

清华大学

试 卷 一

2002 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：材料科学基础

适用专业：材料学、材料物理化学

一、(10 分) 已知面心立方合金 α -黄铜的轧制织构为 $\{110\} \langle 112 \rangle$ 。

1. 解释这种织构所表达的意义。

2. 用立方晶体 001 标准投影图说明其形成原因。

二、(5 分) 证明：对立方晶系，有 $[hkl] \perp (hkl)$ 。

三、(5 分) 二维点阵共有几种？指出其类型并用图表示。

四、(10 分) 以 BaTiO_3 为例，画出钙钛矿的晶体结构，并解释这类结构材料的介电常数较高和可能具有超导性的原因。

五、(10 分) 面心立方金属单晶体沿 $[001]$ 拉伸可有几个等效滑移系同时启动？沿 $[111]$ 拉伸可有几个等效滑移系同时启动？并具体写出各滑移系的指数。

六、(15 分) 按下列 5 条汇总 FCC 晶体中的主要位错：

①位错名称；②柏式矢量；③位错性质（刃型、螺型、混合位错等）；

④位错形成方式；⑤运动状态（滑移、攀移、还是不动等）。

七、(10 分) 何谓合金扩散过程中的克根达耳效应（Kirkendall effect），克根达耳实验结果给人们哪些启示？指出其在实践中的意义。

八、(15 分)

1. 解释冷变形金属加热时回复、再结晶及晶粒长大的过程及特点。

2. 已知 Cu-30\%Zn 合金的再结晶激活能为 250kJ/mol ，此合金在 400°C 的恒温下完成再结晶需要 1 小时，试求此合金在 390°C 的恒温下完成再结晶需要多少小时。

九、(10 分) 合金由基体 α 和第二相 β 组成，若 β 相分布在晶界， β 和 α 相不共格，试分析因界面能 $\gamma_{\alpha\beta}$ 的不同， β 相可能的组织形态。

利用立方晶系中 $a = b = c$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ 的特点, 有

$$L \cdot AB = (ha + kb + lc) \left(-\frac{a}{h} + \frac{b}{k} \right) = -a^2 + b^2 = 0$$
$$L \cdot AC = (ha + kb + lc) \left(-\frac{a}{h} + \frac{c}{l} \right) = -a^2 + c^2 = 0$$

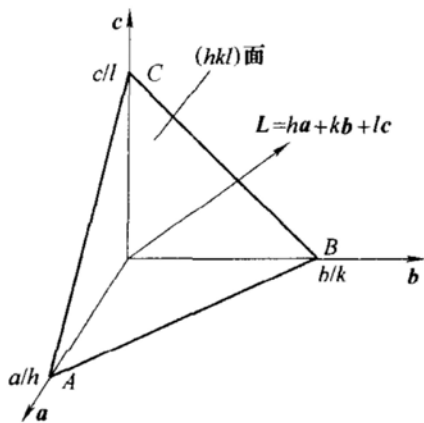
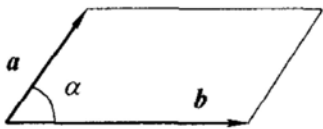
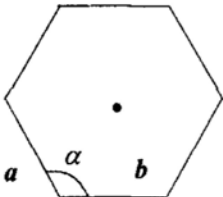


图 1-2 第二题解答图

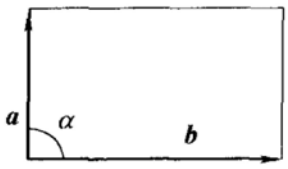
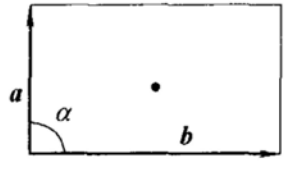
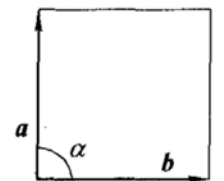
由于 L 与 ABC 面上相交的两条直线垂直，所以 L 垂直于 ABC 面，从而在立方晶系中有 $[hkl] \perp (hkl)$ 。

三、二维点阵有 5 种，分别是斜方、六角、长方、体心长方、正方，如表 1-1 所示。

表 1-1 第三题解答表

晶系类型	点阵类型	晶体学晶胞形状	点阵常数间的关系和特点
斜方	斜方		$ a \neq b , \alpha \neq \frac{\pi}{2}$
六角	六角		$ a = b , \alpha = \frac{2\pi}{3}$

(续)

晶系类型	点阵类型	晶体学晶胞形状	点阵常数间的关系和特点
长方	长方		$ a \neq b , \alpha = \frac{\pi}{2}$
	体心长方		
正方	正方		$ a = b , \alpha = \frac{\pi}{2}$

四、钙钛矿 (BaTiO_3) 的晶体结构如图 1-3 所示。

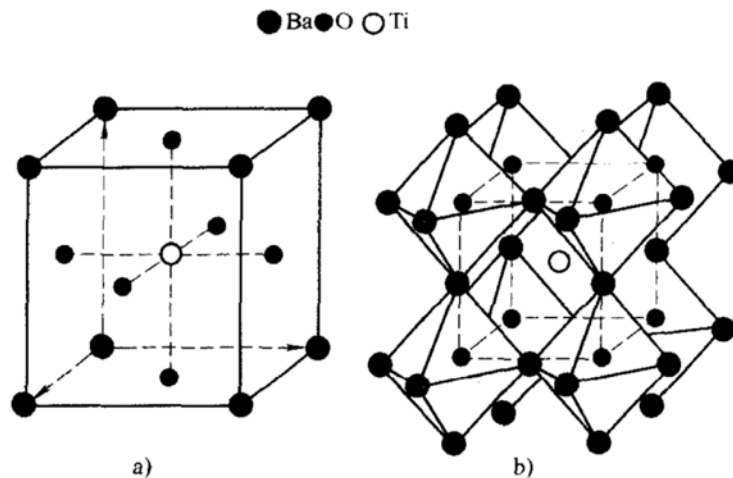


图 1-3 第四题解答图

这类结构材料介电常数较大的原因是因为位于氧原子八面体间隙中的金属原子半径较小，在交流电场作用下可以来回振动。

可能具有超导性的原因是氧原子和金属原子的层状结构，以 ABO_3 为例，一层为 A 和 O 的原子层，一层为 B 和 O 的原子层，交替堆垛，超导载流子易于在层内运动。

五、根据“映象规则”，利用立方晶体的 001 标准投影，可知当 FCC 结构的晶体沿 $[001]$ 轴拉伸时，其等效滑移系共有 8 个，分别是： $(111)[0\bar{1}1]$ 、

(111) $[\bar{1}01]$ 、 $(\bar{1}\bar{1}1)[0\bar{1}1]$ 、 $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$ 、 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[101]$ 、 $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}][011]$ 、 $(\bar{1}\bar{1}1)[\bar{1}01]$ 、 $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$ 。当 FCC 结构的晶体沿 $[111]$ 方向拉伸时,其等效滑移系有 6 个,分别是: $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$ 、 $(\bar{1}\bar{1}1)[110]$ 、 $(11\bar{1})[011]$ 、 $(11\bar{1})[101]$ 、 $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$ 、 $(\bar{1}\bar{1}1)[110]$ 。

六、见表 1-2。

表 1-2 第六题解答表

位错名称	柏式矢量	位错性质	位错形成方式	运动状态
全位错(在实际晶体中比较少见)	$\frac{1}{2} < 110 >$	螺型、刃型、混合型	局部滑移或者局部位移	可以滑移或攀移
Shockley 分位错	$\frac{1}{6} < 112 >$	螺型、刃型、混合型	只能通过晶体的局部滑移形成	即使是刃型分位错,也只能滑移不能攀移。即使是螺型分位错,也不能交滑移
扩展位错中的 Shockley 分位错	$\frac{1}{6} [112]$ $\frac{1}{6} [\bar{1}\bar{2}1]$	螺型、刃型、混合型	由全位错分解成的两条平行的 Shockley 分位错,之间是一个层错区	只能滑移。仅在束集之后可以攀移或者交滑移
Frank 分位错	$\frac{1}{3} < 111 >$	刃型	相当于在晶体中的局部区域插入一层或抽去一层 $\{111\}$ 密排面而形成	只能攀移,不能滑移
L-C 不动位错(有多种组态)	例如 $\frac{1}{6} [\bar{1}10]$	螺型、刃型、混合型	通过 Shockley 分位错合成(或位错反应)得到的	不能运动

七、克根达耳效应:如图 1-4 所示,在 FCC 结构的 α -黄铜 ($\text{Cu} + 30\% \text{Zn}$) 棒上敷上很细的钼丝作为标记,再在黄铜上镀铜,将钼丝包在黄铜与铜之间,在一定温度下进行扩散。其中钼丝仅作为标志物,在整个实验过程中不参加扩散。扩散组元是铜和锌,二者构成置换式固溶体。在置换式固溶体的扩散过程中,放置在原始界面上的标志物朝着低熔点元素的方向移动,移动距离与时间呈抛物线关系。造成这种现象的原因是:低熔点组元扩散快,高熔点组元扩散慢。这种不等量的原子交换造成克根达耳效应。

克根达耳效应的实际意义有:①揭示了扩散宏观规律与微观扩散机制的内在联系,具有普遍性;②直接否认了置换式固溶体扩散的换位机制,支持了空位机制;③扩散系统中每一种组元都有自己的扩散系数;④克

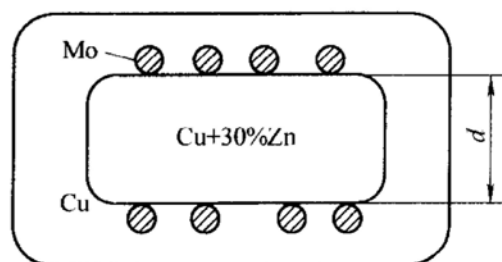


图 1-4 第七题解答图

根达耳现象往往会产生副效应,如收缩不完全会造成克根达耳孔等,这些副效应在实际当中往往产生不利的影响,因而应设法加以控制。

八、

1. 冷变形金属加热时,先后发生回复、再结晶、晶粒长大三个过程,各自特点如下:

(1) 回复过程的特征

① 回复过程组织不发生变化,仍保持变形状态伸长的晶粒。

② 回复过程使变形引起的宏观(一类)应力全部消除,微观(二类)应力大部消除。

③ 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。

④ 变形储能在回复阶段部分释放。

(2) 再结晶过程的特征

① 组织发生变化,由冷变形的伸长晶粒变为新的等轴晶粒。

② 力学性能发生急剧变化,强度、硬度急剧降低,塑性提高,恢复至变形前的状态。

③ 变形储能在再结晶过程中全部释放,点阵畸变(三类应力)清除,位错密度降低。

(3) 晶粒长大过程的特征

① 晶粒长大。

② 引起一些性能变化,如强度、塑性、韧性下降。

③ 伴随晶粒长大,还发生其他结构上的变化,如再结晶织构。

$$\begin{aligned}
 2. \text{ 由公式有 } \frac{t_2}{t_1} &= \exp \left[-\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right) \right] \\
 &= \exp \left[-\frac{250 \times 10^3}{8.314} \times \left(\frac{1}{400 + 273} - \frac{1}{390 + 273} \right) \right] \\
 &= 1.962
 \end{aligned}$$

所以 $t_2 = t_1 \times 1.962 = 1.962h$

九、合金由基体 α 和第二相 β 组成,若 β 相分布在晶界, β 和 α 相不共格,其形貌取决于两个 α 晶粒间的夹角(两面角、接触角),在界面张力间存在图 1-5a 所示的平衡关系,即:

$$\gamma_{\alpha\alpha} = 2\gamma_{\alpha\beta} \cos \frac{\theta}{2}$$

式中, $\gamma_{\alpha\alpha}$ 为 α 相的界面张力; $\gamma_{\alpha\beta}$ 为两相间的界面张力; θ 为两面角,决定于界面张力的比值 $\gamma_{\alpha\alpha}/\gamma_{\alpha\beta}$ 。

- (1) 当 $\gamma_{\alpha\alpha} = \gamma_{\alpha\beta}$, $\theta = 120^\circ$, 第二相形状如图 1-5b 所示。
 (2) 当 $\gamma_{\alpha\beta} \gg \gamma_{\alpha\alpha}$, $\theta = 180^\circ$, 第二相形状如图 1-5c 所示。
 (3) 当 $\gamma_{\alpha\beta} \approx \frac{1}{2} \gamma_{\alpha\alpha}$, $\theta = 0^\circ$, 第二相形状如图 1-5d 所示。

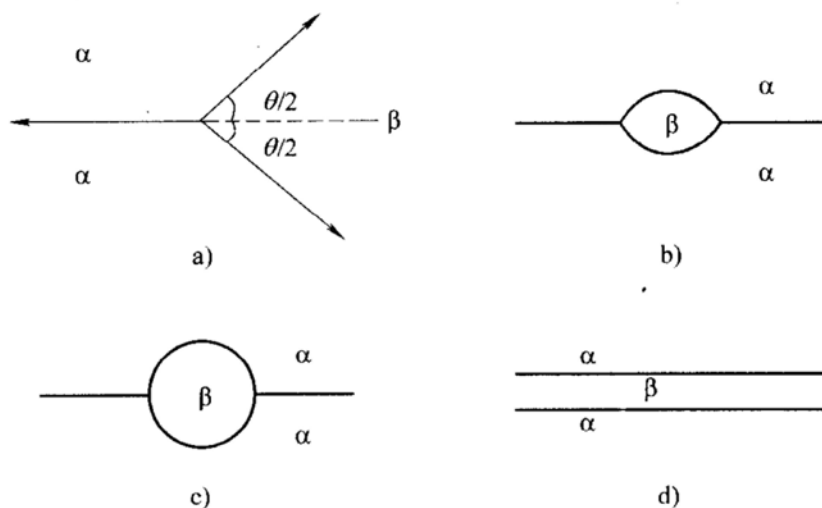


图 1-5 第九题解答图

十、Cu-Al 合金在时效处理过程中硬度随时间的变化曲线如图 1-6 所示。

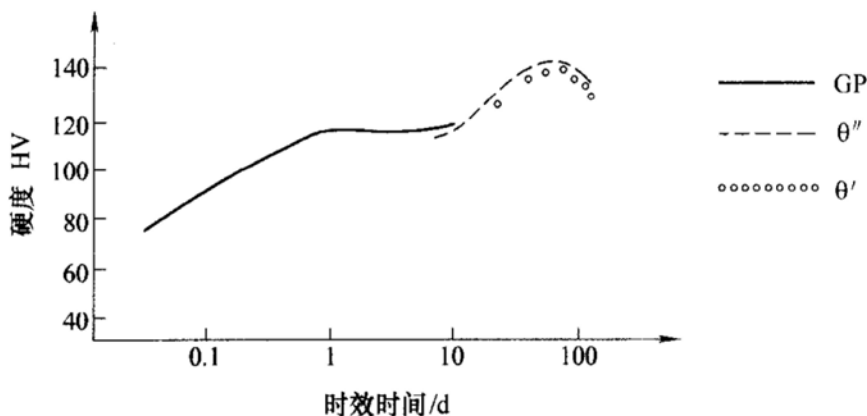


图 1-6 第十题解答图

由于原子偏聚或形成有序化区域, 产生共格变形的晶格畸变。位错线切过析出物, 会增加界面能、反相畴界能、再加上位错线与高密度析出物的长程相互作用, 使材料强度增加。变化曲线中第一个峰形 [GP 区 (GPI) 和过渡相 θ'' (GP II)] 就是这个原因的结果。

位错线与析出物的长程相互作用, 位错线绕过析出物, 从而使材料强化。随着析出物粗化, 这种强化作用减弱。变化曲线中第二个峰形 [过渡相 (θ')] 就是这个原因的结果。

试 卷 二

2003 年攻读硕士学位研究生入学 考试试题（之一）

考试科目：材料科学基础

适用专业：材料学、材料物理化学

一、(10 分) 简述单晶体塑性形变的施密特定律 (Schmid' s law), 画图并写出表达式, 说明每一个量所代表的物理意义。

二、(15 分) 参照所示的 Cu-Zn 相图 (图 2-1), 有一铜棒较长时间置于 400℃ 的 Zn 液中, 请画出从铜棒表面到内部沿深度方向的:

1. Zn 的浓度分布。
2. 相分布。
3. 化学位分布。

三、(10 分) 写出面心立方 (FCC) 晶体中全位错分解为扩展位错的反应式,

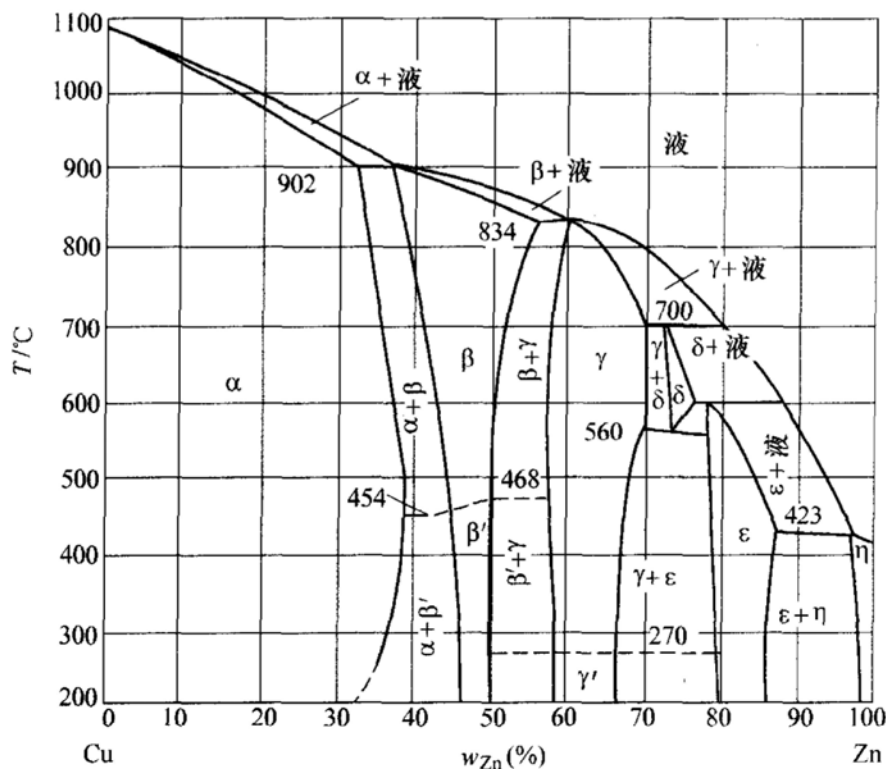


图 2-1 第二题图

并分析反应的可能性。

四、(10分) 画出 Al-4.0% Cu 合金在时效处理 ($\approx 130^\circ\text{C}$) 中硬度随处理时间变化的曲线, 并解释原因。

五、(10分) 指出合金强化的四种主要机制, 解释强化原因。

六、(12分) 画出下列晶胞 (unit cell) 图:

1. 金刚石 (C)。
2. 纤锌矿 (ZnO)。
3. 钙钛矿 (BaTiO_3)。
4. 方石英 (SiO_2)。

七、(8分) 解释典型铸锭组织的形成原因。

八、(10分) 针对 FCC、BCC 和 HCP 晶胞:

1. 分别在晶胞图上画出任一个四面体间隙的位置。
2. 指出该四面体间隙的中心坐标。
3. 写出每种晶胞中四面体间隙数量。

九、(15分) 利用相律辨别图 2-2 中诸相图是否正确, 并说明原因。

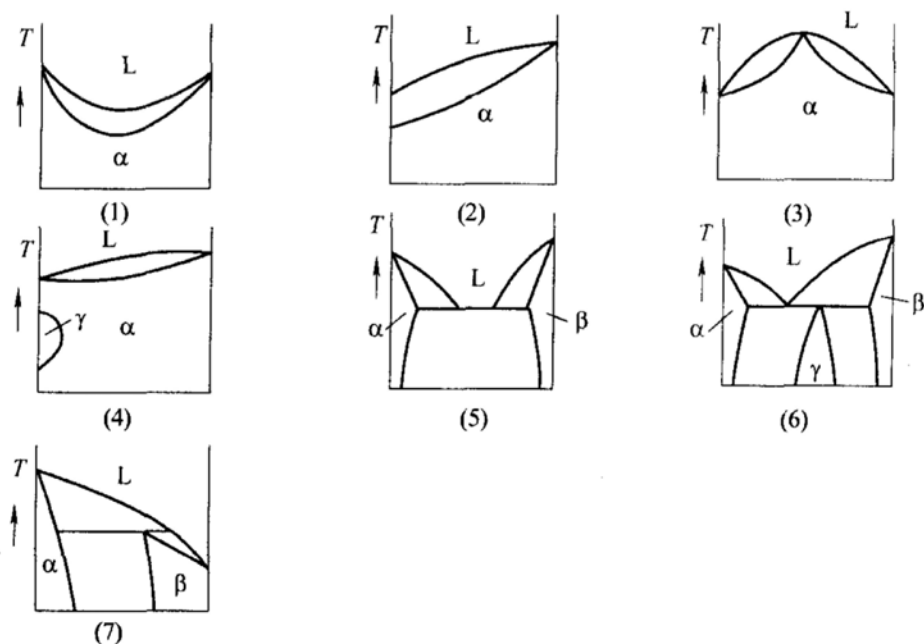


图 2-2 第九题图

标准答案

一、用一根正断面积为 A_0 的单晶试棒进行拉伸试验, 如图 2-3 所示。假定

拉力 F 与滑移面法线 n 之间的夹角为 ϕ , F 与滑移方向 b 之间的夹角为 λ , 则由图 2-3 很容易求得作用在滑移面上的沿着滑移方向的分切应力为:

$$\tau = \frac{F \cos \lambda}{\left(\frac{A_0}{\cos \phi} \right)} = \frac{F}{A_0} \cos \lambda \cos \phi = \sigma \cos \lambda \cos \phi = \lambda \mu$$

式中, $\sigma = \frac{F}{A_0}$ 为拉应力; $\mu = \cos \lambda \cos \phi$, 称为取向因子或者 Schmid 因子。

用同种材料但不同取向 (不同 μ 值) 的单晶试棒进行拉伸试验, 结果发现, 尽管不同试棒的 μ 不同, 但开始滑移时的分切应力都相同——等于某一确定值 τ_c , 换言之, 晶体开始滑移所需的分切应力是:

$$\tau = \sigma \mu = \tau_c$$

式中, τ_c 称为临界分切应力, 是个材料常数。公式 $\tau = \sigma \mu = \tau_c$ 就称为 Schmid 定律, 即当作用在滑移面上沿着滑移方向的分切应力达到某一临界值 τ_c 时晶体便开始滑移。

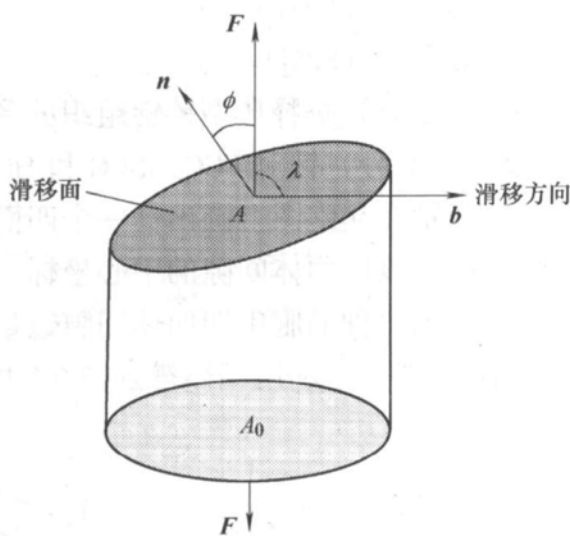


图 2-3 第一题解答图

二、见图 2-4。

三、以 $(1\bar{1}1)$ 面为例, 其上全位错分解为扩展位错的反应式有以下三种:

$$(1) \frac{1}{2}[110] \rightarrow \frac{1}{6}[121] + \frac{1}{6}[21\bar{1}]$$

$$\text{几何条件: } \frac{1}{2}[110] = \frac{1}{6}[121] + \frac{1}{6}[21\bar{1}]$$

$$\text{能量条件: } \left(\frac{\sqrt{2}}{2} \right)^2 = \frac{1}{2} > \left[\left(\frac{\sqrt{6}}{6} \right)^2 + \left(\frac{\sqrt{6}}{6} \right)^2 \right] = \frac{1}{3}$$

所以, 符合位错反应几何条件和能量条件的要求, 该位错反应可以进行。

$$(2) \frac{1}{2}[011] \rightarrow \frac{1}{6}[121] + \frac{1}{6}[\bar{1}12]$$

$$\text{几何条件: } \frac{1}{2}[011] = \frac{1}{6}[121] + \frac{1}{6}[\bar{1}12]$$

$$\text{能量条件: } \left(\frac{\sqrt{2}}{2} \right)^2 = \frac{1}{2} > \left[\left(\frac{\sqrt{6}}{6} \right)^2 + \left(\frac{\sqrt{6}}{6} \right)^2 \right] = \frac{1}{3}$$

所以, 符合位错反应几何条件和能量条件的要求, 该位错反应可以进行。

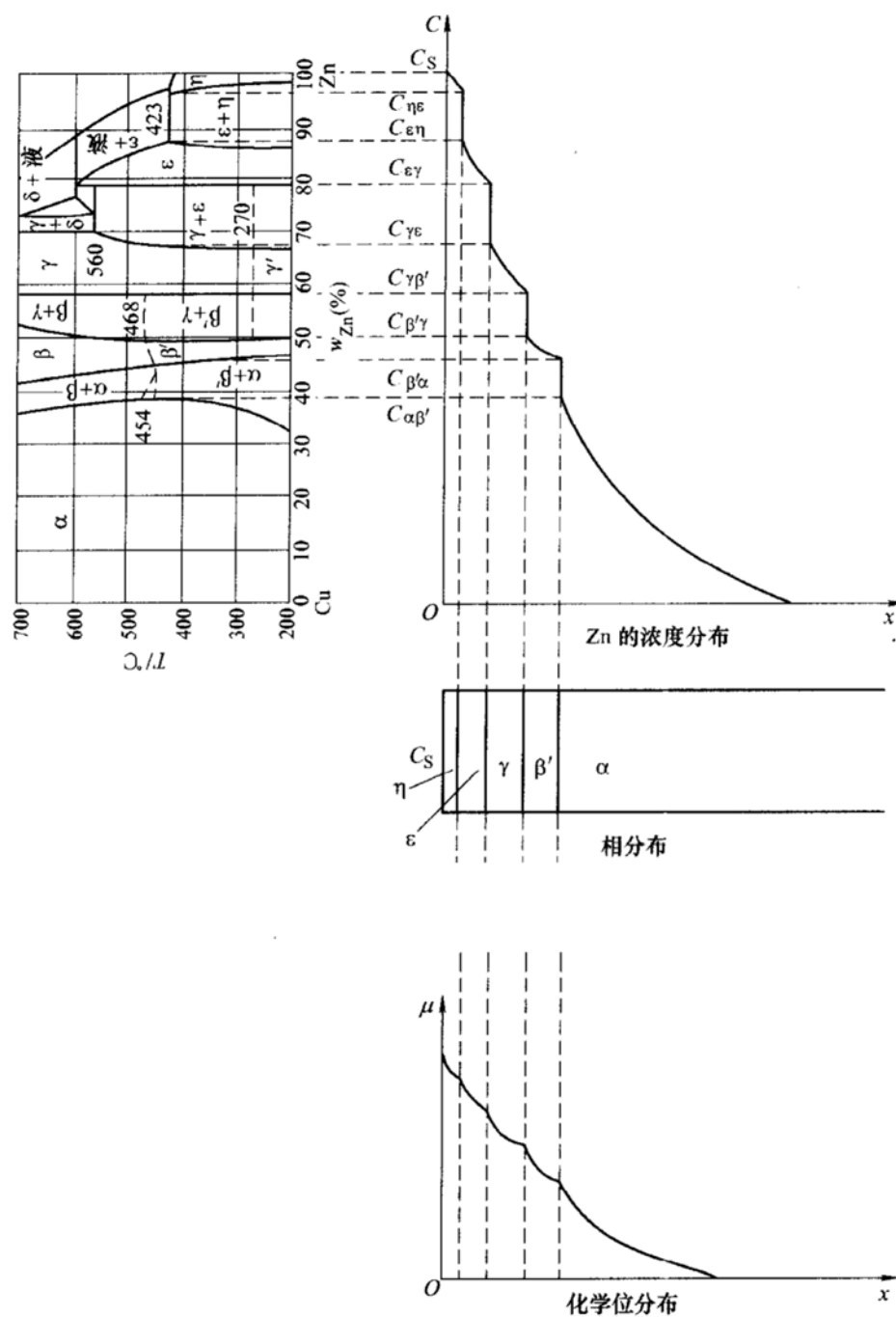


图 2-4 第二题解答图

$$(3) \frac{1}{2}[\bar{1}01] \rightarrow \frac{1}{6}[\bar{1}12] + \frac{1}{6}[\bar{2}\bar{1}1]$$

$$\text{几何条件: } \frac{1}{2}[\bar{1}01] = \frac{1}{6}[\bar{1}12] + \frac{1}{6}[\bar{2}\bar{1}1]$$

$$\text{能量条件: } \left(\frac{\sqrt{2}}{2}\right)^2 = \frac{1}{2} > \left[\left(\frac{\sqrt{6}}{6}\right)^2 + \left(\frac{\sqrt{6}}{6}\right)^2\right] = \frac{1}{3}$$

所以,符合位错反应几何条件和能量条件的要求,该位错反应可以进行。

四、Cu-Al 合金在时效处理过程中硬度随时间的变化曲线示于图 2-5。

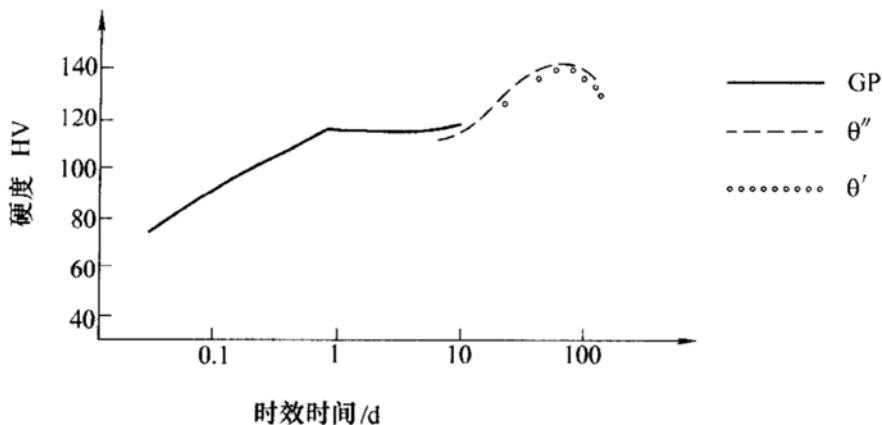


图 2-5 第四题解答图

(1) 由于原子偏聚或形成有序化区域,产生共格变形的晶格畸变。位错线切过析出物,会增加界面能、反相畴界能、再加上位错线与高密度析出物的长程相互作用,使材料强度增加。变化曲线中第一个峰形(GP区(GPI)和过渡相 θ'' (GPII))就是这个原因的结果。

(2) 析出物的形貌由片状最后到球状,且持续粗化。位错线与析出物的长程相互作用,位错线绕过析出物,从而使材料强化。随着析出物粗化,这种强化作用减弱。变化曲线中第二个峰形(过渡相(θ'))就是这个原因的结果。

五、

(1) 固溶强化

固溶在点阵间隙或结点上的合金元素原子由于其尺寸不同于基体原子,故产生一定的应力场,阻碍位错运动;柯氏气团和铃木气团,前者是间隙原子优先分布于 BCC 金属刃型位错的拉应力区,对位错产生钉扎作用,后者是合金元素优先分布于 FCC 金属扩展位错的层错区,降低层错能,扩大层错区,使扩展位错滑移更加困难。

(2) 沉淀强化和弥散强化

合金通过相变过程得到的合金元素与基体元素的化合物和机械混掺于基体材料中的硬质颗粒都会引起合金强化,分别称之为沉淀强化和弥散强化。沉淀强化和弥散强化的效果远大于固溶强化。位错在运动过程中遇到第二相时,需要切过(沉淀强化的小尺寸颗粒和弥散强化的颗粒)或者绕过(沉淀强化的大尺寸颗粒)第二相,因而第二相(沉淀相和弥散相)阻碍了位错运动。

(3) 晶界强化

按照 Hall-Petch 公式, 屈服点 σ_s 同晶粒直径 d 之间的关系是 $\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-\frac{1}{2}}$, 其实质是位错越过晶界需要附加的应力。因此低温用钢往往采用细晶粒组织。

(4) 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错的两个分位错同时运动, 因而需要更大的外应力。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。

六、见图 2-6。

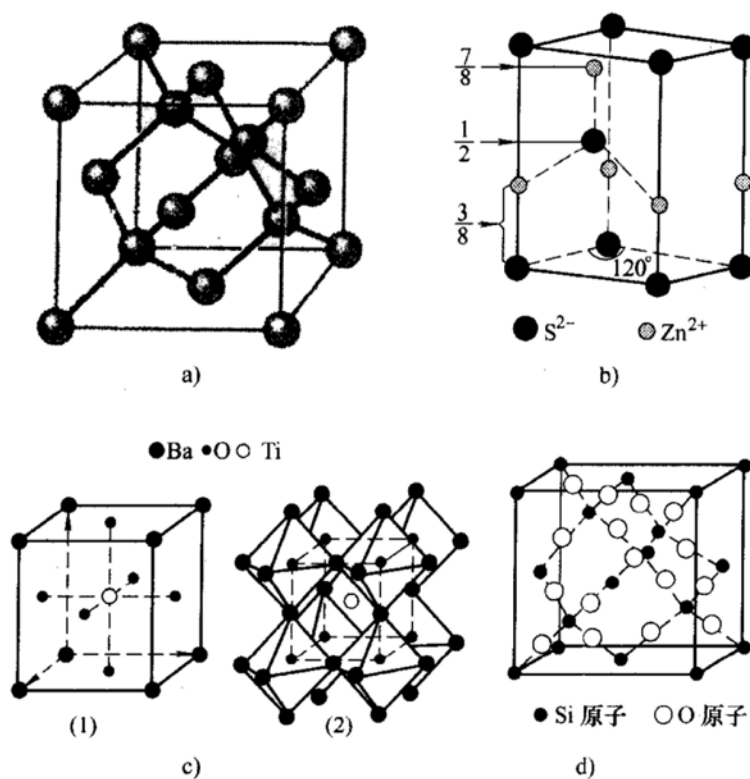


图 2-6 第六题解答图

a) 金刚石 b) 纤锌矿 c) 钙钛矿 d) 方石英

七、典型的铸锭组织由三区组成：第一区为紧靠模壁表面的细晶区；第二区为垂直模壁表面生长的柱状晶区；第三区为铸锭中部的等轴晶区。

(1) 表面细晶区

该区形核核心多、冷却速度快、过冷度大, 以树枝状向各个不同方向长大, 因而形成细小、等轴晶体。由于细晶区结晶很快, 放出的结晶潜热来不及散失, 而使液-固界面的温度急剧升高, 使细晶区很快便停止了发展, 得到一层很薄的细晶区壳层。

(2) 柱晶区

细晶区形成后，模壁温度升高，散热减慢，液体冷速降低，过冷度减小，不再生核，细晶区中生长速度快的晶体可沿垂直模壁的散热反方向发展，其侧向生长因相互干扰而受阻，因而形成一级主轴发达的柱状晶。

(3) 中心等轴晶区

中心等轴晶区形成于晶核在均匀散热的中心液体中的无方向性生长。其晶核来自于两个途径：一是外来晶核，包括脱落的表面晶粒、熔断的枝晶等；二是内生晶核，包括在中心区域过冷液体中均匀和非均匀形核。

八、

1. FCC、BCC 和 HCP 晶胞中一个四面体间隙的位置分别如图 2-7a、b 和 c 所示。

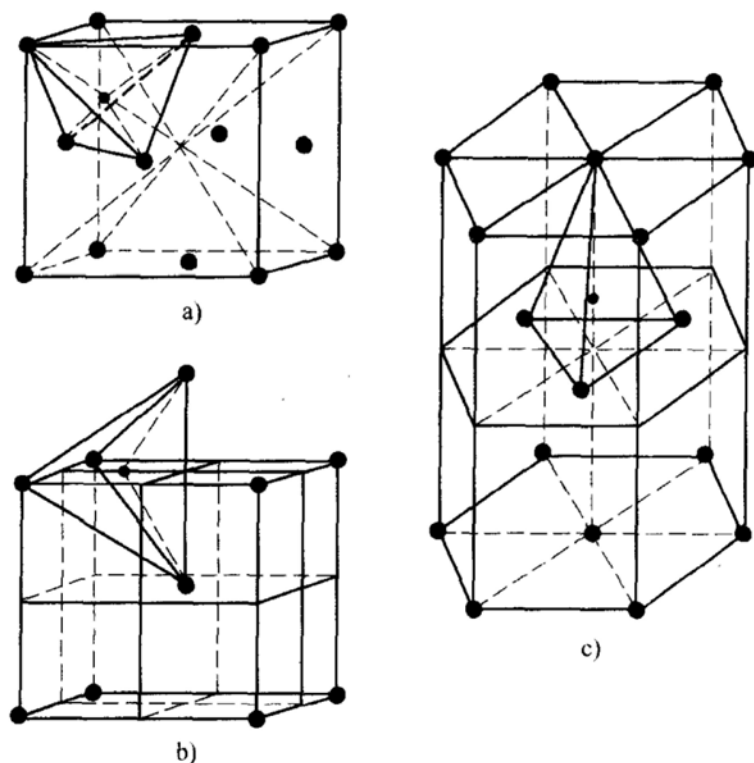


图 2-7 第八题第 1 小题解答图

2. 各四面体间隙的中心坐标：

FCC 晶体中： $\left(\frac{3}{4}, \frac{1}{4}, \frac{3}{4}\right)$ 。

BCC 晶体中： $\left(\frac{1}{2}, \frac{1}{4}, 1\right)$ 。

HCP 晶体中: $\left(0, 0, \frac{5}{8}\right)$ 。

3. 每种晶胞中四面体间隙数量:

FCC 晶体中: 8 个。

BCC 晶体中: 12 个。

HCP 晶体中: 12 个。

九、

(1) 匀晶相图中某一温度下, 只能是确定成分的液相与确定成分的固相相平衡。不可能在某一温度下, 有两个不同成分的液相 (或固相) 平衡。

(2) 相图左侧的纯组元在一个温度范围内结晶, 这是违反相律的。

(3) 根据热力学, 所有两相区的边界线不应延伸到单相区, 而应伸向两相区。

(4) γ 与 α 相区间应有两相区, 即相图中违反了 “邻区原则”。

(5) 二元系中三相平衡时, 三个相都必须有确定的成分。图中液相 L 的成分是一个范围, 这是错误的。

(6) 二元系中不可能有四相平衡, 即违反了相律。

(7) 包晶水平线以下, α 固溶线走势错误, 即违反了 “两相区的边界线不能延伸到单相区, 而应伸向两相区” 原则。

试 卷 三
2003 年攻读硕士学位研究生入学
考试试题（之二）

考试科目：材料科学基础

适用专业：材料学、材料物理化学

一、(8 分) 标出图 3-1 中 (a)、(b)、(c)、(d) 的晶向指数和 (E)、(F)、(G)、(H) 的晶面指数。

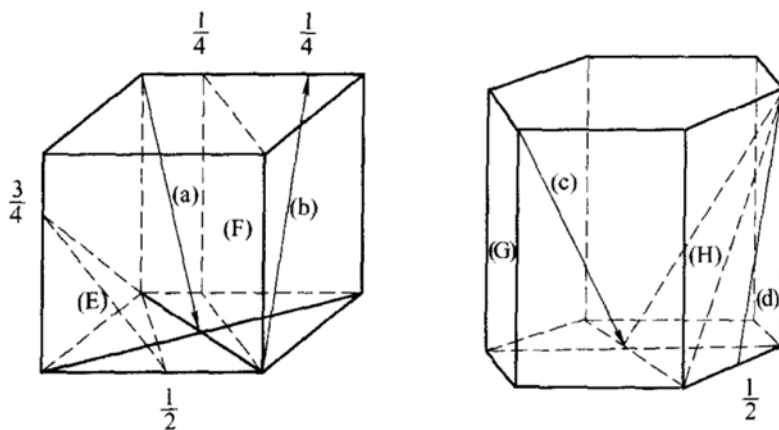


图 3-1 第一题图

二、(5 分) 写出 FCC、BCC、HCP ($c/a > \sqrt{8/3}$) 晶体的密排面、密排面间距、密排方向、密排方向最小单位长度。

三、(5 分) 写出镍 (Ni) 晶体中面间距为 0.1246nm 的晶面族指数。镍的点阵常数为 0.3524nm。

四、(8 分) 由 600℃ 降至 300℃ 时，锆晶体中的空位平衡浓度降低了六个数量级，试计算锆晶体中的空位形成能 (波耳兹曼常数 $k = 8.617 \times 10^{-5} \text{eV/K}$)。

五、(10 分) 请导出摩尔分数为 N_A 、 N_B 的二元系中综合扩散系数 D 与分扩散系数 D_A 、 D_B 之间的关系。

六、(10 分) 指出并解释马氏体相变的特征。

七、(10 分) 请分析脱溶分解和调幅分解 (Spinodal 分解) 两种析出方式的差异。

八、(12分)按下列5条汇总FCC晶体中的主要位错:

①位错名称;②柏式矢量;③位错性质(刃型、螺型、混合位错等);④位错形成方式;⑤运动状态(滑移、攀移、还是不动等)。

九、(12分)从微观结构说明合金强化的主要机制,并举出实例。

十、(20分)画出Fe-Fe₃C相图与下列问题相关的部分,并分析:

1. 2%C合金平衡状态下结晶过程、室温组织(画示意图),计算组织相对含量。

2. 2%C合金快冷,不平衡状态下结晶过程和组织的变化。

3. 画出在800℃下该合金在平衡状态下的自由能-成分曲线,并用图解法作出其形核驱动力。

4. 如纯铁在800℃渗碳气氛下长期扩散,试由Fe-Fe₃C相图分析等温扩散后和冷却至室温的组织。

标准答案

一、(a)的晶向指数是 $[11\bar{2}]$; (b)的晶向指数是 $[\bar{4}\bar{1}4]$; (c)的晶向指数是 $[\bar{2}11\bar{3}]$; (d)的晶向指数是 $[\bar{2}116]$ 。

(E)的晶面指数是 $(\bar{3}64)$; (F)的晶面指数是 $(\bar{3}40)$; (G)的晶面指数是 $(1\bar{1}00)$; (H)的晶面指数是 $(1\bar{1}01)$ 。

二、见表3-1。

表 3-1 第二题解答表

晶体结构	密排面	密排面间距	密排方向	密排方向最小单位长度
FCC	{111}	$\frac{\sqrt{3}}{3}a$	$\langle 110 \rangle$	$\frac{\sqrt{2}}{2}a$
BCC	{110}	$\frac{\sqrt{2}}{2}a$	$\langle 111 \rangle$	$\frac{\sqrt{3}}{2}a$
HCP	{0001}	$\frac{1}{2}c$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	a

三、镍(Ni)的晶体结构和点阵都是面心立方(FCC),立方晶体的晶面距公式是:

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

所以有

$$h^2 + k^2 + l^2 = \frac{a^2}{d^2} = \frac{0.3524^2}{0.1246^2} \approx 8$$

因为 h 、 k 、 l 都是整数,所以 h 、 k 、 l 可能取的可能值为:0、2、2,所以

符合题意的晶面族指数为 $\{022\}$ 。

四、Schottky 缺陷的平衡浓度公式为：

$$\bar{C}_S = \exp\left(-\frac{\Delta G_S}{RT}\right) = \exp\left(-\frac{\Delta G_S}{kN_A T}\right)$$

有 $\frac{\Delta G_S}{kN_A T} = -\ln \bar{C}_S$

有 $\frac{\Delta G_S}{kN_A} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) = \ln \bar{C}_{S1} - \ln \bar{C}_{S2}$

有 $\Delta G_S = \frac{\ln \bar{C}_{S1} - \ln \bar{C}_{S2}}{\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}} (kN_A)$

$$= \frac{6 \ln 10}{\frac{1}{300 + 273} - \frac{1}{600 + 273}} \times 8.31 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$$

$$\approx 1.91432 \times 10^5 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$$

即 锗晶体中空位形成能为 $1.91432 \times 10^5 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。

五、如图 3-2 所示，引入两个平行的坐标系：一个是固定坐标系 xOy ；一个是坐落在晶面上和晶面一起运动的动坐标系 x' 、 O' 、 y' 。 D_A 和 D_B 分别表示组元 A 和 B 的分扩散系数。 D 为综合扩散系数。

相对于动坐标系，A、B 的本征扩散通量分别是 J_{A1} 、 J_{B1} ，即：

$$J_{A1} = -D_A \frac{\partial C_A}{\partial x}$$

$$J_{B1} = -D_B \frac{\partial C_B}{\partial x}$$

由于 $J_{B1} > J_{A1}$ ，高熔点一侧有流体静压力，则各晶面连同动坐标系会沿 x 方向平移，相对于固定坐标系，增加了方向相同的两个附加通量 $C_A v$ 和 $C_B v$ 。所以对固定坐标系，总通量为：

$$J_A = J_{A1} + C_A v = -D_A \frac{\partial C_A}{\partial x} + C_A v = -D \frac{\partial C_A}{\partial x}$$

$$J_B = J_{B1} + C_B v = -D_B \frac{\partial C_B}{\partial x} + C_B v = -D \frac{\partial C_B}{\partial x}$$

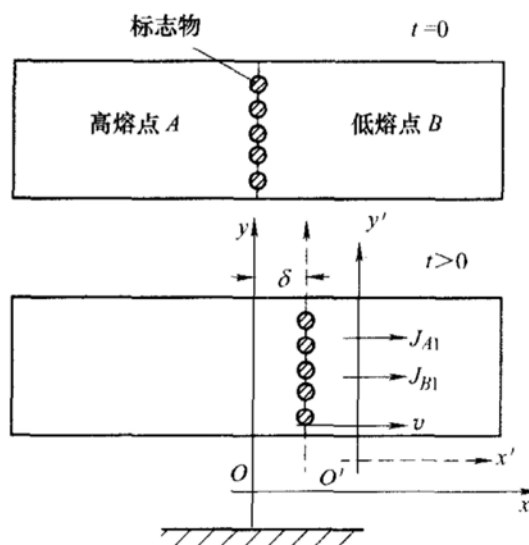


图 3-2 第五题解答图

式中, v 为 x 处晶面的平移速度; C_A 、 C_B 分别为 x 处 A 组元和 B 组元的浓度。

上两式后面等号成立的依据为菲克第一定律。

根据扩散中晶体各点密度不变的条件, 有:

$$C_A(x) + C_B(x) = \text{常数}$$

所以

$$\frac{\partial C_A}{\partial x} = - \frac{\partial C_B}{\partial x}$$

消去 v , 得:

$$(C_A D_B + C_B D_A) \frac{\partial C_A}{\partial x} = D(C_A + C_B) \frac{\partial C_A}{\partial x}$$

$$\frac{C_A}{C_A + C_B} D_B + \frac{C_B}{C_A + C_B} D_A = D$$

即

$$N_A D_B + N_B D_A = D$$

式中, N_A 和 N_B 分别是 A 、 B 组元在合金中的摩尔分数。

六、

(1) 无扩散性

相变过程不发生成分变化, 参与转变的所有原子运动协同一致, 相邻原子的相对位置不变, 而且相对位移量小于一个原子间距。

(2) 具有表面浮突和切变共格性

马氏体相变产生均匀切变或称为点阵切变, 造成结构变化, 试样表面出现浮突现象, 马氏体和母相之间的界面为共格界面。

(3) 存在惯习面及其不应变性

马氏体在母相的一定晶面上形成, 此晶面成为惯习面。惯习面是一个无畸变不转动的平面。

(4) 新相和母相之间有严格的取向关系

马氏体和母相之间主要有以下位向关系: ①K-S 关系; ②G-T 关系; ③西山关系。

(5) 马氏体具有内部亚结构

除了点阵切变外, 马氏体相变还要发生点阵不变切变, 依靠滑移或孪生完成, 在马氏体内部形成位错或孪晶亚结构。

(6) 马氏体具有逆转变现象

将马氏体以足够快的速度加热, 马氏体可以不解而直接转变为高温相。

七、调幅分解是指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。调幅分解的主要特征是不需要形核。调幅分解与形核长大型脱溶转变的比较见表 3-2。

表 3-2 第七题解答表

脱溶类型	调幅分解	形核长大
自由能-成分曲线特点	凸	凹
条件	自发涨落(过冷度和 $G'' < 0$)	过冷度和临界形核功
形核特点	非形核	形核
新相的成分结构特点	成分变化, 结构不变	成分、结构均变化
界面特点	宽泛	明晰
扩散方式	上坡	下坡
转变速率	高	低
颗粒大小	数量多, 颗粒小(均匀规则)	数量少, 颗粒大(均匀性差)

八、见表 3-3。

表 3-3 第八题解答表

位错名称	柏式矢量	位错性质	位错形成方式	运动状态
全位错(在实际晶体中比较少见)	$\frac{1}{2} \langle 110 \rangle$	螺型、刃型、混合型	局部滑移或者局部位移	可以滑移或攀移
Shockley 分位错	$\frac{1}{6} \langle 112 \rangle$	螺型、刃型、混合型	只能通过晶体的局部滑移形成	即使是刃型分位错, 也只能滑移不能攀移。即使是螺型分位错, 也不能交滑移
扩展位错中的 Shockley 分位错	$\frac{1}{6} [112]$ $\frac{1}{6} [\bar{1}\bar{2}1]$	螺型、刃型、混合型	由全位错分解成的两条平行的 Shockley 分位错, 之间是一个层错区	只能滑移。仅在束集之后可以攀移或者交滑移
Frank 分位错	$\frac{1}{3} \langle 111 \rangle$	刃型	相当于在晶体中的局部区域插入一层或抽去一层 $\{111\}$ 密排面而形成	只能攀移, 不能滑移
L-C 不动位错(有多种组态)	例如 $\frac{1}{6} [\bar{1}10]$	螺型、刃型、混合型	通过 Shockley 分位错合成(或位错反应)得到的	不能运动

九、

(1) 固溶强化

固溶在点阵间隙或结点上的合金元素原子由于其尺寸不同于基体原子, 故产

生一定的应力场,阻碍位错运动;柯氏气团和铃木气团,前者是间隙原子优先分布于 BCC 金属刃型位错的拉应力区,对位错产生钉扎作用,后者是合金元素优先分布于 FCC 金属扩展位错的层错区,降低层错能,扩大层错区,使扩展位错滑移更加困难。

(2) 沉淀强化和弥散强化

合金通过相变过程得到的合金元素与基体元素的化合物和机械混掺于基体材料中的硬质颗粒都会引起合金强化,分别称之为沉淀强化和弥散强化。沉淀强化和弥散强化的效果远大于固溶强化。位错在运动过程中遇到第二相时,需要切过(沉淀强化的小尺寸颗粒和弥散强化的颗粒)或者绕过(沉淀强化的大尺寸颗粒)第二相,因而第二相(沉淀相和弥散相)阻碍了位错运动。

(3) 晶界强化

按照 Hall-Petch 公式,屈服点 σ_s 同晶粒直径 d 之间的关系是 $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$,其实质是位错越过晶界需要附加的应力。因此低温用钢往往采用细晶粒组织。

(4) 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错的两个分位错同时运动,因而需要更大的外应力。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。

例如高强度的镍基超级合金存在着有序的沉淀相 $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$, 其强化机制是一般的沉淀强化以及有序强化。

十、Fe-C 相图略。

1. 2% C 合金平衡状态下结晶过程

在高温结晶时不发生包晶反应。

1-2 $\text{L} \rightarrow \gamma$ 。二相成分和相对量都发生变化, L 相沿 BC 线变化, γ 相沿 JE 线变化。L 相减少, γ 相增多, 2 为 γ 相点。

2-3 不发生变化, 仍保持 γ 相。

3-4 γ 相中析出渗碳体, $\gamma \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$, 随 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ 析出, γ 相沿 ES 变化。

4 $\gamma_S + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$, $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}} = \frac{4S}{SK} \times 100\%$ 。

4-4' $\gamma_S \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$, 形成 P 组织。

4' 以后不发生变化。在室温下组织为 $\text{P} + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$, 即过共析钢

$$\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}} = \frac{(2 - 0.77) \times 10^{-2}}{(6.69 - 0.77) \times 10^{-2}} \times 100\% = 20.78\%$$

即最后室温组织中 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ 为 20.78%, P 为 79.22%。

室温组织示意于图 3-3。

2. 可能发生共晶反应 $L \rightarrow Ld(\gamma + Fe_3C)$:

① 将有不平衡共晶组织出现, 可能发生共晶反应产生 Ld 。

② 得到的 P 其片层间距将更为细小。

③ 析出 Fe_3C_{II} 的量将减少, 甚至完全抑制了 Fe_3C_{II} 的析出。

3. 见图 3-4。 α 、 γ 和 $\gamma + Fe_3C$ 曲线两两相切。当含 C 为 2% 时, 由直线定则, P 点为 $\gamma + Fe_3C$ 两相的自由能, Q 点为 γ 母相的自由能。对于该合金, 肯定析出 Fe_3C 而不会是析出 α 。

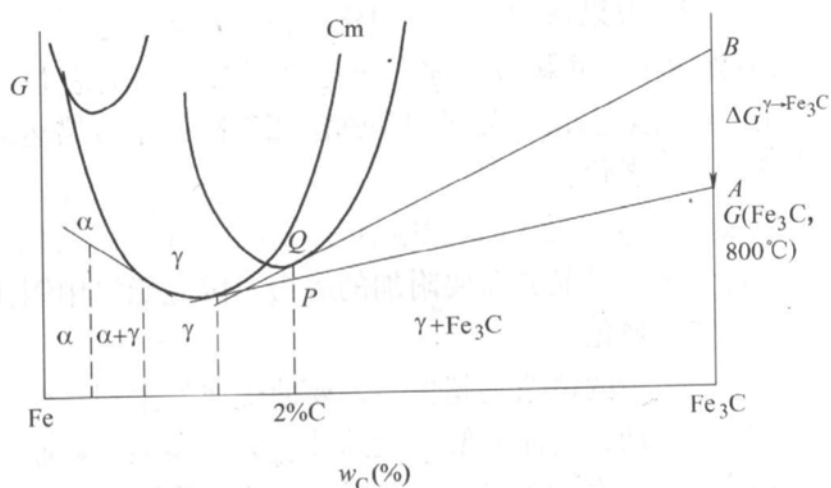


图 3-3 第十题第 1 小题解答图

图 3-4 第十题第 3 小题解答图

4. 图 3-5a 是 800°C 渗碳后的相分布。冷却至室温后 γ 中析出 α 和 Fe_3C , 最后全部转化为 α 和 Fe_3C ; α 中也析出 Fe_3C , 最后转化为 α 和 Fe_3C , 见图 3-5b。

Fe_3C	γ	α	Fe
a)			
Fe_3C	$Fe_3C + P$	$P + \alpha$	α 心部
b)			

图 3-5 第十题第 4 小题解答图

试 卷 四

2004 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：材料科学基础

适用专业：材料学、材料物理化学

一、(8 分) 标出图 4-1 中 (a)、(b)、(c)、(d) 的晶向指数和 (E)、(F)、(G)、(H) 的晶面指数。

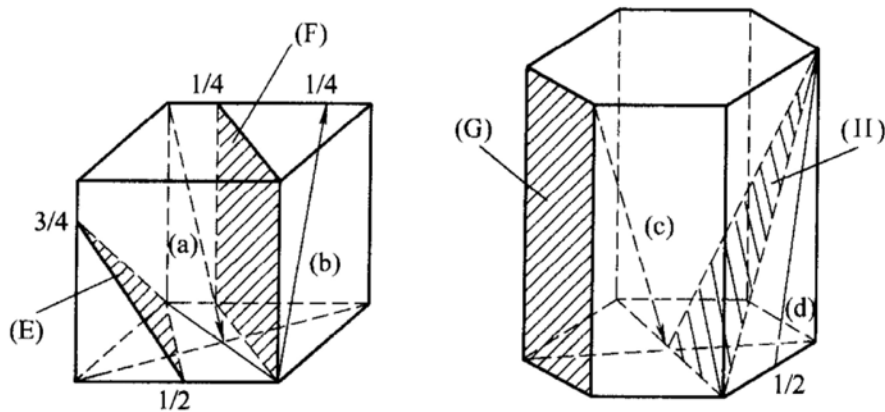


图 4-1 第一题图

二、(5 分) 二维点阵共有几种？指出其类型并用图表示。

三、(12 分) 画出下列晶体的一个晶胞：(a) 纤锌矿 (ZnS)；(b) 钙钛矿 (BaTiO_3)；(c) 方石英 (SiO_2)。

四、(5 分) 图示并写出 FCC、BCC、HCP ($c/a > \sqrt{8/3}$) 的密排面、密排面间距、密排方向、密排方向最小单位长度。

五、(20 分) 沿铝 (Al) 单晶的 $[12\bar{3}]$ 方向拉伸，使其发生塑性变形，请确定：

1. 画出立方晶系 $[00\bar{1}]$ 标准投影或取向胞，并由此确定初始滑移系统。
2. 转动规律和转轴。
3. 双滑移系统。
4. 双滑移开始时晶体的取向和切变量。
5. 双滑移过程中晶体的转动规律和转轴。
6. 晶体的最终取向。

六、(10分) 在 FCC 晶体的 (111) 面上有一自左向右扫过的 Shockley 分位错 \overline{EF} 和一正三角形空位片 MNO , 如图 4-2 所示, 已知 \overline{NO} 为 $[1\bar{1}0]$ 。

1. 写出各位错的柏式矢量。
2. 判断各位错的性质。
3. 指出 I、II、III 区原子在 $[111]$ 方向的堆垛次序。

七、(10分) 有两条相距为 d 的刃型位错 1 和 2, 其柏式矢量分别为 \vec{b}_1 和 \vec{b}_2 , 求位错 2 受位错 1 的攀移力和滑移力。已知刃位错的应力场为:

$$\sigma_x = -\frac{Gb}{2\pi(1-\nu)} \frac{y(3x^2 + y^2)}{(x^2 + y^2)^2}$$

$$\sigma_y = \frac{Gb}{2\pi(1-\nu)} \frac{y(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2}$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$$

$$\tau_{xy} = \frac{Gb}{2\pi(1-\nu)} \frac{x(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2}$$

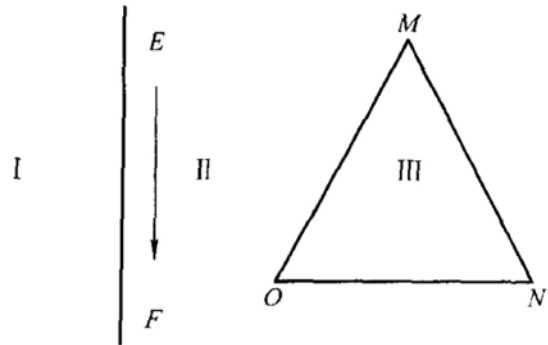


图 4-2 第六题图

八、(10分) 有两根单晶 Zn 棒 (Zn 为 HCP 结构, 其 $c/a = 1.86$), 轴向分别为 $[10\bar{1}0]$ 、 $[0001]$, 今在室温条件下沿轴向拉伸, 请分析各自可能的形变方式, 写出相应的滑移系统或者孪生系统 (如果启动的话)。

九、(10分) 写出: ① 点缺陷的平衡浓度表达式; ② 扩散系数与温度关系的表达式, 并指出每个参量所表达的物理意义。

十、(10分) 何谓克根达耳效应, 克根达耳试验结果给人们哪些启示?

十一、(10分) 画图并指出典型铸锭 (如钢水在砂模中) 的组织, 并指出其形成原因。

十二、(20分) 指出图 4-3 中各相图的错误, 并加以解释。

十三、(20分) 画出 Fe-Fe₃C 相图与下列问题相关的部分, 并分析:

1. 2% C 合金平衡状态下结晶过程、室温组织 (画示意图), 计算组织相对含量。

2. 2% C 合金快冷, 不平衡状态下结晶过程和组织的变化。

3. 画出在 800℃ 下该合金在平衡状态下的自由能-成分曲线, 并用图解法作出其形核驱动力。

4. 如纯铁在 800℃ 渗碳气氛下扩散, 试由 Fe-Fe₃C 相图分析等温扩散后冷却至室温的组织。

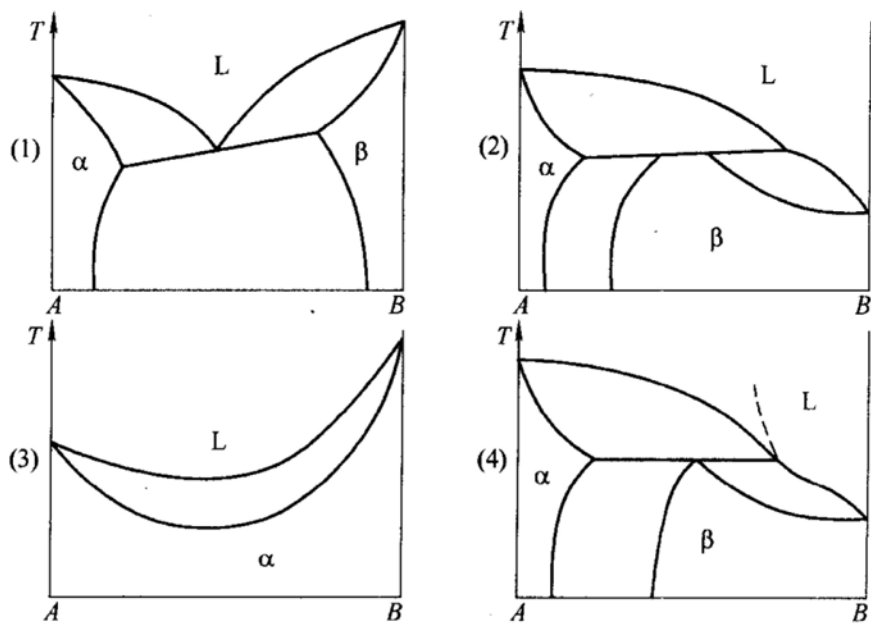


图 4-3 第十二题图

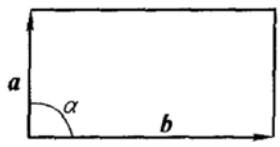
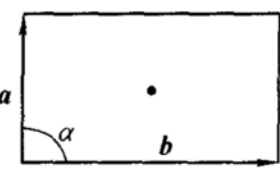
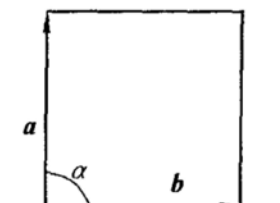
标准答案

一、(a) 的晶向指数是 $[11\bar{2}]$; (b) 的晶向指数是 $[\bar{4}\bar{1}4]$; (c) 的晶向指数是 $[\bar{2}11\bar{3}]$; (d) 的晶向指数是 $[\bar{2}116]$ 。
(E) 的晶面指数是 $(\bar{3}64)$; (F) 的晶面指数是 $(\bar{3}40)$; (G) 的晶面指数是 $(1\bar{1}00)$; (H) 的晶面指数是 $(1\bar{1}01)$ 。
二、见表 4-1。

表 4-1 第二题解答表

晶系类型	点阵类型	晶体学晶胞形状	点阵常数间的关系和特点
斜方	斜方		$ a \neq b , \alpha \neq \frac{\pi}{2}$
六角	六角		$ a = b , \alpha = \frac{2\pi}{3}$

(续)

晶系类型	点阵类型	晶体学晶胞形状	点阵常数间的关系和特点
长方	长方		$ a \neq b , \alpha = \frac{\pi}{2}$
	有心长方		
正方	正方		$ a = b , \alpha = \frac{\pi}{2}$

三、见图 4.4。

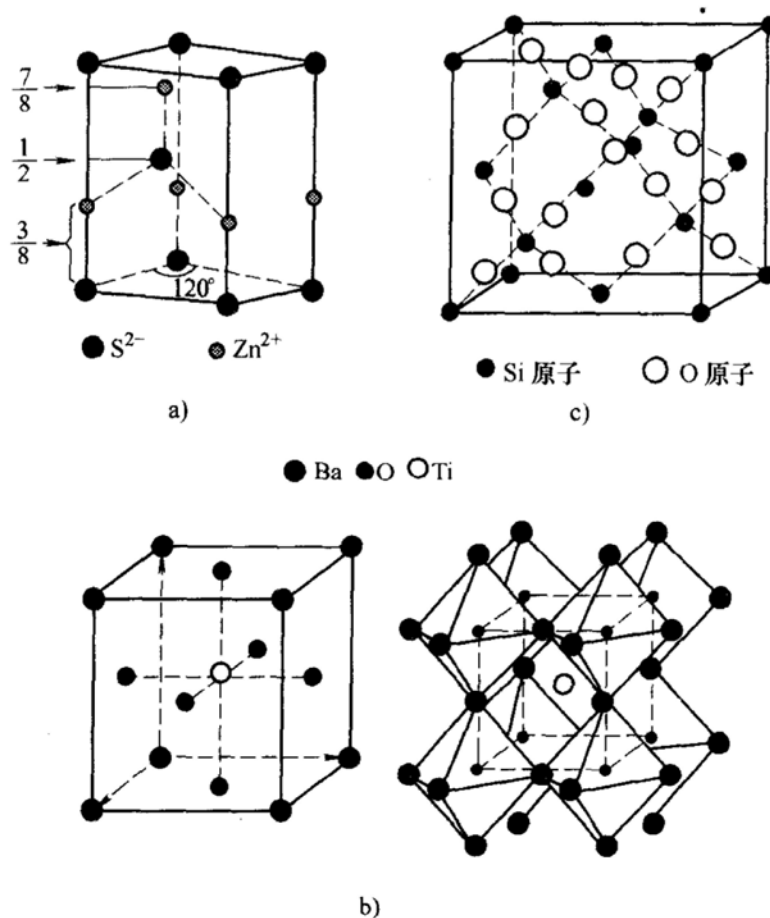


图 4-4 第三题解答图

a) 纤锌矿的晶胞 b) 钙钛矿的晶胞 c) 方石英的晶胞

四、见表 4-2。

表 4-2 第四题解答表

晶体结构	密排面	密排面间距	密排方向	密排方向最小单位长度
FCC	$\{111\}$	$\frac{\sqrt{3}}{3}a$	$\langle 110 \rangle$	$\frac{\sqrt{2}}{2}a$
BCC	$\{110\}$	$\frac{\sqrt{2}}{2}a$	$\langle 111 \rangle$	$\frac{\sqrt{3}}{2}a$
HCP	$\{0001\}$	$\frac{1}{2}c$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	a

五、

1. 单晶试棒沿轴向进行拉伸，所以拉力 $F_1 = [12\bar{3}]$ 。

该力 F_1 在立方晶系 $[00\bar{1}]$ 标准投影 (如图 4-5 中 F_1) 上的极点处于 $(00\bar{1}) - (01\bar{1}) - (11\bar{1})$ 取向三角形中。因为 FCC 晶体的滑移系统为 $\{111\} \langle 110 \rangle$

所以 根据映象规则，可知初始滑移系统为： $(\bar{1}1\bar{1})[10\bar{1}]$

2. 单滑移时试样轴应转向 $[10\bar{1}]$ ，转轴为 $[12\bar{3}] \times [10\bar{1}] = [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ 。

3. 当 F_1 点转到 F_2 点时，发生双滑移。双滑移系统为：

$$(\bar{1}1\bar{1})[10\bar{1}] + (\bar{1}\bar{1}\bar{1})[01\bar{1}]$$

4. γ 可按下式计算：

$$\vec{L} = \vec{l} + \gamma(\vec{l} \cdot \vec{n})\vec{b}$$

$$\text{令 } \vec{l} = [12\bar{3}], \quad \vec{L} = [vw], \quad \vec{n} = \frac{[\bar{1}1\bar{1}]}{\sqrt{3}}, \quad \vec{b} = \frac{[10\bar{1}]}{\sqrt{2}}.$$

$$\text{代入上式: } [vw] = [12\bar{3}] + \gamma \left([12\bar{3}] \cdot \frac{[\bar{1}1\bar{1}]}{\sqrt{3}} \right) \frac{[10\bar{1}]}{\sqrt{2}}$$

$$= [12\bar{3}] + \gamma \frac{4}{\sqrt{6}} [10\bar{1}]$$

$$\text{所以 } v = 1 + \gamma \frac{4}{\sqrt{6}} = 2, \quad W = -3 - \gamma \frac{4}{\sqrt{6}}$$

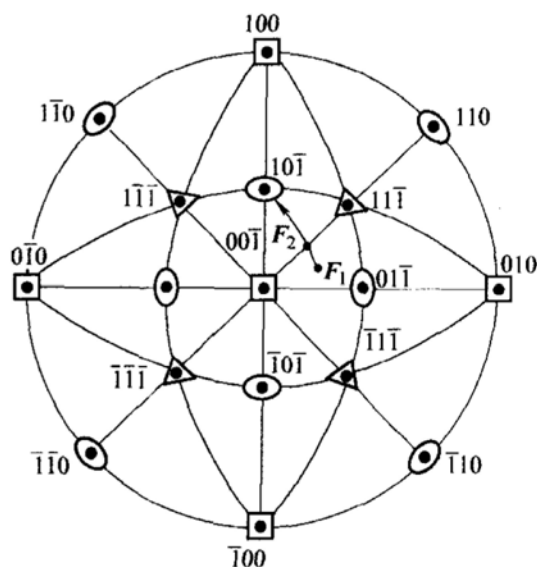


图 4-5 第五题第 1 小题解答图

解得 $v = 2, w = -4, \gamma = \frac{\sqrt{6}}{4}$

即 双滑移开始时的取向是 $[11\bar{2}]$, 切变量是 $\frac{\sqrt{6}}{4}$ 。

5. 双滑移时试样轴一方面转向 $[10\bar{1}]$, 其转轴为 $n_1 = [11\bar{2}] \times [10\bar{1}] = [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$; 一方面又转向 $[01\bar{1}]$, 其转轴为 $n_2 = [11\bar{2}] \times [01\bar{1}] = [111]$ 。故合成转轴为 $n = n_1 + n_2 = [000]$, 即晶体取向不再改变, 只是被拉长。

6. 晶体的最终取向就是 F_2 , 即 $[11\bar{2}]$ 。

六、

1. MN 、 NO 、 OM 位错线的柏式矢量为 $\frac{1}{3}[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$; EF 的柏式矢量为 $\frac{1}{6}[11\bar{2}]$ (或者 $\frac{1}{6}[2\bar{1}\bar{1}]$ 、 $\frac{1}{6}[\bar{2}11]$; $\frac{1}{6}[\bar{1}2\bar{1}]$ 、 $\frac{1}{6}[\bar{1}\bar{2}1]$)。

2. 正三角形 MNO 是个空位片, 所以 MN 、 NO 、 OM 是 Frank 分位错; EF 是 Shockley 分位错。 MN 、 NO 、 OM 都是刃型位错。当 EF 柏式矢量为 $\frac{1}{6}[11\bar{2}]$ 时, 是右旋螺型位错; 当 EF 的柏式矢量为 $\frac{1}{6}[2\bar{1}\bar{1}]$ 、 $\frac{1}{6}[\bar{2}11]$, 或者 $\frac{1}{6}[\bar{1}2\bar{1}]$ 、 $\frac{1}{6}[\bar{1}\bar{2}1]$ 时, 为混合位错。

3. I: $ABCA B \mid ABCABC$

II: $ABCABCABCABC$

III: $ABCA B \mid ABCABC$

七、

(1) 滑移力

$$f_{x,12} = -\tau_{xy}b_2 = -\frac{Gb_1b_2}{2\pi(1-\nu)} \frac{x(x^2-d^2)}{(x^2+d^2)^2}$$

(2) 攀移力

$$f_{y,12} = \sigma_x b_2 = \sigma_x = -\frac{Gb_1b_2}{2\pi(1-\nu)} \frac{d(3x^2+d^2)}{(x^2+d^2)^2}$$

八、图 4-6 为 HCP 晶体的孪生四要素:

$K_1 \quad \eta_1, K_2 \quad \eta_2$

$(10\bar{1}2) [\bar{1}011], (\bar{1}012) [10\bar{1}1]$

K_1 、 K_2 的夹角 2ϕ 为: $\tan\phi = \frac{\sqrt{3}}{\frac{c}{a}}$

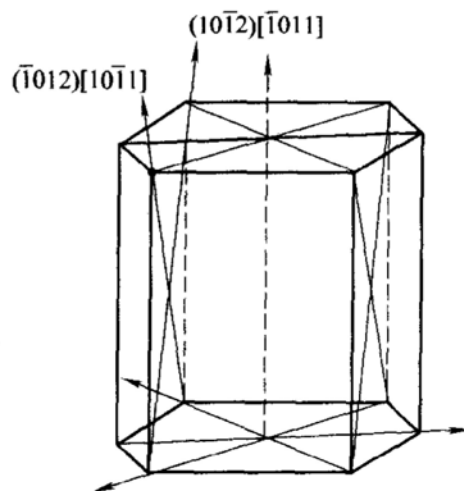


图 4-6 第八题解答图

因为 Zn 的 $c/a = 1.86$

所以 2ϕ 为锐角

如果发生孪生时, 在 2ϕ 区域内该晶向应缩短。

1. 当轴向为 $[0001]$ 的 Zn 棒沿轴向拉伸时, 轴向伸长, 与孪生时长度变化趋势相反, 故不可孪生。因拉伸时, 外力沿着轴向 $[0001]$, 与滑移面 (0001) 垂直, 故 Schmid 因子为 0, 不可滑移。所以当轴向为 $[0001]$ 的 Zn 棒沿轴向拉伸时, Zn 棒会脆断。

2. 当轴向为 $[10\bar{1}0]$ 的 Zn 棒沿轴向拉伸时, 一方面 $[0001]$ 晶向将缩短, 与孪生时长度变化一致, 所以能发生孪生, 孪生系统为 $(10\bar{1}2) [\bar{1}011]$ 、 $(\bar{1}012) [10\bar{1}1]$; 另一方面, 根据 Schmid 定律, 可知 Zn 棒不发生滑移。但孪生的结果可改变位向, 从而可产生滑移, 故 Zn 棒会表现出一定塑性。

九、

①点缺陷的平衡浓度表达式

$$\text{Schottky 缺陷浓度 } \bar{C}_S = \exp\left(-\frac{\Delta G_S}{RT}\right)$$

式中, \bar{C}_S 为 Schottky 点缺陷平衡浓度; ΔG_S 为 Schottky 点缺陷的摩尔生成 Gibbs 自由焓; T 为体系所处的热力学温度 (K); R 为摩尔气体常数。

$$\text{Frenkel 缺陷浓度 } \bar{C}_F = \exp\left(-\frac{\Delta G_F}{RT}\right)$$

式中, \bar{C}_F 为 Frenkel 点缺陷平衡浓度; ΔG_F 为 Frenkel 点缺陷的摩尔生成 Gibbs 自由焓; T 为体系所处的热力学温度 (K); R 为摩尔气体常数。

②扩散系数与温度关系的表达式

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

式中, D_0 为扩散常数或频率因子; Q 为扩散激活能 (J/mol); T 为体系所处的热力学温度 (K); R 为摩尔气体常数。

十、

(1) 克根达耳效应

如图 4-7 所示, 在 FCC 结构的 α 黄铜 (Cu + 30% Zn) 棒上敷上很细的钼丝作为标记, 再在黄铜上镀铜, 将钼丝包在黄铜与铜之间, 在一定温度下进行扩散。其中钼丝仅作为标志物, 在整个实验过程中不参加扩散。扩散组元是铜和锌, 二者构成置换式固溶体。在置换式固溶体的扩散过程中, 放置在原始界面上的标志物朝着低熔点元素的方向移动, 移动距离与时间成抛物线关系。造成这种现象的原因是: 低熔点组元扩散快, 高熔点组元扩散慢, 这种不等量的原子交换造成克根达耳效应。

(2) 克根达耳效应的实际意义

①揭示了扩散宏观规律与微观扩散机制的内在联系,具有普遍性;②直接否认了置换式固溶体扩散的换位机制,支持了空位机制;③扩散系统中每一种组元都有自己的扩散系数;④克根达耳现象往往会产生副效应,如收缩不完全会造成克根达耳孔等,这些副效应在实际当中往往产生不利的影响,因而应设法加以控制。

十一、如图 4-8 所示,典型的铸锭组织由三区组成:第 1 区为紧靠模壁表面的细晶区;第 2 区为垂直模壁表面生长的柱状晶区;第 3 区为铸锭中部的等轴晶区。

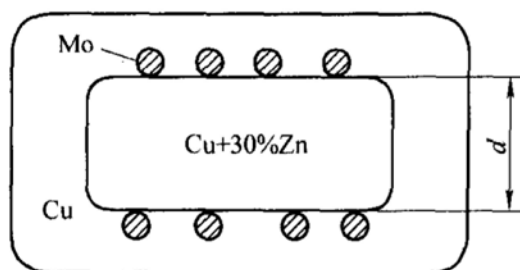


图 4-7 第十题解答图

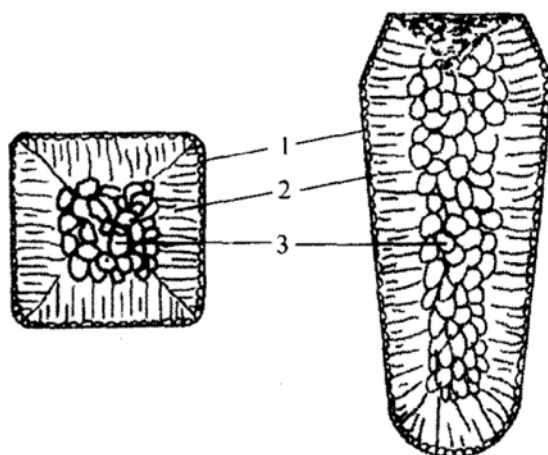


图 4-8 第十一题解答图

(1) 表面细晶区

该区核心多、冷却速度快、过冷度大,以树枝状向各个不同方向长大,因而形成细小、等轴晶体。由于细晶区结晶很快,放出的结晶潜热来不及散失,而使液-固界面的温度急剧升高,使细晶区很快便停止了发展,得到一层很薄的细晶区壳层。

(2) 柱晶区

细晶区形成后,模壁温度升高,散热减慢,液体冷速降低,过冷度减小,不再生核,细晶区中生长速度快的晶体可沿垂直模壁的散热反方向发展,其侧向生长因相互干扰而受阻,因而形成一级主轴发达的柱状晶。

(3) 中心等轴晶区

在中心过冷液体中,以外来杂质、细晶区的小晶体、柱晶区枝晶分枝等为晶核,形成等轴晶体。

十二、

(1) 根据相律: $f = c - p + 1$

在共晶反应中, 组元数 $c=2$, 相数 $p=3$, 所以自由度 $f=0$, 因此在共晶反应中温度恒定, 共晶反应线在相图中应对应于一条水平线, 而不是斜线。

(2) 根据相律: $f=c-p+1$

在包晶反应中, 组元数 $c=2$, 相数 $p=3$, 所以自由度 $f=0$, 因此在包晶反应 $\alpha+L=\beta$ 中 β 的成分应该不可变, 相图中 β 成分在一个区间内可变, 所以是错误的。

(3) 匀晶相图中某一温度下, 只能是确定成分的液相与确定成分的固相相平衡。不可能在某一温度下, 有两个不同成分的液相(或固相)平衡。

(4) 根据热力学, 所有两相区的边界线不应延伸到单相区, 而应伸向两相区。

十三、Fe-C 相图略。

1. 2% C 合金平衡状态下结晶过程

在高温结晶时不发生包晶反应。

1-2 $L \rightarrow \gamma$ 。二相成分和相对量都发生变化, L 相沿 BC 线变化, γ 相沿 JE 线变化。 L 相减少, γ 相增多, 2 为 γ 相点。

2-3 不发生变化, 仍保持 γ 相。

3-4 γ 相中析出渗碳体, $\gamma \rightarrow Fe_3C_{II}$, 随 Fe_3C_{II} 析出, γ 相沿 ES 变化。

$$4 \quad \gamma_S + Fe_3C_{II}, Fe_3C_{II} = \frac{4S}{SK} \times 100\%$$

4-4' $\gamma_S \rightarrow \alpha + Fe_3C$, 形成 P 组织。

4' 以后不发生变化。在室温下组织为 $P + Fe_3C_{II}$, 即过共析钢

$$Fe_3C_{II} = \frac{(2 - 0.77) \times 10^{-2}}{(6.69 - 0.77) \times 10^{-2}} \times 100\% = 20.78\%$$

即最后室温组织中 Fe_3C_{II} 为 20.78%, P 为 79.22%。

室温组织示意于图 4-9。

2. 可能发生共晶反应 $L \rightarrow Ld(\gamma + Fe_3C)$:

①将有不平衡共晶组织出现, 可能发生共晶反应产生 Ld 。

②得到的 P 其片层间距将更为细小。

③析出 Fe_3C_{II} 的量将减少, 甚至完全抑制了 Fe_3C_{II} 的析出。

3. 见图 4-10。 α 、 γ 和 $\gamma + Fe_3C$ 曲线两两相切。当含 C 为 2% 时, 由直线定则, P 点为 $\gamma + Fe_3C$ 两相的自由能, Q 点为 γ 母相的自由能。对于该合金, 肯定析出 Fe_3C 而不会是析出 α 。

4. 图 4-11a 是 800℃ 渗碳后的相分布。冷却至室温后 γ 中析出 α 和 Fe_3C , 最



图 4-9 第十三题第 1 小题解答图

后全部转化为 α 和 Fe_3C ; α 中也析出 Fe_3C , 最后转化为 α 和 Fe_3C , 见图 4-11b。

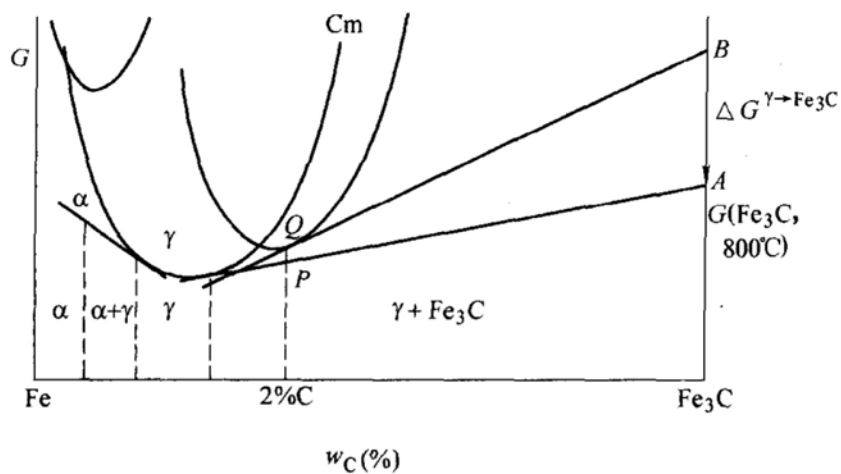


图 4-10 第十三题第 3 小题解答图

Fe_3C	γ	α	Fe
-----------------------	----------	----------	----

a)

Fe_3C	$\text{Fe}_3\text{C} + \text{P}$	$\text{P} + \alpha$	α 心部
-----------------------	----------------------------------	---------------------	-------------

b)

图 4-11 第十三题第 4 小题解答图

试 卷 五

2005 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：材料科学基础

适用专业：材料学、材料物理化学

一、(10 分)

1. 写出图 5-1a (立方晶体) 中 ED 、 $C'F$ 晶向指数和 ACH 、 FGD' 晶面指数, 并求出由 ACH 、 FGD' 两个晶面构成的晶带轴; ACH 晶面的晶面距。

2. 写图 5-1b (六方晶体) 中 GO' 、 $F'D$ 晶向指数和 $ADE'F'$ 、 $HE'O'$ 晶面指数。

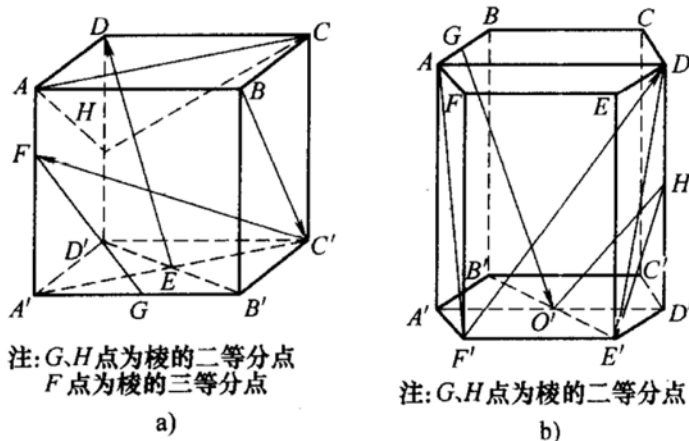


图 5-1 第一题图

二、(10 分)

1. 简述鲍林规则 (Pauling);

2. 画出下列晶体的一个晶胞: (a) 萤石 (CaF_2)、(b) 钙钛矿 (BaTiO_3)。

三、(15 分) 有两根单晶 Mg 棒 (Mg 为 HCP 结构, $c/a = 1.62$), 轴向分别为 $[0001]$ 、 $[10\bar{1}0]$, 在室温条件下沿轴向拉伸, 请分析各自可能的形变方式, 并在晶胞图上画出相应的滑移系统或孪生系统 (如果启动的话), 并标上指数。

四、(20 分) 有一根横截面积为 A_0 的 BCC 金属单晶体试棒沿轴向进行拉伸试验。已知临界分切应力为 τ_c , 棒轴的初始取向为 $[\bar{4}21]$ 。请回答:

1. 画出立方晶系 $[100]$ 标准投影或取向胞, 并由此确定初始滑移系统 (要求写出具体指数)。

2. 转动规律和转轴。
3. 双滑移系统。
4. 双滑移开始时晶体的取向。
5. 双滑移开始时轴向拉力 P_0 (不考虑物理硬化)。
6. 晶体最终的稳定取向 (假设试棒在达到稳定取向前不断裂)。

五、(15分) 在图 5-2 所示的简单立方晶体 (边长为 a) 的 1、2 两个面上分别有一条位错线 CD 、 AB 。其中位错线 AB 的柏式矢量 $\vec{b}_1 = a [010]$, 位错线 CD 的柏式矢量 $\vec{b}_2 = a [00\bar{1}]$ 。求解以下问题:

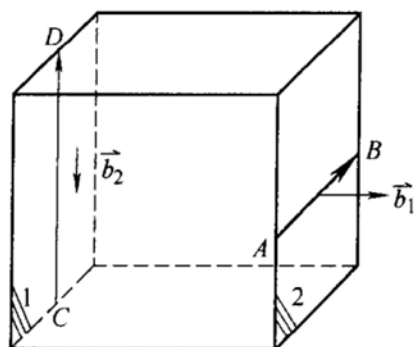


图 5-2 第五题图

1. 指出 AB 、 CD 各位错的类型。

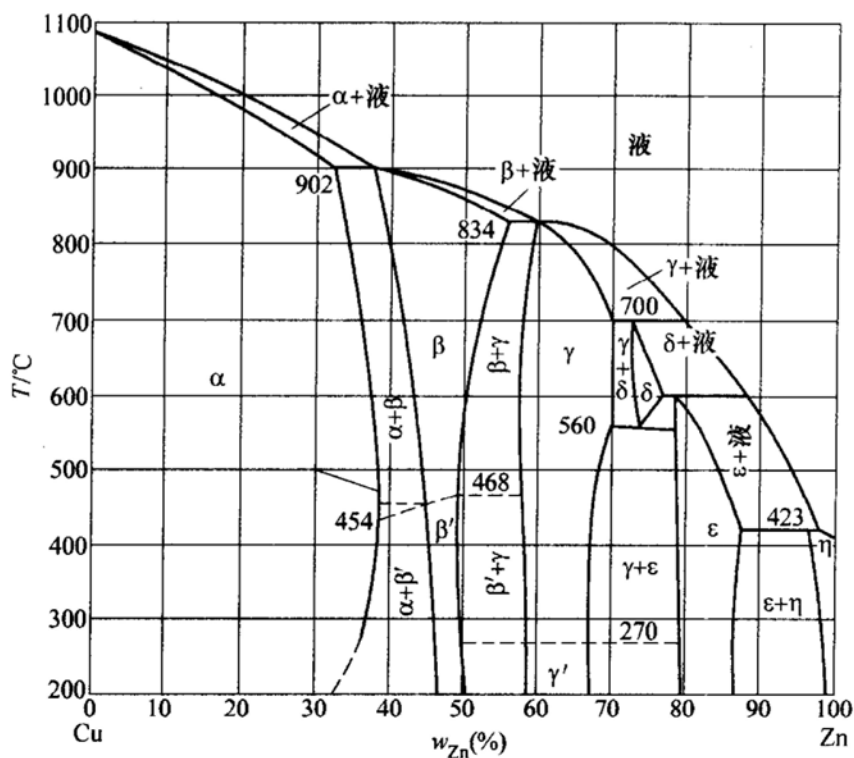


图 5-3 第六题图

2. 指出位错 **CD** 对位错 **AB** 的作用力。并说明在该力的作用下，位错 **AB** 将如何运动？

3. 请画出位错 **AB** 和位错 **CD** 交割后各自的形状，要求指出割阶的位置和长度。

六、(10 分) 将一个纯铜棒长时间置于 500°C 的锌液中，请根据图 5-3 所示的 Cu-Zn 相图，画出扩散后沿铜棒表面到内部沿深度方向的相分布和浓度分布曲线。要求标出浓度分布曲线和相图的对对应关系。

七、(30 分) 根据图 5-4 所示的 Mg-Mn 合金相图（假设 Mg 不溶于 Mn），完成下列要求：

1. 相图所示的三个温度下分别发生什么反应？给出反应式和反应相的成分。

2. 对应相图画出 652°C 、 653°C 、 654°C 温度下的自由能曲线的示意图，并以该图解释在 652°C 和 654°C 温度下含 4% Mn（重量百分数）的 Mg 合金中的平衡相组成。（提示：采用 Mg 至 100% Mn 成分区间）

3. 若要用纯 Mg 和纯 Mn（熔点 = 1244°C ）来炼制含 4% Mn（重量百分数）的 Mg 合金，熔化炉的常规使用温度不应低于多少度？

4. 建议含 Mn 1.6%（重量百分数）的 Mg 合金在时效热处理之前的均匀化热处理的温度范围。随后合金在 350°C 下进行时效热处理，假设合金在时效后获得平衡组织，计算平衡组织中沉淀相的比例（重量百分数）。

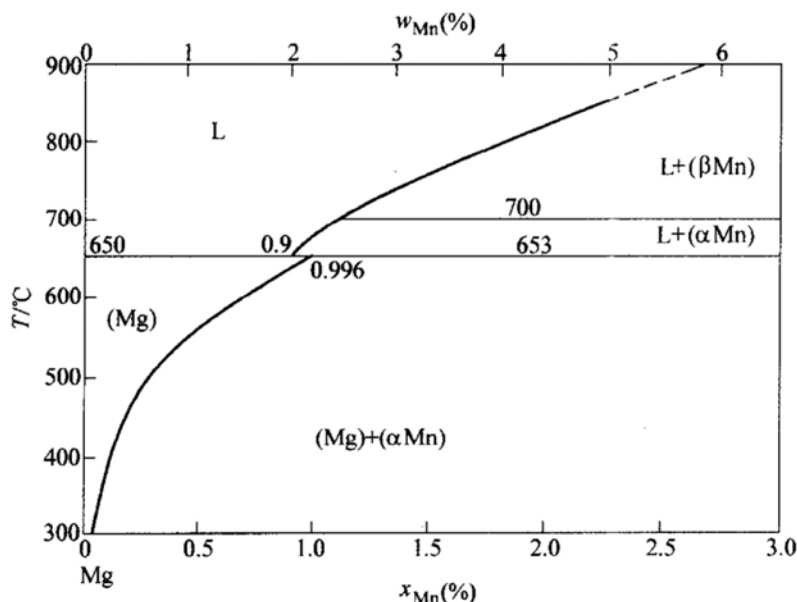


图 5-4 第七题图

八、(15 分) 典型的金属铸锭组织一般分为三个什么区？要获得成分、性能均匀的铸锭往往要扩大什么区？提出三种实现上述区扩大的技术途径，并简要阐明理论依据。

九、(15分) Al 合金时效处理时往往先析出亚稳相, 在热力学和动力学理论基础上讨论未析出平衡相的原因。不少沉淀相与母相基体之间存在特定的位向关系, 试分析这种位向关系的产生原因。

十、(10分) 有两批工业纯铝的试样分别于 6 月 5 日和 6 月 9 日以相同的变形量进行轧制, 然后于 9 日同时进行再结晶退火。实验发现对于采用相同的时间退火, 两批试样需要完成再结晶的温度不同, 你认为哪批试样的再结晶温度较高, 为什么?

标准答案

一、

1. $ED: [\bar{1}\bar{1}2]$; $C'F: [3\bar{3}2]$; $ACH: (11\bar{2})$, $FGD': (\bar{2}43)$

设由 ACH 、 FGD' 构成的晶带为 $[uvw]$, 则有;

$$\begin{cases} h_1 u + k_1 v + l_1 w = 0 \\ h_2 u + k_2 v + l_2 w = 0 \end{cases}$$

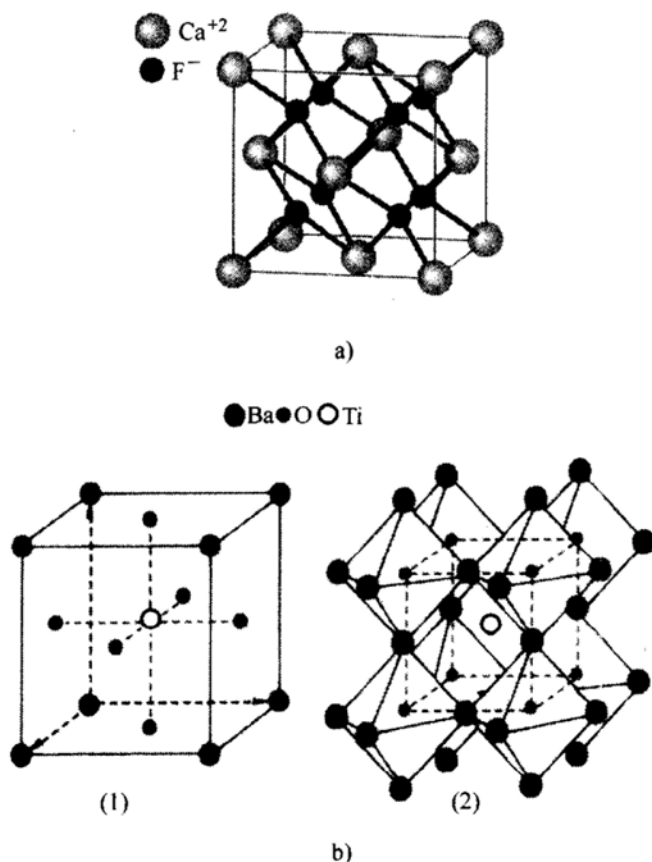


图 5-5 第二题第 2 小题解答图

则

$$\begin{cases} u = h_1 l_2 - k_2 l_1 = 11 \\ v = l_1 h_2 - l_2 h_1 = 1 \\ w = h_1 k_2 - h_2 k_1 = 6 \end{cases}$$

$$[uvw] = [11\ 1\ 6]$$

所以有

ACH 的晶面距为

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = \frac{a}{\sqrt{6}}$$

2. GO' : $[01\bar{1}\bar{2}]$; $F'D$: $[\bar{1}101]$; $ADE'F'$: $(10\bar{1}1)$, $HE'O'$: $(1\bar{1}02)$

二、

1. 鲍林 (Pauling) 规则:

①负离子配位多面体规则: 在正离子周围形成一负离子配位多面体, 正负离子之间的距离取决于离子半径之和, 而配位数则取决于正负离子半径之比。

②电价规则: 在形成一个离子键时, 正离子给出的价电子数等于负离子得到的价电子数。

③配位多面体连接规则: 配位多面体倾向于共顶连接, 其次是共棱、共面连接。正离子的电价越高, 配位数越低, 则该效应越明显。

④在含有一种以上的正离子的晶体中, 电价大、配位数小的正离子周围的负离子配位多面体力图共顶连接。

⑤晶体中配位多面体的类型少图最少。

2. 见图 5-5。

三、图 5-6a 为 HCP 晶体的孪生四要素:

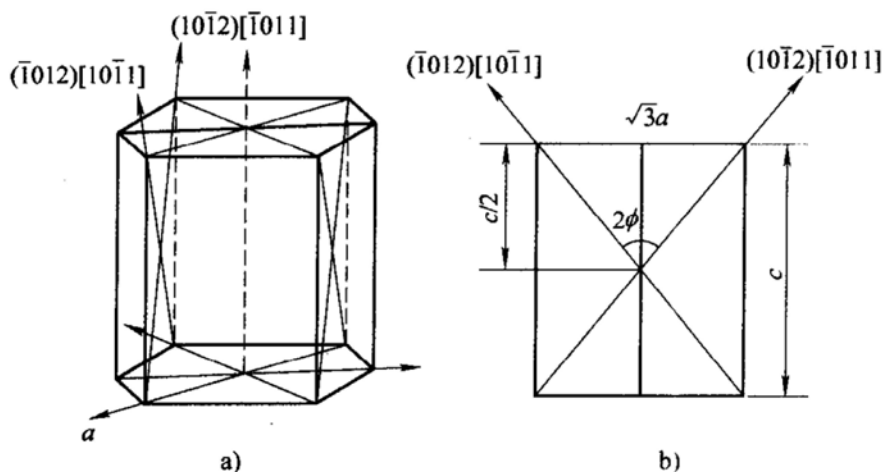


图 5-6 第三题解答图

$$\begin{matrix} K_1 & \eta_1 \\ (10\bar{1}2) & [\bar{1}011] \end{matrix}, \begin{matrix} K_2 & \eta_2 \\ (\bar{1}012) & [10\bar{1}1] \end{matrix}$$

$$K_1、K_2 \text{ 的夹角 } 2\phi \text{ 为: } \tan 2\phi = \frac{\sqrt{3}}{\frac{c}{a}}$$

因为 Mg 的 $c/a = 1.62$

所以 2ϕ 为钝角

如果发生孪生时, 在 2ϕ 区域内该晶向应伸长。

1. 如图 5-6b 所示, 当轴向为 $[0001]$ 的 Mg 棒沿轴向拉伸时, 轴向伸长, 与孪生时长度变化趋势一致, 故可发生孪生, 孪生系统为 $(10\bar{1}2)[\bar{1}011]$ 、 $(\bar{1}012)[10\bar{1}1]$ 。因拉伸时, 外力沿着轴向 $[0001]$, 与滑移面 (0001) 垂直, 故 Schmid 因子为 0, 不可滑移。

2. 当轴向为 $[10\bar{1}0]$ 的 Mg 棒沿轴向拉伸时, 一方面 $[0001]$ 晶向将缩短, 与孪生时长度变化矛盾, 所以不能发生孪生; 另一方面, 根据 Schmid 定律, 可知 Mg 棒可以发生滑移, 滑移系统为 $(01\bar{1}0)[2\bar{1}\bar{1}0]$ 、 $(\bar{1}100)[11\bar{2}0]$ 。

四、

1. 单晶试棒沿轴向进行拉伸, 所以拉力为:

$$\mathbf{F} = [42\bar{1}]$$

为了方便起见, 可取 $\mathbf{F} = [42\bar{1}]$ 。

该力 \mathbf{F} 在 001 标准投影 (如图 5-7) 上的极点处于 $(100) - (1\bar{1}0) - (1\bar{1}\bar{1})$ 取向三角形中。

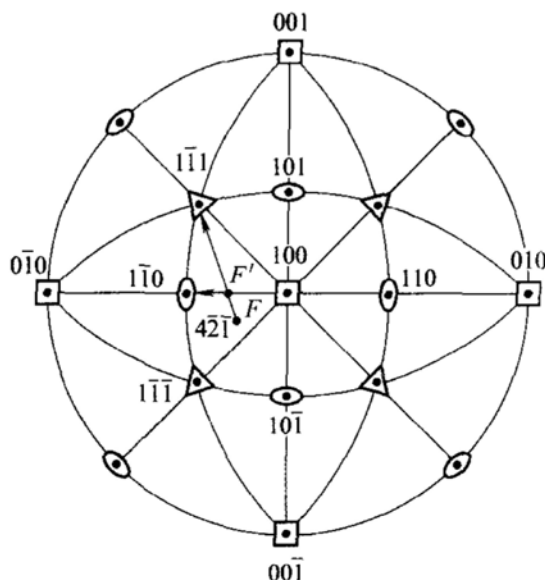


图 5-7 第四题第 1 小题解答图

因为 BCC 晶体的滑移系统为 $\{1\bar{1}0\} \langle 111 \rangle$

所以 根据映象规则, 可知初始滑移系统为: $(10\bar{1})[1\bar{1}1]$

2. 由于是拉伸, 故滑移方向转向拉力方向, 即 \mathbf{F} 朝 $[1\bar{1}1]$ 方向转动, 转轴为:

$$[\bar{4}2\bar{1}] \times [\bar{1}\bar{1}\bar{1}] = [\bar{3}\bar{5}\bar{2}]$$

3. 当 F 点转到 F' 点时, 发生双滑移。双滑移系统为:

$$(10\bar{1})[\bar{1}\bar{1}\bar{1}] + (101)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$$

4. 当双滑移开始时, F' 的指数即为晶体的取向, 即 $F-(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 与 $(\bar{1}\bar{1}0)-(100)$ 两条连线的交点为:

$$[\bar{4}2\bar{1}] \times [\bar{1}\bar{1}\bar{1}] = [\bar{3}\bar{5}\bar{2}], [\bar{1}\bar{1}0] \times [100] = [001]$$

所以

$$[\bar{3}\bar{5}\bar{2}] \times [001] = [\bar{5}30]$$

$$5. \tau_c = \frac{P_0 \cos \lambda}{\frac{A_0}{\cos \phi_0}} \Rightarrow P_0 = \frac{\tau_c A_0}{\cos \lambda \cos \phi_0}$$

式中, ϕ_0 为初始轴向与滑移面法线的夹角; λ 为双滑移开始时轴向与滑移方向的夹角。

则

$$\cos \phi_0 = \cos[(\bar{4}2\bar{1}) \wedge (10\bar{1})] = \frac{5}{\sqrt{42}}$$

$$\cos \lambda = \cos[(\bar{5}30) \wedge (\bar{1}\bar{1}\bar{1})] = \frac{8}{\sqrt{102}}$$

所以

$$P_0 = \frac{\tau_c A_0}{\frac{5}{\sqrt{42}} \times \frac{8}{\sqrt{102}}} = \frac{3}{20} \sqrt{119} \tau_c A_0$$

6. 当 F' 滑移到 $[\bar{1}\bar{1}0]$, 晶体的取向为最终的稳定取向, 因为此时 $[\bar{1}\bar{1}0]$ —

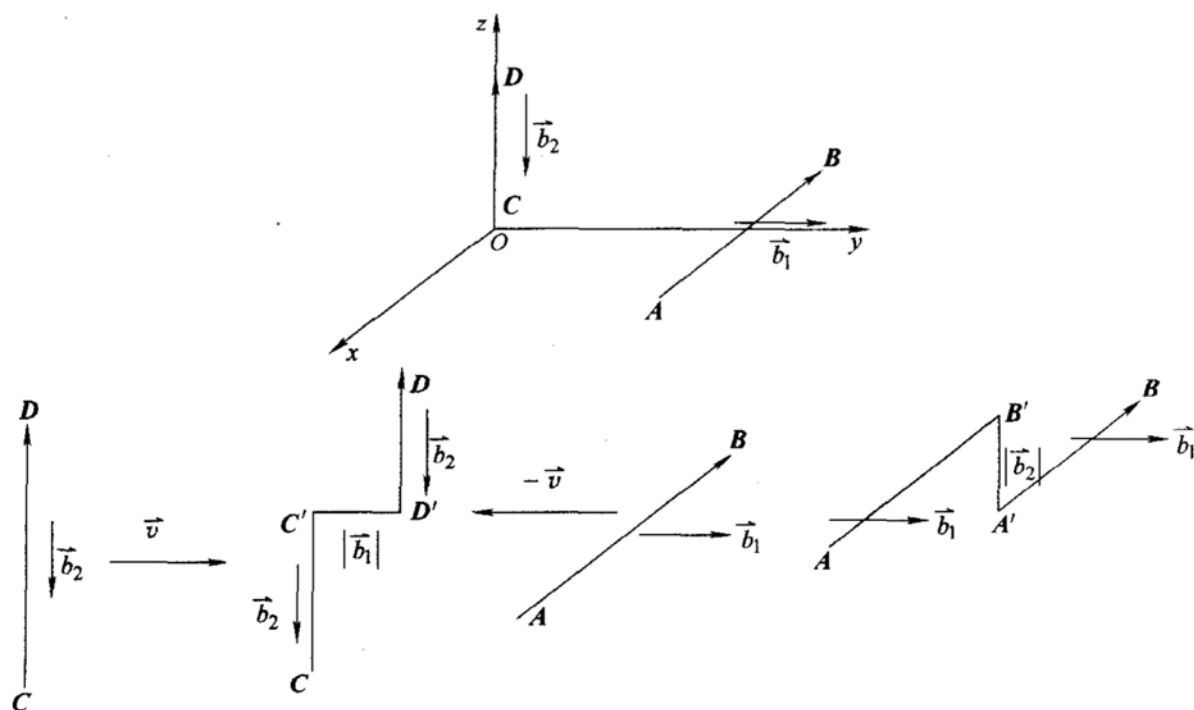


图 5-8 第五题解答图

方面向 $[1\bar{1}\bar{1}]$ 转动, 同时又向 $[111]$ 转动, 转轴相同, 轴向相反。晶体取向不再改变, 只是被拉长。

五、

1. AB 为正刃型位错, CD 为左螺型位错。

2. 建立如图 5-8 所示的直角坐标系 $Oxyz$ 。位错 AB 受 CD 应力场的作用力为:

$$f_{AB} = -\tau_{yz}b_1 = -\left(-\frac{Gb_2}{2\pi} \frac{x}{x^2+y^2}\right)b_1 = \frac{Gb_1b_2}{2\pi} \frac{x}{x^2+y^2}$$

对 $x=0$ 点, $f_{AB}=0$;

$x>0$ 段, f_{AB} 向右;

$x<0$ 段, f_{AB} 向左。

3. AB 和 CD 交割后, 形状将变为:

$A'B'$ 为割阶, 长度为 b_2 ; $C'D'$ 为弯折, 长度为 b_1 。

六、见图 5-9。

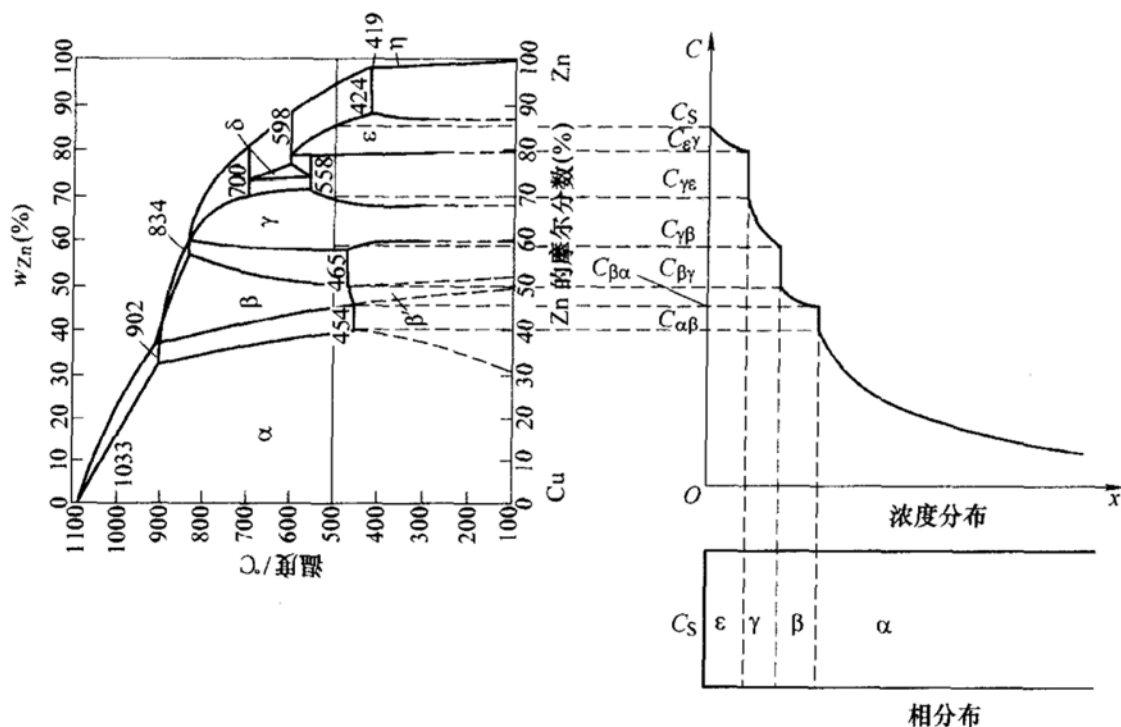


图 5-9 第六题解答图

七、

1. 700°C $\beta(100\% \text{Mn}) \rightarrow \alpha(100\% \text{Mn})$ 同素异构转变

653°C $L(0.9\% \text{Mn}) + \alpha(100\% \text{Mn}) \rightarrow \text{Mg 的固溶体}(0.996\% \text{Mn})$ 包晶反应

650°C $L(100\% \text{Mg}) \rightarrow S(100\% \text{Mg})$ 熔化-结晶反应

2. 如图 5-10 所示, 含 4% Mn 的 Mg 合金在 654°C 时以纯 Mn 和含 0.92at% Mn

的液相混合状态存在时,系统的自由能最低,因此该温度下平衡相组成为纯 Mg 和以上成分的液相。同理,在 652℃ 时,该合金的平衡相组成为含 0.98% Mn 的 Mg 固溶体和纯 Mn,此组成的系统自由能最低。

3. 熔化炉的常规使用温度不低于 800℃,对应相图的液相线为 780℃,考虑到液体必须适当过热,而且炉温可能有不均匀,所以应高于液相线一定温度。

4. 理论温度范围约为 580 ~ 650℃,考虑实际工作的误差,610℃ ± 10℃ 为均匀化热处理温度范围。

350℃ 时析出的平衡相为 Mn,此时溶解度约为 0.2% Mn,析出相的重量百分数应为

$$\frac{1.6 - 0.2}{100 - 0.2} \times 100\% = 1.4\%$$

八、分激冷细晶区、柱状晶区、等轴晶区,要获得成分均匀的铸锭应扩大等轴晶区。

可采用:①加入细化剂,促进异质形核;②机械振动,减少枝晶,提供新核;③超声波处理,或电磁场处理。

九、先析出亚稳相是由于平衡相与母相之间的界面能高,而亚稳相与母相间的界面能低,界面能是固态相变形核时的主要能垒,要克服这个平衡相形核能垒往往需要很大的过冷度,系统才能发生明显的形核。以动力学看,在一定过冷度下,如果亚稳相更快形成,而平衡相要慢很多,那么在时效处理时,合金中就会先形成亚稳相。要实现低的界面能,母相与新相之间的主要界面上的原子必须要有很好的匹配关系,这只能在一定的位向关系条件下才能实现,因此沉淀相与母相间存在特定的位向关系。

十、6月5日变形的样品在放置的过程中可能发生部分回复,因为形变储能要降低,要发生再结晶则比没有放置的样品需要更高的激活能,因此,6月5日的试样再结晶温度较高。

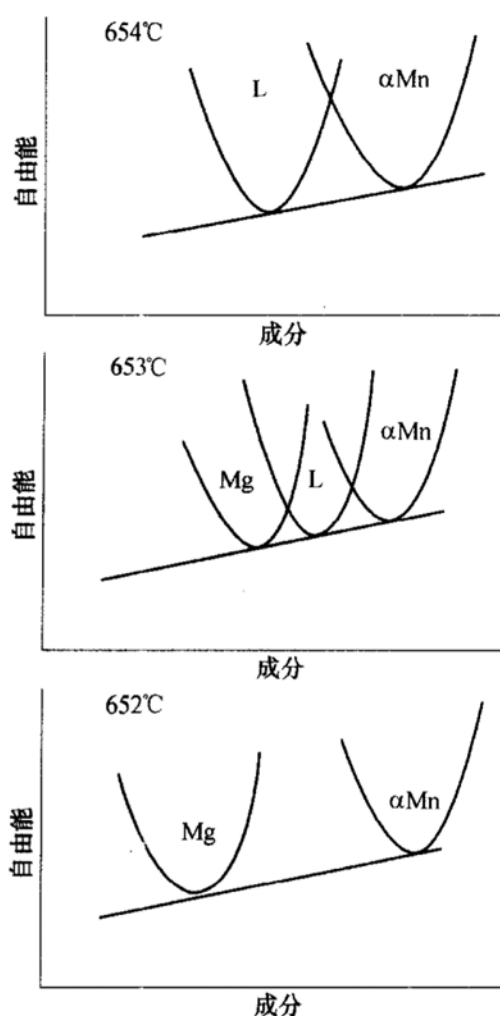


图 5-10 第七题第 2 小题解答图

试 卷 六

2006 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：材料科学基础

适用专业：材料学、材料物理化学

一、(10 分) 什么是 Kirkendall 效应？请用扩散理论加以解释。若 Cu-Al 组成的互扩散偶发生扩散时，界面标志物会向哪个方向移动？

二、(16 分) 标出图 6-1a、b (立方晶体) 和 c、d (六方晶体，用四指数) 中所示的各晶面和晶向的指数：

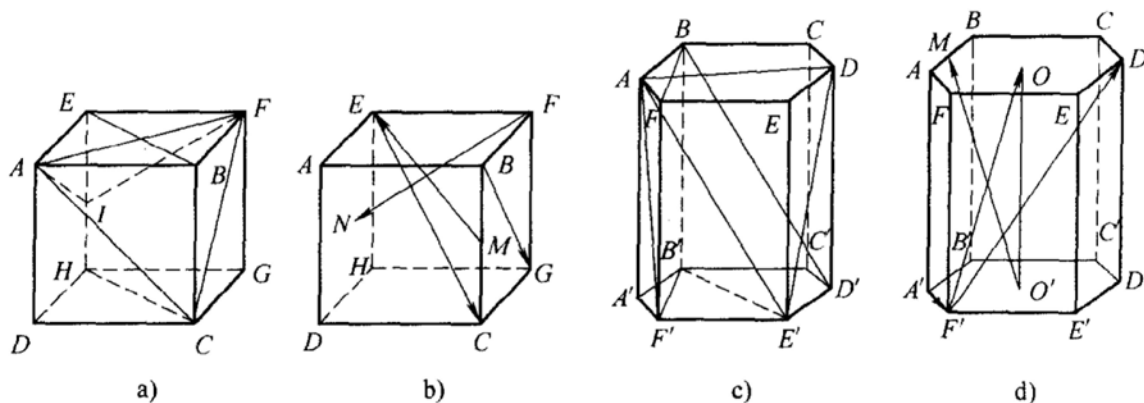


图 6-1 第二题图

1. 图 6-1a 中待求晶面： ACF 、 AFI (I 位于棱 EH 的中点)、 $BCHE$ 、 $ADHE$ 。
2. 图 6-1b 中待求晶向： BC 、 EC 、 FN (N 点位于面心位置)、 ME (M 点位于棱 BC 的中点)。

3. 图 6-1c 中待求晶面： $ABD'E'$ 、 $ADE'F'$ 、 $AFF'A'$ 、 $BFF'B'$ 。

4. 图 6-1d 中待求晶向： $A'F'$ 、 $O'M$ (M 点位于棱 AB 的中点)、 $F'O$ 、 $F'D$ 。

三、(10 分) 已知金刚石晶胞中最近邻的原子间距为 0.1544nm ，试求出金刚石的点阵常数 a 、配位数 C.N. 和致密度 ξ 。

四、(9 分) 判断在 FCC 中下列位错反应能否进行，并确认在无外力作用下的反应方向。

$$1. \frac{1}{3}[112] + \frac{1}{2}[111] \Leftrightarrow \frac{1}{6}[1\bar{1}\bar{1}]$$

$$2. \frac{1}{6}[112] + \frac{1}{6}[110] \Leftrightarrow \frac{1}{3}[111]$$

$$3. \frac{1}{2}[10\bar{1}] \Leftrightarrow \frac{1}{6}[2\bar{1}\bar{1}] + \frac{1}{6}[11\bar{2}]$$

五、(20分) 将一根横截面积为 10cm^2 的 FCC 金属单晶体试棒沿轴向进行压缩试验。已知临界分切应力为 0.1kgf/mm^2 ，棒轴的初始取向为 $[21\bar{5}]$ ，请回答：

1. 初始滑移系统 (要求写出具体指数)。
2. 滑移开始时的转动规律和转轴。
3. 双滑移系统。
4. 双滑移开始时晶体的取向 (即此时棒轴方向)。
5. 双滑移开始时的轴向压力 P (不考虑物理硬化)。

6. 晶体最终的稳定取向 (假设试棒在达到稳定取向不断裂)。

六、(15分) 如图 6-2 所示，某晶体的滑移面上有一个柏式矢量为 b 的位错环，并受到一个均匀的切应力 τ 的作用，试分析：

1. 该位错环各段位错的结构类型。
2. 求各段位错所受力的方向和大小。
3. 在 τ 的作用下，该位错环将要如何运动。
4. 在 τ 的作用下，若该位错环在晶体中稳定不动，其最小半径应该是多大？

七、(16分) 将经过 70% 拉伸冷变形的长铜棒 (Cu 的熔点为 1083°C) 一端浸入冰水中，另一端加热到 850°C 的高温，过程持续一个小时。

1. 画出沿该试棒长度方向温度分布图，并标出再结晶温度的大概值，对应图上的温度分布画出样品中金相组织连续变化示意图和硬度变化曲线。

2. 解释组织和硬度变化。

八、(40分) 根据图 6-3 所示 A-B 二元共晶相图 (共晶温度为 500°C)：

1. 将含 $B = 10\text{wt}$ (重量)% 的合金进行定向凝固，定量给出结晶初始瞬间的晶体中 B 组元的浓度和稳态结晶前沿的液相浓度。并给出稳态结晶条件下液相所对应的最高和最低液相线温度值。

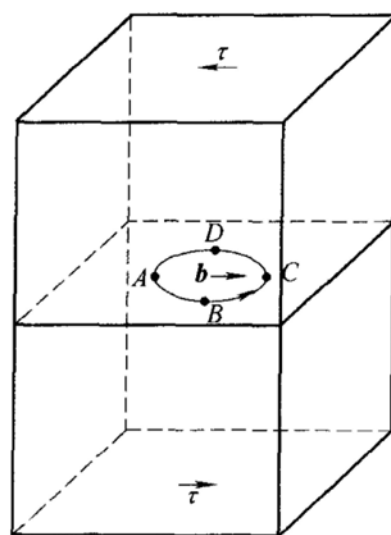


图 6-2 第六题图

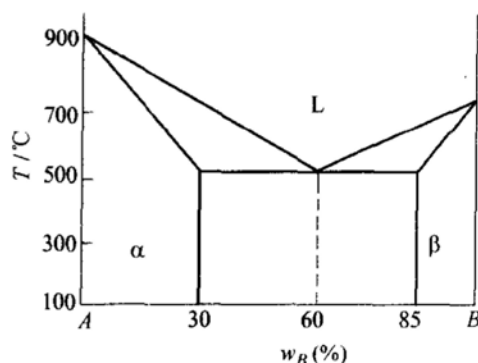


图 6-3 第八题图

2. 计算共晶成分的合金中 α 和 β 两相的重量比。

3. 已知凝固速度 $R = 1\text{cm/h}$, 扩散系数为 $D = 2 \times 10^{-5}\text{cm}^2/\text{s}$, 这系统相对于发生成分过冷的临界温度梯度应是多少? 为了保持液-固界面在整个凝固过程中处于平直状态, 真实系统的温度梯度应该大于还是小于这个临界值。

4. 在一般锭子凝固条件下, 在 $B = 25\text{wt}\%$ 合金的室温组织, 可以观察到 α 晶界上有少量 β 相, 这是否是平衡组织? 图示并解释该组织产生的原因。

九、(14 分) Al-4%Cu 的合金, 在 190°C 时效处理的硬度变化可参照图 6-4, 要求:

1. 以时效形成的组织特点, 解释该合金不同时效时间产生的硬度变化;

2. 根据曲线和相图, 设计获得最高硬度的热处理工艺 (假设原材料具有平衡室温组织)。

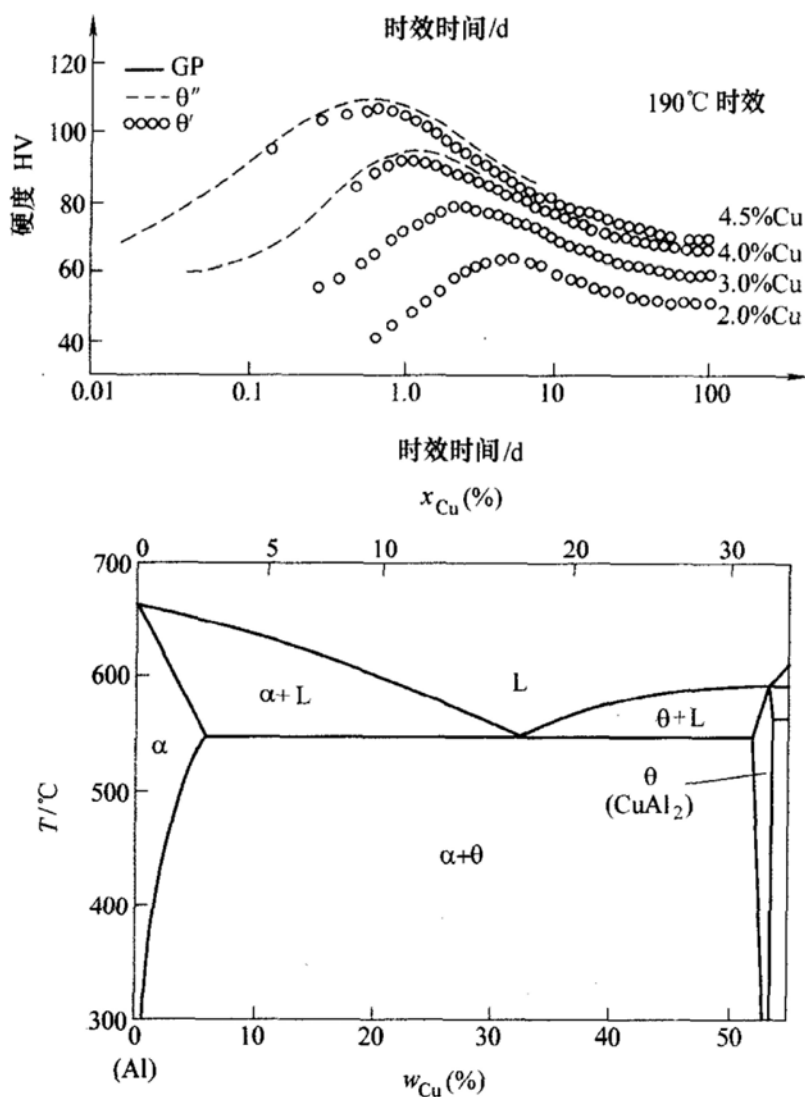


图 6-4 第九题图

标准答案

一、Kirkendall 效应：在置换式固溶体的扩散过程中，放置在原始界面上的标志物朝着低熔点元素的方向移动，移动速率与时间成抛物线关系。

Kirkendall 效应否定了置换式固溶体中扩散的换位机制，而证实了空位机制；系统中不同组元具有不同的分扩散系数；相对而言，低熔点组元扩散快，高熔点组元扩散慢，这种不等量的原子交换造成了 Kirkendall 效应。

当 Cu-Al 组成的互扩散偶发生扩散时，界面标志物会向着 Al 的方向移动。

二、

1. ACF (111)、 AFI ($\bar{1}\bar{1}\bar{2}$)、 $BCHE$ ($\bar{1}\bar{1}0$)、 $ADHE$ (010)

2. BC [001]、 EC [$\bar{1}\bar{1}\bar{1}$]、 FN [$\bar{1}2\bar{1}$]、 ME [$\bar{2}\bar{2}1$]

3. $ABD'E'$ (01 $\bar{1}2$)、 $ADE'F'$ (10 $\bar{1}1$)、 $AFF'A'$ ($\bar{1}\bar{1}00$)、 $BFF'B'$ ($\bar{1}210$)

4. $A'F'$ [$\bar{1}1\bar{2}0$]、 $O'M$ [0 $\bar{1}12$]、 $F'O$ [$\bar{2}113$]、 $F'D$ [$\bar{1}101$]

三、 $\frac{\sqrt{3}}{4}a = 0.1544\text{nm}$, 所以 $a = 0.3566\text{nm}$

$$\text{C.N.} = 8 - N = 4$$

$$\xi = \frac{\frac{1}{8} \times 8 + \frac{1}{2} \times 6 + 4}{a^3} \times \frac{4}{3} \pi r^3 = 0.34$$

四、

1. 反应不能进行。

2. 能发生，向左。

3. 能发生，向右。

五、见图 6-5。

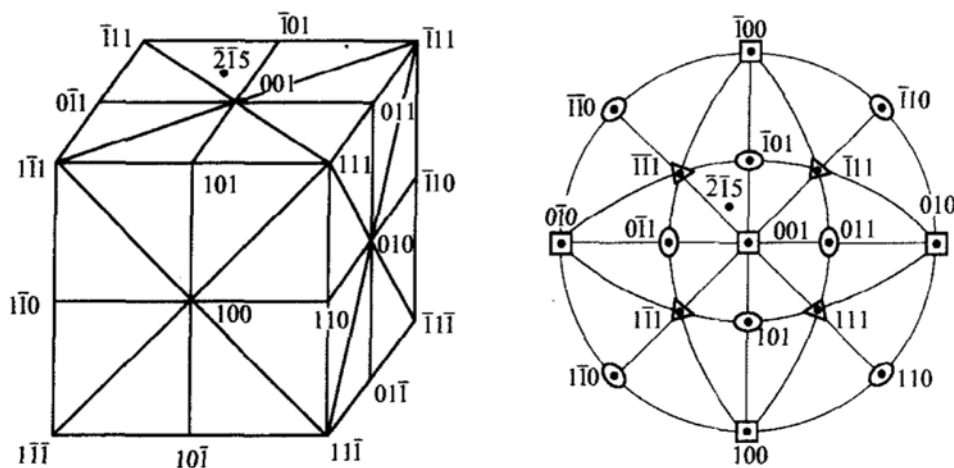


图 6-5 第五题解答图

1. $F = [2\bar{1}5] \rightarrow [2\bar{1}5] \in ([001] - [\bar{1}01] - [\bar{1}\bar{1}1])$ 取向三角形, 初始滑移系统: $(\bar{1}11)[0\bar{1}1]$ 。

2. 因为是压缩, 所以转动规律: $F \rightarrow [\bar{1}11]$, 转轴 $[2\bar{1}5] \times [\bar{1}11] = [\bar{6}33] = [2\bar{1}\bar{1}]$ 。

3. 双滑移系统: $(\bar{1}11)[0\bar{1}1] + (\bar{1}\bar{1}1)[011]$ 。

4. 双滑移开始时晶体的取向:

方法一: 用晶带关系求解

$$[2\bar{1}5] \times [\bar{1}11] = [\bar{6}33] = [2\bar{1}\bar{1}]$$

$$[001] \times [\bar{1}01] = [0\bar{1}0]$$

双滑移开始时晶体的取向为: $[2\bar{1}\bar{1}] \times [0\bar{1}0] = [\bar{1}02]$ 。

方法二: 用压缩面变化公式求解

$$A = a - \gamma(a \cdot b)n$$

设双滑移开始时晶体的取向为 $[u0w]$, 则

$$[u0w] = [2\bar{1}5] - \gamma \left([2\bar{1}5] \cdot \frac{[0\bar{1}1]}{\sqrt{2}} \right) \frac{[\bar{1}11]}{\sqrt{3}}$$

$$\gamma = -\frac{\sqrt{6}}{6}, \quad u = -3, \quad w = 6$$

双滑移开始时晶体的取向为: $[\bar{3}06] = [\bar{1}02]$ 。

$$5. \tau_c = \sigma \cos \lambda \cos \varphi_0 = \frac{P}{A_0} \cos \lambda \cos \varphi_0 \rightarrow P = \frac{\tau_c A_0}{\cos \lambda \cos \varphi_0}$$

$$\cos \lambda = \cos([\bar{1}02], [0\bar{1}1]) = \frac{\sqrt{10}}{5}$$

$$\cos \varphi_0 = \cos([2\bar{1}5], [\bar{1}11]) = \frac{\sqrt{10}}{5}$$

$$\text{所以 } P = \frac{0.1 \times 1000}{\frac{\sqrt{10}}{5} \times \frac{\sqrt{10}}{5}} \times 9.8 \text{ N} = 2450 \text{ N}$$

6. 晶体最终的稳定取向: $[\bar{1}01]$ 。

六、

1. A 为正刃型位错, B 为右螺旋位错, C 为负刃型位错, D 为左螺旋位错, 其他为混合型位错。

2. 各段位错所受的力大小均为 τb , 方向垂直于位错线指向环外。

3. 在外加切应力 τ 的作用下, 位错环将向外扩散。

4. 由公式 $\tau = \frac{Gb}{2r}$, 在 τ 的作用下, 此位错环要稳定不动, 其最小半径为 $r_{\min} =$

$$\frac{Gb}{2\tau}。$$

七、

1. 考虑铜棒为工业纯铜, 对于大变形的工业纯铜可以用 $0.4T_m$ (或 $0.35T_m$) 估计再结晶温度。题目已知 $T_m = 1083^\circ\text{C} = 1356\text{K}$, 所以 $T_r = 0.4T_m = 542\text{K} \approx 270^\circ\text{C}$ 。

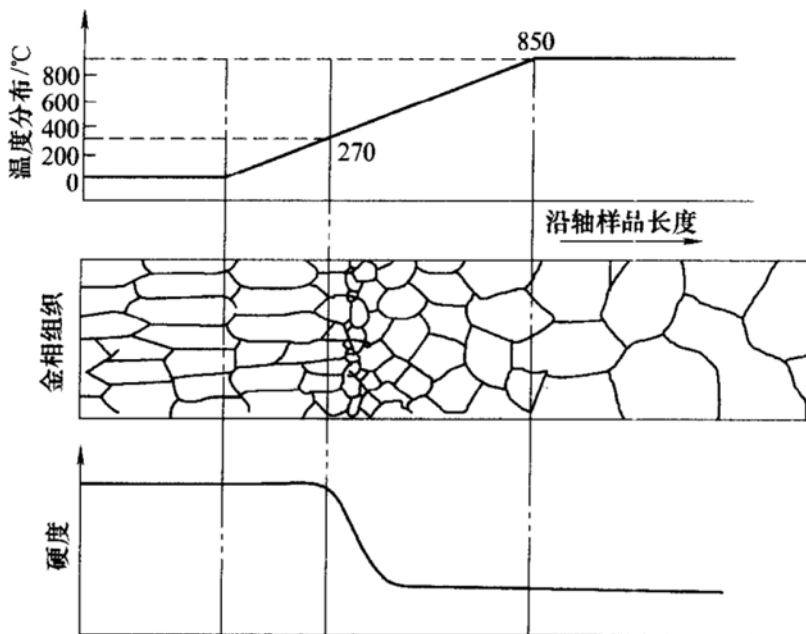


图 6-6 第七题第 1 小题解答图

2. 经冷变形的棒中晶粒要沿轴向明显拉长。再结晶温度以上的样品晶粒由于再结晶而成为等轴状, 温度越高晶粒越大, 在温度较高但低于再结晶温度的区域样品中发生回复, 但晶粒形状不变。

硬度随样品回复有少量下降。再结晶组织的硬度明显下降。晶粒长大使硬度进一步下降, 因此表现出上图中的硬度变化。

八、

1. 假设液相线和固相线均为直线, 从图 6-7 可知 $K_0 = C_S/C_L = 1/2$ 。含 10% B 的液相初始结晶时晶体中应含 $(10\%)/2 = 5\%$ B。在稳态结晶时结晶前沿成

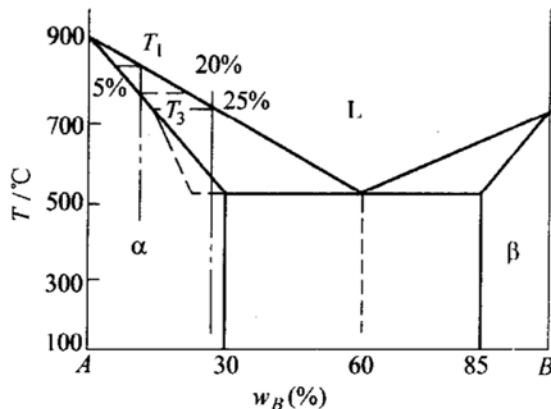


图 6-7 第八题第 1 小题解答图

分为合金成分的固相平衡, 所以液相成分为含 $(10\%) \times 2 = 20\% B$ 。从图 6-7 得知, 对应 60% 液相线上温度下降 400°C 。所以, B 每上升 10%, 温度下降 66.6°C , 即 $m = \frac{400^\circ\text{C}}{60\%}$ 。

液相中最高浓度 20% 和最低浓度 10% 分别对应的温度为:

$$T_3 = (900 - 2 \times 66.6)^\circ\text{C} \approx 766^\circ\text{C}$$

$$T_1 = (900 - 66.6)^\circ\text{C} \approx 833^\circ\text{C}$$

$$2. a/\beta = (85 - 60)/(60 - 30) = 5/6$$

3. 成分过冷的临界温度梯度为:

$$\frac{T_1 - T_3}{D/R} = \frac{833 - 766}{2 \times 10^{-5} / \frac{1}{3600}} = \frac{67}{7200 \times 10^{-5}}^\circ\text{C}/\text{cm} = 930^\circ\text{C}/\text{cm}$$

若取 $\frac{66.666}{7200 \times 10^{-5}}$, 得 $926^\circ\text{C}/\text{cm}$ 。

由已知条件并利用相关公式

$$m = \frac{400}{60\%}; k_0 = \frac{1}{2}; C_0 = 10\%; R = \frac{1\text{cm}}{h}; D = 2 \times 10^{-5}\text{cm}/\text{s}$$

$$\begin{aligned} \text{得 } G &= \frac{RmC_0(1-k_0)}{Dk_0} = \frac{1/3600 \cdot \frac{400}{60} \times 10 \left(1 - \frac{1}{2}\right)}{2 \times 10^{-5} \cdot 1/2}^\circ\text{C}/\text{cm} \\ &= \frac{\frac{400}{6}}{72 \times 10^{-3}}^\circ\text{C}/\text{cm} = \frac{100000}{108} = 926^\circ\text{C}/\text{cm} \end{aligned}$$

为了保持液固界面平直, 温度梯度应大于上述临界值。

4. 该组织不是平衡组织。产生原因是由于不平衡冷却。先结晶的固相含 B 较低, 而且在凝固过程中不能通过扩散使固相成分均匀, 其结果是固相的平均成分偏离固相线, 即图中虚线所示, 在共晶温度下仍有少量液相, 这部分液相在共晶温度下倾向于发生离异共晶, 其结果是在 α 晶界处留下了少量 β 相。

九、

1. 时效开始时基体中先析出 θ' 亚稳相, 该片状相的惯习面与基体共格, 这时亚稳相通过阻碍位错滑移使材料硬度提高。随着时效时间延长, θ' 逐渐消失, 并由 θ 亚稳相取代。当时效继续延长, θ' 相会产生粗化, 其结果使粒子间距增加, 硬化效果减弱, 从而使材料硬度下降。

2. 根据相图和硬度曲线, 可采用在 550°C 保温 1h (时间的长短视工件大小决定), 在均匀化后淬火, 然后在 190°C 时效 1 天。

清华大学

试 卷 一

2007 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：材料科学基础（与物理化学或固体物理）

适用专业：材料科学与工程

一、(5 分) 证明：对于立方晶系，有 $[hkl] \perp (hkl)$ 。

二、(10 分) 画出下述物质的一个晶胞：

金刚石 NaCl 闪锌矿 纤锌矿 石墨

三、(10 分) 请导出摩尔分数为 x_A 、 x_B 的二元系中的综合扩散系数 D 与分扩散系数 D_A 、 D_B 之间的关系。

四、(10 分) 根据图 1-1 所示的铁碳平衡相图，回答以下问题：

1. 写出在 1495°C 、 1154°C 、 1148°C 、 738°C 和 727°C 发生的三相平衡反应的反应式。

2. 画出含碳量 $w_c = 1.2\%$ 的过共析钢在室温下的平衡组织，并计算其中二次渗碳体的百分数。

3. 含碳量 $w_c = 3.5\%$ 的亚共晶白口铸铁在从液相平衡冷却到室温时会发生什么三相平衡反应和两相平衡反应（可用热分析曲线表示）？室温下该成分的铸铁中有没有二次渗碳体？如有的话，计算其百分数。

五、(10 分)

1. 解释冷变形金属加热时回复、再结晶的过程及特点。

2. 已知 Cu-30% Zn 合金的再结晶激活能为 250kJ/mol ，此合金在 400°C 的恒温下完成再结晶需要 1h，试求此合金在 390°C 的恒温下完成再结晶需要多少小时。

六、(15 分) 沿铝 (Al) 单晶的 $[12\bar{3}]$ 方向拉伸，使其发生塑性变形，请确定：

1. 画出立方晶系 $[00\bar{1}]$ 的标准投影，并由此确定初始滑移系统。

2. 转动规律和转轴。

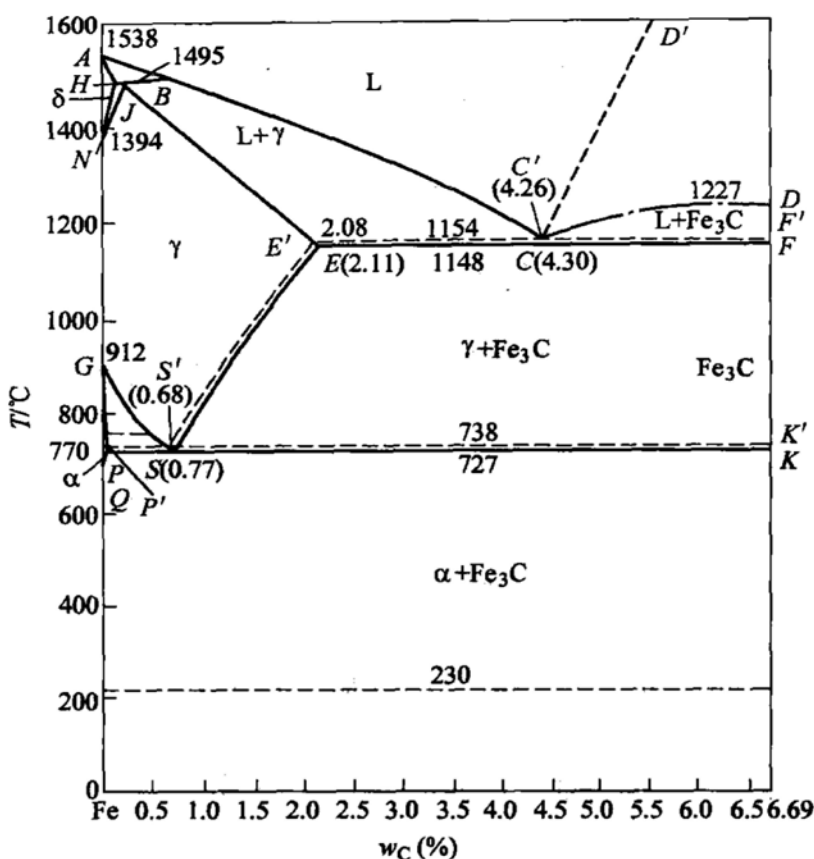


图 1-1 第四题图

3. 双滑移系统。
4. 双滑移开始时晶体的取向和切变量。
5. 双滑移过程中晶体的转动规律和转轴。
6. 晶体的最终取向。

七、(15 分) 有一面心立方单晶体, 在 (111) 面滑移的柏氏矢量为 $\frac{a}{2} [10\bar{1}]$ 的右螺型位错, 与在 $(1\bar{1}1)$ 面上滑移的柏氏矢量为 $\frac{a}{2} [011]$ 的另一右螺型位错相遇于此两滑移面交线, 并形成一个新的全位错。

1. 说明新生成的全位错属哪类位错, 该位错是否滑移, 为什么?
2. 若沿 $[010]$ 晶向施加大小为 17.2MPa 的拉应力, 试计算该新生全位错单位长度的受力大小, 并说明方向 (设点阵常数为 $a = 0.2\text{nm}$)。

标准答案

一、本题要求证明的结论是, 在立方晶系中相同指数的晶向与晶面相互垂

直。根据晶面指数的确定规则, (hkl) 晶面 ABC 在 a 、 b 、 c 坐标轴上的截距分别是 $\frac{a}{h}$ 、 $\frac{b}{k}$ 、 $\frac{c}{l}$; 根据晶面指数的确定规则, $[hkl]$ 晶向 $L = ha + kb + lc$, 如图 1-2 所示。

$$AB = -\frac{a}{h} + \frac{b}{k}$$

$$AC = -\frac{a}{h} + \frac{c}{l}$$

利用立方晶系中 $a = b = c$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ 的特点; 因此有

$$L \cdot AB = (ha + kb + lc) \left(-\frac{a}{h} + \frac{b}{k} \right) = -a^2 + b^2 = 0$$

$$L \cdot AC = (ha + kb + lc) \left(-\frac{a}{h} + \frac{c}{l} \right) = -a^2 + c^2 = 0$$

由于 L 与 ABC 面上相交的两条直线垂直, 所以 L 垂直于 ABC 面, 从而在立方晶系中有 $[hkl] \perp (hkl)$ 。

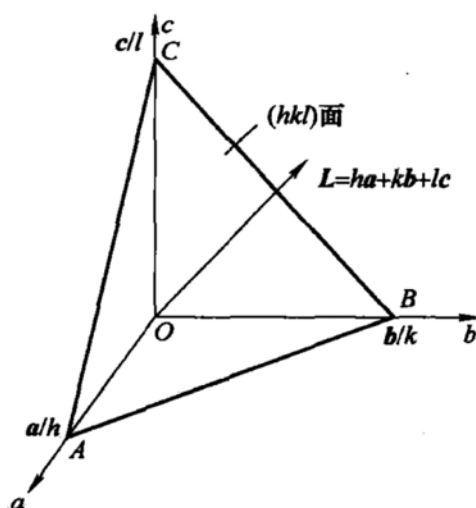


图 1-2 第一题解答图

二、金刚石、NaCl、闪锌矿、纤锌矿、石墨的晶胞分别如图 1-3 所示。

三、如图 1-4 所示, 引入两个平行的坐标系: 一个是固定坐标系 Oxy ; 一个是坐落在晶面上同晶面一起运动的坐标系 $O'x'y'$ 。 D_A 和 D_B 分别表示组元 A 和 B 的分扩散系数, D 为综合扩散系数。

相对于动坐标系, A、B 的本征扩散通量分别是 J_{A1} 、 J_{B1} , 即

$$J_{A1} = -D_A \frac{\partial C_A}{\partial x}$$

$$J_{B1} = -D_B \frac{\partial C_B}{\partial x}$$

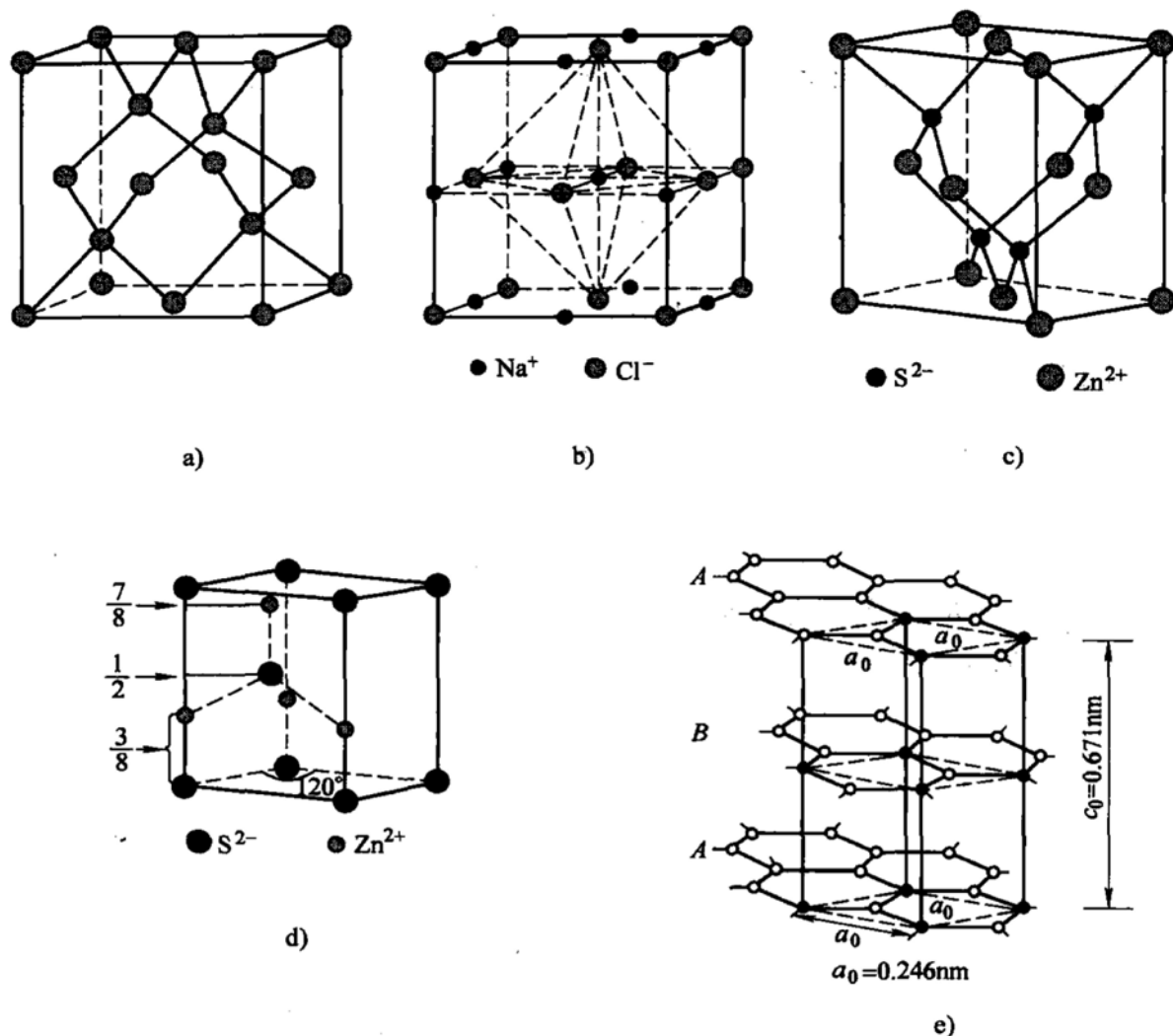


图 1-3 第二题解答图

a) 金刚石 b) NaCl c) 闪锌矿 (立方 ZnS) d) 纤锌矿 (六方 ZnS) e) 石墨

由于 $J_{B1} > J_{A1}$, 高熔点一侧有流体静压力, 则各晶面连同动坐标系会沿 x 方向平移, 相对于固定坐标系, 增加了方向相同的两个附加通量 $C_A v$ 和 $C_B v$, 所以对固定坐标系, 总通量为

$$J_A = J_{A1} + C_A v = -D_A \frac{\partial C_A}{\partial x} + C_A v = -D \frac{\partial C_A}{\partial x} \quad (1-1)$$

$$J_B = J_{B1} + C_B v = -D_B \frac{\partial C_B}{\partial x} + C_B v = -D \frac{\partial C_B}{\partial x} \quad (1-2)$$

式中, v 为 x 处晶面的平移速度; C_A 、 C_B 分别为 x 处 A 组元和 B 组元的浓度。式 (1-1) 和式 (1-2) 后面等号成立的依据为菲克第一定律。

根据扩散中晶体各点密度不变的条件, 有

$$C_A(x) + C_B(x) = \text{常数}$$

所以

$$\frac{\partial C_A}{\partial x} = -\frac{\partial C_B}{\partial x}$$

消去 v , 得

$$(C_A D_B + C_B D_A) \frac{\partial C_A}{\partial x} = D(C_A + C_B) \frac{\partial C_A}{\partial x}$$

$$\frac{C_A}{C_A + C_B} D_B + \frac{C_B}{C_A + C_B} D_A = D$$

即

$$x_A D_B + x_B D_A = D$$

式中, x_A 和 x_B 分别是 A、B 组元在合金中的摩尔分数。

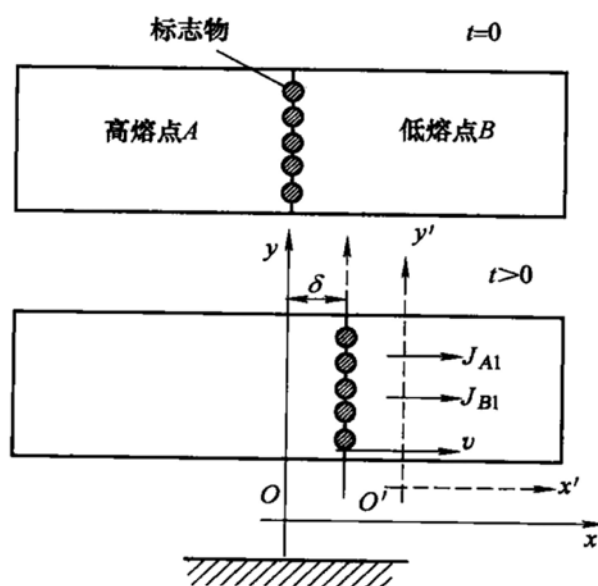


图 1-4 第三题解答图

四、

- | | | | |
|--------|--------|---|-------------|
| 1. HJB | 1495°C | $L_{0.53} + \delta_{0.09} \rightarrow \gamma$ | 包晶 |
| E'C'F' | 1154°C | $L_{4.26} \rightarrow \gamma_{2.08} + C$ | 共晶 |
| ECF | 1148°C | $L_{4.3} \rightarrow \gamma_{2.11} + Fe_3C_{II}$ | 共晶 (莱氏体 Ld) |
| P'S'K' | 738°C | $L_{0.68} \rightarrow \alpha_{0.0218} + C (G)$ | 共析 |
| PSK | 727°C | $\gamma_{0.77} \rightarrow \alpha_{0.0218} + Fe_3C$ | 共析 |

2. 室温下的平衡组织如图 1-5 所示。

$$w_{Fe_3C} = \frac{1.2 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 7.26\%$$

3. 所发生的三相平衡反应和两相平衡反应如图 1-6 所示。

有二次渗碳体, 百分数为

$$w_{Fe_3C_{II}} = \frac{4.3 - 3.5}{4.3 - 2.11} \times \frac{2.11 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 8.3\%$$

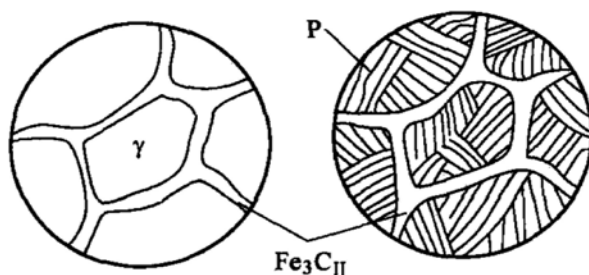


图 1-5 第四题第 2 小题解答图

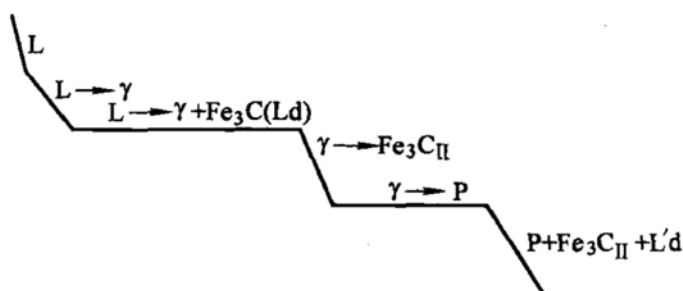


图 1-6 第四题第 3 小题解答图

五、

1. 冷变形金属加热时，各自特点如下：

(1) 回复过程的特征

①回复过程组织不发生变化，仍保持变形状态伸长的晶粒。

②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。

③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。

④变形储能在回复阶段部分释放。

(2) 再结晶过程的特征

①组织发生变化，由冷变形的伸长晶粒变为新的等轴晶粒。

②力学性能发生急剧变化，强度、硬度急剧降低，塑性提高，恢复至变形前的状态。

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。

(3) 晶粒长大过程的特征

①晶粒长大。

②引起一些性能变化，如强度、塑性、韧性下降。

③伴随晶粒长大，还发生其他结构上的变化，如再结晶织构。

$$\begin{aligned}
 2. \text{ 由公式有 } \quad \frac{t_2}{t_1} &= \exp \left[-\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right) \right] \\
 &= \exp \left[-\frac{250 \times 10^3}{8.314} \times \left(\frac{1}{400 + 273} - \frac{1}{390 + 273} \right) \right] \\
 &= 1.962
 \end{aligned}$$

所以

$$t_2 = t_1 \times 1.962 = 1.962h$$

六、

1. 单晶试棒沿轴向进行拉伸, 所以拉力 $F = [12\bar{3}]$ 。

该力 F 在立方晶系 $[00\bar{1}]$ 标准投影 (见图 1-7) 上的极点处于 $(00\bar{1}) - (01\bar{1}) - (11\bar{1})$ 三角形中。

因为 FCC 晶体的滑移系统为 $\{111\} \langle 110 \rangle$, 所以根据映像规则, 可知初始滑移系统为: $(\bar{1}\bar{1}\bar{1}) [10\bar{1}]$ 。

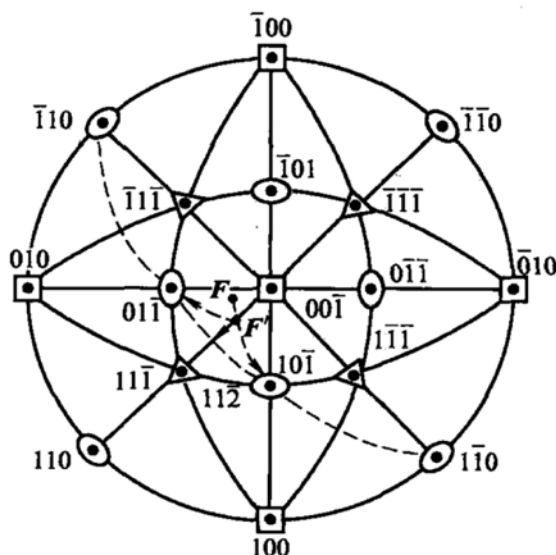


图 1-7 第六题第 1 小题解答图

2. 单滑移时试样轴应转向 $[10\bar{1}]$, 转轴为 $[12\bar{3}] \times [10\bar{1}] = [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$

3. 当 F 点转到 F' 点时, 发生双滑移。双滑移系统为:

$$(\bar{1}\bar{1}\bar{1}) [10\bar{1}] + (1\bar{1}\bar{1}) [01\bar{1}]$$

4. γ 可按下式计算:

$$L = l + \gamma(l \cdot n)b \quad (1-3)$$

令 $l = [12\bar{3}]$, $L = [v\bar{w}]$, $n = \frac{[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]}{\sqrt{3}}$, $b = \frac{[10\bar{1}]}{\sqrt{2}}$, 代入式 (1-3) 得

$$[v\bar{w}] = [12\bar{3}] + \gamma \left([12\bar{3}] \cdot \frac{[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]}{\sqrt{3}} \right) \frac{[10\bar{1}]}{\sqrt{2}} = [12\bar{3}] + \gamma \frac{4}{\sqrt{6}} [10\bar{1}]$$

所以

$$v = 1 + \gamma \frac{4}{\sqrt{6}} = 2, \quad w = -3 - \gamma \frac{4}{\sqrt{6}}$$

解得 $v=2, w=-4, \gamma=\frac{\sqrt{6}}{4}$

即双滑移开始时的取向是 $[11\bar{2}]$, 切变量是 $\frac{\sqrt{6}}{4}$ 。

5. 双滑移时试样轴一方面转向 $[10\bar{1}]$, 其转轴为 $n_1 = [11\bar{2}] \times [10\bar{1}] = [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$; 一方面又转向 $[01\bar{1}]$, 其转轴为 $n_2 = [11\bar{2}] \times [01\bar{1}] = [111]$ 。故合成轴为 $n = n_1 + n_2 = [000]$, 即晶体取向不再改变, 只是被拉长。

6. 晶体的最终取向就是 $[11\bar{2}]$ 。

七、

1. 由于位错线为两滑移面交线, 故位错线为

$$\zeta = n_1 \times n_2 = \begin{vmatrix} i & j & k \\ 1 & 1 & 1 \\ 1 & \bar{1} & 1 \end{vmatrix} = [1 \ 0 \ \bar{1}]$$

式中, n_1, n_2 分别为两滑移面法矢量。

可见, 位错线与柏氏矢量既不平行, 也不垂直, 该新生位错为混合型位错。

已知该新生位错的位错线及柏氏矢量, 可由它们叉乘得到新生位错滑移面的法向量, 即

$$n_3 = \zeta \times b = \begin{vmatrix} i & j & k \\ 1 & 0 & \bar{1} \\ 1 & 1 & 0 \end{vmatrix} = [1 \ \bar{1} \ 1]$$

该位错的滑移面为 $(1 \ \bar{1} \ 1)$ 。

因该滑移面为面心立方密排面, 故该位错可以滑移。(1分)

$$2. \quad \cos\varphi = \frac{|n_3 \cdot F|}{|n_3||F|} = \frac{1}{\sqrt{1^2 + (-1)^2 + 1^2} \times \sqrt{1^2}} = \frac{1}{\sqrt{3}}$$

$$\cos\lambda = \frac{|b \cdot F|}{|b||F|} = \frac{1}{\sqrt{1^2 + 1^2} \times \sqrt{1^2}} = \frac{1}{\sqrt{2}}$$

根据 Schmid 定律, 作用在新生位错滑移面的滑移方向上的分切应力为

$$\tau_0 = \sigma \cos\varphi \cos\lambda = 17.2 \times \frac{1}{\sqrt{3}} \times \frac{1}{\sqrt{2}} \text{ MPa} = 7.0 \text{ MPa}$$

所以, 作用在单位长度位错线上的力为

$$f = \tau b = \frac{a\tau_0}{\sqrt{2}} = \frac{0.2 \times 10^{-9} \times 7 \times 10^6}{\sqrt{2}} \text{ N/m} = 10^{-3} \text{ N/m}$$

其方向为垂直于位错线方向 $[10\bar{1}]$, 指向未滑移区。

试 卷 二

2008 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：材料科学基础（与物理化学或固体物理）

适用专业：材料科学与工程

一、（每小题 5 分，共 30 分）

1. 某著作中给出六方点阵 MoSi_2 的错误晶胞如图 2-1 所示。指出其错误所在，画出一个正确的六方晶胞，并给出 a 、 c 点阵常数的数值。

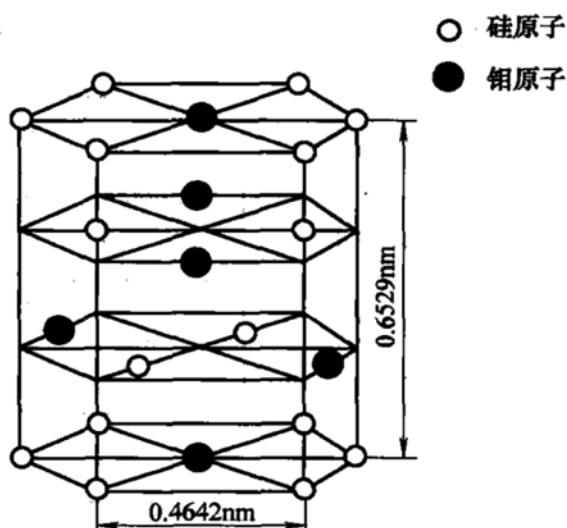


图 2-1 第一题第 1 小题图

2. 某刊物发表的论文中有这样的论述：“正方点阵 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ (410) 晶面和 (411) 晶面的衍射峰突出，因此晶体生长沿 $\langle 410 \rangle$ 和 $\langle 411 \rangle$ 晶向生长较快”。指出其错误所在。

3. 由 600°C 降温到 300°C 时，锆晶体中的空位平衡浓度降低了六个数量级。试计算锆晶体中的空位形成能（玻尔兹曼常数 $k = 1.38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$ ）。

4. 分别解释柯氏气团（Cottrell atmosphere）和铃木气团（Suzuki atmosphere）在强化金属中的作用。

5. 什么是时效？试说明 Al-4.5% Cu 合金中时效强化的原因。

6. 欧盟于 2006 年 7 月 1 日开始正式执行的 RoHS 指令（现已成为法令）要求禁止哪些有害物质？其最高允许含量分别是多少？替代有铅钎料的主要钎料系

统有哪些?

二、(15 分) 沿铌单晶 (BCC) 的棒轴 $[2\bar{1}3]$ 方向拉伸, 使其发生塑性形变, 设铌单晶的滑移面为 $\{110\}$, 请确定:

1. 初始滑移系统。
2. 双滑移系统。
3. 双滑移开始时的切变量 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前不发生断裂)。

三、(10 分) 有如图 2-2a 所示的位错线 ABC 及柏氏矢量 b , 其中 AB 是极轴位错 (不动), $MNPQ$ 为位错 BC 段的滑移面。请分析在切应力 τ 的作用下:

1. 在图 2-2a、b、c、d 四种情况下, 位错 BC 、 BC' 、 BC'' 、 BC''' 的受力及运动情况。
2. 达到动态平衡时, 位错线 ABC 会变成什么形状?
3. 位错线在扫动时对晶体的塑性变形会产生什么影响?

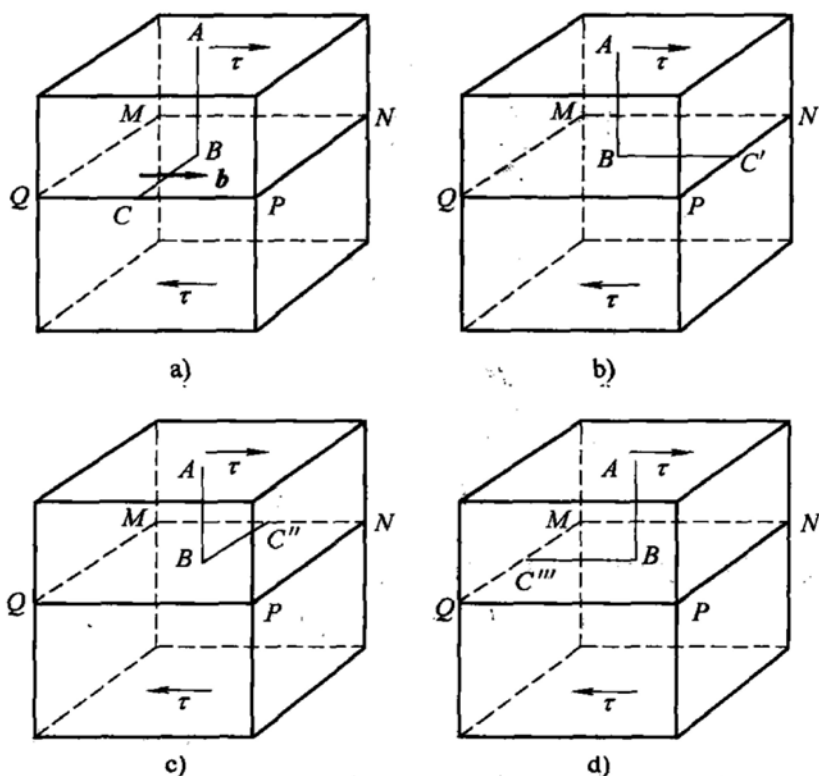


图 2-2 第三题图

四、(10 分) 欲将一批齿轮进行渗碳, 每炉装 500 件。在 900°C 渗 10h 可以达到规定的深度。假定在 900°C 渗碳每炉每小时生产成本为 1000 元, 而在 1000°C 渗碳为 1500 元。问在哪一温度渗碳成本较低? (已知 $Q = 32900\text{cal/mol}$, $R = 1.987\text{cal/mol} \cdot \text{K}$, $1\text{cal} = 4.1868\text{J}$)

五、(10 分)

1. 画出 Fe-Fe₃C 相图。
2. 分析碳含量 $w_c = 1.1\%$ 的铁碳合金从液相平衡凝固到室温时的转变过程，画出组织转变示意图，并计算出室温时各组织的相对含量。

标准答案

一、

1. 图 2-1 中钼原子与硅原子所示位置为非等同点，不符合节点选取的规则。图 2-3 中虚线所示为正确的六方晶胞的 (001) 面。

其中

$$a = b = 2 \times 0.46242 \text{ nm} \times \sin 60^\circ = 2 \times 0.4642 \times \frac{\sqrt{3}}{2} \text{ nm} = 0.8040 \text{ nm}$$

$$c = 0.6529 \text{ nm}$$

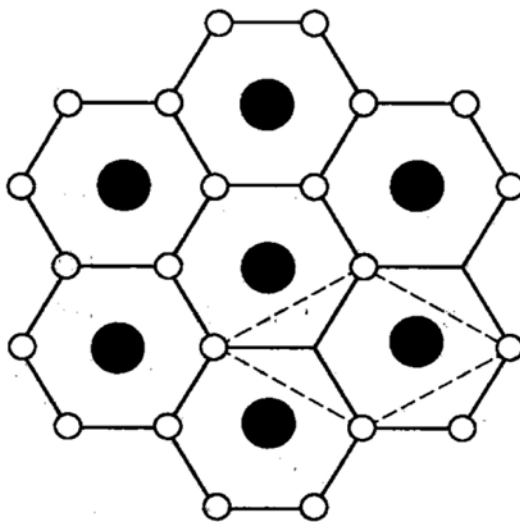


图 2-3 第一题第 1 小题解答图

2. $[hkl] \perp (hkl)$ 的关系，只有立方点阵中才成立，不能推广到其他点阵。在题目所给的正方（四方）点阵中， $[410] \perp (410)$ 只是特例， $[411]$ 不垂直于 (411) 才是一般情况。即使对于立方晶系来说， (410) 晶面和 (411) 晶面的衍射峰突出，只能说明多晶体中发生 (410) 晶面和 (411) 晶面的择优取向。按 Wulff 定理，这与晶体生长沿 $\langle 410 \rangle$ 和 $\langle 411 \rangle$ 晶向生长较快并无因果关系。

3. Schottky 缺陷的平衡浓度公式为

$$\bar{C}_s = \exp \left(-\frac{\Delta G_s}{RT} \right) = \exp \left(-\frac{\Delta G_s}{kN_A T} \right)$$

因此有

$$\begin{aligned}\frac{\Delta G_s}{kN_A T} &= -\ln \bar{C}_s \\ \frac{\Delta G_s}{kN_A} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) &= \ln \bar{C}_{s_1} - \ln \bar{C}_{s_2} \\ \Delta G_s &= \frac{\ln \bar{C}_{s_1} - \ln \bar{C}_{s_2}}{\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1}} kN_A \\ &= \frac{6 \ln 10}{\frac{1}{300 + 273} - \frac{1}{600 + 273}} \times 8.31 \text{ J/mol} \\ &\approx 1.91432 \times 10^5 \text{ J/mol}\end{aligned}$$

4. 柯氏气团: BCC 晶体 (如碳钢) 中, C、N 等小尺寸原子优先分布于刃型位错的拉应力区, 对位错产生钉扎作用。要使位错运动, 必须从钉扎作用下撕脱出, 需要增加额外的应力, 从而提高了材料的强度。

铃木气团: FCC 晶体 (如不锈钢) 中, Ni、Cr 等合金元素优先分布于层错区, 降低层错能, 使扩展位错区扩大, 要使该扩展位错运动, 需要增加额外的应力, 从而提高了材料的强度。

5. 时效是指过饱和固溶体在室温或较高温度保留一段时间, 有第二相从基体中析出的过程。

时效析出过程受溶质扩散控制, 在沉淀过程中可能形成一系列亚稳相 (过渡相)。时效析出的原因: 一是当析出盘状亚稳相与母相有一定取向关系时, 会在基体中产生较大弹性应变, 可使合金明显强化; 二是在合金承受变形时, 由于弥散颗粒与位错的交互作用, 使合金得到强化。如果沉淀相颗粒可以变形, 位错切过时增加颗粒的表面能需要做功, 增大了位错运动的阻力而使合金得到强化。如果沉淀相颗粒强度高且与基体共格, 则位错线难以切过颗粒, 在外加应力的作用下将绕过颗粒, 留下位错环。合金要继续变形, 需要克服颗粒对位错线绕过时施加的应力, 因此需要进一步增大外加应力, 即合金获得了时效强化。

6. 禁用铅 (Pb, 0.1%)、汞 (Hg, 0.1%)、镉 (Cd, 0.01%)、六价铬 (Cr^{+6} , 0.1%)、多溴联苯 (PPB, Polybrominated, 0.1%)、多溴二苯醚 (PBDE, Polybrominated Diphenyl Ether, 0.1%)。替代有铅钎料的主要有: Sn-Ag-Cu、Sn-Zn、Sn-Bi、Sn-In 系统。

二、

1. 铌单晶为 BCC 结构, $[2\bar{1}3]$ 位于取向三角形 $[001] - [\bar{1}\bar{1}1] - [101]$ 中, 所以初始滑移系统为 $(0\bar{1}1)[111]$ 。

2. 双滑移系统为 $(0\bar{1}1)[111] - (011)[\bar{1}\bar{1}1]$ 。

3. 利用 $L = l + \gamma (l \cdot n) b$, 设 $L = [u0w]$, 得 $L = [2\bar{1}3] + 4\gamma [111] / \sqrt{6}$ 。由此可知 $u=3$, $w=4$, $\gamma=\sqrt{6}/4$, 所以晶体取向为 $[304]$, 切变量为 $\sqrt{6}/4$ 。

4. 双滑移时, 试样轴一方面转向 $[111]$, 转轴 $n_1 = [304] \times [111] = [4\bar{1}3]$, 另一方面也转向 $[\bar{1}11]$; 转轴 $n_2 = [304] \times [\bar{1}11] = [41\bar{3}]$; 合成转轴为 $[020]$ 即 $[010]$, 所以双滑移后 F 点沿 $[001] - [101]$ 边移动。

5. 设稳定时取向为 $[u'0w']$, 要使 $n = [000]$, 需有 $[u'0w'] \times ([111] + [\bar{1}11]) = [000]$, 即 $u' = w'$, 故稳定时最终取向为 $[101]$ 。

三、

1. 如图 2-4 所示, 图中 v 代表位错线 BC 运动方向, 也是受力方向。

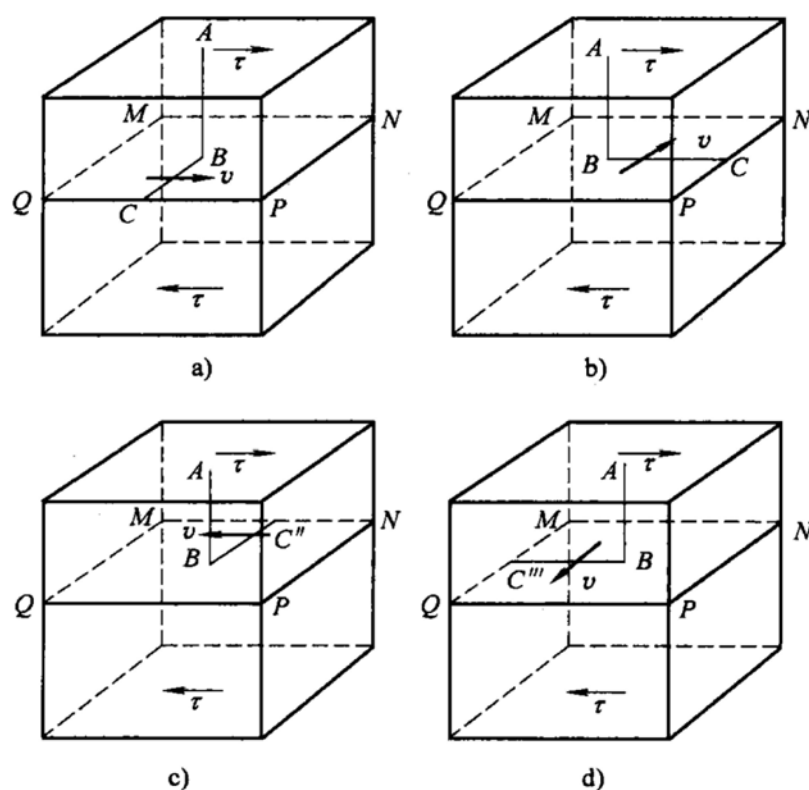


图 2-4 第三题第 1 小题解答图

2. 如图 2-5 所示。

3. 如图 2-6 所示。

四、

$$900^\circ\text{C} = 1173\text{K}, 1000^\circ\text{C} = 1273\text{K}$$

$$\text{由 } D_{1273} t_{1273} = D_{1173} t_{1173}$$

$$\text{可得 } t_{1273} = D_{1173} t_{1173} / D_{1273}$$

$$= 10 \exp \left[-32900 / (1.987 \times 1173) \right] / \exp \left[-32900 / (1.987 \times 1273) \right] \text{ h}$$

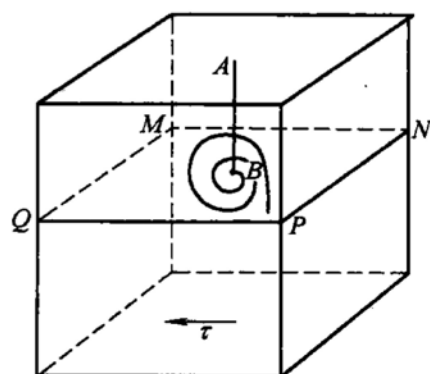


图 2-5 第三题第 2 小题解答图

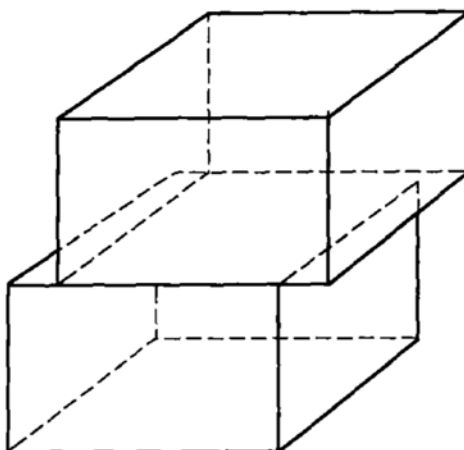


图 2-6 第三题第 3 小题解答图

$$\begin{aligned}
 &= 10 \times \exp(-14.1156) / \exp(-13.0068) \text{ h} \\
 &= 10 \times \exp(-1.1088) \text{ h} \\
 &= 3.299 \text{ h}
 \end{aligned}$$

900℃ 渗碳，一炉齿轮需要 $1000 \text{ 元/h} \times 10 \text{ h} = 10000 \text{ 元}$ 。

1000℃ 渗碳，一炉齿轮需要 $1500 \text{ 元/h} \times 3.299 \text{ h} = 4948.5 \text{ 元}$ 。因此，在 1000℃ 渗碳成本较低。

五、

1. 如图 2-7 所示。

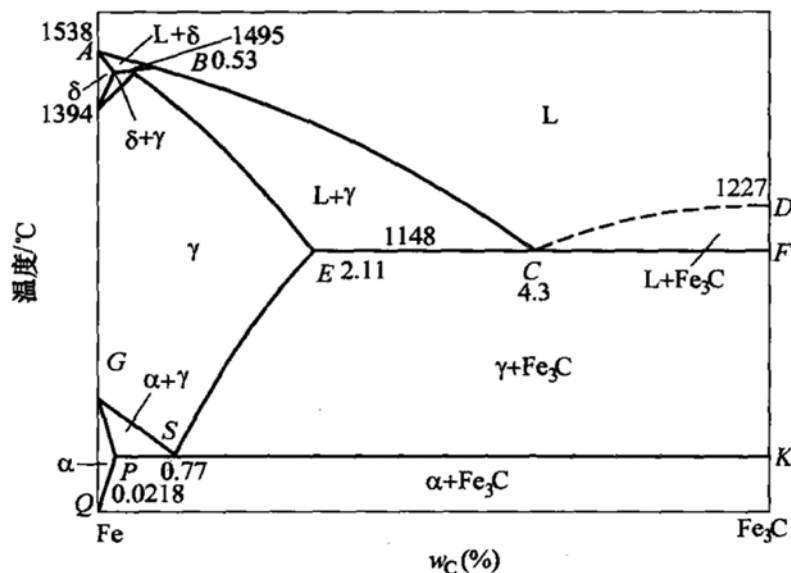


图 2-7 第五题第 1 小题解答图

2. $w_C = 1.1\%$ 的钢由液相冷却时先进入 $L + \gamma$ 奥氏体两相区，形成枝晶状或等轴状 γ 奥氏体，然后进入奥氏体单相区；继续冷却到大约 760℃，沿晶界析出二次渗碳体，在 727℃ 剩余的奥氏体转变为珠光体，最后的组织是珠光体 + 网状渗

碳体（见图 2-8）。

$$\text{珠光体相对含量} = \frac{6.67 - 1.1}{6.67 - 0.77} \times 100\% = 94.4\%$$

$$\text{网状渗碳体相对含量} = \frac{1.1 - 0.77}{6.67 - 0.77} \times 100\% = 5.6\%$$

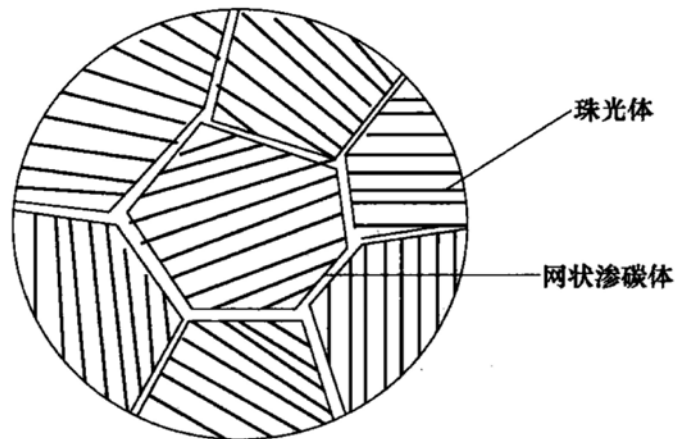


图 2-8 第五题第 2 小题解答图

试 卷 三

2009 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：材料科学基础（与物理化学或固体物理）

适用专业：材料科学与工程

一、（5 分）分别写出图 3-1 所示 5 种晶体结构所属的布拉维点阵类型。

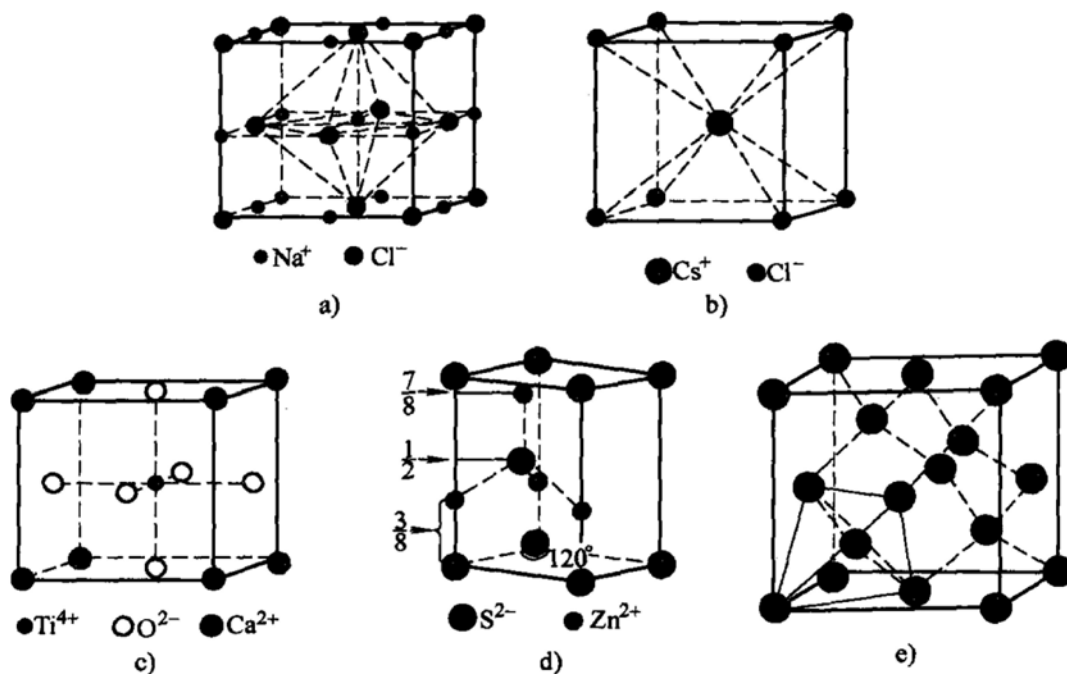


图 3-1 第一题图

a) NaCl 的晶体结构 b) CsCl 的晶体结构 c) CaTiO_3 的晶体结构
d) 纤锌矿 (ZnS) 的晶体结构 e) 金刚石的晶体结构

二、（5 分）在图 3-2 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)。

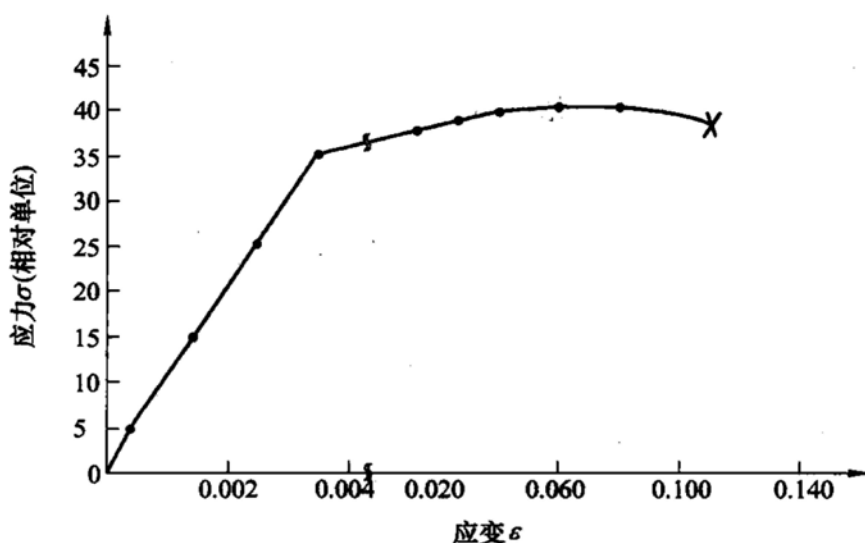


图 3-2 第二题图

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: $[110]$ _____; $[1\bar{1}2]$ _____。

BCC 晶体中: $[111]$ _____; $[\bar{1}12]$ _____。

HCP 晶体中: $[10\bar{1}0]$ _____; $[\bar{1}011]$ _____。

四、(15 分) 有一 BCC 单晶试棒, 棒轴为 $[123]$, 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. 开始双滑移时的切变量 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前不断裂)。

五、(5 分) 分析图 3-3 位错环 ABCDA 的性质, 在切应力 τ 的作用下, 位错及晶体将分别如何运动? (画出位错环运动过程中位错环及晶体形状的变化)

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分布曲线, 在所画曲线图中填写出相应的相组成物。
2. 说明碳质量分数按照上述曲线分布的原因。

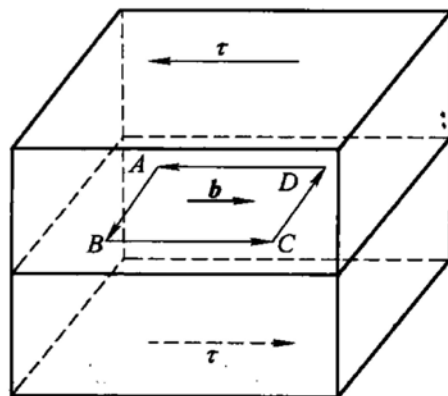


图 3-3 第五题图

七、(10 分) 冷加工金属的微观组织 (见图 3-4a), 随温度升高 (在某一温度下保温足够长时间) 会发生从图 3-4a ~ 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。

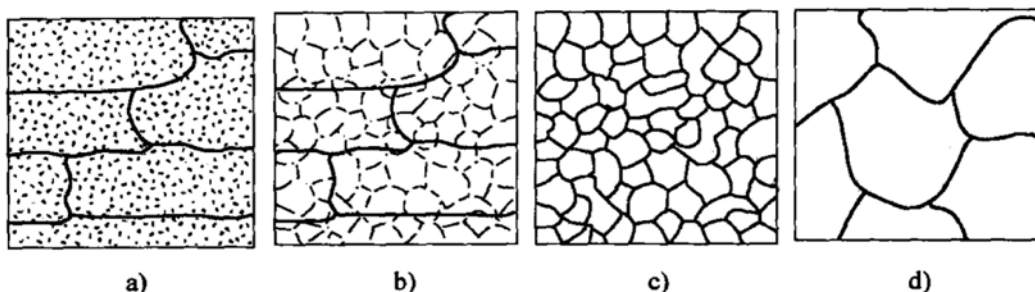


图 3-4 第七题图

八、(20 分) 请根据图 3-5 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。

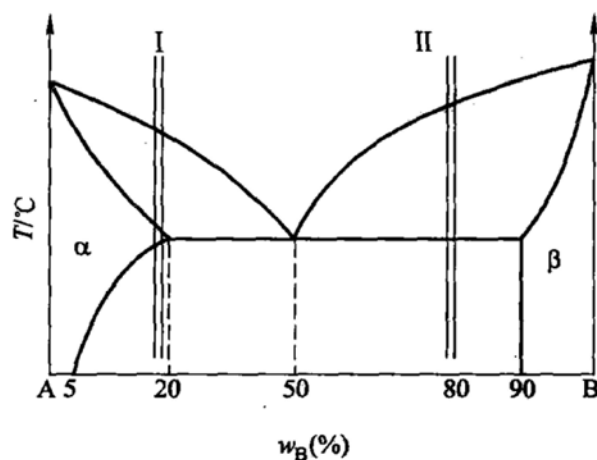


图 3-5 第八题图

标准答案

一、

a) 面心立方; b) 简单立方点阵; c) 简单立方点阵; d) (简单) 六方点阵; e) 面心立方点阵。

二、如图 3-6 所示。

1. A 点对应的纵坐标为弹性极限 (elastic limit)。
2. B 点对应的纵坐标为条件屈服强度 $\sigma_{0.2}$ (offset yield strength or yield strength)。
3. C 点 (应力-应变曲线最高点) 对应的纵坐标为抗张强度 (tensile strength)。
4. D 点对应的纵坐标为破坏强度 (breaking strength)。
5. E 点或 E' 对应的横坐标为断裂延伸率 (elongation to failure)。
6. $\frac{\Delta\sigma}{\Delta\epsilon}$ = 弹性模量 (modulus of elasticity)。

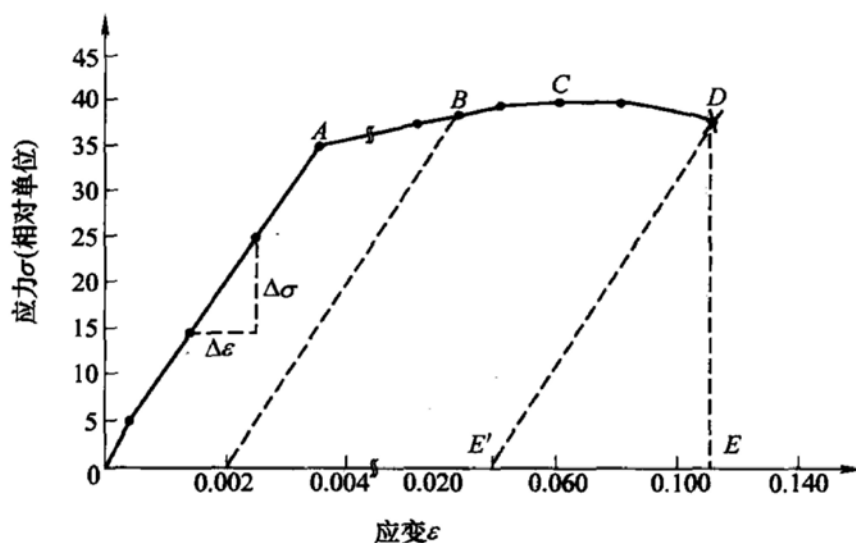


图 3-6 第二题解答图

三、如图 3-7 所示。

四、如图 3-8 所示。

1. 棒轴 $[\bar{1}23]$ 位于取向三角形 $[001] - [0\bar{1}1] - [\bar{1}11]$ 中, BCC 的滑移系统为 $\{110\} \langle \bar{1}11 \rangle$ 。

初始滑移系统: $(101) [\bar{1} \bar{1} 1]$

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

3. 利用 $L = l + \gamma (l \cdot n) b$

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

双滑移开始时, 有

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

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

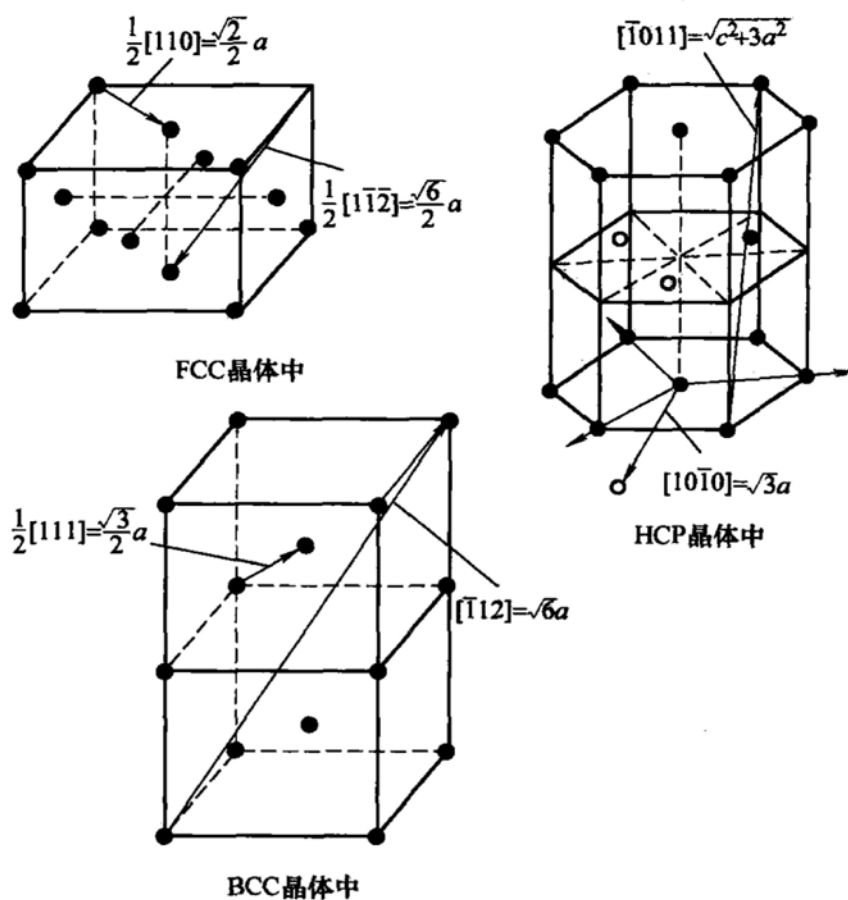


图 3-7 第三题解答图

$$= [\bar{1}2\bar{3}] + \frac{4\gamma}{\sqrt{6}}[\bar{1}\bar{1}1]$$

得：

$$\begin{cases} 0 = 1 - \frac{4\gamma}{\sqrt{6}} \\ v = -2 - \frac{4\gamma}{\sqrt{6}} \\ w = 3 + \frac{4\gamma}{\sqrt{6}} \end{cases} \quad \begin{cases} \gamma = \frac{\sqrt{6}}{4} \\ v = -3 \\ w = 4 \end{cases}$$

所以，开始双滑移时的 $\gamma = \frac{\sqrt{6}}{4}$ 。

4. 单滑移时转轴为 $[\bar{1}2\bar{3}] \times [\bar{1}\bar{1}1] = [1\bar{4}\bar{3}]$ 。

双滑移时转轴为 $[100]$ 。

5. 试棒的最终取向为 $[0\bar{1}1]$ 。

五、AB 为正刃型，CD 为负刃型；BC 为右螺型，DA 为左螺型。

位错环的运动及晶体形状的变化如图 3-9 所示。

六、

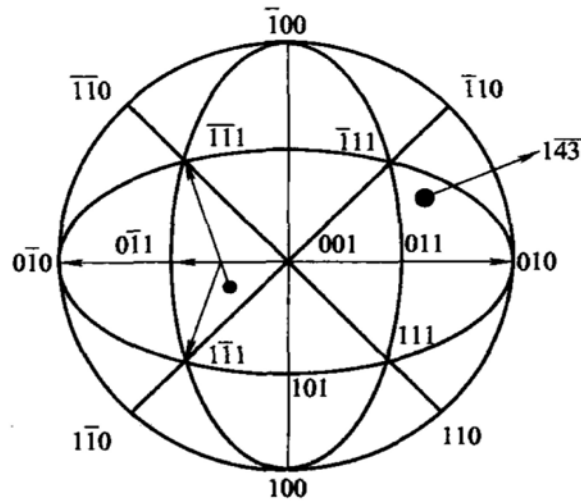
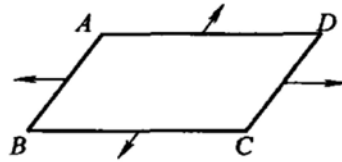
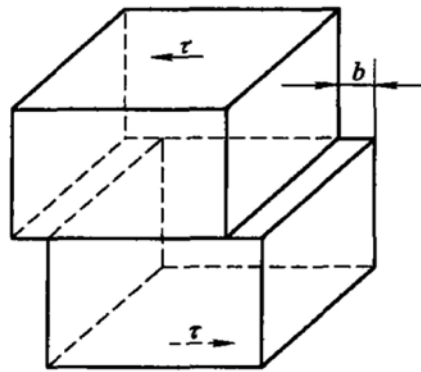


图 3-8 第四题解答图



位错环向外扩展



晶体形状变化

图 3-9 第五题解答图

1. 如图 3-10 所示。

2. 二元合金扩散时会发生反应扩散，且扩散层中不会存在两相共存区。在扩散中，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下降，而不存在平衡共存的两相区。

七、

1. 图 3-4a 所对应的为加工组织，其特点为：

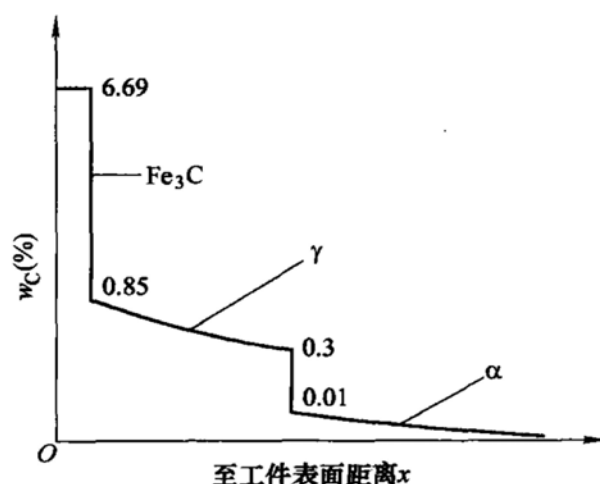


图 3-10 第六题第 1 小题解答图

- (1) 存在变形储能和内应力，大量非平衡点缺陷，高位错密度。
- (2) 拉长的晶粒和晶界。
- (3) 变形织构。
- (4) 高强度，高硬度，较低的延展性。

2. 图 3-4b 所对应的为回复过程，其特点为：

- (1) 回复的驱动力为变形储能。
- (2) 回复过程中变形引起的宏观（一类）内应力全部消除，微观（二类）内应力大部分消除。
- (3) 回复过程组织不发生变化，仍保持变形状态伸长的晶粒；但空位浓度下降至平衡浓度，电阻率下降，晶体密度增加；同一滑移面异号位错相互抵消造成位错密度略有下降。

(4) 高温回复阶段刃型位错通过滑移、攀移运动发生多边形过程，造成加工硬化现象保留，强度、硬度略有下降，塑性稍有提高。

3. 图 3-4c 所对应的为再结晶过程，其特点为：

- (1) 变形储能全部释放，点阵畸变（三类内应力）消除。
- (2) 组织发生变化，由冷变形的伸长晶粒变为新的等轴晶粒。
- (3) 伴随再结晶过程原子的重新排列，位错密度大大降低，变形过程所产生的复杂位错交互作用消失，加工硬化现象消失。

(4) 力学性能发生急剧变化，强度、硬度急剧降低，塑性提高，恢复至变形前状态。

4. 图 3-4d 所对应的为晶粒长大过程，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) 引起一些性能变化, 如强度、塑性、韧性下降。
 (4) 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、

1. 合金 I、II 的平衡结晶过程及冷却曲线分别如图 3-11a 和 b 所示。

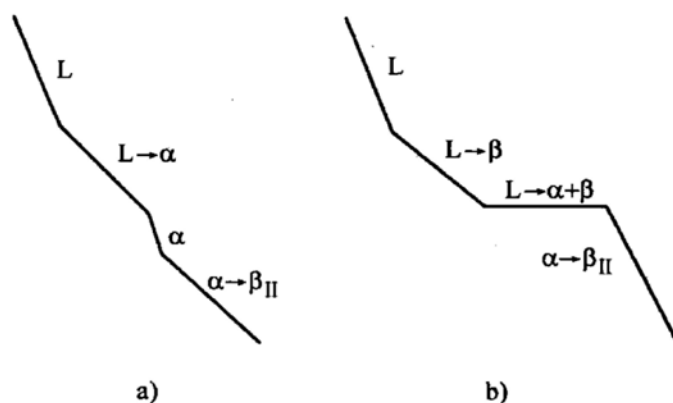


图 3-11 第八题第 1 小题解答图

2. I : $\alpha_{\text{初}} + \beta_{\text{II}}$, 相组成与组织组成比例相同

$$w_{\alpha} = w_{\alpha_{\text{初}}} = \frac{0.90 - 0.20}{0.90 - 0.05} \times 100\% = 82.35\%$$

$$w_{\beta} = w_{\beta_{\text{II}}} = \frac{0.20 - 0.05}{0.90 - 0.05} \times 100\% = 17.65\%$$

- II : $\beta_{\text{初}} + (\alpha + \beta)_{\text{共}}$,

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

$$w_{\beta_{\text{初}}} = \frac{0.80 - 0.50}{0.90 - 0.50} \times 100\% = 75\%$$

$$w_{\alpha} = \frac{0.90 - 0.80}{0.90 - 0.05} \times 100\% = 11.76\%$$

$$w_{\beta} = \frac{0.80 - 0.05}{0.90 - 0.05} \times 100\% = 88.24\%$$

3. 设所求合金成分为 x

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

$$x = 52\%$$

4. I 合金在快冷条件下可能得到少量的共晶组织, 且呈现离异共晶的形态, 合金中的 β_{II} 量会减少, 甚至不出现; II 合金在快冷条件下 $\beta_{\text{初}}$ 呈树枝状, 且数量减少。共晶体组织变细小, 相对量增加。