

# 西北工业大学 2017 考研真题

## 一、简答题

### 1、从热力学角度分析一级相变和二级相变的特点？

答：①一级相变：发生相变时，新相与母相的化学势相等，但化学势的一阶偏导数不相等，表明一级相变有体积和熵的突变。相变伴随着体积的膨胀或收缩，潜热的放出或吸收。金属及合金中大多数相变均为一级相变，例如：钢中马氏体转变，珠光体转变等；

②二级相变：发生相变时，新相与母相的化学势相等，一阶偏导数也相等，但二阶偏导数不相等，表明相变无体积效应和热效应，但材料的压缩系数、膨胀系数以及等压热容有突变，例如：磁性转变、超导态转变，合金中的部分有序-无序转变等。

### 2、成分过冷的临界条件是什么？对固溶体长大有何影响？

答：成分过冷的临界条件： $\frac{G}{R} = \frac{mC_0}{D} \frac{1-K_0}{K_0}$

合金本身：液相线斜率  $m$  越大，合金成分  $C_0$  越大，扩散系数越小  $D$  越小， $K_0$  ( $K_0 < 1$ ) 越小，越有利于成分过冷；

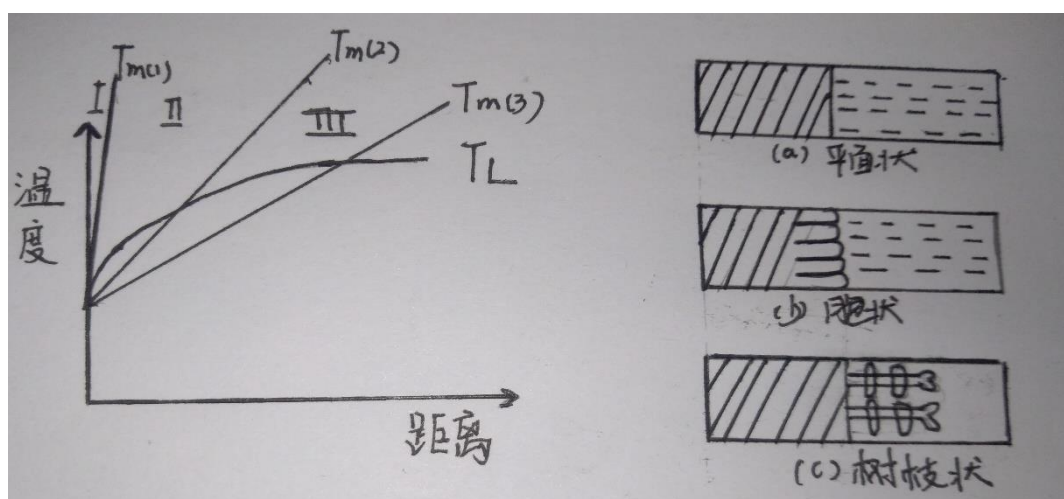
外界条件：温度梯度  $G$  越小，结晶速度  $R$  越大，越有利于成分过冷。

成分过冷的存在对晶体长大形态的影响：平面状→胞状→树枝状  
在 I 区不产生成分过冷，离开界面，过冷度减小，液相内部处于过热状态，此时固溶体以平面方式生长，界面上的小凸起进入过热区，会使其生长减慢或停止，周围部分就会赶上，故保持稳定的平面界面。(a)

在Ⅱ区，产生小的成分过冷区，此时界面不稳定，界面上偶然凸起，进入过冷液体可以长大，但因过冷区窄，凸出距离不大，不产生侧向分枝，发展不成枝晶而形成胞状共晶，最后出现胞状结构。

(b)

在Ⅲ区，成分过冷程度很大，液相很大范围处于过冷状态，晶体以树枝状方式生长，界面上偶然的凸起，进入到过冷液体得到大的生长速度，并不断分枝，形成树枝骨架。(c)



3、有柏氏矢量相同大小的两个环位错，在相同的切应力作用下，哪个更容易移动？为什么？

答：根据公式： $\tau = \frac{Gb}{2r}$ 可知，在相同切应力作用下，半径越大，位错环更容易移动。

4、简述屈服和应变时效的机理？

答：①屈服机理：

柯垂尔理论：由于溶质原子与位错的弹性交互作用，溶质原子总是聚集于位错线受拉应力的部位，形成柯氏气团，对位错进行钉扎，以降低体系畸变能，使变形抗力增大，因而屈服强度升高，形成上

屈服点；当外力增大时一旦位错脱离气团的钉扎，便可在较小的应力下继续运动，这时拉伸曲线又会出现下屈服点。

位错增殖理论：变形初期，位错数量少，变形抗力高，形成上屈服点；随变形量的加大，位错增殖，变形抗力下降，形成下屈服点。

②变时效机理：

柯垂尔理论：卸载后立即重新加载，位错已经脱钉，因此不会出现屈服现象，放置较长时间或加热后保温一段时间再加载时，溶质原子又重新扩散到位错周围后，对位错重新钉扎，因此会再次出现屈服现象；

位错增殖理论：卸载后立即加载时，位错已经增殖，因此不在出现屈服现象。放置较长时间或加热后保温一段时间在加载，发生了回复，位错已经发生了合并重组或抵消，因此再次出现屈服现象。

## 5、什么叫热变形？热变形的软化机理主要是什么？

金属或合金在再结晶温度以上进行的加工变形称为热变形；

热变形实质上是加工硬化和动态软化同时进行的过程，热变形过程主要包括动态回复和动态再结晶两种个过程。

动态回复机理：随着应变量的增加，位错通过增殖，其密度不断增加，开始形成位错缠结和胞状亚结构，但由于热变形温度较高，从而为回复过程提供了热激活条件，通过刃型位错的攀移，螺型位错的交滑移，位错结点的脱钉，以及随后在新滑移面上异号位错相遇而发生抵消等过程，从而使位错密度不断减小，而位错增殖速率和消亡速率达到平衡时，因而不发生硬化，应力-应变曲线转为水平时的稳态流变阶段。

（位错增殖与位错抵消相平衡）

动态再结晶机理：动态再结晶具有反复形核、有限长大的特点，形成再结晶晶核在长大时继续变形，使已再结晶部分位错增殖，能量增加；发生再结晶又会使位错密度降低，形成无畸变晶粒，能量降低，直到两个过程达到动态平衡，因而不发生硬化。（变形造成的畸变与无畸变晶粒相平衡）

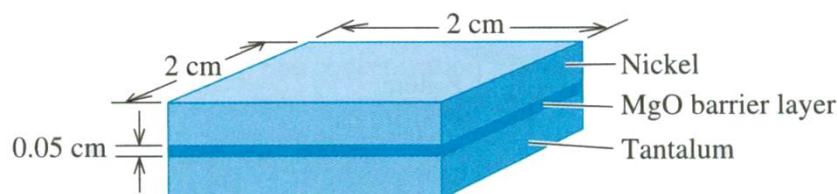
## 二、计算题

1、已知铜的点阵常数  $a$ ，计算铜的最短单位位错长度？

由于铜是面心立方结构  $b = \frac{a}{2} < 110 >$ ，故单位位错长度  $|b|$

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

2、如图所示，在 Ni 和 Ta 中间插入一个 0.05cm 厚的 MgO 层作为扩散屏障以阻止 Ni 和 Ta 两种金属之间的相互作用。在 1400 °C 时，Ni 原子能穿过 MgO 层扩散到 Ta 中。计算每秒钟通过 MgO 层的 Ni 原子数。已知 Ni 原子在 MgO 中的扩散系数是  $9 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$ ，且 1400 °C 时 Ni 原子的晶格常数为  $3.6 \times 10^{-8} \text{ cm}$ 。



在 Ni 和 MgO 界面上 Ni 的浓度为：

$$C_{\text{Ni/MgO}} = \frac{4 \text{ Ni atoms}}{(3.6 \times 10^{-8} \text{ cm})^3} = 8.57 \times 10^{22} \frac{\text{atoms}}{\text{cm}^3}$$

在 Ta 和 MgO 界面上 Ni 的浓度应为 0，所以浓度梯度为：

$$\frac{\Delta C}{\Delta x} = \frac{0 - 8.57 \times 10^{22}}{0.05} = -1.71 \times 10^{24} \frac{\text{atoms}}{\text{cm}^3 \cdot \text{cm}}$$

Ni 通过 MgO 的扩散通量为：

$$\begin{aligned} J &= -D \frac{\Delta C}{\Delta x} = (9 \times 10^{-12}) (-1.71 \times 10^{24}) \\ &= 1.54 \times 10^{13} \frac{\text{Ni atoms}}{\text{cm}^2 \cdot \text{s}} \end{aligned}$$

因此，每秒钟透过界面的 Ni 原子总数为：

$$1.54 \times 10^{13} \times 2 \times 2 = 6.16 \times 10^{13} \text{ Ni atoms /s}$$

3、以下：  $\frac{a}{2}[110] \rightarrow \frac{a}{6}[12\bar{1}] + \frac{a}{6}[211]$  位错反应能否进行？若能，请在正方体中画出上述位错反应对应的柏氏矢量。

答：几何条件：  $\frac{a}{6}[12\bar{1}] + \frac{a}{6}[211] = \frac{a}{6}[330] = \frac{a}{2}[110]$

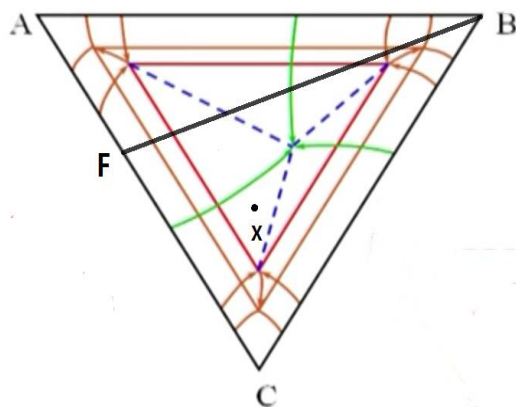
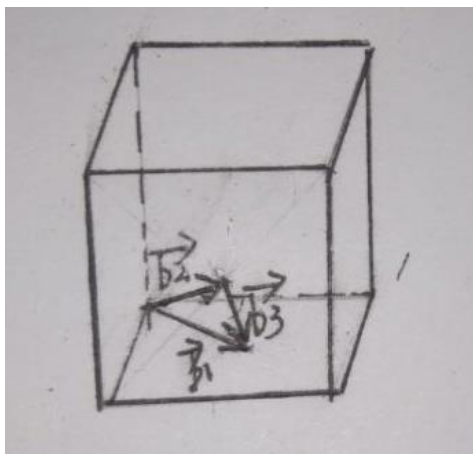
满足几何条件

能量条件：

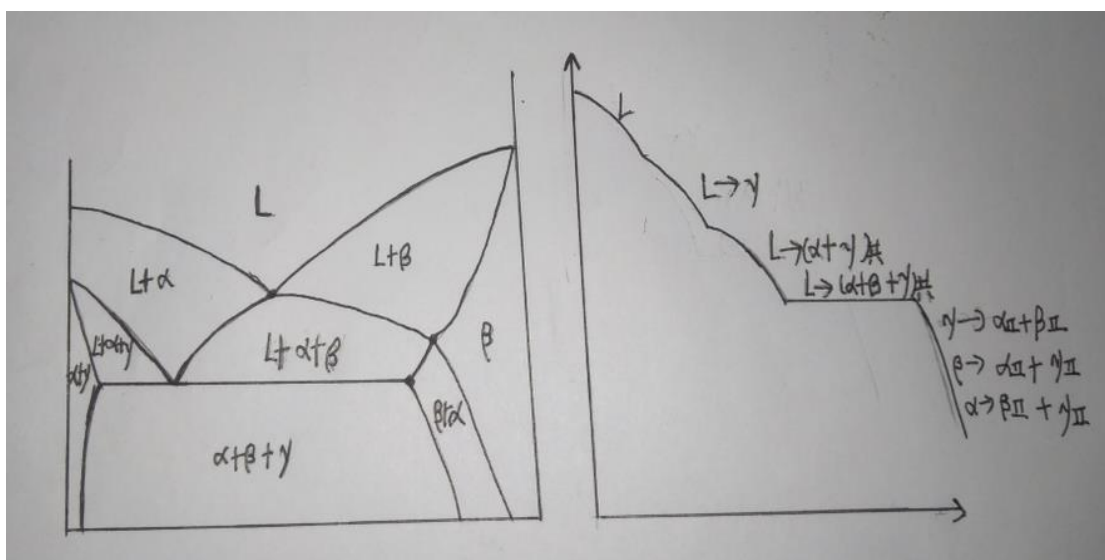
$$b_1^2 = \left( \frac{a}{2} \sqrt{1^2 + 1^2 + 0^2} \right)^2 = \left( \frac{\sqrt{2}}{2} a \right)^2 = \frac{a^2}{2}$$

$$b_2^2 + b_3^2 = \left( \frac{a}{6} \sqrt{1^2 + 2^2 + (-1)^2} \right)^2 + \left( \frac{a}{6} \sqrt{2^2 + 1^2 + 1^2} \right)^2 = \left( \frac{\sqrt{6}}{6} a \right)^2 + \left( \frac{\sqrt{6}}{6} a \right)^2 = \frac{a^2}{3}$$

满足能量条件，反应可以进行。



4、已知复杂共晶的投影图，如图，请画出 BF 代表的垂直截面及各区的相组成，并画出 X 点的冷却曲线，标明各阶段反应。



### 三、论述题

#### 1、请分析合金凝固条件

答：分析结晶相变时系统自由能的变化可知：①结晶的热力学条件为  $\Delta G < 0$ ；由单位体积自由能的变化可知  $\Delta G_B = - \frac{Lm}{T_m} \Delta T$  可知，只有  $\Delta T > 0$ ，才有  $\Delta G_B < 0$ ，即只有成分过冷，才能使  $\Delta G < 0$ 。②动力学条件：液固界面前沿液体中温度  $T_i < T_m$ （熔点），即存在动态过

冷。③能量条件： $A > \Delta G_{\max}$ ，由临界晶核形成功  $A = \frac{1}{3} \sigma_s$  可知，当形成一个临界晶核时，还有  $\frac{1}{3}$  的表面能，必须由液体中的能量起伏来提供。④结构起伏： $r > r^*$ ，晶核半径大于临界晶核半径。液体存在结构起伏是结晶产生晶核的基础，因此结构起伏是结晶过程必须具备的结构条件。⑤成分起伏：固溶体在凝固过程中成分会发生变化，而且要满足成分要求，必然要求有成分起伏。

**2、根据铁碳相图， $\gamma$ -Fe 碳最大溶解度为 2.11%， $\alpha$ -Fe 碳最大溶解度为 0.0218%，为什么  $\gamma$ -Fe 和  $\alpha$ -Fe 碳的溶解度相差两个数量级？为什么渗碳时一般要加热到  $\gamma$  相区？**

答： $\alpha$ -Fe 为体心立方晶体，其八面体间隙为扁八面体；而  $\gamma$ -Fe 为面心立方晶体，其八面体间隙为正八面体间隙。实验证明碳原子无论溶入  $\alpha$ -Fe 还是  $\gamma$ -Fe 所处间隙均为八面体间隙。经计算得到，碳原子半径是  $\gamma$ -Fe 间隙半径的 1.45 倍，是  $\alpha$ -Fe 间隙半径的 4 倍。由此可得，虽然  $\alpha$ -Fe 总间隙数量较  $\gamma$ -Fe 多，但每个间隙尺寸小，碳原子进入该间隙比较困难，因而碳在  $\gamma$ -Fe 中溶解度比  $\alpha$ -Fe 中溶解度大。因  $\alpha$ -Fe 中最大碳浓度只有 0.0218%，对于含碳质量分数大于 0.0218% 的钢铁，在渗碳时零件中的碳浓度梯度为零，渗碳无法进行，即使是纯铁，在  $\alpha$  相区渗碳时，浓度梯度小，在表面也不能获得高含碳层；由于温度低，扩散系数也很小，渗碳过程极慢，没有实际意义。 $\gamma$ -Fe 中的碳溶解度，渗碳时在表层可获得较高的碳浓度，使渗碳顺利进行。