

2. 小角度晶界可看成是由大量的、两侧原子完全对应/匹配的**好区**和**一组平行或相互垂直的位错**组成。取向差完全是靠位错产生的，晶界能是位错能量的加和。

小角度晶界分为（位错模型）

- 对称化双晶晶界：可看成由一系列平行的<sup>同向</sup>位错垂直堆垛而成
- 不对称化双晶晶界：可看成由一系列相互垂直且相互垂直的位错交叉堆垛而成
- 扭转型晶界：由一系列<sup>反向</sup>的螺旋位错组成

大角度晶界模型有

- 过渡模型：晶界处原子处于两晶粒取向折中位置。
- 小角度模型：晶界处一部分原子是双晶粒平均取向的好区，另一部分不匹配为坏区。坏区/好区如小角度的分布在晶界处。
- 重合界面模型：一些大角度晶界晶界上的一部分原子同属于两侧晶粒的晶体，其密排面时的能量最低。

大角度晶界能：断键以及临近层，原子键变化产生的能量。

12. 1. 铁碳相图中含3.5% C的铁碳合金缓冷凝固组织。

由液相冷却时，先形成共晶奥氏体枝晶，剩余的液相进行共晶形成莱氏体。凝固完毕，继续冷却时，奥氏体枝晶周围析出二次渗碳体，到共析温度后，奥氏体转变为珠光体，最后得到枝晶状分布的亚共析体和变态莱氏体。黑色为枝晶状亚共析体它是由奥氏体枝晶共析转变而来，其相对量为

$$W_{\text{奥氏体}} = \frac{4.3 - 3.5}{4.3 - 2.11} \times 100\% = 36.36\%$$

平衡计算时还应扣除二次渗碳体即

$$W_{\text{奥氏体}} - W_{\text{奥氏体}} \times \frac{(2.11 - 0.77)}{(6.69 - 0.77)} = 36.36\% - 8.17\% = 28.19\%$$

$$W_{\text{铁素体}} = (6.69 - 3.5) / (6.69 - 0.0218) \times 100\% = 47.84\%$$

$$W_{\text{珠光体}} = (6.69 - 3.5) / (6.69 - 0.77) \times 100\% = 53.89\%$$

2. 该照片显示出激冷区，柱状晶区和未固化的晶区。①因铸模温度低

造成离铸模近区形成陡峭的温度梯度同时发生对流，使内部液体加快冷却，故铸模壁提供非均匀形核场所，所以铸件外层迅速形成细晶粒外壳。

②柱状晶区：由于外壳将模壁与液体分离，冷却速度降低（金属收缩和结晶潜热的释放），液相温度梯度变小，形核率下降，使得靠近液相的小晶粒可以以枝晶形式充分生长，其中大的枝晶主干迅速并伸成二根枝，生长迅速并挤压其它枝晶，最终形成粗大的柱状晶。

柱状晶生长到一定高度，由于前沿液体远离模壁，散热困难因此迅速凝固，柱状晶终止，溶液温度降低到液相线以下时出现许多晶粒并沿各个方向生长，形成晶区。

结晶方法：加强电磁机械或搅拌加入非均匀的形核剂或孕育剂。

小角度：可扩大等轴晶区。



五. 扩散机制有 ① 交换机制 ② 间隙机制 ③ 空位机制

① 交换机制: 相邻原子互换位置, 会引起大的畸变和大的能量势垒, 不太可能

② 间隙机制: 间隙扩散中, 原子从晶体中间隙位置迁移到另一个间隙位置 (即空位原子存在晶体中间隙中, 扩散过程是间隙原子从所处的间隙挤过晶体原子间隙, 到达相邻空位另一个间隙)

③ 空位机制: 在晶体中, 由于晶体中存在空位, 空位周围的原子由于热运动可能进入空位, 即利用空位最后达到迁移。

④ 晶界扩散及表面扩散

间隙机制扩散更快, 因为间隙原子尺寸小, 又不需要空位。

合金因有间隙非平衡原子偏析的金, 可以采用扩散退火, 形变后再退火, 高能原子扩散, 提纯空位浓度加强扩散 (但不经济, 不适用)。适用于正交斜角耳描述扩散的扩散分布

取上偏析合金中某成分与合金平均成分相似原子坐标原点, 因其组成成分周期性变化, 因此此成分分布类似正交斜角耳  $C = C_m \sin \frac{2\pi x}{L}$

由于浓度梯度存在, 在扩散过程中, 浓度由高浓度向低浓度扩散, 扩散方程的解  $C = C_m \sin \frac{2\pi x}{L} e^{-\alpha^2 D t}$  随时间增加, 浓度梯度减小, 扩散速度变慢, 扩散方程  $D = D_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$

在浓度峰处  $C_m = e^{-t/L^2}$   $\alpha = \frac{L}{2D}$   $\sin \frac{2\pi x}{L} = \pm 1$

$\alpha$  的降低可加快均匀化速度,  $\alpha$  增加, 退火温度  $T \rightarrow D \uparrow$ , 扩散速度加快, 扩散系数增大

六. ~~fcc~~ fcc (111) & (110) 一个滑移系, 晶粒中某几个滑移系相对外力轴的取向

因子相对滑移开动, 取向因子小的后滑移系开动, 拥有一组滑移系的晶体, 滑移首先在取向最有利的滑移系中进行, 但由于变形时晶面转动力的结果, 另一组滑移系上的分切力也可能逐渐增加到足以发生滑移的临界值以上, 于是晶体的滑移系大可能在两组或更多的滑移系上进行或交替进行从而产生多系滑移, 这也是为什么有的晶粒内有的是单系滑移而有的多系滑移——晶面转动力的结果。

除会发生多系滑移外, 还可能发生交滑移, 即两个或两个滑移系沿同一方向同时或交替滑移, 这就可以使得其在一个面上遇到阻碍从而位错可从原滑移面转移到与之相邻的另一滑移面上继续滑移, 这也是为什么有的晶粒内滑移量大而另一些晶粒内滑移量小的原因。

2. 形变织构: 在塑性变形过程中随着形变程度的增加, 各个晶粒的滑移面和滑移方向都要朝向形变方向转动, 逐渐使各晶体在空间取向上呈现一定规律性, 这种现象称为择优取向, 这种中组织状态称为形变织构。

由加工变形方式不同分板织构与丝织构, 拉丝时形成的织构称为丝织构, 轧板时形成的织构称为板织构, 其主要特征: 各晶粒的某一晶面和晶的取向与轧面或轧向相平行, 用  $\{HKL\} \langle UVW \rangle$



七. 1. 随着退火温度的升高或退火时间的延长, 形变组织中的位错线将演变为亚晶, 亚晶进行合并并长大; 在形变不均的区域再结晶形核及长大, 等轴晶取代形变长条晶来生长; 随后是晶粒正常长大; 在低温处, 强度硬度下降, 电阻下降, 塑性和韧性提高, 导电性提高。这些过程是在再结晶阶段比旧晶阶段更显著。材料不断经塑性变形造成强烈的加工硬化, 难以继续加工; 同时, 形变组织不稳定, 韧性、塑性差, 使用性能不好; 再有, 严重的形变组织的形成也是不希望有的。

2. 局部高的位错密度/形变储能, 或有大的位错密度差, 靠近移率大晶界附近优先形核生长; 原始晶界, 形变时形成的亚晶大晶界处或经过亚晶长大逐步形成大晶界, 第二相分布于附近等。

11. 连续脱溶, 脱溶均匀地在晶内进行。基体成分在脱溶时连续平缓地由过饱和状态变为饱和状态。这种脱溶称为连续脱溶。

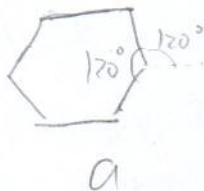
由图中两个图不同可知, 因为固相和液相的固相形核和长大有关, 当界面能起主要作用时, 形成针状, 当界面能起次要作用时, 形成球状。起主要作用相近时, 形成针状图①; 当界面能起次要作用时, 形成球状。若是脱溶完成后, 可能会发生新相聚集的现象, 新相逐渐变为球状, 所以图②。

脱溶完成后的平衡相。图①可能是仍有未取相的亚稳相。

图②若是完成了脱溶过程, 那么可能是高温时效或在低温下长时间时效。

时效效果基本已经消失。图①若是过饱和相, 则可能是低温时效或高温时效的时效效果。

十一. 晶粒呈正六边形且两晶界成 $120^\circ$ 夹角时, 晶界张力平衡, 晶界不会移动, 如图a。若晶粒呈七边形, 则晶角小于 $120^\circ$ 而造成过大的向外的晶界张力, 从而使三晶晶界生长向晶外移动, 以保持该处的晶界张力平衡, 直到保持 $120^\circ$ 的夹角关系; 其结果使相邻两晶晶界为向外凸的弯曲晶界, 产生向外的压力平衡的应力, 从而使该晶粒1变大, 2, 3晶粒缩小, 如图b, c所示。





## 参 考 答 案

一、

1. FCC 晶胞中的原子个数 4, 密排面  $\{111\}$  及密排方向  $\langle 110 \rangle$ , 配位数 12, 原子半径  $\sqrt{2}a/4$ ; 间隙位置 (八面体间隙在体心及等效位置) 及个数 4, 堆垛顺序  $ABCABC$ , 致密度 0.74。

2. 如图 11-4, 构成晶带关系。

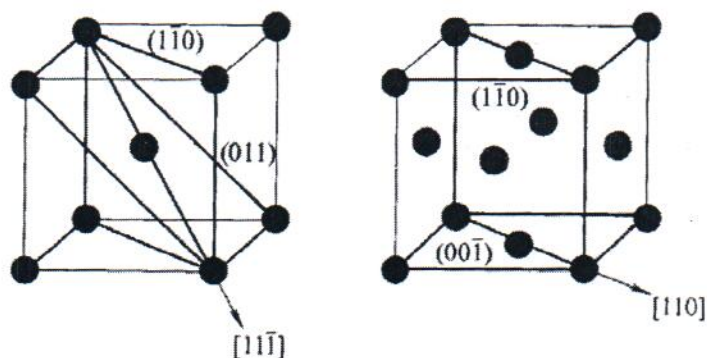


图 11-4 第一题第 2 小题解答图

二、

1. 固溶体保持纯金属的晶体结构, 中间相的结构一般与两组元的结构都不同; 固溶体原子间以金属键为主, 中间相以共价键及离子键为主; 固溶体塑、韧性好, 中间相的强度高, 韧性较差。

2. 引起点阵畸变, 点阵常数会改变; 会产生局部偏聚或有序, 甚至出现超结构。因固溶强化使强度提高, 塑性降低; 电阻一般增大。

三、

1. 点缺陷产生畸变, 使局部能量提高, 附近有弹性应变场; 位错也是如此, 但位错周围不同位置应力场状态不同, 有的为压应力, 有的为拉应力; 点缺陷会聚集到位错上使应变能降低, 使系统的能量下降, 吸附溶质的位错是一种稳定组态; 此时位错被钉扎而难以运动, 使强度提高, 会产生上下屈服点效应。

2. 小角晶界可看成是由大量的、两侧原子完全对应/匹配的好区和一组平行或相互垂直的位错组成, 取向差完全是靠位错产生的; 晶界能是位错能量的加和。大角度晶界模型有非晶模型、小岛模型、重合位置点阵模型, 后者的含义是特殊的大角晶界内一部分原子同属界面两侧点阵, 重合点本身构成一超点阵, 晶界过其密排面时能量较低。







#### 四、

1. 液相冷却时，先形成先共晶奥氏体枝晶，剩余的液相进行共晶形成莱氏体，凝固完毕。继续冷却时奥氏体枝晶周围析出二次渗碳体，到共析温度后，奥氏体转变为珠光体，最后得到枝晶状分布的珠光体和变态莱氏体。

箭头所指的是枝晶状珠光体，它是由奥氏体枝晶转变来的，其相对量为：

$$w_{\text{奥氏体}} = (4.3 - 3.5) / (4.3 - 2.1) \times 100\% = 36.36\%$$

严格计算时还应扣除二次渗碳体，即：

$$w_{\text{奥氏体}} - w_{\text{奥氏体}} \times (2.1 - 0.77) / (6.69 - 0.77) = 36.36\% - 8.17\% = 28.19\%$$

$$w_{\text{铁素体}} = (6.69 - 3.5) / (6.69 - 0.0218) \times 100\% = 47.84\%$$

$$w_{\text{珠光体}} = (6.69 - 3.5) / (6.69 - 0.77) \times 100\% = 53.89\%$$

2. 该照片显示出激冷区、柱状晶区和粗等轴晶区。因铸模温度低造成激冷而形成细等轴晶区；因正的温度梯度和固定的散热方向而形成平行的柱状晶区；因中心液相区内的过冷或冲刷过来的碎枝晶而独立形核形成中心粗等轴晶。

加强电磁或机械搅拌，加入非均匀形核剂或孕育剂，预热钢模快冷，可扩大等轴晶区。

五、扩散的微观机制主要有间隙机制和代位机制。按间隙机制扩散时更快，因间隙原子尺寸小，又不需空位的存在。可通过加热退火、形变后再退火、高能粒子辐射提高空位浓度加强扩散（但不经济不实用）。用正弦解可描述扩散时的浓度分布。

#### 六、

1. 如 (111)  $[\bar{1}10]$ ；这是形变的不均匀性；晶粒中某一滑移系相对于力轴的取向因子大时先滑移开动，取向因子小时滑移不开动，所以各晶粒的形变量不同；硬取向力轴引起多系滑移，如  $\langle 111 \rangle$ 、 $\langle 100 \rangle$ 、 $\langle 110 \rangle$  方向，软取向力轴对应单系滑移，如  $\langle 123 \rangle$  方向。

2. 形变过程导致晶粒发生转动，最后各晶粒内的某些晶向趋于平行，这种因形变而导致取向择优称为形变织构。织构分为板织构和丝织构；板织构表示为  $\{HKL\} \langle UVW \rangle$ ，表示经轧制变形后，晶粒的  $\{HKL\}$  面转向平行于轧面，晶粒的  $\langle UVW \rangle$  方向转到平行于轧向。丝织构表示为  $\langle UVW \rangle$ 。答轧制织构、拔丝织构也得分。

#### 七、

1. 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、硬度下降，电阻下降；塑、韧性提高，密度提高。这些过程在再结晶阶段比回复阶段更显著。材料不断的塑性变形造成强烈的加工硬化，难以继续加工；同时，形变组织不稳定，韧性、塑性差，使用性能不好；再有，强的形变组织的形成也是不希望的。

2. 局部高的位错密度/形变储存能，或有大的位错密度差异；高迁移率大角晶界附近。优先形核地点为：原始晶界、形变时形成的新大角晶界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。

八、脱溶均匀地在晶内进行，基体成分在脱溶时连续平缓地由过饱和状态变为饱和状态，这种脱溶称为连续脱溶。所示图说明有强烈的应变能或界面能的阻力作用，析出相形态可控制。左图说明新相与基体有特定的取向关系，可能是亚稳相；右图一般不存在特定的取向关系，多为稳定相。

左图组织可能在较低温度时效，或稍高温短时效得到；右图可能为高温时效，或低温长时间过时效得到。

#### 九、

1. BCC 晶胞中的原子个数 2，密排面  $\{110\}$  及密排方向  $\langle 111 \rangle$ ，配位数  $8 + 6$ ，原子半径  $\sqrt{3}a/4$ ；间隙位置（八面体间隙在面心及等效位置）及个数 6，致密度 0.68。

2. 见前面第一题第 2 小题答案。

十、液相冷却时，先形成先共晶奥氏体枝晶或等轴晶，直至凝固完毕。继续冷却时奥氏体枝晶无变化，到渗碳体在奥氏体的溶解度曲线后，沿晶界析出少量二次渗碳体。到共析温度后，剩余的奥氏体转变为珠光体，最后得到珠光体和少量网状渗碳体。

网状二次渗碳体的最大重量百分量：

$$w_{\text{渗碳体}} = (1.3 - 0.77) / (6.69 - 0.77) \times 100\% = 8.95\%$$

共析转变后合金中铁素体重量百分量：

$$w_{\text{铁素体}} = (6.69 - 1.3) / (6.69 - 0.0218) \times 100\% = 80.83\%$$

珠光体组织重量百分量：

$$w_{\text{珠光体}} = (6.69 - 1.3) / (6.69 - 0.77) \times 100\% = 91.05\%$$

十一、晶粒呈直六边形且两边界成  $120^\circ$  夹角时，各界面张力平衡，晶界稳定，如图 11-5a 所示；若晶粒呈直七边形，则外角小于  $120^\circ$  而造成过大的向外的界面张力合力，从而使三叉晶界结点 A 向晶外移动到 B，以保持结晶平衡到保持  $120^\circ$  的夹角关系；其结果使相邻两侧晶界为向外凹的；产生向外的压应力并向外迁移，从而使该晶粒 1 变大，2、3 晶粒缩小 c 所示。少于六边晶粒的变化可类似讨论。





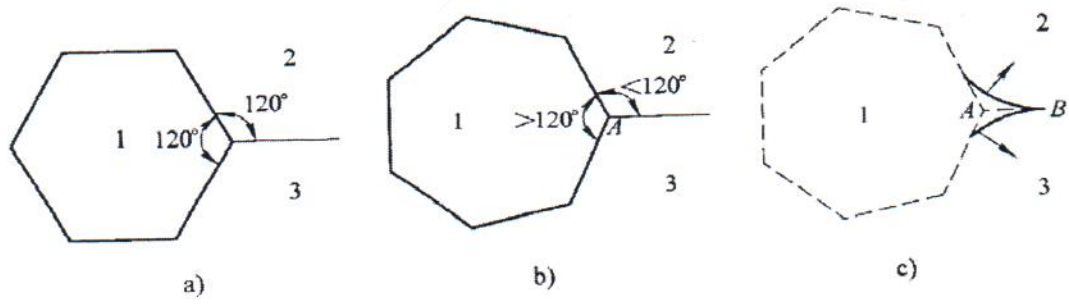


图 11-5 第十一题解答图





# 2005 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：金属学

适用专业：材料学、材料科学与工程、材料加工工程

说明：统考生做一至九题；单考生做一至六和十至十二题

## 一、晶体结构 (20 分)

1. 什么是晶面族？ $\{111\}$  晶面族包含哪些晶面？
2. 面心立方结构金属的  $[100]$  和  $[111]$  晶向间的夹角是多少？ $\{100\}$  面间距是多少？
3. 面心立方结构和密排六方结构金属中的原子堆垛方式和致密度是否有差异？请加以说明。

## 二、合金相 (15 分)

1. 解释间隙固溶体和间隙相的含义，并加以比较。
2. 为什么固溶体的强度常比纯金属高？

## 三、晶体缺陷 (15 分)

1. 晶体内若有较多的线缺陷（位错）或面缺陷（晶界、孪晶界等），其强度会明显升高，这些现象称为什么？强度提高的原因是什么？
2. 上述的两类缺陷是怎样进入晶体的？举例说明如何提高这些缺陷的数目？

## 四、相图热力学 (10 分)

利用图 10-1 的自由能-成分曲线说明，公切线将成分范围分成三个区域，各区域内哪些相稳定？为什么？

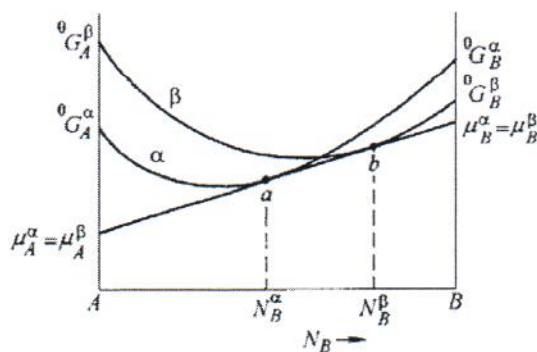


图 10-1 第四题图





## 五、凝固 (20 分)

1. 相同过冷度下比较均匀形核与非均匀形核的临界半径、临界形核功、临界晶核体积, 哪个大?

2. 合金凝固时的液/固界面前沿通常比纯金属液/固界面前沿更容易出现过冷? 为什么?

3. 典型的金属 (如铁) 和典型的非金属 (如硅, 石墨) 在液相中单独生长时的形貌差异是什么?

## 六、扩散 (20 分)

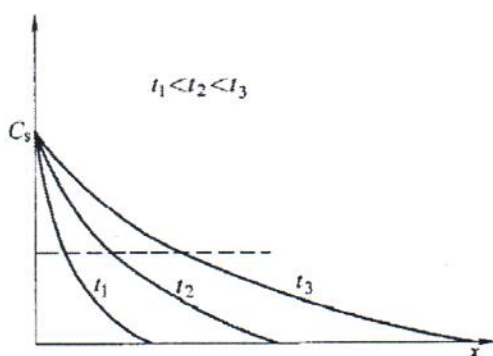


图 10-2 第六题第 1 小题图

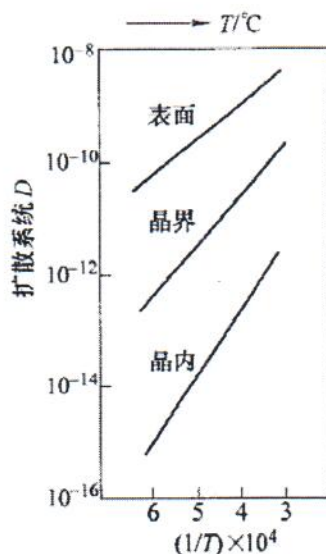


图 10-3 第六题第 2 小题图

1. 菲克第二定律的解之一是误差函数解,  $C = A + B \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$ , 它可用于纯铁的渗碳过程。若温度固定, 不同时间碳的浓度分布则如图 10-2。已知渗碳 1 小时后达到某一特定浓度的渗碳层厚度为 0.5mm, 问再继续渗碳 8 小时后, 相同浓度的渗层厚度是多少?

2. 图 10-3 为测出的钚在不同温度及以不同方式扩散时扩散系数与温度的关系, 从该实验数据图中能得出哪些信息?

## 七、形变 (20 分)

1. 常温下金属塑性变形有哪些主要机制? 它们间的主要差异是什么?

2. 面心立方金属铜在三种不同条件下的真应力-应变曲线如图 10-4。说明它们可能是在怎样的温度和应变速率下形成的? 为何有

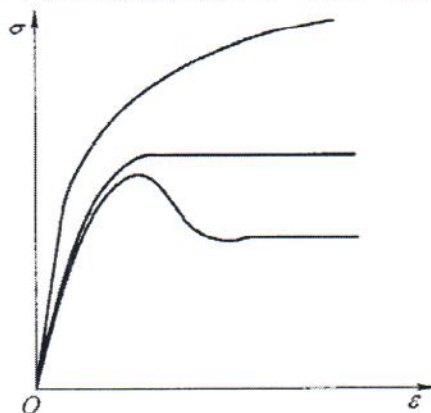


图 10-4 第七题第 2 小题图





这样的形状？

3. 什么是上、下屈服点效应（在纯铁或低碳钢中）？原因是什么？

#### 八、再结晶（20分）

1. 给出金属发生再结晶的基本条件（驱动力）。

2. 指出再结晶、结晶、固态相变之间的主要区别。

3. 图 10-5 示意画出一种常见的再结晶形核机制，请解释该地点优先形核的原因和形核过程。

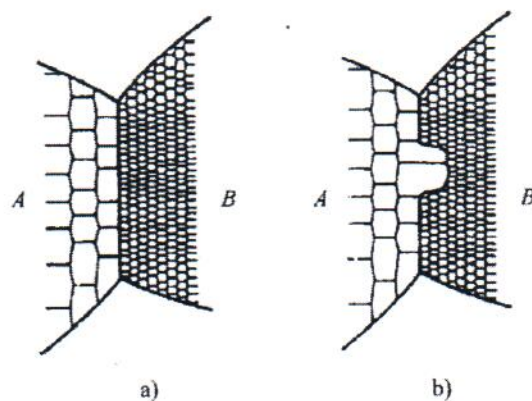


图 10-5 第八题第 3 个小题图

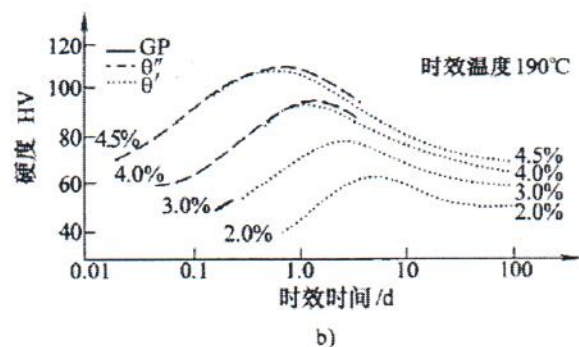
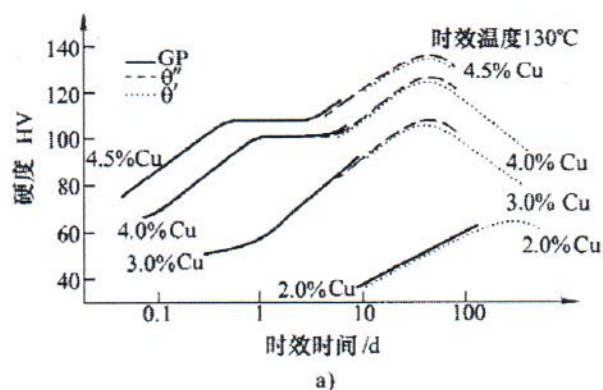


图 10-6 第九题图

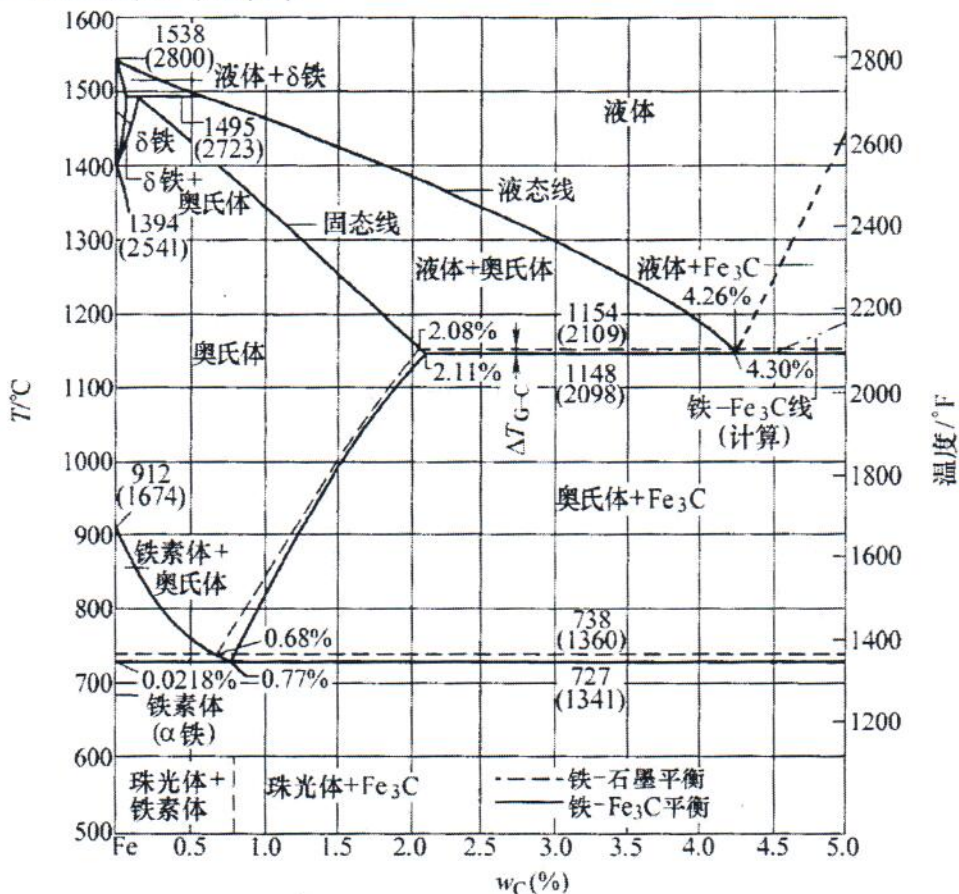


4. 再结晶动力学公式为  $X = 1 - e^{-kt^n}$ ，各参数表示的含义是什么？以  $X-t$  的关系作图，曲线的形状大致是怎样的？如何处理可得一条直线？处理成直线有何用途？

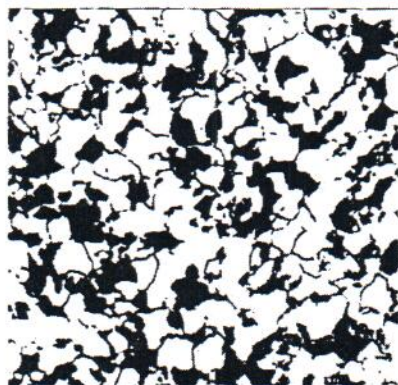
### 九、固态相变 (10 分)

图 10-6 为两组铝铜合金的时效强化曲线；讨论成分变化及时效温度对力学性能（这里是硬度值）的影响，分析可能的原因。

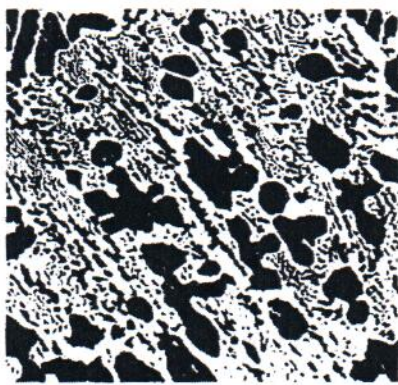
### 十、固态相变 (15 分)



a)



b)



c)



d)

图 10-7 第十二题图





2025

1. 晶体中原子或分子排列到相同的晶面的组合称为晶面族。因对称关系, 这些面性质不止一种。立方系{111}晶面族包括(111) (111) (111) (111) 四个。

2. 面心立方结构的金属的[100]和[111]晶面的间距是:  $\{100\}$  面间距  $d_{100}$

$$d_{100} = \frac{1}{\frac{1}{a}} = \frac{1}{a} \Rightarrow \varphi = 54.7^\circ \quad \text{面间距} \{100\} \quad d = \frac{1}{\sqrt{\left(\frac{1}{a}\right)^2 + \left(\frac{1}{b}\right)^2 + \left(\frac{1}{c}\right)^2}}$$

$$d = \frac{a}{\sqrt{1^2 + 0^2 + 0^2}} = a$$

$$d = \frac{a}{2}$$

附加说明:  $\left\{ \begin{array}{l} \text{体心立方} \quad hkl = \text{奇数} \\ \text{面心立方} \quad hkl \text{ 不全为奇或不全为偶} \\ \text{密排立方} \quad h+2k=3n \quad (n=1, 2, \dots) \text{ 且为奇数} \end{array} \right.$

3. 面心 fcc 以 ABCABC... 堆积, 致密度  $\frac{nV}{V} = \frac{4 \times \frac{4}{3}\pi r^3}{a^3} \quad r = \frac{\sqrt{2}}{4}a$   
 密排立方 hcp 以 ABAB... 堆积, 致密度  $\frac{nV}{V} = \frac{6 \times \frac{4}{3}\pi r^3}{6 \times \frac{1}{2}a \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}a \cdot c} \quad r = \frac{a}{2} \quad c = a \times 1.633$   
 两者致密度均为 0.74

4. ① 间隙固溶体是固溶体: 溶质溶入溶剂晶体结构中取代溶剂晶格点阵位置, 所形成的固溶体, 它保留了溶剂的晶格类型。

中间金属: 原子尺寸 (与原子尺寸因素相关的化合物), 且 AB 原子数成比例。  
 两者性能上有很大的差异, 前者韧性好, 后者硬, 塑性差。  
 共性: 两者中的合金元素都在间隙位置, 本身尺寸很小。

② 合金中溶入两类原子尺寸不同引起晶格畸变造成固溶强化。阻碍了位错的运动, 造成强度硬度上升。(固溶体强度比纯金属强度大的原因)

1. 这些现象称形变强化和晶界强化。原因: 这些缺陷的存在会阻碍位错的运动。  
 例如: 线缺陷的存在。位错运动过程与其发生交互作用而使运动的位错被钉扎而致使需要更大的外力才能使其脱去钉扎造成强度升高。  
 例如: 面缺陷。面缺陷处位错聚集被塞积, 而相邻晶界取向不同而无法直接运动过去造成晶界处应力提高对晶内产生反作用力阻止位错运动。

## 2. 位错的生成

- ① 晶体生长过程中产生位错
- ② 由于火熔体中原子在凝固过程中不均匀分布使晶体先后凝固部分成分不同从而点阵常数也有差别形成的位错可用射线探测
- ③ 由于温度梯度、浓度梯度、机械振动等因素的存在, 致使生长的晶体偏析或弯曲引起相邻晶块之间有位移差, 它们之间就会形成位错。
- ④ 在晶体生长过程中, 由于相邻晶粒发生碰撞或因液流冲击, 以及冷却时体积变化的热应力的作用, 会使晶体表面产生台阶或受力变形而形成位错。



(2) 由于高温较快冷却及淬火时, 晶体内存在大量过饱和空位, 空位的聚集而 ~~形成位错~~ 形成位错。

(3) 晶体内部的某些界面(如第二相质点、孪晶、晶界等)和缺陷处的存在, 由于热应力和组织应力的作用, 往往出现应力集中现象, 当此应力高至足以使该局部区域发生滑移时, 系元在该区域生成位错。

位错的增多主要靠形变, 通过萌生并增殖在晶粒内不断产生位错; 晶粒细化可以通过冷速同时加非均匀形核剂或高的冷却速度获得, 也可通过大形变, 或再结晶, 或相变的方法。

四. ~~在~~ 在  $N_B^d - N_B^B$  中  $d$  的自由能明显低于  $\beta$  因此在此区域  $d$  相系元定。

在  $N_B^B - N_B^B$  中  $\beta$  相的自由能明显低于  $d$ , 因此此区域中  $\beta$  相系元定。

而在  $N_B^d - N_B^B$  成分区域中 余弦线在  $A$  线上的意义为  $A$  组元在  $d$  相与  $\beta$  相中 ~~成分相等~~ 在  $B$  成分上截距为  $B$  组元在  $d$  相与  $\beta$  相中化学势相等。

(在任意一相的自由能成分曲线上任一点的切线, 其两端分别于纵坐标相截,  $A$  组元的截距已表示  $A$  组元在固溶体成分为切点成分时的化学势  $\mu_A$ ;  $B$  组元在固溶体成分为切点成分时的化学势  $\mu_B$ ).

在二元系中当两相(如固相  $d$  和  $\beta$ )平衡时  $\mu_A^d = \mu_A^B$   $\mu_B^d = \mu_B^B$ . 即两组元分别在两相中化学势相等。

在  $N_B^d - N_B^B$  成分时 此时化学势相等为混合物 即两相共存时最佳 因此在  $N_B^d - N_B^B$  中  $d + \beta$  最系元定。

五. 1. 临界半径相同, 临界形核功是均匀形核时高; 临界晶核体积也是均匀形核时大。  
2. ~~在金属凝固过程中, 临界形核功是均匀形核时高, 临界晶核体积也是均匀形核时大。~~

$$R^* = -2\sigma/\Delta G_v \quad \Delta G_v = -\Delta H_f/T_m$$

临界半径为过冷度决定, 而临界形核功 反对非均匀形核来说 很小, 因为非均匀形核是在母相中存在的异质处形核 借助外力表面, 所以所需形核功小。临界半径相同但均匀形核时形成球状晶体, 非均匀形核形成球冠状晶体 因此两者之间均匀形核时临界晶核体积大。



六、  
1. 根据公式  $C = A + B \operatorname{erf} \left( \frac{\sqrt{D \Delta T}}{2 \sqrt{D \Delta T}} \right)$  ①  
 $C = A + B \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2 \sqrt{D \Delta T}} \right)$  ②

由①②可求得  $x = 1.5 \text{ mm}$ .

2. ① 随温度升高, 扩散速度加快;  
 ② 表面扩散最快, 晶内扩散最慢;  
 ③ 扩散系数与温度是指数关系, 即设图是  $D = D_0 \exp(-Q/RT)$  对数处理;  
 ④ ⑤ 利用直线关系可求参数  $D_0$  和激活能  $Q$ .

七. 塑性变形的形变机制为滑移与孪生.

差异:

	滑移	孪生
晶体中的位错	晶体中已滑移面与未滑移面是相互平行的	孪生 孪晶和基体的取向不同 <del>晶体中已滑移面与未滑移面是相互平行的</del> 且两者所有滑移面均平行
位错的量	原子位移是沿滑移面上原子间距倍数 且在同一滑移面上	原子位移是原子间距的 $1/n$
塑性变形的贡献	贡献大 即总变形量大	贡献小 即总变形量小
变形应力	有确定的分切应力	所需分切应力一般高于滑移分切应力
变形条件	一般情况下先进行滑移	当滑移很难进行时或晶体对称度很低或温度很低、加载速度高时
变形机制	滑移是晶体整体运动的结果	孪生是部分晶体运动的结果

2. (1) 最上面的一条曲线具有明显加工硬化现象, 说明是在低温或高应变速率下变形的, 强度显著提高, 而塑性下降很快. 即除了加工硬化现象, 产生这种现象的原因是晶内塑性变形时晶界的阻碍作用和晶粒之间的协调作用. 要求晶粒不可能以单一的滑移系来起作用, 而是多组滑移同时发生作用, 因此硬化曲线十分陡峭.

(2) 中间的曲线具有明显的动态回复现象, 因此中间的曲线是在中温或中应变速率下变形的. 出现这种现象的原因是在低温或中温阶段, 应力增大很快, 出现加工硬化, 随着应变增加而迅速增加, 不发生动态回复现象, 即低温或中温加工硬化阶段.

应力增大很快, 出现加工硬化, 之后材料开始塑性变形, 同时出现动态回复. 在后面的稳态流变阶段, 加工硬化与动态回复接近平衡, 加工硬化率趋于平衡, 出现应力不随应变增加的稳定状态.

(3) 最下面的一条曲线具有明显的动态再结晶现象, 因此是在高温或低应变速率下变形的. 这种现象的原因主要是材料随着应变的增加而迅速增加, 不发生动态回复, 即低温或中温加工硬化阶段, 随后出现动态再结晶软化作用, 但是加工硬化仍占主导地位. 当应力达到某一值后由于再结晶软化作用, 应力随应变降低, 最后加工硬化与动态再结晶软化达到平衡, 进入稳态流变阶段.



3. 因为低碳钢中存在 C、N 等溶质原子，溶质原子与位错起作用形成溶质原子气团，即柯氏气团。它对位错有钉扎作用。对低碳钢进行拉伸时，位错要从气团中挣脱出来需要较大的力。这就会导致上屈服点。而一旦从气团中挣脱之后，位错的滑移就比较容易。因此应力降低，出现下屈服点。

11.

1. 基体条件(再结晶): 有一定的形变储存能, 一定的温度

2. (1) 将冷变形金属加热到一定温度之后, 在原变形组织中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态, 这个过程称为再结晶。再结晶只是组织变化, 没有结构变化, 马氏体加热是形变中的储存能。

(2) 结晶是从非晶态的液相、气相或固态非晶态中产生晶体的过程。这是种结构变化，驱动为化学自由能差。

(3) 固态相变是一种固态组织在温度压力变化时, 转变为另一种或多种固态相组织的过程, 固态相变导致成分结构有序化均发生改变, 并且具有一系列热力学小特征。其驱动力是系统的熵和自由能差。

3. 晶界形核机制, 晶界两侧应变不同, 位错密度不同, 形变储能不同, 造成

对于变形度较小（一般小于20%）的金属，其再结晶的驱动力多由晶界运动引起，即所谓晶界驱动力，或称晶界驱动力。当变形量较小时，各晶粒之间由于变形不均匀而产生位错，或称晶界驱动力。为了降低系统的内能，在一定温度条件下，晶界处的某些亚晶开始通过晶界运动，并入到高位错密度的晶粒中，吞食晶粒，形成无应变的再结晶晶粒。

4.  $p_R = 1 - \exp(-\beta t^K) / \chi = 1 - e^{-kt^n}$

$X$  为再结晶分数,  $t$  是时间,  $k, n$  都是常数.  $k$  主要与形核率和大速度有关, 主要和形核机制、地点和新相形状有关. 以  $X-t$  的关系作图, 曲线的形状是 S 或 G 形状, 50% 转变量时转变速度最快. 对数处理可得一条直线; 处理成直线可求出不同时间的再结晶量求出  $k, n$  值.

九. 随着合金铜含量提高, 过饱和度加大, 脱溶驱动力加大, 析出速度加快。析出值增加。时效温度越高, 扩散速度加快, 析出加快, 但过饱和度减小, 脱溶驱动力也减小, GP区或亚稳相可能不出现。时效强化主要靠 GP区和  $\theta'$  相, 因两者细小弥散, 有共格或半共格界面, 强化效果好。

十. 1. 时效强化的工艺路线.

经高温加热及快速冷却的固溶处理得到过饱和单相组织, 然后在一定温度和时间内时效到最高硬度/强度. 合金析出第二相, 共析析出了强化相.

2. 固溶强化主要是依靠固溶原子引起的相变. 没有成分变化. 短程扩散过程控制.

马氏体相变. 是无扩散. 切变型相变. 在纯金属及合金中都会出现. 是界面过程控制的.

固溶强化在合金中. 有成分变化. 主要是长程扩散控制.

十一. 单向压缩条件下, 从侧面观察, 随形变量  $\alpha\%$ , 晶粒由等轴状变为长条状. 晶粒内部位错增多, 形成位错缠结. 亚晶界或新的大角晶界. 晶粒硬度提高, 塑性下降. 形变温度提高, 晶粒变成长条状的速度变慢. 因为热激活作用增强. 亚晶界加速形成.





1. 简述时效（强化）处理的工艺路线及原理。
2. 同素异晶转变、马氏体相变、脱溶转变有何主要区别？

#### 十一、形变（15分）

简述单向压缩条件下，形变量、形变温度对金属组织及性能的影响（包括晶粒形状和位错亚结构的变化）？可用示意图表示。

#### 十二、铁碳相图（20分）

1. 图 10-7a 为铁碳相图，图 10-7b、c、d 分别为 3 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、硝酸酒精浸蚀）。说明它们各是哪个成分的合金，为什么？

2. 分析图 10-7d 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（ $\text{Fe}_3\text{C}$  含 6.69% C）。

## 参 考 答 案

### 一、

1. 晶体中原子或分子排列相同的晶面的组合称为晶面族。因对称关系，这些面往往不止一种。立方系  $\{111\}$  晶面族包括  $(111)$ 、 $(\bar{1}11)$ 、 $(1\bar{1}1)$ 、 $(11\bar{1})$  四个。

2. 晶面间夹角  $\cos\varphi = 1/\sqrt{3}$ ； $\varphi = 54.7^\circ$ 。面间距  $d = a/2$ （ $a$  为点阵常数）。

3. FCC 按 ABCABC 方式堆垛，而 HCP 按 ABABAB 堆垛；致密度无差异，都是 0.74。

### 二、

1. 前者为固溶体，保持溶剂的晶体结构，且溶解度很低；后者是中间相（尺寸因素化合物），且 A、B 原子数成比例。性能上有很大差异，前者韧、塑性好；后者硬，塑性差。共性是两者中的合金组元都在间隙位置，本身尺寸很小。

2. 因合金中两类原子尺寸不同，引起点阵畸变，阻碍位错运动，造成固溶强化。

### 三、

1. 称形变强化和晶界强化（或细晶强化）。原因是两类缺陷的增多都明显阻碍位错的运动，从而提高强度。

2. 位错的增多主要靠形变，通过萌生与增殖在晶粒内不断产生位错；晶粒细化可通过凝固时加非均匀形核剂或高的冷却速度获得，也可通过大形变，或再结晶，或相变的方法。

四、左侧  $A \sim N_B^\alpha$  范围是  $\alpha$  相稳定，因它的自由能最低；右侧  $N_B^\beta \sim B$  范围是  $\beta$  相稳定，也因其自由能最低；两公切点之间  $N_B^\alpha \sim N_B^\beta$  范围是  $\alpha + \beta$  两相共存稳定，因任意一个单相存在时的自由能都不如它分解为成分为公切点处的  $\alpha + \beta$  时





两相自由能的加权值（在公切线直线上）低。

#### 五、

1. 临界半径相同；临界形核功是均匀形核时高；临界晶核体积也是均匀形核时大。

2. 合金界面前沿会出现组成过冷，即界面前沿溶质的富集提高了局部区域的熔点，所以更易出现过冷。

3. 因两者分别是粗糙型（铁）和光滑型界面（硅等），前者是外形均匀的等轴晶或枝晶，后者为规则多边形、有棱角的形状。

#### 六、

1. 因浓度  $C$ 、扩散系数  $D$  都不变，有  $\frac{X_1}{X_2} = \sqrt{\frac{t_1}{t_2}}$ ，代入相应值得： $X_2 = 3X_1 = 1.5\text{mm}$ 。

2. 随温度升高，扩散速度加快；表面扩散最快，晶内扩散最慢。扩散系数  $D$  与温度  $T$  是指数关系，即该图是  $D = D_0 \exp(-Q/RT)$  对数处理的结果；利用直线关系可求常数  $D_0$  和激活能  $Q$ 。

#### 七、

1. 主要形变机制是滑移和孪生；滑移产生的切变量是原子间距的整数倍，孪生产生的切变量是原子间距的一个分数；由此产生一系列其他方面的差异。答其他方面差异的也酌情赋分。

2. 有明显加工硬化的是在低温（或高应变速率）下变形；出现硬化、软化抗衡（动态回复）的是在中温（或中等应变速率）下变形；有一明显软化阶段（动态再结晶）的是在高温（或低应变速率）下变形。

3. 含  $C$ 、 $N$  间隙原子的低碳钢形变时，滑移启动时的抗力较大（上屈服点），滑移进行时的抗力较小（下屈服点），在应力应变曲线上可明显看出。原因是间隙原子聚集在位错上（柯氏气团）钉扎了位错，出现上屈服点，位错一旦摆脱钉扎后便不受影响（对应下屈服点）。

#### 八、

1. 要有一定的形变储存能，一定的温度。

2. 再结晶只是一种组织变化，没有结构变化，驱动力是形变储存能；结晶是从非晶态的液相、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。

3. 这是应变诱导晶界迁移机制；晶界两侧应变能不同，位错密度不同，形变储存能不同，造成高应变能的一侧被低应变能的一侧吃掉，形成新晶粒。

4.  $X$  是再结晶分数， $t$  是时间， $k$ 、 $n$  都是常数， $k$  主要与形核率和长大速度有关， $n$  主要和形核机制、地点和新相形状有关。以  $X-t$  的关系作图，曲线的





形状是 S 或  $\sigma$  形状, 50% 转变量时转变速度最快。对数处理可得一条直线; 处理成直线可通过测不同时间的再结晶量求出  $k$ 、 $n$  值, 了解更多的微观信息。

九、随铝中含铜量提高, 过饱和度加大, 脱溶驱动力加大, 析出速度加快, 硬度值增加。时效温度越高, 扩散速度加快, 析出加快, 但过饱和度减小, 脱溶驱动力也减小, GP 区或亚稳相可能不出现。时效强化主要靠 GP 区和  $\theta''$  相, 因两者很细小弥散, 有共格或半共格界面, 强化效果好。

#### 十、

1. 经高温加热及快速冷却的固溶处理得到过饱和单相组织, 然后在一定温度和时间内时效到最高硬度/强度, 得到弥散、共格析出的强化相。

2. 同素异晶转变主要是纯组元固态下出现的相变, 没有成分变化, 短程扩散过程控制; 马氏体相变是无扩散、切变型相变, 在纯金属及合金中都会出现, 是界面过程控制的。脱溶出现在合金中, 有成分变化, 主要是长程扩散控制的。

十一、从侧面观察, 随形变量加大, 晶粒由等轴状变为长条形, 晶粒内部位错增多, 形成位错缠结、亚晶界或新的大角晶界; 强度、硬度提高, 塑性下降。形变温度提高, 晶粒变成长条状的速度变慢, 因热激活作用增强, 亚晶界加速形成, 亚晶尺寸趋于稳定, 甚至出现动态再结晶组织。强度提高和塑性下降的速度都变慢。

#### 十二、

1. 图 10-7b 组织为 0.45% C 合金, 即亚共析钢, 因其由等轴铁素体 (白色) 和珠光体 (黑色) 组成。图 10-7c 组织为 3.4% C 合金, 即亚共晶白口铸铁, 因其有枝晶状珠光体 (黑色, 原奥氏体晶粒形状) 和变态莱氏体组成。图 10-7d 组织为 4.7% C 合金, 即过共晶白口铸铁, 因其由板条状白色一次渗碳体和变态莱氏体组成。

2. 液相冷却时, 先形成板条状一次渗碳体, 再形成共晶莱氏体, 冷至室温后莱氏体变为变态莱氏体。一次渗碳体的相对量为:  $(4.7 - 4.3)/(6.69 - 4.3) = 16.7\%$ 。





# 2004 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：金属学

适用专业：材料学、材料科学与工程、材料加工工程

说明：统考生做一至十一题；单考生做一至八和十二至十四题

---

## 一、简述题（4分/小题，共40分）

- |             |                     |
|-------------|---------------------|
| 1. 滑移临界分切应力 | 2. 金属键              |
| 3. 中间相      | 4. 布喇菲 (Bravais) 点阵 |
| 5. 再结晶温度    | 6. 滑移系              |
| 7. 位错       | 8. 二次再结晶            |
| 9. 偏析       | 10. 马氏体相变           |

二、单相金属或合金各晶粒间的界面一般称之为晶界，通常晶界又分为小角度晶界和大角度晶界两大类，试问：划分为两类晶界的依据是什么？并讨论构成小角度晶界的结构模型。（10分）

三、分别画出立方晶系晶胞内的(110)、(112)晶面和[110]、[111]晶向。（10分）

四、讨论晶体结构和空间点阵之间的关系。（10分）

五、什么是固溶体？讨论影响固溶体溶解度的主要因素。（10分）

六、分析和讨论冷加工金属或合金塑性变形后回复再结晶过程中组织和性能的变化特征。（10分）

七、画出 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图，分析含碳量为 1.1wt%（重量百分比）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。（20分）

八、分析和讨论影响金属或合金中原子扩散的主要因素。（10分）

九、以 Al-4.5%Cu 合金为例，分析过饱和固溶体的脱溶分解过程（脱溶贯序），并讨论脱溶温度对脱溶贯序的影响。（10分）

十、金属的固态相变与金属的结晶过程基本一样，大多也包括形核和生长两个基本阶段，但在固态相变过程中新、旧两相的比容不同，使系统额外增加了应变能以及由相界面上的原子不匹配而引起的弹性应变能，因此固态相变在许多方面与结晶过程有着显著的差异。试分析固态相变的一般特点。（10分）





十一、写出所附 Au-Hf 体系相图（图 9-1）中的三相反应，并划出虚线框内部分的相平衡关系局部扩大示意图。（10 分）

十二、分析固态相变和回复再结晶过程的驱动力。（10 分）

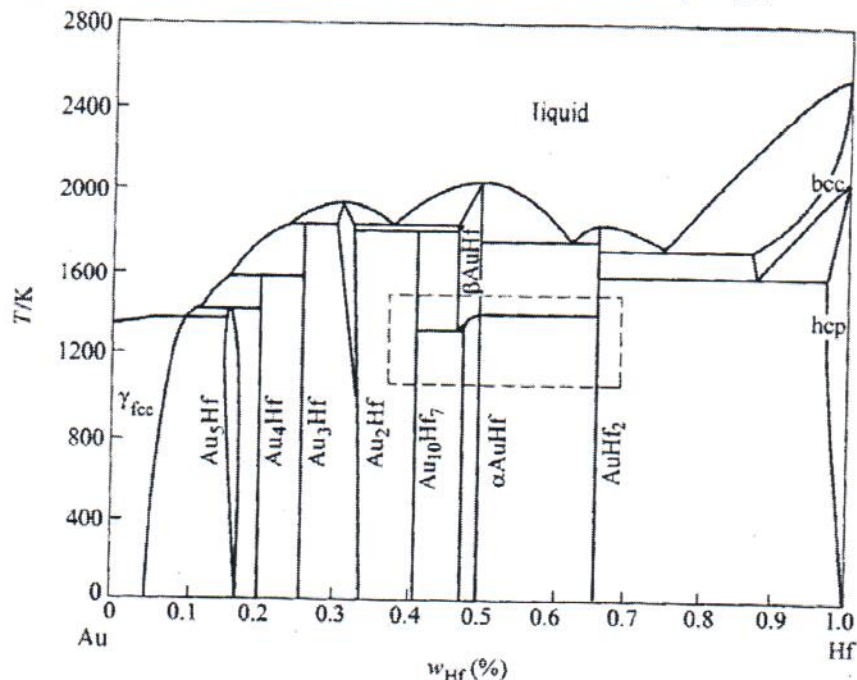


图 9-1 第十一题图

十三、叙述钢锭中常见的宏观组织缺陷，消除或改善方法。（10 分）

十四、叙述常见的金属晶体中的内外界面。（10 分）

## 参 考 答 案

一、

1. 滑移临界分切应力：滑移系开动所需的最小分切应力；它是一个定值，与材料本身性质有关，与外力取向无关。

2. 金属键：自由电子与原子核之间静电作用产生的键合力。

3. 中间相：合金中组元之间形成的、与纯组元结构不同的相。在相图的中间区域。

4. 布喇菲点阵：除考虑晶胞外形外，还考虑阵点位置所构成的点阵（或：除考虑旋转对称性外，还考虑平移对称性，经有心化后构成的全部阵点）。

5. 再结晶温度：形变金属在一定时间（一般 1h）内刚好完成再结晶的最低温度。

6. 滑移系：晶体中一个可滑移面及该面上一个可滑移晶向合称一个滑移系。

7. 位错：是晶体内的一种线缺陷，其特点是沿一条线方向原子有规律地发



2004

1. 临界分切应力 滑移: 晶体在切应力作用下滑移, 但其中许多滑移系并非同时发生滑移, 而只有外力在某一滑移系中的分切应力达到一定临界值时, 该滑移系才会发生滑移现象。该分切应力称滑移的临界分切应力。  $\tau_c = \frac{F}{A} \cos \phi \cos \lambda = G_s \cos \phi \cos \lambda$ .  $\cos \phi \cos \lambda$  为取向因子
2. 金属键: ~~金属中~~自由电子与原子核之间静电作用产生的键合力。
3. 中间相: 合金中组元之间形成的与纯组元结构不同的相。在相图的中区生成。
4. 布喇菲点阵: 除考虑晶胞外形外, 还考虑阵点在晶胞内所占的位置 (按每个阵点周围环境完全相同的要求用数学方法推导出的能够反映空间点阵全部特征的单位平行六面体, 有14种, 这14种空间点阵也称布喇菲点阵)
5. 再结晶: 将冷变形金属加热到一定温度, 在晶内形成新的无畸变晶粒, 从而降低内能或确定其组织, 此过程称为再结晶。



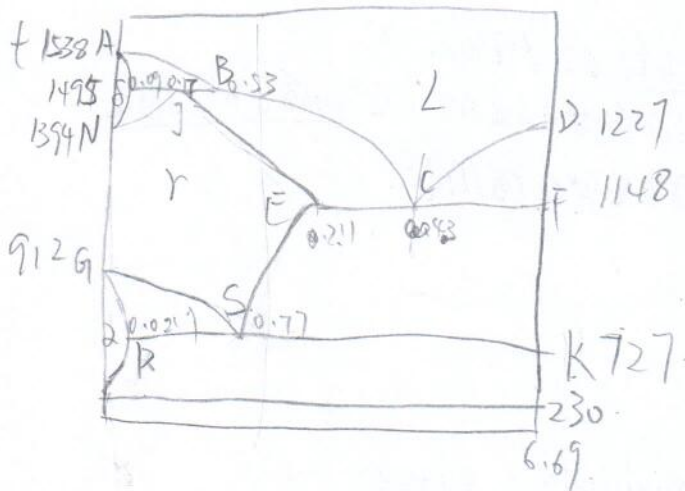
五. 固溶体: 溶质原子以原子态溶入溶剂的晶格点阵中形成的单一均匀的固溶体  
其特点是有溶剂的晶体结构类型。

影响固溶度因素

- ① 晶体结构: 拥有相同的晶体结构是无限固溶体的必要条件。
- ② 原子尺寸因素: 在其他条件相近情况下, 原子半径差  $< 15\%$  更形成溶解度大的固溶体
- ③ 电价因素: 溶质与溶剂中负价数越接近, 溶解度越大
- ④ 原子价因素: 同一溶剂金属, 溶质的原子价越高, 溶解度越小。  
高价溶质溶入低价溶剂较反之要大。 [溶解度]

六. 固溶再结晶时材料组织变化: 退火过程主要分为回复和再结晶两个阶段。  
回复阶段由于晶界迁移和位错运动, 晶粒的形状大小与变形态相似, 仍保持着纤维状或扁平状。从显微组织上几乎看不出变化, 但亚晶粒的晶界变化, 在再结晶阶段, 晶粒长大, 产生新的无畸变晶粒核心, 然后逐渐消耗周围的变形晶粒而长大, 直到开组织完全改变为止。晶界迁移的驱动力是晶界能, 晶粒长大的驱动力是晶界能, 晶粒相互吞食长大, 从而得到在给定条件下一个比较稳定的尺寸。

回复再结晶材料性能的变化: 在回复阶段金属仍保持很高的位错密度, 所以强度硬度变化很小, 但是再结晶后位错密度显著降低, 从而导致强度硬度明显下降。  
回复阶段由于晶界迁移和位错运动, 晶粒的形状大小与变形态相似, 仍保持着纤维状或扁平状。从显微组织上几乎看不出变化, 但亚晶粒的晶界变化, 在再结晶阶段, 晶粒长大, 产生新的无畸变晶粒核心, 然后逐渐消耗周围的变形晶粒而长大, 直到开组织完全改变为止。晶界迁移的驱动力是晶界能, 晶粒长大的驱动力是晶界能, 晶粒相互吞食长大, 从而得到在给定条件下一个比较稳定的尺寸。



# 影响扩散的主要因素

- ① 温度 是影响扩散的最主要因素, 温度越高, 原子热涨落能越大, 越容易通过, 扩散系数也越大
- ② 晶体类型。间隙固溶体的扩散系数一般较小, 置换扩散系数能较大。
- ③ 晶体结构对扩散有影响, 当晶体结构改变后, 扩散系数也随之变化
- ④ 晶体缺陷。晶体缺陷处能量高, 涨落能小, 扩散系数大。
- ⑤ 化学成分 一般对扩散影响较为复杂
- ⑥ 应力作用 应力会提供原子扩散的驱动力。

9. Al-4.5% Cu 合金固溶处理后, 在最佳时效温度  $\approx 150^{\circ}\text{C}$  时效, 会出现时效强化  
过饱和固溶体  $\rightarrow \text{GP区} \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$

其中 GP区是铜原子富集区。

$\theta''$ 、 $\theta'$  是四方结构亚稳相 圆盘状, 沿基体的  $\{100\}$  面析出, 具有特定/半共格界面  
与基体存在一定的取向关系

$\theta$  是四方结构稳定相, 不规则形状

提高时效温度, 时效加快, 但过饱和度减少, 相变驱动力减少, 可能导致直接析出平衡相  $\theta$ , 时效强化能力减弱。时效温度过低, 则析出相小, 达到最佳时效时间长。



Handwritten text in Chinese, appearing to be a letter or document. The text is extremely faint and mostly illegible due to the quality of the scan. It seems to contain several paragraphs of prose.



生错排；这种缺陷用一线方向和一个柏氏矢量共同描述。

8. 二次再结晶：再结晶结束后，正常长大过程被抑制而发生的少数晶粒异常长大的现象。

9. 偏析：合金中化学成分的不均匀性。

10. 马氏体相变：其过程遵循无扩散、切变方式的相转变。

二、依据是按界面两侧晶粒间的取向差， $< 15^\circ$ 的称小角度晶界， $> 15^\circ$ 的称大角度晶界。小角度晶界的结构模型是位错模型，比如对称倾转晶界用一组平行的刃位错来描述。

三、见图 9-2。

四、两者之间的关系可用“空间点阵 + 基元 = 晶体结构”来描述。

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

五、溶质原子以原子态溶入溶剂点阵中而组成的单一均匀固体；溶剂的点阵类型被保留。

影响固溶度的因素有：

①原子尺寸因素。当溶剂、溶质原子直径尺寸相对差小于  $\pm 15\%$  时，有利于大的代位固溶体溶解度；当两组元的直径相对差大于  $41\%$  时，有利于高的间隙固溶体溶解度。

②负电性因素。溶剂、溶质的负电性差越小溶解度越大，一般小于  $0.4 \sim 0.5$  会有较大溶解度。

③电子浓度因素。有两方面的含义：一是原子价效应，即同一溶剂金属中，溶质的原子价越高，溶解度越小；二是相对价效应，即高价溶质溶入低价溶剂时的溶解度高于相反的情况。

六、随退火温度的升高或时间延长，出现亚晶合并长大，再结晶形核及长大，无（或低密度）位错的等轴再结晶晶粒取代长条状高位错密度的形变晶粒，然后是晶粒正常长大。储存能逐渐被释放，特别是再结晶阶段释放的最显著；硬度及强度下降，伸长率上升；电阻降低，密度提高。再结晶时各种性能变化都比回复时强烈得多。

七、铁碳相图略。

1.1% C 的钢由液相冷却时先进入 L +  $\gamma$  奥氏体两相区，形成枝晶或等轴状  $\gamma$  奥氏体，然后进入奥氏体单相区；继续冷却到  $\sim 760^\circ\text{C}$ ，沿晶界析出二次渗碳体，在  $727^\circ\text{C}$  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，如图 9-3 所示。

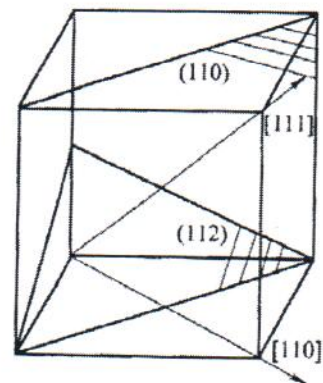


图 9-2 第三题解答图



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

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

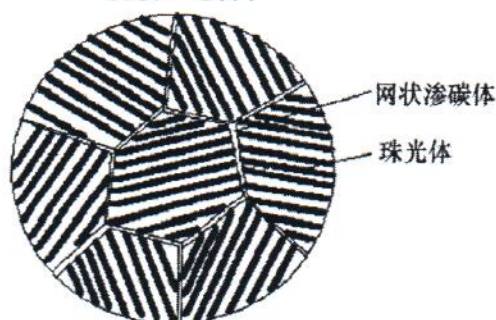


图 9-3 第七题解答图

八、影响扩散的因素有:

温度: 满足  $D = D_0 e^{-Q/RT}$  的关系, 温度升高, 扩散加快。

界面、表面及位错: 它们是扩散的快速通道。

第三组元: 可对二元扩散有不同影响, 如 Mo、W 降低 C 在  $\gamma$ -Fe 中的扩散系数; Co、Si 加速 C 的扩散; Mn、Ni 的影响不大。

晶体结构: 低对称性的晶体结构中, 存在扩散系数的各向异性, 如六方结构晶体, 平行与垂直于基面(0001)的扩散系数不同。

熔点: 同一合金系中, 同一温度下熔点高的合金中扩散慢, 熔点低的扩散快。

九、Al-4.5%Cu 合金固溶处理后, 在最佳时效温度  $\approx 150^\circ\text{C}$  时效, 会出现脱溶贯序:

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;  $\theta''$ 、 $\theta'$  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;  $\theta$  是四方结构稳定相, 不规则形状。

提高时效温度, 脱溶加快, 但过饱和度减少, 相变驱动力减少, 可能导致直接析出平衡相  $\theta$ , 时效强化能力减弱; 时效温度过低则情况相反, 达到最佳性能的时间过长。

十、

①相变阻力中多了应变能一项。

②形核方面: 非均匀形核为主; 具有特定的取向关系; 相界面常为共格或半共格的。

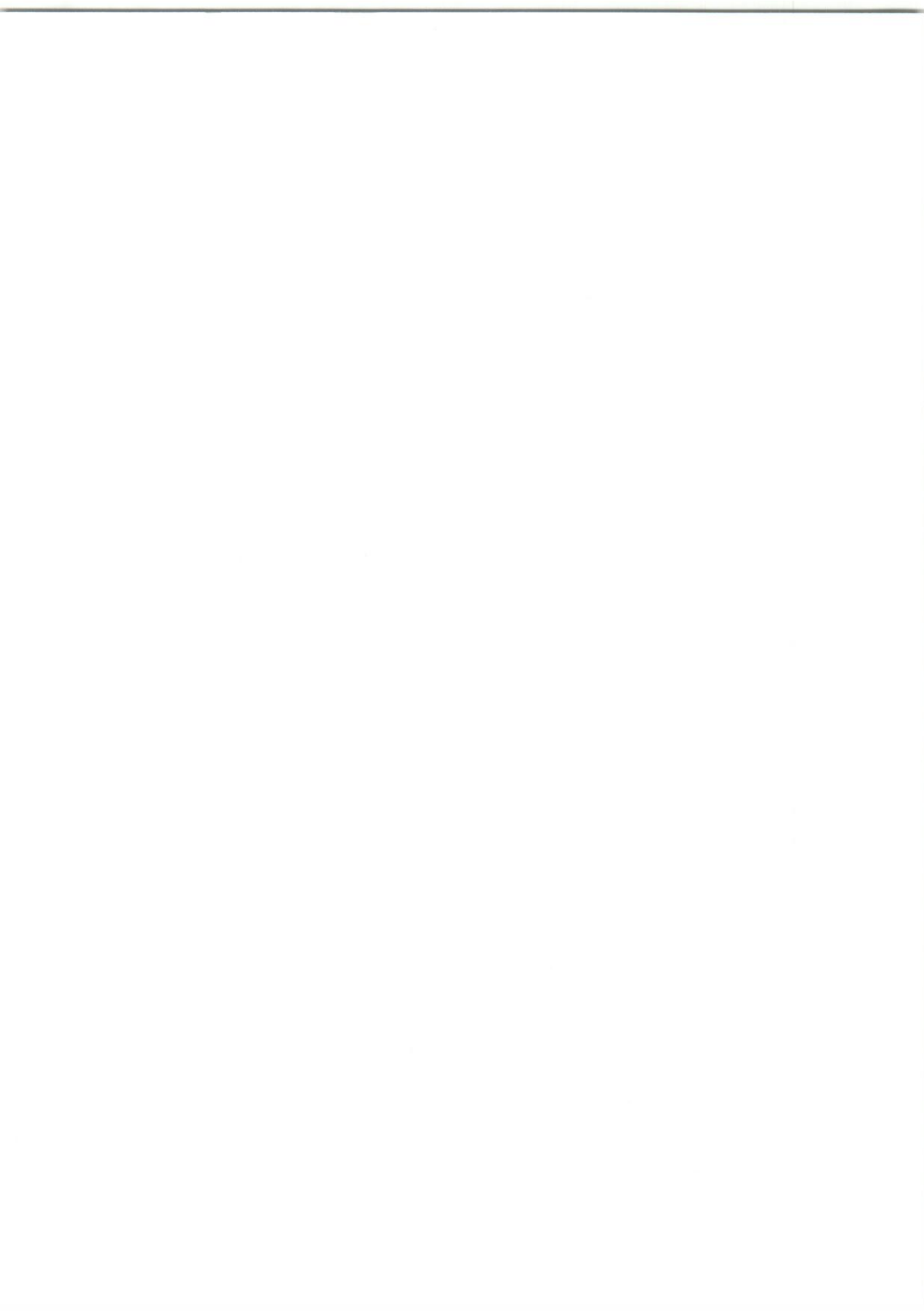
③生长方面: 具有惯习现象, 有特定的组织形态, 如片状、针状。

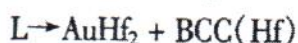
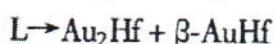
④有亚稳相。

十一、

$L + \text{Au}_5\text{Hf} \rightarrow \text{FCC}(\text{Au})$







虚线框内部分可能的相平衡关系局部扩大示意于图 9-4。

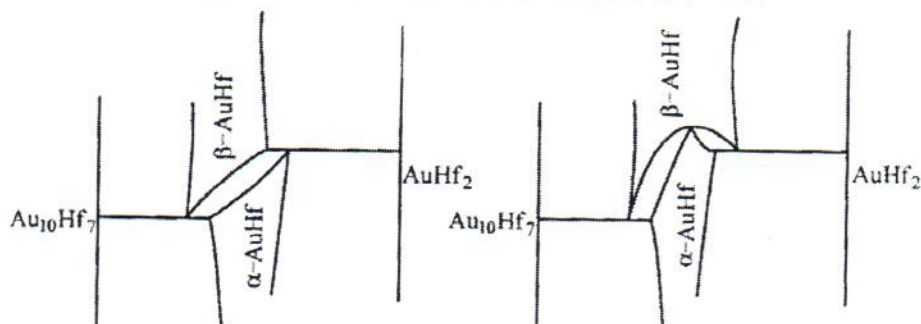


图 9-4 第十一题解答图

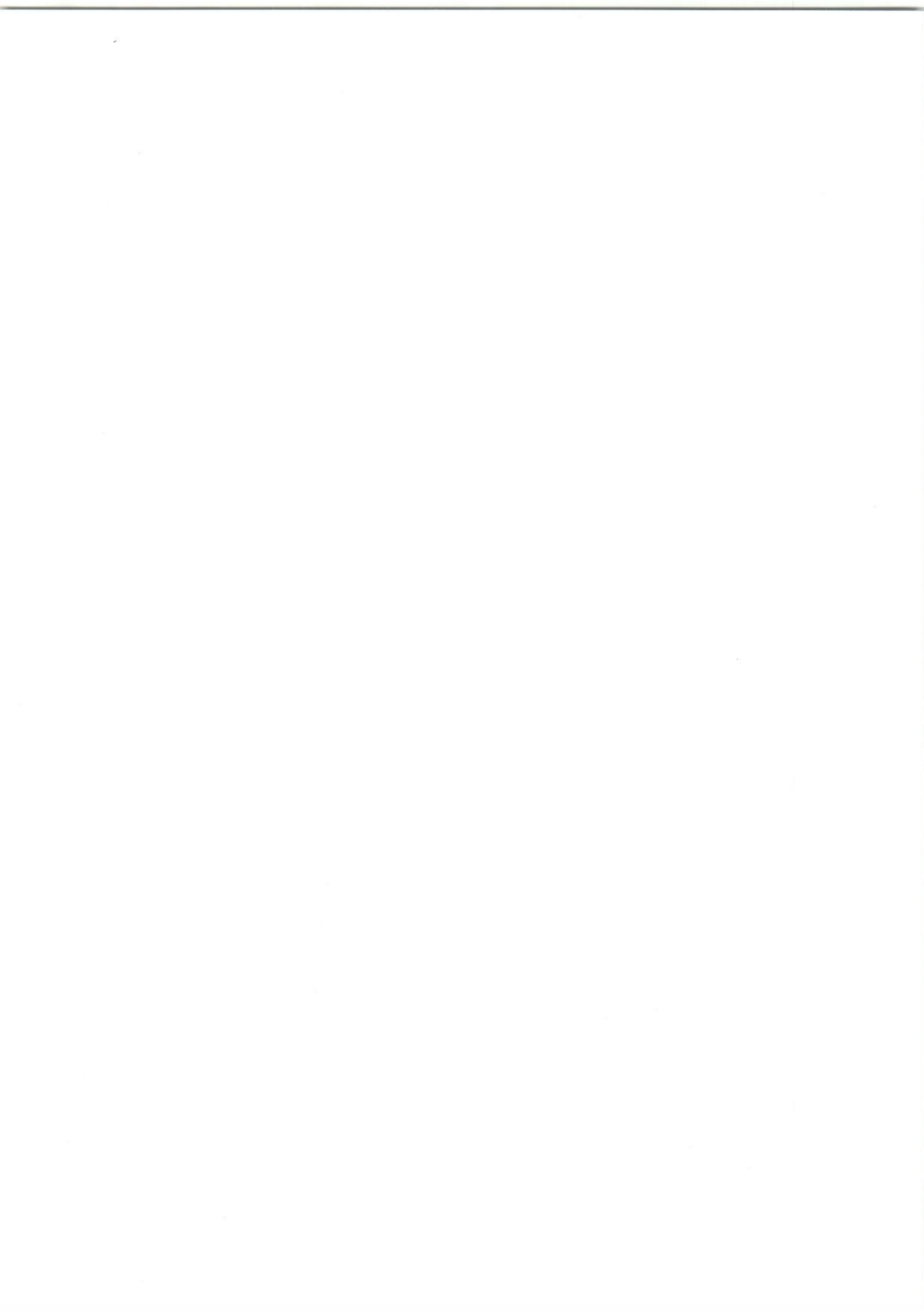
十二、固态相变的驱动力是新、旧两相间的自由能差，回复再结晶的驱动力是形变储存能。

十三、宏观缺陷有：宏观偏析（如正常偏析、反常偏析、比重偏析）和带状组织以及缩孔、疏松、气泡等。严格讲，也包括三晶区的组织不均匀性。

宏观缺陷（化学不均匀性、物理不均匀性和组织不均匀性）往往是相互联系的，一般希望尽可能多而细的中心等轴晶，可采用加孕育剂、加大冷速、加强液体运动（如电磁搅拌、机械搅拌）等方法，细化晶粒，消除柱状晶，这样，与柱状晶/枝状晶区相伴随的宏观偏析和缩孔、气泡也就明显改善。

十四、它们包括晶界、相界、表面、孪晶界、层错。

晶界是同种晶粒之间的交界面；相界是结构、成分不同的相间的交界面；表面是晶体与大气或外界接触的界面；孪晶界是发生孪生后产生的新界面，是特殊的大角晶界，可是共格的或半共格的；低能层错是单相晶体内因堆垛顺序反常变化后出现的新界面，也是低能界面，与孪晶界能量相近。





# 2003 年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：金属学

适用专业：科学技术史、冶金物理化学、钢铁冶金、有色金属、材料加工工程

说明：统考生做一至十一题；单考生做一至七、十二至十五题

---

## 一、名词解释 (30 分)

1. 刃型位错和螺型位错模型

2. 晶界与界面能

3. 同分凝固与异分凝固

4. 形变织构

5. 二次再结晶

6. 淬透性与淬硬性

二、简述二元系中共晶反应、包晶反应和共析反应的特点，并计算其各相平衡时的自由度。(12 分)

三、什么是点阵参数？正方晶系和立方晶系的空间点阵特征是什么？画出立方晶系中  $(12\bar{3})$  的晶面。(12 分)

四、凝固过程中形核和长大与再结晶过程中形核和长大主要区别是什么？简述再结晶过程中核心的产生方式。(12 分)

五、简述菲克第一定律和菲克第二定律的含义，写出其表达式，并标明其字母的物理含义。(12 分)

六、简述晶界和晶粒大小对多晶体范性变形的作用与影响。(12 分)

七、什么是一次带状组织和二次带状组织？分析一次带状组织和二次带状组织形成的原因。(12 分)

八、画出 Fe-C 相图，标明 Fe-C 相图中各点的温度和含碳量。(12 分) (统考生做，单考生不做)

九、简述固态相变的一般特点。(12 分) (统考生做，单考生不做)

十、简述凝固过程的宏观特征，叙述凝固过程中晶体成长的机理。(12 分) (统考生做，单考生不做)

十一、什么是固溶体？影响固溶度的原因有哪些？固溶体与其纯溶剂组元相比，其结构、力学性能和物理性能发生了哪些变化？(12 分) (统考生做，单考生不做)





2003年

1. 刃型位错：将晶体上半部切开，插入半个晶面，再粘起来。这样，在相当于刃端部位为中心线的附近一定范围，原子发生有规则的错动。其特点为上半部受压，下半部受拉。这与实际晶体中的刃位错造成的小情况相同，称刃位错模型。

螺型位错：将晶体的前半部切开，以刃端为界使左右两部分沿上下发生原子间距的相对切变，再粘起来。这时在已切面和未切面交界线附近，原子错动情况与真实的螺型位错相似，称螺型位错模型。

2. 晶界是成分结构相同但晶粒取向不同而出现的界面称晶界。

晶界上的原子处在非平衡状态，具有超晶格能。平均在晶界单位面积上的超晶格能称为晶界能。

3. 同分凝固：结晶出的晶体和母液化学成分完全一样，即在结晶过程中只发生结构的改变而化学成分不变。  
异分凝固：结晶出的晶体和母液化学成分不一样，即在结晶过程中成分结构同时发生变化。

4. 形变组织：在塑性变形中，随着变形程度的增加，原来取向不同的晶粒随着变形方向而拉长，使其空间取向具有一定的规律，这种现象称择优取向，这种组织状态称形变组织。

5. 二次再结晶：再结晶结束以后，晶粒的正常长大被抑制而出少数晶粒异常长大的现象。

6. 淬透性与淬硬性：

淬透性：指钢淬火成马氏体的能力，主要与临界淬速有关，大小用淬透层深度表示。

淬硬性：指钢淬火能达到的最高硬度，主要与钢的含碳量有关。

二. 共晶反应：液相同时凝固出两个不同成分的固相，两固相相互混合生长，一般长成片层状。

共析反应：母相为固相，一个固相同时生成两个成分不同的固相。

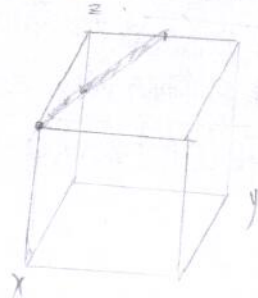
包晶反应：液相与一个固相反应生成另一个固相，新生成的固相包在原有的固相，反应在固相中扩散。

$f = C - P + 2$  以碳反应中  $C=1$   $f=3-P$   $f \geq 0$   $P \leq 3$  可知发生上述反应  $P=3$  则  $f=0$  的度为0

三. 点阵参数：描述点阵单胞几何形状的基本参数，由三个参数组成，即  $a, b, c$  三个边长； $\alpha, \beta, \gamma$  三个夹角。

正交晶系点阵参数： $a \neq b \neq c$   $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$

立方  $a = b = c$   $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$



四. 凝固过程：形核和长大的驱动力是新旧相化学位差。

形核通常为均匀形核，形核与母相无取向关系。

再结晶过程：形核长大驱动力是形变过程中储存的能量。

形核为不均匀形核，常在形变不均匀区中，晶界附近，切变带，第二相粒子周围。

再结晶长大时可能有一定的取向关系。

再结晶形核的产生方式：① 晶界分出形核，即原有晶界处析出成核也称亚晶界析出式形核。

② 亚晶成核，即通过亚晶合并或长大形成新晶粒。



菲克第一定律数学形式  $J = -D \frac{\partial C}{\partial x}$ ,  $J$  代表扩散通量 即单位时间内通过垂直于扩散方向  $x$  的单位面积的扩散物质质量. 其单位为  $\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ ,  $D$  为扩散系数 单位  $(\text{m}^2/\text{s})$ .  $\frac{\partial C}{\partial x}$  表示浓度梯度  $C$  是扩散物质的质量浓度 单位  $\text{kg}/\text{m}^3$ . 负号表示物质的扩散方向是从高浓度区向低浓度区扩散.

菲克第二定律  $\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$   $\frac{\partial C}{\partial t}$  浓度随时间变化率  $\frac{\partial J}{\partial x}$  流量浓度梯度.

六. 多晶中, 每个晶粒与周围相邻晶粒取向不同, 晶体开始时的形状不同. 滑移系数目不同. 晶粒变形的快慢, 是靠有独立滑移系足够的开动力来实现的, 即某一晶粒在一定的力轴作用下, 取向因子大的滑移系先开动. 当相邻晶粒相接触的区域或受周围晶粒的影响而不能随自己主滑移系开动进行变形时可开动次要的新的滑移系, 以协调各种复杂的形变方式; fcc bcc 结构都有五个开动的滑移系可实现任一种方式的形变. 晶界两侧滑移面不平行, 晶界一方面是位错运动障碍造成应力集中和强化. 同时要求晶界附近各系滑移的出现, 以协调晶界两侧的形变.

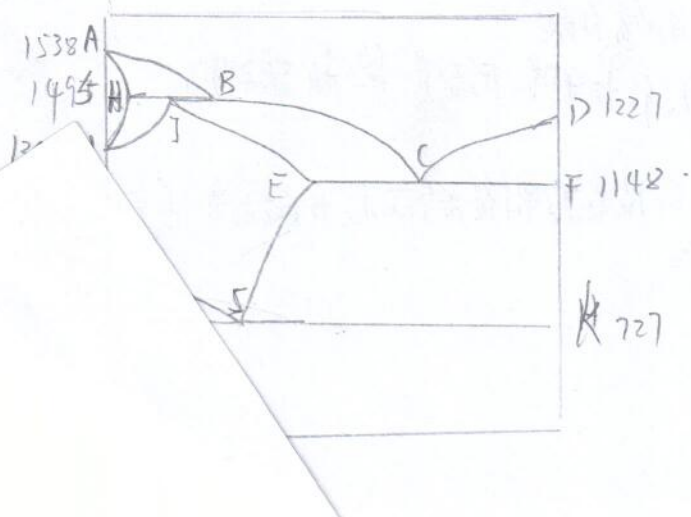
晶粒大小对形变的影响是: 晶粒细小, 整个晶粒可较均匀, 不同的滑移系组合少; 晶粒粗大时, 形变过程中晶内不同区域, 不能相互协调, 要求不同的滑移系组合并开动. 常~形成晶粒"活化", 即一个大晶粒, 随形变的进行可分成几部分, 不同部分内不同滑移系开动. 对性能的影响遵循霍尔-佩奇公式  $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$  即晶粒越细, 晶界越多, 晶界对运动位错阻碍越显著, 提高了强度. 幅度越大.

七. 一次带状组织. 是凝固时形成枝晶. 热轧后成带状而难消除. 在  $\text{CuCl}_2$  浸蚀下, 黑色条带是枝晶干 (含溶质少), 白色条带是富集溶质的枝晶间. 也称为"原发"带状.

二次带状组织是固溶转变的产物. 在硝酸酒精浸蚀下, 白色带状是铁素体, 黑色带状是珠光体. 也称为"显微"带状组织. 只存在一次带状的基础上才会产生二次带状. 这些带状都与元素的偏析和夹杂物的特殊分布有关.

一次带状组织产生的原因: 枝晶偏析或夹杂物在压力加工过程中被拉长所造成的.

### 1. 铁碳



A 1538 °C	0	5727 0.77
B 1495 °C	0.53	K727 6.69
C 1148 °C	4.3	
D 1227 °C	6.69	
E 1148 °C	2.11	
F 1148 °C	6.69	
G 912 °C	0	
H 727 °C	0.09	
J 1497 °C	0.17	
N 1394 °C	0	
P 727 °C	0.0218	



## 九. 固态相变 - 一般特征

- ① 相变阻力中多了一项应变能 (由新旧两相比容不同所引起的)
- ② 形核方面: 非均匀形核, 存在特定的取向关系 ( $K-S$  关系 相变要克服阻力较小的道, 一般会选择界面能低的界面来长形核) 第Ⅱ类或半共格界面.
- ③ 生长方面: 出现小角亚晶, 即有脱溶质序; 特殊规则的组织形态如片状针入.
- ④ ~~生长小角亚晶既有脱溶质序~~ 有亚晶相出现以减少相变阻力.

## 十.

金属的宏观特征: 要有一定的过冷度, 会放出明显的结晶潜热.  
生长机理有三种: 连续式生长, 二维晶核及借助台阶的阶状生长, 借虫型位错生长.

- ① 连续生长: 粗糙界面上, 一半位置正虚位以待, 液相原子可进入这些位置, 晶体生长. 晶体便连续向液相中生长.

② 二维晶核 指一定大小的原子或原子的平面薄层. 若为光滑界面, 二维晶核在相界面上形成后, 液相原子沿着二维晶核侧边所形成的台阶不断地附着上去, 使此薄层很快扩展而铺满整个表面, 又很快扩展一层如此重复.

- ③ 借虫型位错生长. 若光滑界面上存在虫型位错时, 垂直于位错线的表面呈阶状螺旋形的台阶, 晶体借助台阶进行生长.

十一. ~~合金~~ 固溶体: 溶质原子溶入溶剂原子晶格点阵所形成的单一~~相~~的固态溶体. 它保持着溶剂的晶格点阵.

影响固溶度的因素:

- ① 晶体结构: 晶体结构相同是无限固溶的必要条件.

② 原子尺寸: 当溶剂原子与溶质原子半径差  $\Delta r < 15\%$  时形成溶解度大的置换固溶体.

③ 电负性因素: 电负性相差大为形成化合物. 溶剂与溶质电负性差角越大.

④ 电子浓度因素: 同一溶剂金属, 溶质原子原子价越高, 溶解度越小.  
高价溶质溶入低价溶剂时的溶解度高于相反情况.

结构: 点阵常数发生变化, 产生了点阵畸变, 出现原子偏聚或有序化, 甚至形成有序固溶体.

力学性能: 硬度强度提高, 塑性下降.

物理性能变化: 电阻增大, 导电率下降.

1. 關於本會之宗旨及任務  
本會之宗旨在於研究我國經濟之發展，並促進國際經濟之合作。其任務則在於搜集資料，進行研究，並向政府及社會提出建議。

2. 關於本會之組織及成員  
本會之組織分為常務委員會、理事會及會員大會。常務委員會由理事會選出，負責處理日常事務。理事會則由會員大會選出，負責監督本會之運作。會員大會為本會之最高權力機關，由全體會員組成。

3. 關於本會之經費及財務  
本會之經費主要來自會員之會費及捐款。此外，亦接受政府及社會之資助。本會之財務狀況將定期向會員大會報告，以確保經費之合理使用。

4. 關於本會之研究及出版  
本會將定期出版研究報告及刊物，以促進學術交流。此外，亦將舉辦研討會及講座，邀請專家學者進行演講，以增進會員之知識。

5. 關於本會之未來發展  
本會將繼續致力於經濟研究，並加強與國際經濟組織之合作，以促進我國經濟之繁榮與發展。



十二、列举三种增加凝固过程中核心数的方法，简要分析其增加核心数的原因。(12分)(单考生做，统考生不做)

十三、简述含碳量为 0.25% 钢的结晶过程和固态组织转变过程。(12分)(单考生做，统考生不做)

十四、简述连续脱溶和不连续脱溶的含义。(12分)(单考生做，统考生不做)

十五、根据缺陷相对于晶体尺寸和其影响范围的大小，缺陷可以分为哪几类？简述这几类缺陷的特征。(12分)(单考生做，统考生不做)

## 参 考 答 案

### 一、

1. 刃型位错和螺型位错模型：将晶体上半部切开，插入半个晶面，再粘合起来；这样，在相当于刃端部位为中心线的附近一定范围，原子发生有规则的错动。其特点是上半部受压，下半部受拉。这与实际晶体中的刃位错造成的情景相同，称刃型位错模型。同样，将晶体的前半部切开，以刃端为界使左右两部分沿上下发生一个原子间距的相对切变，再粘合起来，这时在已切动和未切动交界线附近，原子错动情况与真实的螺位错相似，称螺型位错模型。

2. 晶界与界面能：晶界是成分结构相同的同种晶粒间的界面。界面上的原子处在断键状态，具有超额能量。平均在界面单位面积上的超额能量叫界面能。

3. 同分凝固与异分凝固：凝固时不发生成分变化的称同分凝固；反之，凝固时伴随成分变化，称异分凝固。

4. 形变组织：多晶形变过程中出现的晶体学取向择优现象。

5. 二次再结晶：再结晶结束后正常长大过程被抑制而发生少数晶粒异常长大的现象。

6. 淬透性与淬硬性：淬透性指合金淬成马氏体的能力，主要与临界冷速有关，大小用淬透层深度表示。而淬硬性指钢淬火后能达到的最高硬度。主要与钢的含碳量有关。

二、共晶反应是：液相同时凝固出两个不同成分的固相，两固相相互配合生长，一般长成片层状。

共析与共晶相似，只是母相是固相，即一个固相同时生成另两个不同成分的固相。

包晶反应是：液相与一个固相反应生成另一个固相，新生成的固相包住原有的固相，反应需要固相中的扩散，速度较慢。

这三种反应出现时，自由度都是 0，即三相成分固定，温度也固定。





三、点阵参数是描述点阵单胞几何形状的基本参数，由六个参数组成，即三个边长  $a$ 、 $b$ 、 $c$  和它们之间的三个夹角  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\gamma$ 。

正方晶系的点阵参数特征是  $a \neq b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ 。

立方晶系的点阵参数特征是  $a = b = c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ 。

立方晶系中  $(12\bar{3})$  的晶面如图 8-1 所示。

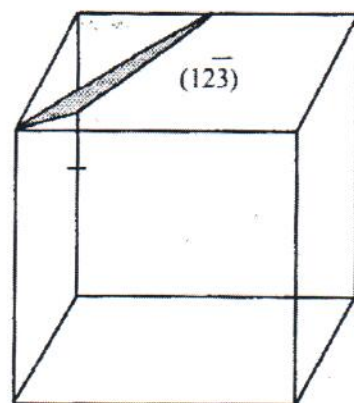


图 8-1 第三题解答图

四、凝固时形核和长大的驱动力是新、旧相化学位差，再结晶形核和长大的驱动力只是形变储存能。

凝固时的形核常为均匀形核；再结晶形核常在现有的形变不均匀区中，如晶界附近、切变带、形变带、第二相粒子周围；凝固长大时与母相不会有取向关系，再结晶长大时可能有一定的取向关系。

再结晶核心产生方式：① 原有晶界推移成核，也称应变诱导晶界迁移式形核；② 亚晶成核，即通过亚晶合并或长大形成新晶粒。

五、菲克第一定律  $J = -D \frac{dc}{dx}$ 。  $J$ ：扩散流量，即单位时间通过单位面积的物质质量， $g/m^2 \cdot s$ ； $D$ ：扩散系数， $m^2/s$ ； $\frac{dc}{dx}$ ：浓度梯度， $g/m^4$ 。

菲克第二定律  $\frac{dc}{dt} = \frac{d}{dx} \left( D \frac{dc}{dx} \right)$ 。  $\frac{dc}{dt}$ ：浓度随时间的变化率， $g/m^3 \cdot s$ ； $\frac{dJ}{dx}$ ：流量的梯度， $g/m^3 \cdot s$ 。

六、多晶中，每个晶粒与周围相邻晶粒取向不同，滑移开始的早晚不同，滑移系数目也不同；晶粒间的协调是靠有足够的独立滑移系的开动来实现的，即某一晶粒在一特定力轴作用下，取向因子大的滑移系先开动，当相邻晶粒相接触的区域受周围晶粒的影响而不能随自己主滑移系开动进行形变时，可开动次生的、新的滑移系，以协调各种复杂的形变方式；FCC/BCC 结构都有 5 个独立滑移系，可实现任一种方式的形变。晶界两侧滑移面不平行，晶界一方面是位错运动的障碍，造成塞积和强化；同时要求晶界附近多系滑移的出现，以协调晶界两侧的形变。晶粒大小对形变的影响是：晶粒细小，整个晶粒可较形变均匀，不同的滑移系组合少；晶粒粗大时，形变过程中晶内不同区域，不能相互协调，要求不同的滑移系组合并开动，常常出现晶粒“碎化”，即一个大晶粒，随形变的进行“碎化”成几部分，不同部分内有不同的滑移系开动。

对性能的影响遵循 Hall-Petch 关系  $\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ ，即晶粒越细，晶界越多，晶界对运动位错阻碍越显著，提高强度幅度越大。

七、一次带状组织是凝固时形成枝晶，热轧后成带状而产生的；在  $CuCl_2$  浸



