

北 京 科 技 大 学

2016 年硕士学位研究生入学考试试题

参考答案

(回忆版)

试题编号: 814 试题名称: 材料科学基础 (共 页)

适用专业: 材料科学与工程, 材料工程 (专业学位)

说明: 所有答案必须写在答题纸上, 做在试题或草稿纸上无效。

一、名词解释

1. 柯氏气团

在固溶体合金中, 溶质原子或杂质原子可以与位错交互作用而形成溶质原子气团, 即柯氏气团。若有间隙原子 C, N 或比溶剂尺寸大的置换溶质原子存在, 就会与位错交互作用偏聚于刃型位错的下方, 以抵消部分或全部的张应力, 从而使位错的弹性应变能降低。当位错处于能量较低的状态时, 位错趋向稳定不易运动, 即对位错有着“钉扎作用”, 尤其在体心立方晶体中, 间隙型溶质原子和位错的交互作用很强, 位错被牢固地钉扎住。位错要运动, 必须在更大的应力作用下才能挣脱柯氏气团的钉扎而移动, 这就形成了上屈服点, 而一旦挣脱之后位错的运动就比较容易, 因此有应力降落, 出现下屈服点和水平台。

2. 离异共晶

通常共晶体中的 α 相依附于初生 α 相生长, 将共晶体中另一相 β 推到最后凝固的晶界处, 从而使共晶体两组成相相间的组织特征消失, 这种两相分离的共晶体称为离异共晶。离异共晶可通过非平衡凝固得到, 也可能在平衡凝固条件下获得。

3. 共析转变

共析转变的形式类似共晶转变, 共析转变是一个固相在恒温下转变为另外两个固相。表达式是 $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ 。该转变是指具有共析成分的单一母相在一定条件

下分解生成两个或多个结构与成分不同的新相的过程。它是一种典型的扩散型相变，是由一种固相转变成两种或以上固相的固—固转变。

4.上坡扩散

物质也可能从低浓度区向高浓度区扩散，扩散的结果提高了浓度梯度。这种扩散称为上坡扩散。上坡扩散与菲克第一定律的扩散方向相反。上坡扩散的驱动力是化学势梯度。

5.临界分切应力定律

晶体的滑移是在切应力作用下进行的。只有当外力在某一滑移系中的分切应力达到一定临界值时，该滑移系才可以首先发生滑移，该分切应力称为滑移的临界分切应力。设有一截面积为 A 的圆柱形单晶体受轴向拉力 F 的作用， Φ 为滑移面法线与外力 F 中心轴的夹角， λ 为滑移方向与外力 F 的夹角，则 F 在滑移方向的分力为 $F\cos\lambda$ ，而滑移面的面积为 $A/\cos\Phi$ ，于是，外力在该滑移面沿滑移方向的分切应力为 $\tau = \frac{F}{A}\cos\phi\cos\lambda$

滑移的临界分切应力是一个真实反映单晶体受力起始屈服的物理量。其数值与晶体的类型、纯度，以及温度等因素有关，还与该晶体的加工和处理状态、变形速度，以及滑移系类型等因素有关。

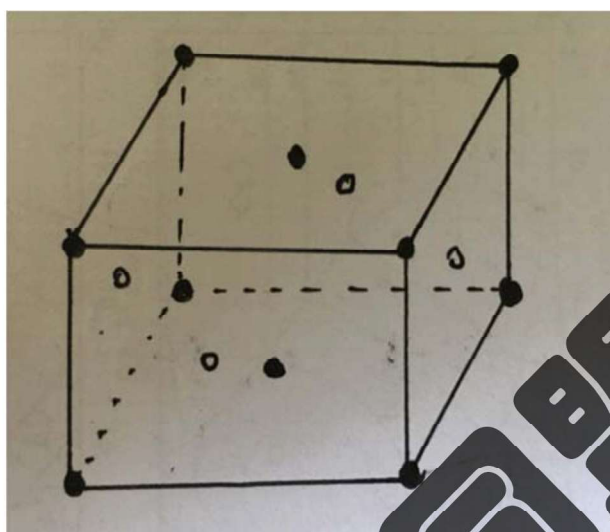
6.二次再结晶

异常晶粒长大又称不连续晶粒长大或二次再结晶，是一种特殊的晶粒长大现象。

发生异常晶粒长大的基本条件是正常晶粒长大过程被分散相微粒、织构或表面的热蚀沟等所强烈阻碍。当晶粒细小的一次再结晶组织被继续加热时，上述阻碍正常晶粒长大的因素一旦开始消除时，少数特殊晶界将迅速迁移，这些晶粒一旦长到超过它周围的晶粒时，由于大晶粒的晶界总是凹向外侧的，因而晶界总是向外迁移而扩大，结果它就愈长愈大，直至互相接触为止，形成二次再结晶。二次再结晶的驱动力是来自界面能的降低，而不是来自应变能。它不是靠重新产生新的晶核，而是以一次再结晶后的某些特殊晶粒作为基础而长大的。

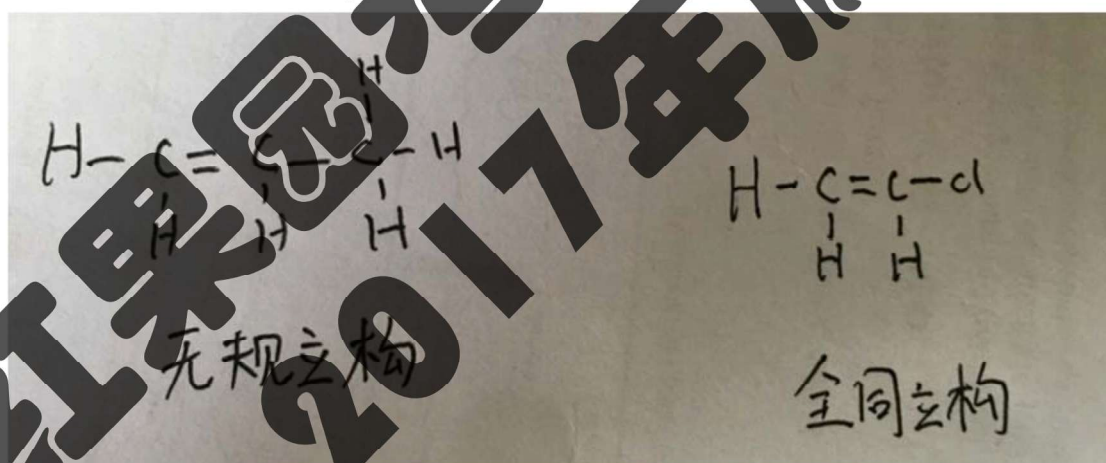
二、A-B 系中的 AB 型合金是面心立方结构，当它有序化后 A 原子和 B 原子在 (002) 面按一层 A 一层 B 排列。画出有序化单胞的示意图，并写出布拉菲点阵类型。

有序化单胞：（课本 P55 图 b）



布拉菲点阵：简单立方

三、写出无规立构 $[C_2H_3(CH_3)]$ 和全同立构 $[C_2H_3Cl]$ 的结构式，判断哪一个更好的玻璃形成体并说明理由。



通过结构式可以看出无规立构的结构较复杂，原子或原子团直间的作用力较大，不易形成规则的晶体。而全同立构的高分子也可以称为等规高分子，等规高分子链上的取代基在空间是规则排列的，所以分子链之间能紧密聚集形成结晶。等规高分子都有较高的结晶度和高的熔点而且不易溶解。

三、对低碳钢制造的齿轮。假设在 900°C 渗碳 10 小时，在这个温度渗碳的成本为每小时 1000（任意单位），而在 1000°C 渗碳的成本为每小时 1500（任意单位）。如果达到相同的渗碳效果，从经济角度看，应该在哪个温度渗碳更合理？渗碳

时，除考虑经济条件外，还要考虑哪些因素？已知碳在 $\gamma\text{-Fe}$ 中扩散激活能为 137.72KJ/mol 。

渗碳情况符合菲克第二定律的特殊解的应用条件，可以利用菲克第二定律进行解决。

900°C 渗碳 10 小时的渗碳厚度为 x ，则 $\rho(x, t_1) = \rho_s - (\rho_s - \rho_0) \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D_1 t_1}}\right)$

若 1000°C 时渗碳厚度仍为 x ，则 $\rho(x, t_2) = \rho_s - (\rho_s - \rho_0) \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D_2 t_2}}\right)$

达到相同的渗碳效 $\rho(x, t_1) = \rho(x, t_2)$ 果，即

化简得 $D_1 t_1 = D_2 t_2$

又因为 $D_1 = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT_1}\right)$ $D_2 = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT_2}\right)$

代入上式化简得 $t_2 = t_1 \exp\left(\frac{Q}{RT_1} - \frac{Q}{RT_2}\right)$

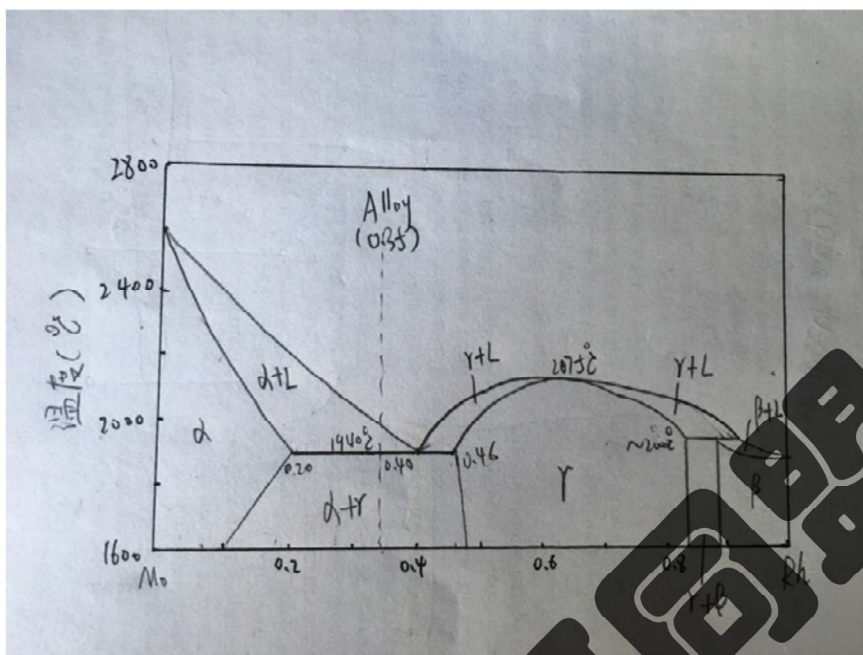
代入数据 可得 $t_2 = 3.3h$

所以 900°C 的成本为 $10 \times 1000 = 10000$ 1000°C 的成本为 $3.3 \times 1500 = 4950$

所以从经济角度看，1000°C 更合理。

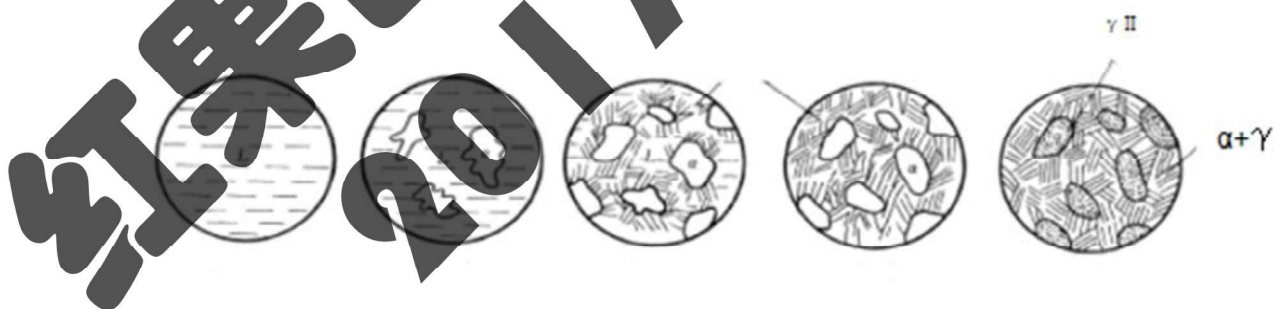
还需要考虑的因素有温度、晶体结构、晶体缺陷和应力的作用等等。（从影响扩散的因素的角度考虑）

四、根据下图所示的 Mo-Rh 相图：1、写出体系中所有不变的反应（或称等温反应）的反应式和反应类型；2、给出的质量分数为 0.35 的合金经平衡凝固过程的组织转变示意图；3、计算该合金在稍低于 1940°C 时的相的相对量和组成物的相对量；4、该合金在实际凝固过程中获得了完全共晶组织，试分析原因。



共晶反应: $L \rightarrow \alpha + \gamma$ 包晶反应: $\gamma + L \rightarrow \beta$

2.



3. 相的相对量: α 相 $(0.46 - 0.35) \div (0.46 - 0.20) = 42.31\%$

γ 相 $1 - 42.31\% = 57.69\%$

组织的相对量: 初生 α 组织 $(0.40 - 0.35) \div (0.40 - 0.20) = 25\%$

共晶组织 ($\alpha + \gamma$) $1 - 25\% = 75\%$

4. 在非平衡凝固条件下, 某些亚共晶或过共晶成分的合金也能得全部的共晶

组织，这种由非共晶成分的合金所得到的共晶组织称为伪共晶。原因是，由于共晶中两组成相的成分与液态合金不同，它们的形核和生长都需要两组元的扩散，而以低熔点为基的组成相与液态合金成分差别较小，则通过扩散而能达到该组成相的成分就较容易，其结晶速度较大。所以，在共晶点偏于低熔点相时，为了满足两组成相形成对扩散的要求，伪共晶区的位置必须偏向高熔点相一侧。因此该合金在非平衡凝固条件下得到了完全共晶组织。

五、回答下列问题：① 相变时均匀形核和非均匀形核的临界晶核的曲率半径哪个大，为什么？② 相变时均匀形核和非均匀形核的临界晶核形成功哪个大，为什么？③ 相变时非均匀形核的形核率是不是一定比均匀形核的形核率大，为什么？

① 均匀形核和非均匀形核的临界晶核半径是相等的。均匀形核时，总的自由能为 $\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$ 。在一定温度下， ΔG 和 σ 是确定值，所以 ΔG 是 r 的函数。临界半径可以通过求极值获得， $r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_v}$ 。

非均匀形核时，总的自由能为 $\Delta G = \left(\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma \right) \left(\frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \right)$

在一定温度下， ΔG 和 σ 是确定值，所以 ΔG 是 r 的函数。临界半径可以通过求极值获得 $r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_v}$ 。所以均匀形核和非均匀形核的临界晶核相同。

② 非均匀形核的临界晶核形成功更大。原因在于非均匀形核，即由于外界因素，如杂质颗粒或铸型内壁等促进了结晶晶核的形成。依附于这些已存在的表面可使形核界面能降低，因而形核可在较小过冷度下发生，固均匀形核的临界晶核形成功更大。

③ 非均匀形核的形核率不一定比均匀形核时的更大，非均匀形核在约为 $0.02 T_m$ 的过冷度时，形核率已达到最大值。而均匀形核在过冷度达到 $0.2 T_m$ 时

达到最大值，并且比非均匀形核的最大值大。所以非均匀形核的形核率不一定比均匀形核时的大。

七、为什么会发生晶界偏析？根据相图已知 Cu 和 Au 完全互溶，Sb 和 Bi 在 Cu 合金中最大溶解度分别为 10^{-2} 和 10^{-4} ，比较 Au、Bi、Sb 在 Cu 中晶界偏析程度的大小。并作简要解释，说明能否提高温度消除晶界偏析。

1.晶界偏析是由于溶质原子富集($k_0 < 1$)在最后凝固的晶界部分而造成的。

当 $k_0 < 1$ 的合金在凝固时使液相富含溶质组元，又当相邻晶粒长大至相互接壤时，把富含溶质的液体集中在晶粒之间，凝固成为具有溶质偏析的晶界。

2.Au、Sb 和 Bi 在铜中的晶界偏析程度大小排序为： $Bi < Sb < Au$

晶界结构缺陷较多，溶质原子在晶内的能量比在晶界的能量高，故溶质原子有自发向晶界偏聚的趋势，通过偏析使得系统能量降低。所以溶解度越大的原子，溶质原子越多，体系能量越高，越容易向晶界偏聚集，晶界偏析越严重。

3.提高温度会减轻晶界偏析。提高温度会使溶质原子扩散，减轻晶界偏析。

八、下表是某合金（假设合金不发生固态相变）冷加工后在不同温度退火 1 小时后电导率、屈服强度和晶粒尺寸实验数据。根据表中的实验数据。估计回复、再结晶、与晶粒长大的温度，并说明理由，推荐一个适当的加工温度。

退火温度 (°C)	电导率 ($\text{ohm}^{-1}\text{m}^{-1}$)	屈服强度 (MPa)	晶粒尺寸 (mm)
400	3.04	86	0.100
500	3.05	85	0.100
600	3.36	84	0.100
700	3.45	83	0.098

800	3.46	52	0.030
900	3.46	47	0.031
1000	3.47	44	0.070
1100	3.47	42	0.120

1.回复的温度大约为 600℃。在回复阶段，由于不发生大角度晶界的迁移，所以晶粒的形状和大小与变形态的相同，仍保持着纤维状或扁平状，从光学显微组织上几乎看不出变化。回复过程中电阻率的明显升高，主要是由于过量空位的减少和位错应变能的降低。

2.再结晶的温度大约为 800℃。回复阶段，变形金属仍保持很高的位错密度，而发生再结晶后，则由于位错密度显著降低，强度明显下降。

3.晶粒长大的温度大约为 1000℃。再结晶结束后，材料通常得到细小等轴晶粒，若继续提高加热温度或延长加热时间，将引起晶粒进一步长大。根据表格可知，1000℃时晶粒尺寸明显增大，故晶粒长大的温度约为 1000℃。

适当的加工温度应为 800℃。因为 800℃ 时材料的电导率较高，强度较大，晶粒较细，综合性能较好，所以适当的加工温度应为 800℃。