线	$\text{L}_\text{B} + \delta_\text{H} \xrightarrow{1495^\circ\text{C}} \gamma_\text{J}$
HN	同素异构转变线	δ 相 $\rightarrow \gamma$ 相的开始线
JN	同素异构转变线	δ 相 $\rightarrow \gamma$ 相的终止线
ES	固溶线	γ -Fe 中的溶解度极限线 (A_cm 线) $\gamma \xrightarrow{\text{析出}} \text{Fe}_3\text{C}_\text{II}$
GS	同素异构转变线	γ 相 $\rightarrow \alpha$ 相的开始线 (A_3 线)
GP	同素异构转变线	γ 相 $\rightarrow \alpha$ 相的终止线
PSK	共析转变线	$\gamma_\text{s} \xrightarrow{727^\circ\text{C}} \alpha_\text{p} + \text{Fe}_3\text{C}$ (A_1 线)
PQ	固溶线	碳在 α -Fe 中的溶解度极限线, $\alpha \xrightarrow{\text{析出}} \text{Fe}_3\text{C}_\text{III}$
MO	磁性转变线	A_2 线 770°C , α 相无磁性 $>770^\circ\text{C} > \alpha$ 相铁磁性
230°C 虚线	磁性转变线	A_0 线 230°C , Fe_3C 无磁性 $>230^\circ\text{C} > \text{Fe}_3\text{C}$ 铁磁性

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

附录6 上海交通大学2007年《材料科学基础》考研试题与答案

一、单选题（每题3分，共60分）

1.立方晶体中含有[111]晶向的晶面为（ ）。

- A. (110) B. (101) C. $(\bar{1}01)$

答案：C

2.立方晶体中(111)，(112)，(110)晶面间距最大的是（ ）。

- A. (111) B. (112) C. (110)

答案：C

3.在四方晶体中[100]晶向是（ ）。

- A. 2次对称轴 B. 4次对称轴 C. 3次对称轴

答案：A

4.面心立方(111)密排面的面配位数为（ ）。

- A. 3 B. 12 C. 6

答案：C

5.在A-B二元固溶体中，当A-B对的能量小于A-A和B-B对的平均能量，该固溶体最易形成（ ）。

- A. 无序固溶体 B. 有序固溶体 C. 偏聚态固溶体

答案：B

6.在金属、陶瓷和高分子中最易结晶的是（ ）。

- A. 高分子 B. 陶瓷 C. 金属

答案：C

7.在一定温度下具有一定平衡浓度的缺陷是（ ）。

- A. 位错 B. 空位 C. 晶界

答案：B

8.在面心立方晶体中(111)密排面抽取一层将形成（ ）。

- A. 肖克利不全位错 B. 弗兰克不全位错 C. 混合位错

答案：B

9.重合位置点阵是用于描述（ ）。

- A. 小角度晶界 B. 大角度晶界 C. 任何晶界

答案：B

10.在Kirkendall效应中，Zn的扩散通量在通过（ ）时大于Cu的通量扩散通量。

- A. 原始涂层（焊接）面 B. 侯野面 C. 标记面

答案：C

11.肖特基（Schottky）型空位表示形成（ ）的无序分布缺陷。

- A. 等量的阳离子和阴离子空位 B. 双空位 C. 等量的间隙阳离子和间隙阴离子

答案：A

12.作为塑料使用的高分子，在室温使用应处在（ ）。

- A. 高弹态 B. 玻璃态 C. 黏流态

答案：B

13.金属Mg的滑移系为（ ）。

- A. $\{111\}/<110>$ B. $\{112\}/<111>$ C. $\{0001\}/<1120>$

答案：C

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保120-130分以上
详见：网学天地
(www.e-studysky.com)
咨询QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

14. 在低碳钢的应力-应变曲线中出现上屈服点和下屈服的现象, 可用 () 解释。

- A. 位错交滑移 B. 位错的分解 C. Cottrell 气团

答案: C

15. 冷形变金属在回复阶段可消除 ()。

- A. 微观内应力 B. 宏观内应力 C. 宏观内应力和微观内应力

答案: B

16. 在 Fe-C 合金中能在室温得到 $P + Fe_3C_{II} + L'_d$ 平衡组织的合金是 ()。

- A. 共析钢 B. 共晶合金 C. 亚共晶合金

答案: C

17. 在定向凝固中, 希望获得最大程度的提纯, 有效分配系数应该 ()。

- A. $k_c \rightarrow k_0$ B. $k_c \rightarrow 1$ C. $k_0 < k_c < 1$

答案: A

18. 铸锭中的 () 属宏观偏析。

- A. 枝晶偏析 B. 晶界偏析 C. 比重偏析

答案: C

19. 在三元共晶水平截面图的三角形区中, 存在 () 平衡。

- A. 两相 B. 单相 C. 三相

答案: C

20. 在三元共晶合金中最多可以获得 () 平衡。

- A. 三相 B. 四相 C. 五相

答案: B

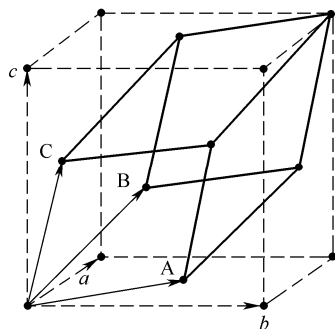
二、综合题

1. (20 分) 在面心立方点阵中画出菱方(形)点阵, 并说明为什么在这样的点阵排列中应取面心立方点阵而不取菱方点阵。

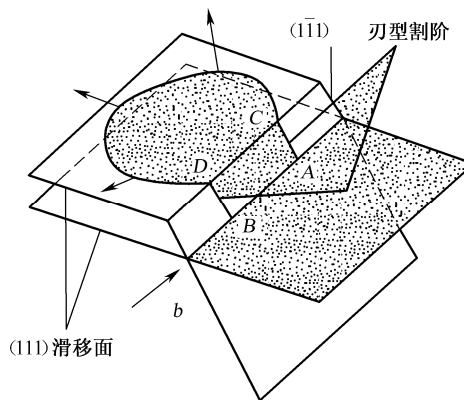
答: 菱方(形)点阵如图附录 6-1 所示。在选取单胞时, 所选单胞应具有最高的对称性, 且单胞在最高对称性下具有最小的体积。由于菱方点阵晶胞虽然体积较立方晶胞点阵小, 其对称性低, 不能充分反映所取单胞具有的最高对称性, 因此, 点阵排列不应取菱方点阵, 应取面心立方点阵。

2. (20 分) 画出应力下螺型位错通过双交滑移形成弗兰克-里德位错源的过程, 并画出通过弗兰克-里德位错源使位错增殖的过程(及位错环的形成过程), 并对上述过程加以简单说明。

答: 应力下螺型位错通过双交滑移形成弗兰克-里德位错源的过程如图附录 6-2 所示。



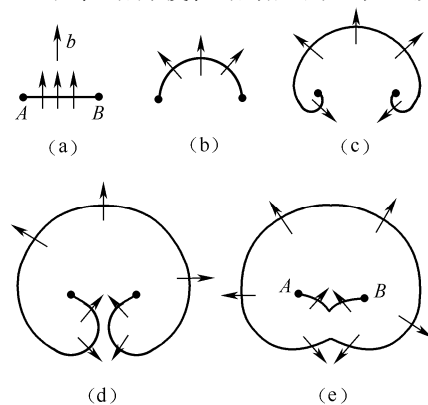
图附录 6-1



图附录 6-2

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地
(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

通过弗兰克—里德位错源使位错增殖的过程（及位错环的形成过程）如图附录6-3所示。



图附录6-3

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保120-130分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

图(a): A 、 B 两端固定，螺型位错双交滑移过程中形成的刃型割阶不能滑移，因此只能使位错线发生弯曲；

图(b)、(c): 由于单位长度位错线所受的滑移力垂直于位错线，弯曲后的位错每一小段仍然受到滑移力的作用，并沿滑移力法线方向向外扩展，使得两端分别以节点 A 、 B 为原点产生旋转。

图(d): 当两端弯出来的线段相互靠近时，逐步形成一闭合的位错环和位错环内的一小段弯曲位错线（因为两线段平行于 b ，但位错线方向相反，分别属于左螺旋和右螺旋位错，互相抵消）。

图(e): 如果继续施加外加应力，位错线便继续向外扩张，同时环内的弯曲位错在线张力作用下又被拉直，恢复到原始状态，并重复以前的运动，从而造成位错的增殖。

3. (20 分) 超细晶粒的制备已成为提高材料强韧性的主要手段之一。通过凝固的快冷（即增加过冷度）是获得细晶铸件的重要方法。已知铜的凝固温度 $T_m = 1356 \text{ K}$ ，溶化热 $L_m = 1628 \times 10^6 \text{ J/m}^3$ ，比表面能 $\sigma = 177 \times 10^{-3} \text{ J/m}^2$ ，

(1) 试求欲在均匀形核条件下获得半径为 2 nm 晶粒所需的过冷度。

(2) 试写出其他三种可能获得细晶的方法。

答: (1) 由晶核临界半径公式 $r^* = \frac{2\sigma T_m}{L_m \Delta T} \Rightarrow \Delta T = \frac{2\sigma T_m}{L_m r^*}$ ，代入数据，即可求得所需的过冷度为：

$$\Delta T = \frac{2 \times 177 \times 10^{-3} \times 1356}{1628 \times 10^6 \times 2 \times 10^{-9}} = 147.4 \text{ K}$$

(2) 其他三种可能获得细晶的方法：①在液态金属结晶时，提高冷却速度，增大过冷度，来促进自发形核。晶核数量愈多，则晶粒愈细；②有目的地在液态金属中加入某些杂质，做为外来晶核，进行非自发形核，以达到细化晶粒的目的，此方法称为变质处理。这种方法在工业生产中得到了广泛的应用，如铸铁中加入硅、钙等；③采用机械振动、超声波振动、电磁搅拌等，也可使晶粒细化。

4. (20 分) 假设内部原子从 A 处迁移到 B 处，在 500°C 时的跳跃频率 (F) 为 $5 \times 10^8 \text{ 次/s}$ ， 800°C 时的跳跃频率为 $8 \times 10^8 \text{ 次/s}$ ，计算扩散激活能 Q 。

答: 由公式建立的扩散系数与原子跳跃频率跳动几率的关系公式可得：

$$Pd^2\Gamma_1 = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT_1}\right), \quad Pd^2\Gamma_2 = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT_2}\right)$$

因此有：

$$\frac{\Gamma_1}{\Gamma_2} = \exp\left(\frac{-Q}{RT_1} - \frac{-Q}{RT_2}\right)$$

代入已知数据，得：

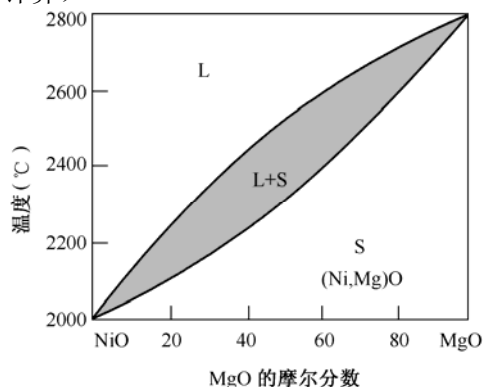
$$\frac{5 \times 10^8}{8 \times 10^8} = \exp\left(\frac{-Q}{8.314 \times (500 + 273)} - \frac{-Q}{8.314 \times (800 + 273)}\right)$$

解得扩散激活能为： $Q = 1.34 \times 10^4 \text{ J/mol}$

5. (10 分) 如图附录 6-4 所示的 NiO-MgO 二元相图。

(1) 确定某成分范围的材料，在 2600℃ 完全熔化，而使它们在 2300℃ 不熔化。

(2) 计算 NiO-20 mole% MgO 陶瓷在 2200℃ 时 NiO 的相对量 (直接用相图中的摩尔分数计算)



图附录 6-4

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

答：(1) 由作图法，在 2600℃ 和 2300℃ 作水平线与液固线交点可知，所求材料成分为 NiO-47%~60%MgO。

(2) 由杠杆定理，作水平线与液固两线相交，得到两端点成分，通过所求比例可得所求的相对量为：

$$L\% \approx \frac{34 - 20}{34 - 17} \times 100\% = 82.35\%$$

附录 7 华中科技大学 2007 年《材料科学基础》考研试题与答案

一、选择题（每题只有一个答案是正确的， $15 \times 3 = 45$ 分）

1. 在晶体中形成空位的同时又产生间隙原子，这样的缺陷称为（ ）。

- A. 肖特基缺陷 B. 弗兰克尔缺陷 C. 线缺陷

答案：B

2. 面心立方晶体的孪晶面是（ ）。

- A. $\{112\}$ B. $\{110\}$ C. $\{111\}$

答案：C

3. 菲克第一定律描述了稳态扩散的特征，即浓度不随（ ）变化。

- A. 距离 B. 时间 C. 温度

答案：B

4. 在置换型固溶体中，原子扩散的方式一般为（ ）。

- A. 原子互换机制 B. 间隙机制 C. 空位机制

答案：C

5. 原子扩散的驱动力是（ ）。

- A. 组元的浓度梯度
B. 组元的化学势梯度
C. 温度梯

答案：B

材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保 120-130 分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作，版权所有！

6. 在二元系合金相图中，计算两相相对含量的杠杆法则只能用于（ ）。

- A. 单相区中 B. 两相区中 C. 三相平衡水平线上

答案：B

7. 在三元系浓度三角形中，凡成分位于（ ）上的合金，它们含有另两个顶角所代表的两组元含量相等。

- A. 通过三角形顶角的中垂线 B. 通过三角形顶角的任一直线
C. 通过三角形顶角与对边成 45° 的直线

答案：A

8. 在三元系相图中，三相区的等温截面都是一个连接的三角形，其顶点触及（ ）。

- A. 单相区 B. 相两区 C. 三相区

答案：A

9. 根据三元相图的垂直截面图，可以（ ）。

- A. 分析相成分的变化规律 B. 分析合金的凝固过程
C. 用杠杆法则计算各相的相对含量

答案：B

10. 聚乙烯高分子材料中 C-H 化学键属于（ ）。

- A. 氢键 B. 离子键 C. 共价键

答案：C

11. 面心立方（fcc）结构的铝原子晶体中，每个铝原子在本层（111）面上的原子配位数为（ ）。

- A. 12 B. 6 C. 4

答案：B

12. 高分子材料是否具有柔顺性主要决定于（ ）的运动能力。

A. 主链链节

B. 侧基

C. 侧基内的官能团或原子

答案: A

13. 变形后的材料在升温时会发生回复和再结晶现象, 则点缺陷浓度下降明显发生在 ()。

A. 低温回复阶段

B. 再结晶阶段

C. 晶粒长大阶段

答案: A

14. 铸锭凝固时如果大部分结晶潜热可通过液相散失时, 则其固态显微组织主要为 ()。

A. 树枝晶

B. 滑移方向上的原子间距大

C. 相邻位错的距离大

答案: A

15. (), 位错滑移的派—纳力越小。

A. 位错宽度越大

B. 滑移方向上的原子间距越大

C. 相邻位错的距离越大

答案: A

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

二、填空题 (每空 1 分, 共 20 分)

1. 按照材料的化学组成,

可以将材料分为_____, _____, _____和_____四大类。

答案: 金属材料 无机非金属材料 高分子材料 复合材料

2. 晶体材料中的缺陷有三种基本形式: _____, 如_____; _____, 如_____;

_____, 如_____。

答案: 点缺陷 (空位、间隙原子、溶质原子等) 面缺陷 (晶界、相界、孪晶界、堆垛层错等) 线缺陷 (位错)

3. 固态相变有_____和_____两种类型, 前者如马氏体相变, 后者如珠光体转变。固态相变可以分为形核和长大两个阶段, 形成的新相与母相的相界面可以有三种不同类型, 即_____和_____。

答案: 无扩散型相变 扩散型相变 共格界面 半共格界面 非共格界面

4. 面心立方晶系的滑移系共计有_____个。

答案: $12 \cdot \{111\}_4 \cdot \langle 110 \rangle_3 = 12$

5. 根据溶质原子在晶格中的位置, 固溶体可以分为_____和_____。

答案: 置换固溶体 间隙固溶体

6. 高分子材料的基本聚合方式可以分为_____和_____。

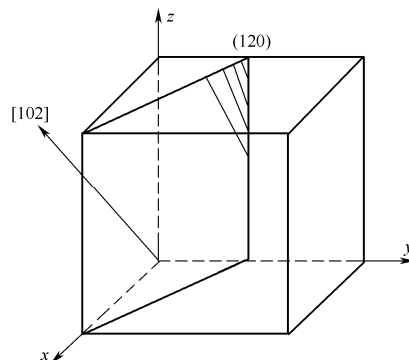
答案: 加聚反应 缩聚反应

三、(10 分) 在立方晶系中, 一晶面在 x 轴的截距为 1, 在 y 轴的截距为 $1/2$, 且平行于 z 轴; 一晶向上某点坐标为 $x=1/2, y=0, z=1$, 求出其晶面指数和晶向指数, 并绘图示之。

答: 由晶向及晶面的确定原则, 由于存在分数的坐标时, 晶向指数可将其三个坐标同时乘以一个数化为最小整数, 而晶面指数需先取各截距的倒数再化为互质的整数比。可知其晶面指数为 (120), 晶向指数为 [102], 如图附录 7-1 所示。

四、(15 分) 根据凝固理论, 试述细化晶粒的基本途径。

答: 应用凝固理论, 可以通过以下几个途径来细



图附录 7-1

化晶粒:

(1) 增加过冷度。由方程 $P(t) = k \left(\frac{N}{V_g} \right)^{3/4}$ (式中, k 为常数, 与晶核形状有关; $P(t)$ 为 t 时间内形成的晶核数, 与 d 成反比) 可知, 形核率 N 越大, 晶粒越细; 晶体长大速率 V_g 越大, 则晶粒越粗。同一材料的 N 和 V_g 都取决于过冷度, 因 $N \propto \exp\left(-\frac{1}{\Delta T^2}\right)$, 而连续长大时, $V_g \propto \Delta T$; 螺型位错长大时, $V_g \propto (\Delta T)^2$ 。由此可见, 增加过冷度, N 将增大, 且比 V_g 更快。因此在一般凝固条件下, 增加过冷度可使凝固后的晶粒细化。

(2) 加入形核剂。由于实际的凝固都为非均匀形核, 为了提高形核率, 可在熔液凝固前加入一些细小的形核剂 (也称为孕育剂或者变质剂), 使之分散在熔液中, 作为非均匀形核所需的现成基底, 这样能使晶核数大大提高, 晶核显著细化。

(3) 振动细化。在金属熔液凝固时施加振动或搅拌作用可得到细小的晶粒。振动方式可采用机械振动、电磁振动或超声波振动。在振动作用下进行凝固, 一方面提高了液相的形核率; 另一方面使生长的枝晶破碎, 从而提供更多的结晶核心, 从而达到细化晶粒的目的。

五、(10 分) 一碳钢在平衡冷却

条件下, 所得显微组织中, 含有 50%

的珠光体和 50% 的铁素体, 问:

(1) 此合金中碳的质量分数为多少?

(2) 若该合金加热到 730°C 时, 在平衡条件下将获得什么组织?

(3) 若加热到 850°C, 又将得到什么组织?

答: 由题易知, 该合金为亚共析钢, 设其碳的质量分数为 C 。

(1) 设该合金中含 $w_C = x$, 则由杠杆定律得: $50\% = \frac{0.77 - x}{0.77}$

解得:

$$w_C = x = 0.38\%$$

即该合金中碳的质量分数为 0.3959%。(注意: 计算哪两相成分就要在相图上选取这两相为线段端点所组成的平衡直线)

(2) 由铁碳相图可知, 加热到 730°C, 获得 $\alpha + \gamma$ 组织。

(3) 同理, 加热到 850°C, 又将得到 γ 组织。

六、(10 分) 试说明位错反应 $\frac{a}{2}[\bar{1}10] \rightarrow \frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{a}{6}[\bar{2}11]$ 能否进行?

答: 几何条件: 由公式 $\Sigma \vec{b}_t = \Sigma \vec{b}_s$ 可知, $\vec{b}_1 = \frac{a}{2}[\bar{1}10]$, $\vec{b}_2 + \vec{b}_3 = \frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{a}{6}[\bar{2}11] = \frac{a}{2}[\bar{1}10]$

能量条件: $\vec{b}_1^2 = \frac{a^2}{4} \cdot (1+1+0) = \frac{1}{2}a^2$, $\vec{b}_2^2 + \vec{b}_3^2 = \frac{a^2}{36} \cdot (1+4+1) + \frac{a^2}{36} \cdot (4+1+1) = \frac{1}{3}a^2$

$$\vec{b}_1^2 > \vec{b}_2^2 + \vec{b}_3^2$$

所以, 该位错反应可以进行。

七、(20 分) 试述改善热塑性高分子材料性能的基本方法。

答: (略)

八、(20 分) 比较金属材料、陶瓷材料、高分子材料在室温下变形机制的异同。

答: (略)

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

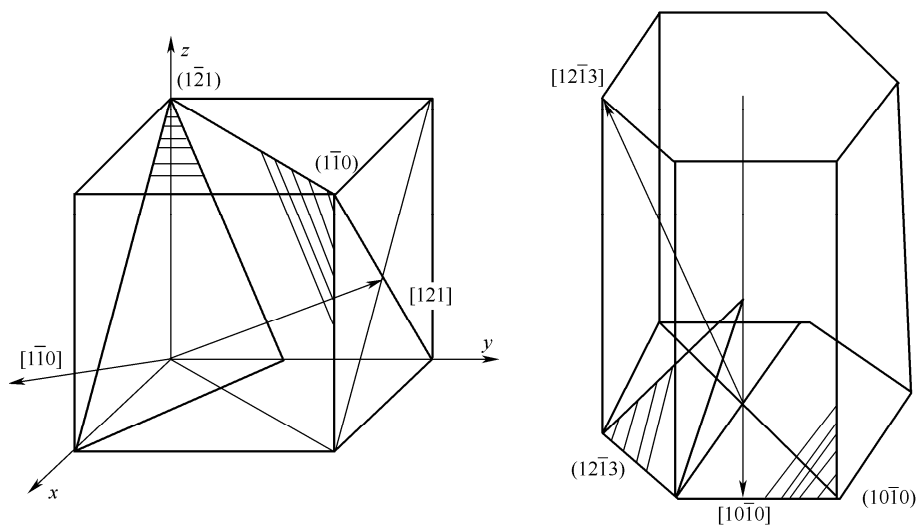
附录 8 北京理工大学 2008 年《材料科学基础》考研试题与答案

一、(共 12 分) 回答以下问题。

1. (4 分) 分别在立方晶胞和六方晶胞中画出以下晶面和晶向：

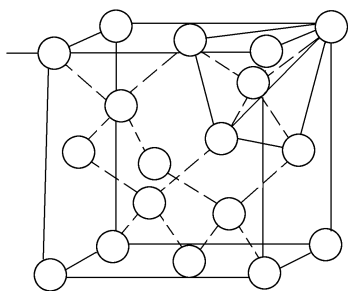
$$\begin{array}{cccc} (121) & (1\bar{1}0) & (10\bar{1}0) & (\bar{1}2\bar{1}3) \\ [121] & [1\bar{1}0] & [10\bar{1}0] & [\bar{1}2\bar{1}3] \end{array}$$

答：如图附录 8-1 所示。

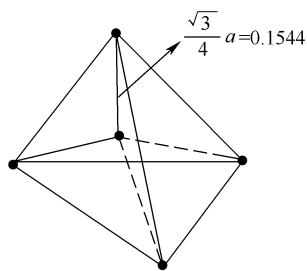


图附录 8-1

2. (8 分) 说明金刚石结构 (如图附录 8-2 所示) 属于何种空间点阵? 已知金刚石晶胞中最近邻的原子间距为 0.1544nm , 试求金刚石的点阵常数 a 、配位数 CN 和致密度 K 。



图附录 8-2



图附录 8-3

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地
(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

答：金刚石结构属于面心立方点阵，因此有： $\frac{\sqrt{3}}{4}a = 0.1544\text{nm} \Rightarrow a = 0.3566\text{nm}$

配位数为： $CN=4$

易知金刚石中每个碳原子均有 4 个等距离的最近邻原子。

致密度为 (V 代表一个原子的体积, V' 为晶胞的体积)：

$$K = \frac{nV}{V'} = \frac{8 \times \frac{4}{3} \pi \left(\frac{0.1544}{2} \right)^3}{(0.3566)^3} = 0.3398$$

金刚石面心立方示意图如图附录 8-3 所示, 金刚石中每个碳原子均有 4 个等距离的最近邻原子。

n 为一个晶胞所含有的原子个数, 这里是 8;

四面体间隙大小 $r = \frac{0.1544}{4}$ 。

二、(共 18 分) 回答以下问题。

1. (10 分) 什么是固溶体? 影响固溶体溶解度的因素有哪些?

答: (1) 当材料由液态结晶为固态时,

组成元素间会像溶液那样互相溶解, 形成一种在某种元素的晶格结构中包含有其他元素原子的新相, 称为固溶体。与固溶体的晶格相同的组成元素称为溶剂, 在固溶体中一般都占有较大的含量; 其他的组成元素称为溶质, 其含量与溶剂相比为较少。固溶体即一些元素进入某一组元的晶格中, 不改变其晶体结构, 形成的均匀相。

(2) 在一定条件下, 溶质元素在固溶体中的极限浓度叫该元素在固溶体中的溶解度。影响溶解度的因素很多, 目前还在研究中, 现在公认的有:

(1) 尺寸因素。原子尺寸差别 $\Delta r = \left| \frac{r_{\text{溶剂}} - r_{\text{溶质}}}{r_{\text{溶剂}}} \right| \times 100\%$ 。在置换固溶体中, 溶质原子的尺寸

和溶剂相近, 溶解度也愈大, Δr 小于 15% 时才有利于形成置换固溶体, 要能达到无限互溶, Δr 的值还要小一些。

间隙固溶体的形成的基本条件 $D_{\text{质}}/D_{\text{剂}} < 0.59$ 。在间隙固溶体中, 显然 $D_{\text{质}}/D_{\text{剂}}$ 愈小, 即溶质原子的尺寸愈小, 溶解度也大。间隙固溶体只能有限溶解。

(2) 晶体结构因素。组元间晶体结构相同时, 固溶度一般都较大, 而且才有可能形成无限固溶体。若组元间的晶体结构不同, 便只能生成有限固溶体。

(3) 电负性差。电负性为这些元素的原子自其他原子夺取电子而变为负离子的能力。反映两元素的化学性能差别。

两元素间电负性差越小, 则越容易形成固溶体, 且所形成的固溶体的溶解度也就越大; 随两元素间电负性差增大, 溶解度减小, 当其差别很大时, 往往形成较稳定的化合物。

(4) 电子浓度。在金属材料(合金)中, 价电子数目(e)与原子数目(a)之比称为电子浓度。由于溶质和溶剂的价电子数可能不同, 电子浓度 $e/a = V_A(1-x) + V_Bx$ 。其中 x 为溶质的原子百分比浓度(摩尔分数), V_A 、 V_B 分别为溶剂和溶质的价电子数。

一方面, 溶质和溶剂的价电子数目相差大, 它们的电负性的差别也大, 溶解度会下降; 另一方面, 当 e/a 为某些特定值时形成一新的晶体结构, 因此溶解度也就受到相应的限制。

(5) 温度因素。大多数情况下, 随着温度升高, 固溶度升高。

2. (4 分) 什么是间隙相? 在晶体结构上具有哪些特征?

答: (1) 金属原子占据正常晶格结点位置, 而非金属原子则规则地分布于晶格间隙中, 这就构成了一种与两组元结构均不相同的新晶体结构, 即形成的是间隙相。

(2) 间隙相晶体结构的特征: ①间隙相具有比较简单的晶体结构, 如面心立方、密排六方、体心立方或简单立方结构; ②晶格结点位置被金属原子占据, 非金属原子分布在晶格间隙中, 间隙相的晶体结构与两组元的结构均不同。

3. (4 分) 在离子晶体中, 正离子的配位数取决于什么? 组成硅酸盐结构的基本单元主要是什么?

答: (1) 在离子晶体中正离子的配位数取决于正负离子的半径比。

(2) 组成硅酸盐结构的基本单元是硅和氧组成的 $[\text{SiO}_4]^{4-}$ 四面体。

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

三、(共 20 分) 回答以下问题。

1. (4 分) 为什么晶体中的点缺陷在一定温度下具有一定的平衡浓度?

答: 由于晶体重点缺陷的存在, 一方面造成点阵畸变, 使内容能升高, 降低了晶体的热力学稳定性; 另一方面, 由于增大了原子排列的混乱程度, 并改变了周围原子的振动频率, 引起组态熵和震动熵的改变, 使晶体熵值增大, 晶体的自由能降低, 增加了晶体的热力学稳定性。这两个相互矛盾的因素使晶体中的点缺陷在一定的温度下有一定的平衡浓度。

2. (5 分) 什么是相界面? 按结构特点, 相界面可分为哪几种类型?

答: (1) 相界面是指晶体结构不同的两相之间的分界面。

(2) 按结构特点, 相界面可分共格相界、半共格相界和非共格相界。

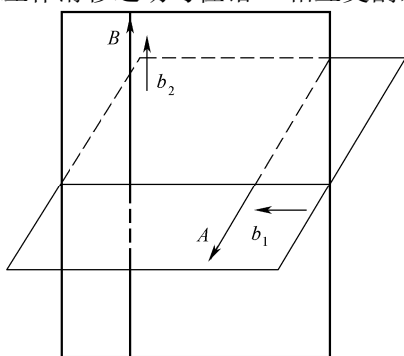
3. (6 分) 面心立方晶体中有一个单位位错, 柏氏矢量为 $\vec{b} = \frac{a}{2}[01\bar{1}]$, 位错线方向为 $[\bar{2}11]$ 。

请指出此位错的性质和位错的滑移面。若此位错在滑移面上分解为两个肖克莱不全位错, 请写出分解后两个肖克莱不全位错的柏氏矢量。

答: 由于矢量 \vec{b} 与位错线相互垂直, 此为错位刃型位错 (因为为错线方向与柏氏矢量相垂直), 其滑移面是 (111)。

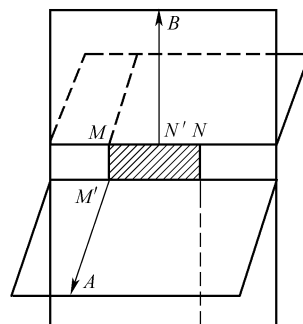
分解后两个肖克莱不全位错为: $\frac{a}{2}[01\bar{1}] = \frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{a}{6}[11\bar{2}]$

4. (5 分) 如图附录 8-4 所示, 在两个相互垂直的滑移面上, 各有位错 A 和 B, 位错 A 向左作滑移运动与位错 B 相互交割, 请画出两个位错交割后的示意图。



图附录 8-4

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地
(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!



图附录 8-5

答: 如图附录 8-5 所示。

四、(共 12 分) 回答以下问题。

1. (4 分) 对于共价键和金属键材料, 在相同外加应力条件下, 哪一种材料产生的弹性变形较小? 为什么?

答: 共价键产生的弹性变形小, 因为共价键具有方向性和饱和性, 其结构稳定, 变形小; 而金属键无方向性和饱和性, 具有良好的延展性, 其变形量大。

2. (8 分) 弹性模量的大小代表了结构材料抵御外力作用产生弹性变形的能力。对于多晶材料, 能否通过改变金属晶粒尺寸来明显改变材料弹性模量? 为什么? 能否通过改变温度而明显改变金属的弹性模量? 为什么?

答: 不能通过改变金属晶粒尺寸来明显改变金属的弹性模量, 但可以通过改变温度来改变金属的弹性模量。因为弹性模量反应原子间的结合力, 它是组织结构的不敏感参数, 各种改变晶粒尺寸或者各种加工处理都不能对某种材料的弹性模量产生明显影响; 而温度的升高或降低可以改变原子间的结合力, 使原子键能改变晶体的塑性也随之改变, 从而弹性模量也发生改变。

五、(共 24 分) 回答以下问题。

1. (4 分) 为什么在室温下, 具有面心立方晶体结构的铝合金容易塑性加工成型, 而具有密排六方晶体结构的镁合金则较难塑性加工成型?

答: 多晶体能否进行塑性变形, 取决于它是否具有五个独立的滑移系来满足各晶粒变形时相互协调的要求, 与晶体结构类型有关。面心立方结构的铝合金滑移系很多, 能够满足这个条件, 故它具有良好的塑性, 即易塑性加工成型; 而密排六方晶体由于滑移系小, 晶粒之间的应变协调性很差, 所以密排立方晶体结构的镁合金塑性较差, 难以塑性加工成型。

2. (4 分) 塑性变形加工往往使金属材料产生各向异性。请指出塑性变形加工使金属材料产生各向异性的两个原因。

答: 塑性变形加工使金属材料产生各向异性的两个原因:

(1) 塑性变形产生形变织构, 使原来取向互不相同的各个晶粒在空间上取向呈现一定的规律性, 这种组织状态会造成沿个方向的变形不均匀性。

(2) 热加工时, 由于夹杂物、偏析, 第二相和晶界、相界随着应变量的增大, 逐渐沿变形方向延伸, 在经浸蚀的表面上会出现流线。这种纤维组织的存在, 会使材料的力学性能呈现各向异性, 顺纤维方向较垂直于纤维方向具有更高的力学性能。

3. (12 分) 经过塑性变形加工后金属材料内部将会产生哪几类残余内应力? 这些残余内应力各自产生的原因是什么?

答: 第一类内应力, 又称宏观残余应力, 它是由工件不同部分的宏观变形不均匀性引起的; 第二类内应力, 又称微观残余应力, 它是由于晶粒或亚晶粒之间的变形不均匀性产生的; 第三类内应力, 又称点阵畸变, 它是由于工件在塑性变形中形成的大量点阵缺陷引起的。

4. (4 分) 什么是金属的再结晶? 使变形金属发生再结晶的驱动力是什么?

答: 冷变形后的金属加热到一定温度之后, 在原变性组织中重新产生了无畸变的新晶粒, 而性能也发生了明显的变化并恢复到变形前的状况, 这个过程称之为再结晶。再结晶的驱动力是变形金属经回复后未被释放的储存能。

六、(共 14 分) 回答以下问题。

1. (4 分) 对于间隙型扩散和置换型扩散, 哪种类型的扩散更难进行? 为什么?

答: 置换型扩散更难进行, 因为置换型扩散除了需要原子跳跃所需的内

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

能外, 还比间隙扩散增加了一项空位形成能 $D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$, 可以参看出置换型扩散的扩散系数小, 扩散更困难。

2. (6 分) 什么是稳态扩散和非稳态扩散? 菲克第一定律适用于描述哪一种扩散?

答: 稳态扩散是指扩散物质的浓度不随时间而变化, 即 $\frac{\partial C}{\partial t} = 0$; 非稳态扩散是指扩散物质的浓度随时间而变化, 即 $\frac{\partial C}{\partial t} \neq 0$ 。菲克第一定律适用于描述稳态扩散。

3. (4 分) 什么是化学扩散和自扩散?

答: 由于浓度梯度所引起的扩散称为化学扩散; 不依赖浓度梯度, 仅由于原子热振动而产生的扩散称为自扩散。

七、(共 14 分) 回答以下问题。

1. (8 分) 什么是相律? 若系统只受温度影响, 请写出吉布斯相律表达式, 并指出表达式中各项的物理意义。

答: 在平衡条件下, 多元多项体系中的组元数与相数之间存在着一定的关系, 这种关系

称为相律。

若系统只受温度影响，其吉布斯相律表达式为 $f = C - P + 1$ ，其中， f 表示自由度，即总变量中的独立变量数； C 表示组元数； P 表示相数；1 表示温度这变量。

2. (6 分) 在三元合金系等温截面相图中，三相平衡共存的相区具有什么形状？请应用吉布斯相律解释为什么三元合金的四相平衡反应一定在恒温下进行？

答：在三元合金系等温截面相图中，三相平衡共存的相区为等边三角形。

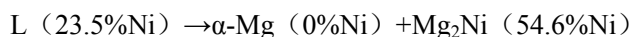
根据相律可知， $f = C - P + 1$ 。在三元合金的四相平衡反应中，组元数 $C=3$ ，相数 $P=4$ ，因此 $f = C - P + 1 = 3 - 4 + 1 = 0$ ，即自由度为 0，没有独立变量，因此，三元合金的四相平衡反应一定在恒温下进行。

八、(共 12 分) 回答以下问题。

1. (8 分) 共晶成分的铁碳二元合金在室温条件下的平衡相组成物和平衡组织组成物分别是什么？

答：平衡相组成物为 $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ；平衡组织组成物为变态莱氏体 Ld' 。

2. (4 分) Mg-Ni 合金二元共晶反应为：



设有成分为 C_1 的亚共晶合金和成分为 C_2 的过共晶合金，这两种合金的先共晶相的质量分数相同，但 C_1 合金中 $\alpha\text{-Mg}$ 的质量分数是 C_2 合金中 $\alpha\text{-Mg}$ 的质量分数的 2.5 倍，求两种合金的具体成分。

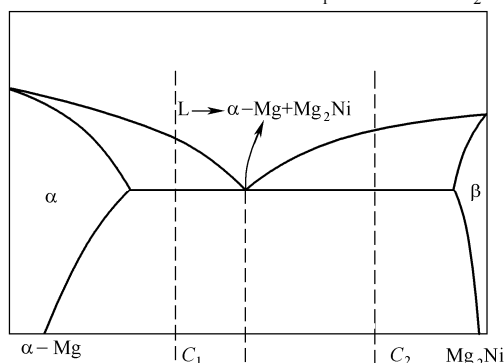
答：如图附录 8-6 所示，由共晶反应相图，由于这两种合金先共晶的质量分数相同，可根据杠杆定理可得：

$$\frac{23.5\% - C_1}{23.5\%} = \frac{54.6\% - C_2}{54.6\% - 23.5\%}$$

又由于 C_1 合金中 $\alpha\text{-Mg}$ 的质量分数是 C_2 合金中 $\alpha\text{-Mg}$ 的质量分数的 2.5 倍，根据杠杆定理可得：

$$\frac{54.6\% - C_1}{54.6\%} = 2.5 \times \frac{54.6\% - C_2}{54.6\%}$$

联立上述两式，解得： $C_1 = 12.7\%$ ， $C_2 = 37.8\%$



图附录 8-6

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

九、(共 24 分) 回答下列问题。

1. (8 分) 什么是均匀形核和非均匀形核？为什么在相同过冷度下非均匀形核比均匀形核容易？

答：均匀形核是指新相晶核在母相中均匀生成，即晶核由液相中的一些原子团直接生成；非均匀形核则是指新相优先在母相中存在的异质处形核，即依附于液相中的杂质或外来表面形核。

因为 $\Delta G_{\text{非}}^* = \Delta G_{\text{均}}^* \left(\frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \right)$ ，在一般情况下， $0^\circ < \theta < 180^\circ$ ，即：

$$\frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} < 1$$

所以，在相同过冷度下非均匀形核比均匀形核容易。

2. (4 分) 为什么固溶体合金凝固时在正的温度梯度下也会出现树枝状长大？

答：因为固溶体合金在正的温度梯度下凝固也会产生成分过冷，当成分过冷较大时，就会以树枝状长大。

3. (9 分) 当下列参数条件变化时，成分过冷程度如何变化？合金固溶体倾向于以哪种方式长大？(1) 温度梯度增大；(2) 冷却速度增大；(3) 合金扩散系数增大。

答：成分过冷的条件为 $\frac{G}{R} < \frac{mC_0}{D} < \frac{1-k_0}{k_0}$ ，由此可知：

(1) 当温度梯度增大时，成分过冷减小，合金固溶体倾向于以胞状或平面状方式长大。

(2) 当冷却速度增大时，成分过冷程度大，合金固溶体倾向于以胞状或树枝状方式长大。

(3) 当合金扩散系数增大时，成分过冷减小，合金固溶体倾向于以平面或胞状方式长大。

4. (3 分) 为什么通常选择具有共晶成分的合金作为铸造合金？

答：主要是因为共晶成分的合金流动性好，固-液界面前沿的液相中几乎不产生成分过冷，液-固界面呈平面推移，主要以柱状晶方式长大，缩孔集中在冒口，易形成较致密的铸件。

材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保 120-130 分以上

详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作，版权所有！

附录9 东北大学2009年《材料科学基础》考研试题与答案

(回忆版)

一、名词解释(每题5分, 共计30分)

1. 晶格

答: 首先将实际晶体结构看成完整无缺的理想晶体, 并将其中的每个质点抽象成为规则排列于空间的几何点, 称之为阵点。这些阵点在空间呈周期性规则排列, 并且具有完全相同的周围环境, 这种由他们在三维空间规则排列的阵列称为空间点阵。为了便于描述空间点阵的图形, 可用许多平行的直线将所有的阵点连接起来, 于是就构成一个三维几何格架, 称为晶格。

2. Schmid 因子

答: Schmid 因子也称为施密特因子或取向因子, 其数值为 $\cos\phi\cos\lambda$, 其中, ϕ 为滑移面法线与外力 F 中心轴的夹角, λ 为滑移方向与外力 F 的夹角。

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

3. 层错

答: 在实际的晶体结构中, 由于某种原因可能使密排面的正常堆垛顺序遭到破坏和错排, 称为堆垛层错, 简称层错。

4. 过冷度

答: 金属的实际凝固温度 T 总是低于理论凝固温度 T_m , 这种现象称为过冷, 二者之间的温度差 $\Delta T = T_m - T$ 称为过冷度。过冷度是金属凝固的必要条件。

5. 伪共晶

答: 在非平衡凝固条件下, 某些亚共晶或过共晶成分的合金也能得到全部的共晶组织, 这种由非共晶成分的合金得到的共晶组织称为伪共晶。

6. 非均匀形核

答: 新相优先在母相中存在的异质处形核, 即依附于液相中的杂质或外来表面形核。在非均匀形核时, 临界半径只是决定晶核的曲率半径, 接触角 θ 才决定晶核的形状和大小。 θ 角越小, 晶核的体积和表面积也越小, 形核越容易。

二、(20分) 对于 fcc 结构金属晶体(点阵常数是 a), 请回答以下问题:

(1) 画出该结构的一个滑移面。(4分)

(2) 画出题(1)中该面上的所有滑移方向。(8分)

(3) 计算题(1)中该面的面间距。(4分)

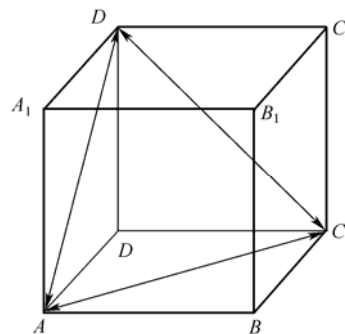
(4) 计算题(1)中该面的面密度。(4分)

答: (1) 对于面心立方结构, (111) 为其中的一个滑移面, 如图附录 9-1 所示, 面 ACD_1 即为 (111) 滑移面。

(2) 由(1)可知, 该面为 (111), 因此该面上的滑移方向可用晶向族 $\langle 110 \rangle$ 表示, 如图中箭头所示。

(3) 对于面心立方晶体而言, 有 $a=b=c$, 则面间距公式为:

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



图附录 9-1

对于本题, $h=k=l=1$, 故将数据带入该公式得到: $d = \frac{\sqrt{3}}{3}a$

(4) 由题意可知, 面 ACD_1 的面积为 $\frac{\sqrt{3}}{2}a^2$, 该面含有 3 个原子, 故 (111) 面的面密度为 $\rho = \frac{2\sqrt{3}}{a^2}$ 。

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

三、(15 分) 析出硬化型合金能否在一定温度下淬火软化, 为什么? 什么合金易产生时效? 请分析冷变形对过饱和固溶体的时效影响。

答: (1) 析出硬化型合金能在一定温度下发生淬火软化。因为在时效的初期随时效时间的增长, 亚稳平衡所析出的粒子逐渐长大, 从而使材料的强度提高; 如果时效时间继续增长或者温度提高, 一旦亚稳析出的粒子转变为平衡析出的粒子后, 粒子的共格应变就会消失, 时效强化作用就会显著降低, 导致材料强度降低, 而且随时效时间的延长, 平衡相粒子发生粗化, 强度将进一步降低。

(2) 过饱和固溶体合金易产生时效。

(3) 冷变形使过饱和固溶体容易产生时效。因为当金属材料用冷加工的方法进行变形时, 由于在组织中产生了附加的位错, 位错密度增加, 位错之间的交互作用加剧, 阻碍了位错的运动, 因而产生应变硬化, 强度提高。

四、(15 分) 分析晶界对多晶体塑性变形的作用及原理?

答: (1) 作用: 晶界上原子排列不规则, 点阵畸变严重, 晶界两侧的晶粒取向不同, 滑移方向和滑移面彼此不一致, 因此, 滑移要从一个晶粒直接延续到下一个晶粒极其困难, 也就是说, 在室温下晶界对滑移有阻碍效应, 起到了强化作用。

(2) 原理: 在变形过程中, 位错难以通过晶界而被堵塞在晶界附近, 这种在晶界附近产生的位错塞积会对晶内的位错源产生一个反作用力, 此作用力随着位错塞积的数目而增大, 当这个力增大到一定的数值时, 可使位错源停止开动, 使晶体显著强化。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, 才能觉察到宏观的塑性变形。

五、(10 分) 什么是强度? 合金的强化方式有哪些?

答: (1) 金属材料在外力作用下抵抗永久变形和断裂的能力称为强度。强度是衡量零件本身承载能力(即抵抗失效能力)的重要指标。

(2) 大部分金属材料都属于塑性材料, 其塑性变形的本质是位错的运动, 所以任何能够阻止位错运动的因素都可以成为提高金属材料强度的途径, 因此其强化方法主要包括: 固溶强化、形变强化、细晶强化、相变强化、弥散强化、复合强化等。

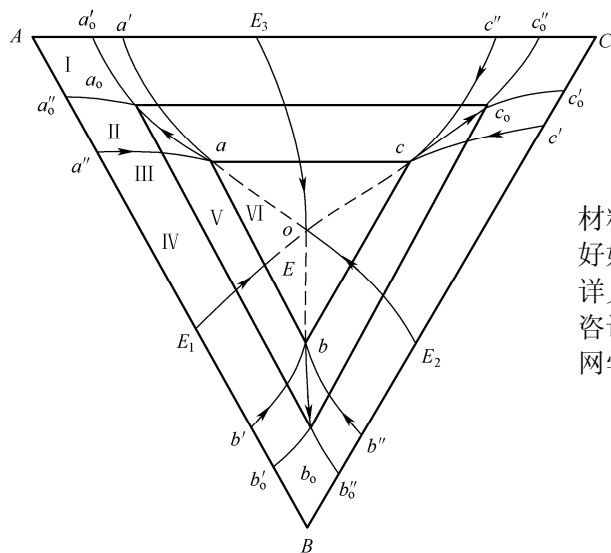
六、(15 分) 分析脱溶析出和调幅分解的主要区别。

答: 经过固溶处理而得到的固溶体或新相大多是亚稳态的, 在室温保持一段时间或者加热到一定温度后, 过饱和相将脱溶而分解, 析出沉淀相, 这个过程称为脱溶析出; 过饱和固溶体在一定温度下分解成结构相同、成分不同的两个相的过程称为调幅分解。它们之间的比较如表附录 9-1 所示。

表附录 9-1 脱溶析出与调幅分解的主要区别

脱溶类型	自由能成分曲线特点	条件	形核特点	界面特点	扩散方式	转变速率	颗粒大小
脱溶析出	凹	过冷度及临界形核功	形核	明晰	下坡	低	颗粒大, 数量少
调幅分解	凸	自发过程	非形核	宽泛	上坡	高	数量多, 颗粒小

七、(15 分) 分析图附录 9-2 中 I、II、III、IV、V 区合金的结晶过程及室温下的组织组成物。



材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

图附录 9-2

答：(1) 在 I 区中，当液相冷却至液相线温度 T_L 以下时，开始结晶出固溶体 α 相，转变式为 $L \rightarrow \alpha$ 。当继续冷却至固相线温度 T_S 时，结晶完毕。室温组织为单相 α 固溶体。

(2) 在 II 区中，在 $T_S < T < T_L$ 的温度范围内，液相中析出 α 相，转变式为 $L \rightarrow \alpha$ ，当 $T < T_S$ 时，结晶完毕；当温度降至单析溶解度曲面 $a''a_0aa'$ 以下，发生单析反应， α 相中将析出二次 β 相（其中 β 为以 B 为基体的固溶体），室温组织为 $\alpha + \beta_I$ 。

(3) III 区中，当 $T_S < T < T_L$ 时，液相中析出 α 相，转变式为 $L \rightarrow \alpha$ ；当 $T < T_S$ 时，结晶完毕。当 T 降至双析溶解度曲面温度 a_0abb_0 以下，发生双析反应，在 α 相中同时析出 β_I 和 γ_I （其中 γ 为以 C 为基体的固溶体），室温组织为 $\alpha + \beta_I + \gamma_I$ 。

(4) IV 区中，当 $T < T_L$ 时，析出初晶 α ； $L \rightarrow \alpha_{初}$ ，继续冷却至初晶 α 结晶终了面 $a''aEE_1$ 以下时，剩余 L 相发生两相共晶转变，转变式为： $L \rightarrow (\alpha + \beta)_E$ 。当温度降至固相面温度 T_S 结晶完毕。继续冷却， α 、 β 相中分别析出 $\beta_I + \gamma_I$ 和 $\alpha_I + \beta_I$ 。室温组织为 $\alpha_{初} + (\alpha + \beta)_E + \alpha_I + \beta_I + \gamma_I$ 。

(5) V 区中，至发生两相共晶转变时，结晶过程与 IV 区的合金相同；冷却至三相共晶转变点 T_E 时，剩余液相发生三相共晶转变，转变式为： $L \rightarrow (\alpha + \beta + \gamma)_E$ ，直至结晶完毕，继续冷却发生双析反应，室温组织为 $\alpha_{初} + (\alpha + \beta)_E + (\alpha + \beta + \gamma)_E + \alpha_I + \beta_I + \gamma_I$ 。

八、(30 分) 如图附录 9-3 所示为 Ti-Ni 相图，请说明相图中的所有恒温转变类型；图中虚线为 Ti-30%Ni 合金结晶路线，请分析该结晶过程并计算室温下该平衡相的成分。

答：(1) 相图中的所有恒温转变及其类型：

反应 1: $Ti_{bcc} \rightarrow Ti_{hcp} + NiTi_2$ ，共析反应；

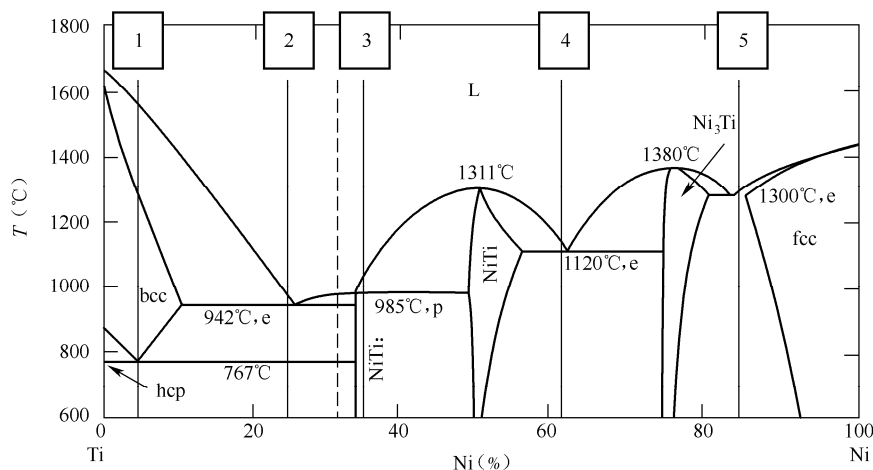
反应 2: $L \rightarrow Ti_{bcc} + NiTi_2$ ，共晶反应；

反应 3: $L + NiTi_2 \rightarrow NiTi$ ，包晶转变

反应 4: $L \rightarrow Ni_3Ti + NiTi$ ，共晶反应；

反应 5: $L \rightarrow Ni_3Ti + Ti_{fcc}$ ，共晶反应。

(2) Ti-30%Ni: 随着温度的降低, 当温度冷却到液相线以下时, 液相中开始结晶出 NiTi_2 固溶体, 其转变式为 $\text{L} \rightarrow \text{L} + \text{NiTi}_2$; 继续冷却, 当温度为 942°C , 恒温下发生共晶反应: $\text{L} \rightarrow \text{Ti}_{\text{bcc}} + \text{NiTi}_2$; 继续冷却, 当温度为 767°C 时, 发生共析反应 $\text{Ti}_{\text{bcc}} \rightarrow \text{Ti}_{\text{hcp}} + \text{NiTi}_2$, 室温组织为 $\text{Ti}_{\text{hcp}} + \text{NiTi}_2$ 。



图附录 9-3 Ti-Ni 相图

(3) 根据杠杆原则可得, Ti_{hcp} 相的成分为:

$$\text{Ti}_{\text{hcp}} \% = \frac{35 - 30}{35} \times 100\% = 14.3\%$$

同理 NiTi_2 相的成分为: $\text{NiTi}_2 \% = \frac{30}{35} \times 100\% = 85.7\%$

材料科学基础考研全套教程
好好利用, 确保 120-130 分以上
详见: 网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作, 版权所有!

附录 10 重庆大学 2011 年《金属学及热处理》考研试题与答案

一、填空题（每空 1 分，共 12 分）

1. 在 bcc 和 fcc 晶格中，单位晶胞内的原子数分别为_____和_____，其致密度分别为_____和_____。

答案：2 4 0.68 0.74

2. 金属的结晶过程是_____的过程。

答案：形核与长大

3. 冷变形金属在加热时组织与性能的变化，随加热温度不同，大致分为_____、_____和_____三个阶段。

答案：回复 再结晶 晶粒长大

4. 1Cr18Ni9Ti 钢中 Ti 的作用是_____；而 20CrMnTi 钢中 Ti 的作用是_____。

答案：防止奥氏体不锈钢晶间腐蚀 细化晶

5. 碳在白口铸铁中主要以_____形式存在，而在灰口铸铁中主要以_____形式存在。

答案：渗碳体 石墨

二、名词解释（每题 4 分，共 20 分）

1. 组织应力

答：组织应力又称相变应力。钢从液态冷却到室温的过程中会发生一系列的组织转变（又称相变），此时体积会产生收缩或膨胀，特别是由于连铸坯横断面上存在较大的温度差，使得组织转变不可能同时进行和完成，这就会在连铸坯内外部产生不均匀的变形，从而产生拉伸或压缩应力，这就是组织应力。

2. 形变强化

答：又称加工硬化，是指金属材料经过冷加工变形后，强度和硬度升高，而塑性和韧性降低的现象。产生原因是，金属在塑性变形过程中晶粒发生滑移，出现位错的缠结，使位错密度增加及其产生的钉扎作用。加工硬化的程度通常用加工后与加工前表面层显微硬度的比值和硬化层深度来表示。

3. 球化退火

答：将钢中珠光体内的层片状渗碳体和先共析渗碳体转化为均匀分布于铁素体基体上的球状或粒状碳化物以获得球状珠光体的热处理方法，是不完全退火的一种。球化退火工艺方法很多，最常用的两种工艺是普通球化退火和等温球化退火。

4. 伪共晶

答：在非平衡凝固条件下，某些亚共晶或过共晶成分的合金也能得到全部的共晶组织，这种由非共晶成分的合金所得到的共晶组织称为伪共晶。

5. 回复

答：冷变形的金属在退火过程中，有一个阶段金属的显微组织几乎没有变化，仍保持着纤维状或扁平状，从光学显微组织上几乎看不出变化，然而性能却有程度不同的改变，此阶段即为回复阶段。

三、简答（共 59 分）

1. （12 分）写出图附录 10-1（a）、（b）中晶面的晶面指数及图附录 10-1（c）中所示晶向（AC、OB）的晶向指数。

答：（a） $(0\bar{2}1)$ ；（b） (112) ；（c）AC： $[\bar{1}01]$ ，OB： $[120]$ 。

材料科学基础考研全套教程

好好利用，确保 120-130 分以上

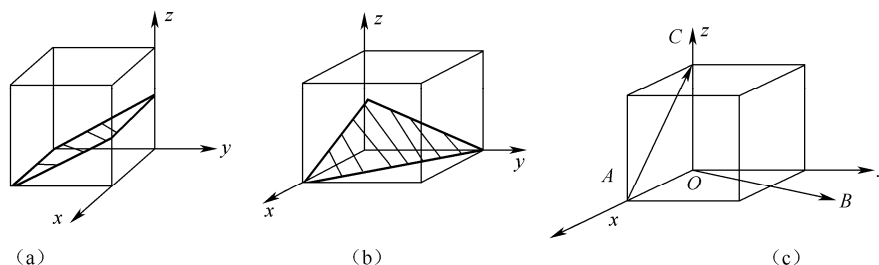
详见：网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ：2696670126

网学天地独家制作，版权所有！

2. (16 分) 简述位错与塑性、强度之间的关系, 如何利用位错提高强度?

答: (1) 位错是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; 塑性是一种在某种给定载荷下, 材料产生永久变形的材料特性; 强度是指材料对塑性变形和断裂的抗力。



图附录 10-1

晶体塑性变形的方式有滑移和孪生, 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。

(2) 利用位错提高强度的措施: ①增加位错密度来提高强度, 对于金属单晶体, 在外力作用下发生滑移时, 位错的分布形式主要是位错偶带, 随着形变量的增加, 使位错密度增大, 从而阻碍其运动, 产生强化作用。例如形变强化; ②在基体中加入细小的沉淀物, 位错在外力作用下运动时, 这些细小沉淀物会对其产生阻碍作用, 这样位错就会切过或绕过质点, 两者都需要做功, 从而产生强化作用, 例如沉淀强化、弥散强化; ③使位错发生塞积或钉扎作用从而阻碍位错运动产生强化作用, 例如细晶强化。

3. (16 分) 什么叫塑性? 如何定量表示塑性的好坏? 常用的试验方法有哪些?

答: 所谓塑性, 是指材料在外力作用下能稳定地产生永久变形而不破坏其完整性的能力。因此, 塑性反映了材料产生塑性变形的能力。

为了便于比较各种材料的塑性性能和确定每种材料在一定变形条件下的加工性能, 需要有一种度量指标, 这种指标称为塑性指标, 即金属在不同变形条件下允许的极限变形量。

由于影响金属塑性的因素很多, 所以很难采用一种通用指标来描述。目前人们大量使用的仍是那些在某特定的变形条件下所测出的塑性指标, 如拉伸试验时的断面收缩率及延伸率, 冲击试验所得之冲击韧性; 锻造或压缩实验时, 第一条裂纹出现前的高向压缩率 (最大压缩率); 扭转实验时出现破坏前的扭转角 (或扭转数); 弯曲实验试样破坏前的弯曲角度等。

(1) 拉伸试验法及最大延伸率、断面收缩率。

用拉伸试验法可测出破断时最大延伸率 (δ) 和断面收缩率 (ψ), δ 和 ψ 的数值由下式确定:

$$\delta = \frac{L_h - L_0}{L_0} \times 100\%, \quad \psi = \frac{F_0 - F_h}{F_0} \times 100\%$$

式中, L_0 为拉伸试样原始标距长度; L_h 为拉伸试样破断后标距间的长度; F_0 为拉伸试样原始断面积; F_h 为拉伸试样破断处的断面积。

(2) 压缩试验法及压下率。

在简单加载条件下, 因压缩试验法测定的塑性指标用下式确定:

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

$$\varepsilon = \frac{H_0 - H_h}{H_0} \times 100\%$$

式中, ε 为压下率; H_0 为试样原始高度; H_h 为试样压缩后, 在侧表面出现第一条裂纹时的高度。

(3) 扭转试验法及剪切变形。

扭转试验法是在专门的扭转试验机上进行。试验时圆柱体试样的一端固定, 另一端扭转。随试样扭转数的不断增加, 最后将发生断裂。材料的塑性指标用破断前的总扭转数 (n) 来表示, 对于一定试样, 所得总转数越高, 塑性越好, 可将扭转数换作为剪切变形 (γ):

$$\gamma = R \frac{\pi n}{30L_0}$$

式中, R 为试样工作段的半径;
; L_0 为试样工作段的长度; n 为试样破
前的总转数。

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

(4) 轧制模拟试验法。

在平辊间轧制楔形试件, 用偏心轧辊轧制矩形试样, 找出试样上产生第一条可见裂纹时的临界压下量作为轧制过程的塑性指标。

上述各种试验, 只有在一定条件下使用才能反映出正确的结果, 按所测数据只能确定具体加工工艺制度的一个大致的范围, 有时甚至与生产实际相差甚远。因此需将几种试验方法所得结果综合起来考虑才行。

4. (15 分) 比较下贝氏体与高碳马氏体的主要不同点。

答: 下贝氏体与高碳马氏体的主要不同点如表附录 10-1 所示。

表附录 10-1 下贝氏体与高碳马氏体的区别

比较项目	下贝氏体	高碳马氏体
转变温度	适中, 高碳钢约为 $350^{\circ}\text{C} \sim M_s$	较低
组成	含碳过饱和片状铁素体与其内部沉淀的碳化物的机械混合物	碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的过饱和固溶体
形成位置	奥氏体晶粒内部	$\alpha\text{-Fe}$ 中
显微组织特点	空间形态呈双凸透镜状, 转变量少时, 呈黑色针状或竹叶状	呈针状或竹叶状, 单元立体形状为板条状
力学性能	硬度、耐磨性高, 韧性优良	硬度高, 韧性低, 脆性大
稳定性	稳定	不稳定, 有向稳定的组织铁素体和渗碳体两相混合物转变的倾向

四、(共 59 分) 问答、分析与计算

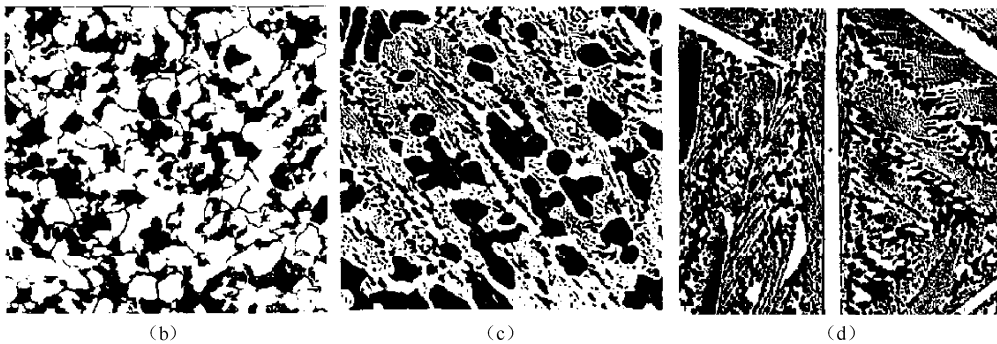
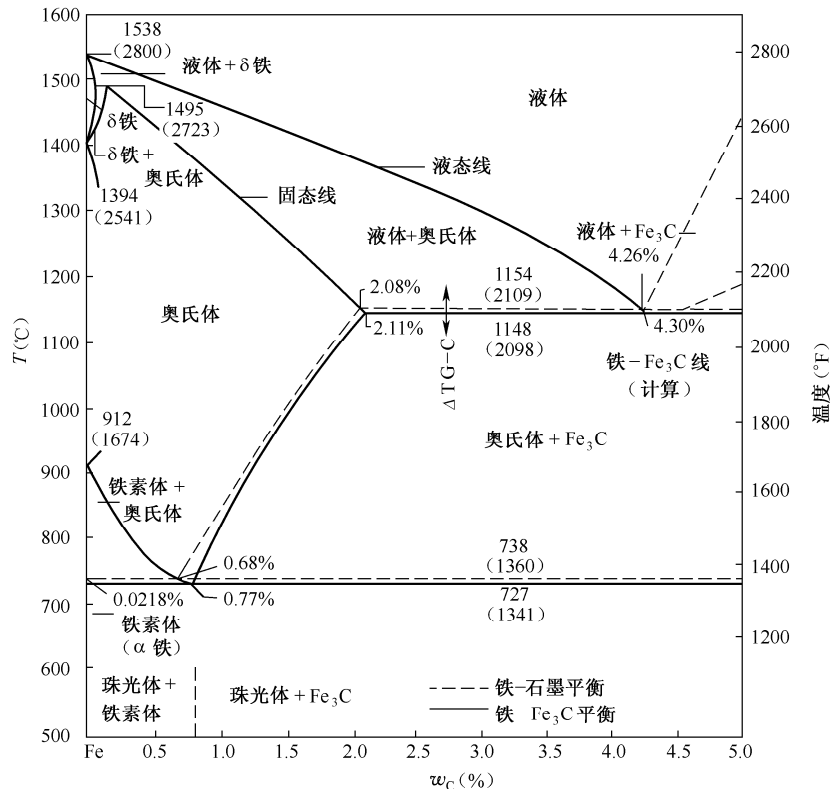
1. (25 分) 铁碳相图分析计算。(1) 图附录 9-2 (a) 为铁碳相图, 图附录 10-2 (b)、(c)、(d) 分别为三个不同成分 (设为 0.45%C、3.4%C、4.7%C) 的铁碳合金缓冷凝固组织 (包括随后的固态相变、硝酸酒精侵蚀)。说明它们各是哪个成分的合金, 为什么? (2) 分析图 (d) 组织的凝固过程, 并计算该合金中白色长条状组织的重量相对量 (Fe_3C 含 6.69%C)。

答: (1) 图附录 10-2 (b) 组织为 0.45%C 合金, 即亚共析钢, 该合金由先共析铁素体 (白色) 和珠光体 (黑色) 组成。在这个过程中, 合金先发生匀晶反应结晶出 δ 固溶体, 接着在 1495°C 下发生包晶反应, 由于包晶反应结束后, 还有剩余液相, 因此该液相继续凝固成奥氏体, 继续冷却时, 该奥氏体析出铁素体。随着温度下降, 铁素体不断增多。当温度达到 727°C 时, 剩余奥氏体的 $w(\text{C})$ 达到 0.77%, 发生共析转变形成珠光体。

图附录 10-2 (c) 组织为 3.4%C 合金, 即亚共晶白口铸铁, 图中树枝状的大块黑色组成体是先共晶奥氏体转变成的珠光体, 其余部分为变态莱氏体。先共晶奥氏体中析出的二次渗碳

依附在共晶渗碳体上而难以分辨。

图附录 10-2 (d) 组织为 4.7%C 合金，即过共晶白口铸铁，白色条片是一次渗碳体，其余为变态莱氏体。合金溶液首先冷却到 1148℃ 时发生共晶转变形成莱氏体，继续冷却，共晶体中的奥氏体不断析出二次渗碳体。当温度降到 727℃ 时，共晶奥氏体的碳含量降至共析点的 0.77%，此时在恒温下发生共析转变，形成珠光体。最后得到的组织为室温莱氏体，称为变态莱氏体，用 L_d' 表示，它保持原莱氏体的形态，只是共晶奥氏体已转变为珠光体。



图附录 10-2

材料科学基础考研全套教程
好好利用，确保 120-130 分以上
详见：网学天地(www.e-studysky.com)
咨询 QQ: 2696670126
网学天地独家制作，版权所有！

(2) 液相冷却至 1148℃ 时, 发生共晶转变 $L_{4.30} \rightarrow \gamma_{2.11} + Fe_3C$, 此共晶体称为莱氏体 L_d 。继续冷却, 共晶体中的奥氏体不断析出二次渗碳体, 它通常依附在共晶渗碳体上而不能分辨。当温度降至 727℃ 时, 共晶奥氏体的碳含量降至共析点的 0.77%, 此时在恒温下发生共析转变, 形成珠光体。最后得到的组织为室温莱氏体, 称为变态莱氏体, 用 L'_d 表示, 它保持原莱氏体的形态, 只是共晶奥氏体已转变为珠光体。

其中一次渗碳体的相对量由杠杆定理可得: $\frac{4.7 - 4.3}{6.69 - 4.3} \times 100\% = 16.7\%$

2. (20 分) 晶粒大小对金属的力学性能有何影响? 为了获得细小的晶粒, 在凝固过程中采用哪些工艺方法? 并简述原理。

答: (1) 金属的晶粒越细, 其强度和硬度越高, 塑性和韧性越好。因为金属晶粒越细, 晶界总面积越大, 位错障碍越多; 需要协调的具有不同位向的晶粒越多, 使金属塑性变形的抗力越高。晶粒越细, 单位体积内晶粒数目越多, 参与变形的晶粒数目也越多, 变形越均匀, 使在断裂前发生较大的塑性变形。强度和塑性同时增加, 金属在断裂前消耗的功也大, 因而其韧性也比较好。

材料科学基础考研全套教程

好好利用, 确保 120-130 分以上

详见: 网学天地(www.e-studysky.com)

咨询 QQ: 2696670126

网学天地独家制作, 版权所有!

(2) 凝固过程中的晶粒细化工艺方法有:

1) 增加过冷度, 其原理: 由约翰逊-梅尔方程可知, 在 t 时间内形成的晶核数 $P(t)$ 与形核率 N 及长大速率 V_g 之间的关系是 $P(t) = k \left(\frac{N}{V_g} \right)^{3/4}$, 式中, k 为常数, 与晶核形状有关, $P(t)$ 与晶粒尺寸 d 成反比。由此可知, 形核率 N 越大, 晶粒越细; 晶体长大速率 V_g 越大, 则晶粒越粗。同一材料的 N 和 V_g 都取决于过冷度, 因 $N \propto \exp\left(-\frac{1}{\Delta T^2}\right)$, 而连续长大时 $V_g \propto \Delta T$; 以螺型位错长大时, $V_g \propto (\Delta T)^2$ 。由此可见, 增加过冷度, N 迅速增大, 且比 V_g 更快, 因此, 在一般凝固条件下, 增加过冷度可使凝固后的晶粒细化。

2) 加入形核剂, 其原理: 在熔液凝固前加入一些细小的形核剂, 使之分散在熔液中, 作为不均匀形核所需的现成基底, 这样能使晶核数大大提高, 晶核显著细化。

3) 振动促进细化, 其原理: 使金属熔液在振动作用下进行凝固, 一方面提高了液相的形核率, 另一方面使生长的枝晶破碎, 从而提供更多的结晶核心, 从而达到细化晶粒的目的。

3. (14 分) 分析钢的渗碳通常在奥氏体区 (930℃~950℃) 进行, 而且时间较长的原因。

答: 虽然碳原子在 α -Fe 比 γ -Fe 中扩散系数大, 但钢的渗碳通常在奥氏体区进行, 由此可以获得较大的渗层深度。因为:

(1) 根据 $D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$, 温度 (T) 越高, 扩散系数 (D) 越大, 扩散速度越快, 温度越高原子热振动越激烈, 原子被激活而进行迁移的几率越大, 扩散速度越快。

(2) 温度高, 碳在奥氏体中的溶解度大, 1148℃ 时最大值可达 2.11%, 远比铁素体 (727℃, 0.0218%) 大。

(3) 钢表面碳浓度高, 浓度梯度大, 扩散速度越快。

(4) 时间要足够长, 只有经过相当长的时间才能造成碳原子的宏观迁移。