



北 京 科 技 大 学

2012 年硕士学位研究生入学考试试题

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础 （共 3 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、简答题 (8 分/题，共 40 分)

1. 写出七种晶系的名称及点阵参数之间的关系；

晶系	棱边长度及夹角关系
三斜晶系	$a \neq b \neq c, \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$
单斜晶系	$a \neq b \neq c, \alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$
正交晶系	$a \neq b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
六方晶系	$a_1 = a_2 = a_3 \neq c, \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
菱方晶系	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
四方晶系	$a = b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
立方晶系	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$

2. 简述临界分切应力的概念；

临界分切应力是使单晶体滑移系开动所需的最小分切应力，在滑移面的滑移方向上，只有当分切应力的值达到或超过某一特定的大小以后，沿这一滑移系才能开始滑移；临界分切应力是一个定值，与材料本身性质有关，与外力取向无关。

3. 给出一级相变和二级相变的分类原则和相变特征；

在相变时两相的化学势相等，但化学势的一阶偏微商不相等，这类相变称为一级相变。因为化学势的一阶偏微商可能是体积、熵（和焓），所以发生这类相变时体积、熵（和焓）有突变。晶体的凝固、升华、熔化以及金属和合金中大多数固态相变都属于一级相变。

相变时，两相的化学势相等，化学势的一阶偏微商也相等，但化学势的二阶偏微商不相等，这类相变称为二级相变。因为化学势的二阶偏微商可能是材料的压缩系数、膨胀系数及比热容来表达，所以相变时有比热容、膨胀系数和压缩系数的突变。磁性转变、有些合金中的有序、无序转变及超导态转变等属于二级相变。

4. 分析金属或合金的结晶形态；

1、纯金属凝固时的生长形貌

纯金属凝固时的生长形态不仅与液固界面的微观结构有关,而且取决于界面前沿液相中的温度分布情况。

温度分布可能有 2 种情况：正的温度梯度和负的温度梯度。

(1)在正温度梯度下，即 $dT/dz > 0$ ，晶体生长以接近平面状向前推移，这是由于温度梯度是正的，当界面上偶尔有凸起部分而伸入温度较高的液体中时，它的生长速度就会减缓甚至停止，周围部分的过冷度较凸起部分会赶上来，使凸起部分消失，这一过程使液固界面保持稳定的平面状态。

a、若是光滑界面结构的晶体，其生长形态呈台阶状，组成台阶的平面式晶体的一定的晶面，液固界面自左向右推移，虽与等温面平行，但小平面却与溶液等温面呈一定角度。

b、若是粗糙界面结构的晶体，其生长形态呈平面状，界面与液相等温而平行。

(2)在负温度梯度下，即 $dT/dz < 0$ 。在相界面处的温度由于结晶潜热的释放而升高，使液相处于过冷条件时，可能产生负的温度梯度。如果部分相界面生长凸到前面的液相中，则能处于温度更低（即过冷度更大）的液相中，使凸出部分的生长速度增加而进一步伸向液体中。这种情况下液固界面就不可能保持平面状而形成许多伸向液体的分枝，这些分枝有可能长出二次晶枝、三次晶枝等等，称为树枝晶。

2、合金凝固时生长形貌

(1)液相前沿负温度梯度时，和纯金属情况相同，界面可凸出长大，并可能呈树枝状长大

(2)温度梯度为负时，由于界面前沿溶质富集，相应液相凝固点降低，这种由于界面前沿液体中的实际温度低于由溶质分布所决定的凝固温度时产生的过冷，成为组分过冷。存在组分过冷时，使得平直界面的偶然扰动凸出可以持续长大。界面前沿的组分过冷区大小取决于实际温度场温度梯度 dT/dx 和熔点分布曲线在界面处的 dT_L/dx ，只有 $dT_L/dx > dT/dx$ 才会存在组分过冷。

A. 组分过冷不大时，过冷区较小，凸起部分不可能有较大伸展，使界面形成胞状组织

B. 若组分过冷区非常大，凸出部分就能继续向过冷液相中生长，同时侧面产生分枝，形成二次枝晶轴，进而再长出三次枝晶轴，这样界面为树枝状组织。

C. 另外还有介于平面状和胞状之间的平面胞状晶核介于胞状和树枝状之间的胞状树枝晶。

5. 给出再结晶温度的定义。

再结晶温度是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，它不像结晶或其它的相变温度那样确定不变，它受许多因素影响，可以随条件的不同而在一个相当宽的范围内变化。通常所说的再结晶温度是指在规定时间内（如一个小时）完成再结晶或再结晶达到规定程度（如 95%）的最低温度。即再结晶温度包含时间和再结晶量两个因素在内。

二、纯 Cu 晶体在常温下的点阵常数为 $a=0.3615\text{nm}$:

1. 指出其晶体结构类型和配位数（3 分）；

2. 简略计算 Cu 原子半径、原子致密度和两类间隙半径（6 分）；

3. 画出 Cu 原子在（111）晶面的分布情况，并计算其晶面间距和原子在晶面上的致密度（6 分）。（共 15 分）

参考解析：

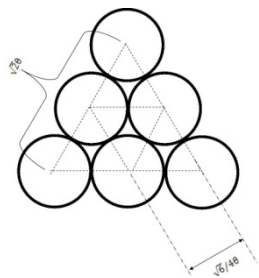
1、 晶体结构类型：面心立方（或者 FCC，A1，cF4）， 配位数：12

2、 原子半径： $r = \frac{\sqrt{2}}{4}a = 0.1278\text{nm}$ 原子致密度： $\eta = \frac{\frac{4}{3}\pi r^3 \times 4}{a^3} = 0.74$

四面体间隙半径： $r_{Te} = \frac{\sqrt{3}}{4}a - r = 0.0287\text{nm}$

八面体间隙半径为 $r_{oc} = \frac{1}{2}[a - 2r] = \frac{1}{2}\left[a - \frac{\sqrt{2}}{2}a\right] = 0.0529\text{nm}$

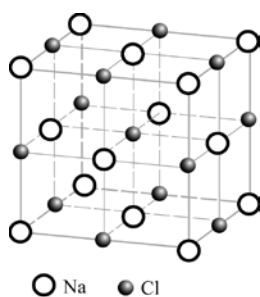
3、 {111}面原子排列情况:



面密度为 $\frac{2\pi R^2}{\frac{1}{2} \cdot \sqrt{2}a \cdot \sqrt{2}a \cdot \sin 60^\circ} = 0.906$

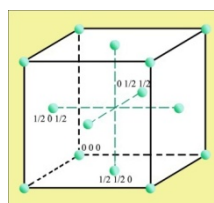
晶面间距为 $d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = \frac{a}{\sqrt{3}} = 0.2087\text{nm}$

三、分别画出下列离子晶体的布拉菲点阵 (下图中的点阵参数均为 $a=b=c$, $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$)。(10分)

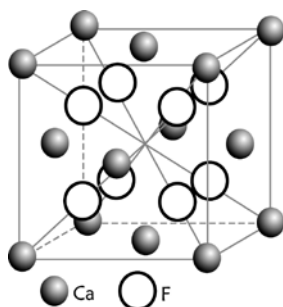


NaCl

布拉菲点阵为:

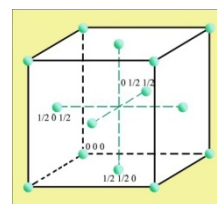


面心立方

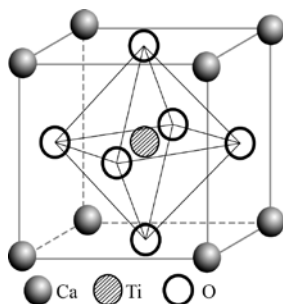


CaF₂

布拉菲点阵为:

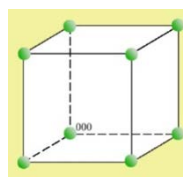


面心立方



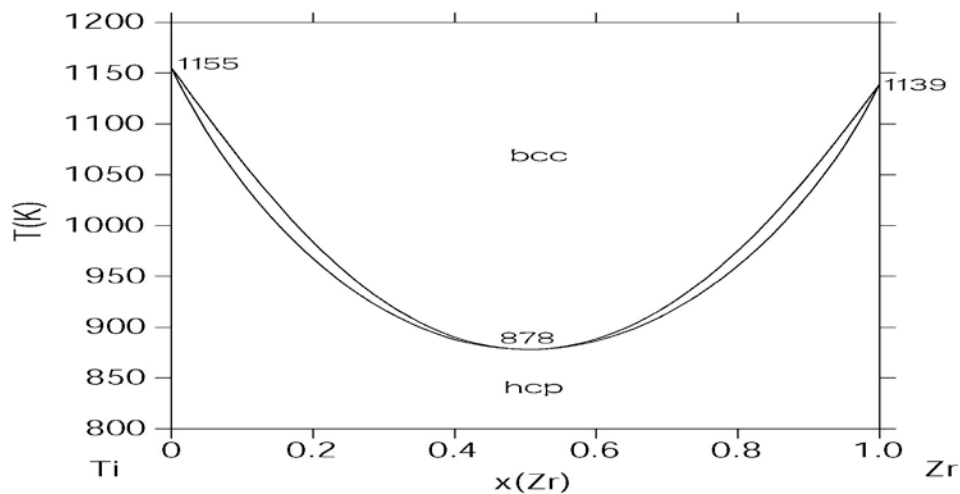
CaTiO₃

布拉菲点阵为:

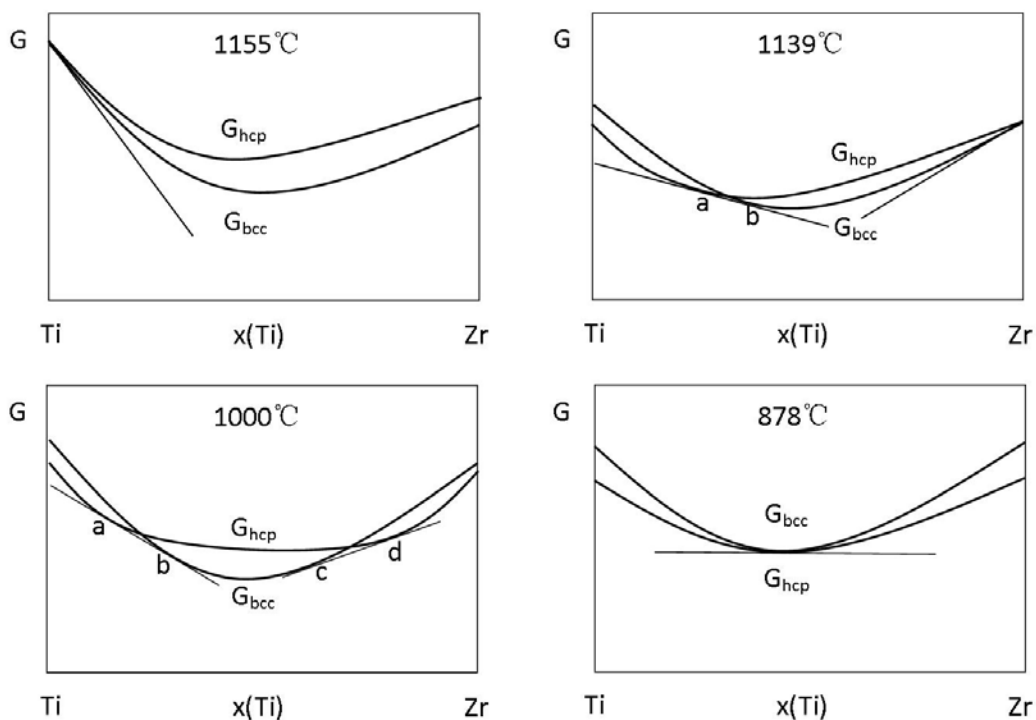


简单立方

四、示意画出下面的 Ti-Zr 体系中 bcc 和 hcp 相在 1155、1139、1000 和 878K 时的 Gibbs 自由焓-成分曲线。(15 分)



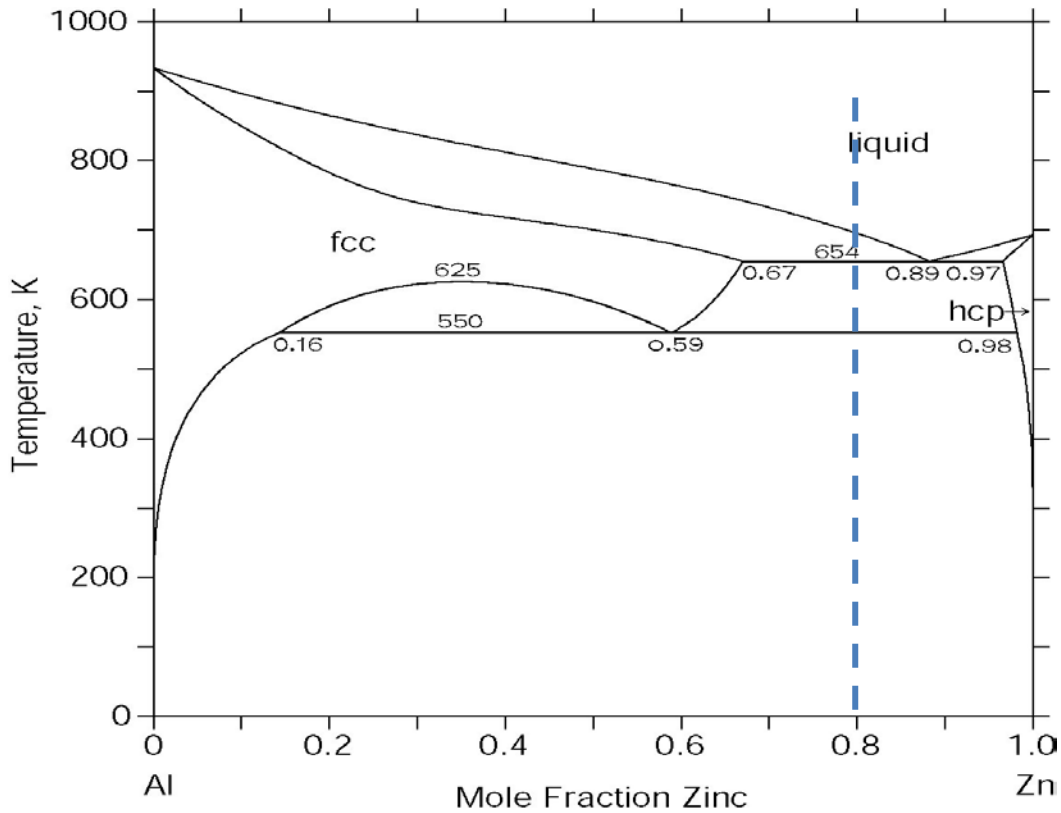
参考解析:



五、根据下面的 Al-Zn 相图,

1. 写出其中的三相反应式 (4 分);
2. 画出 $x(Zn)=0.80$ 合金的缓慢冷却曲线, 并写出各阶段相对应的组织 (8 分);

3. 画出上述合金缓慢冷却到室温时的组织示意图，并计算各组织组成物的相对含量 (8 分)。(共 20 分)

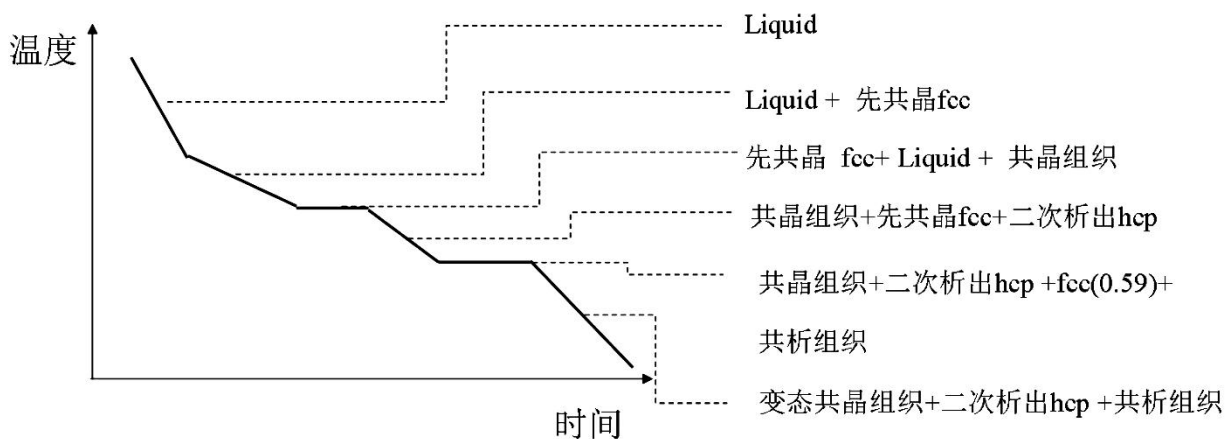


参考解析:

1、Liquid(0.89) \rightarrow fcc(0.67) + hcp(0.97)

Fcc(0.59) \rightarrow fcc(0.16) + hcp(0.98)

2、



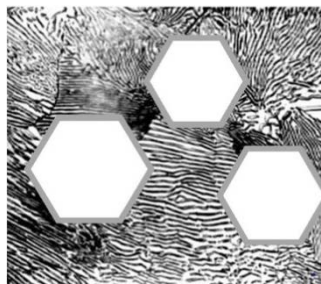
3、

在室温时，变态共晶组织含量为 $\frac{0.8-0.67}{0.89-0.67} = 0.591$

所以先共晶 fcc 含量为 $1-0.591=0.409$

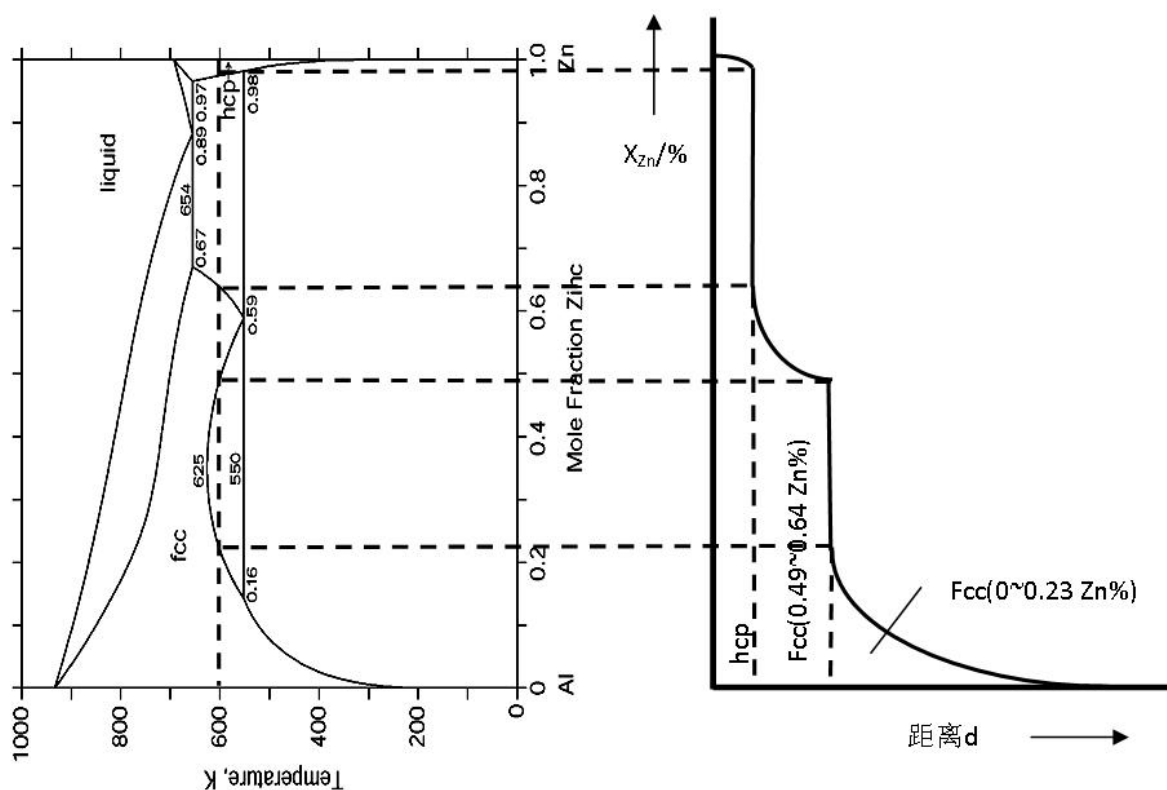
从而二次析出的 hcp 含量为 $0.409 \times \frac{0.67-0.59}{0.98-0.59} = 0.084$

从而可知共析组织含量为 $0.409-0.084=0.325$

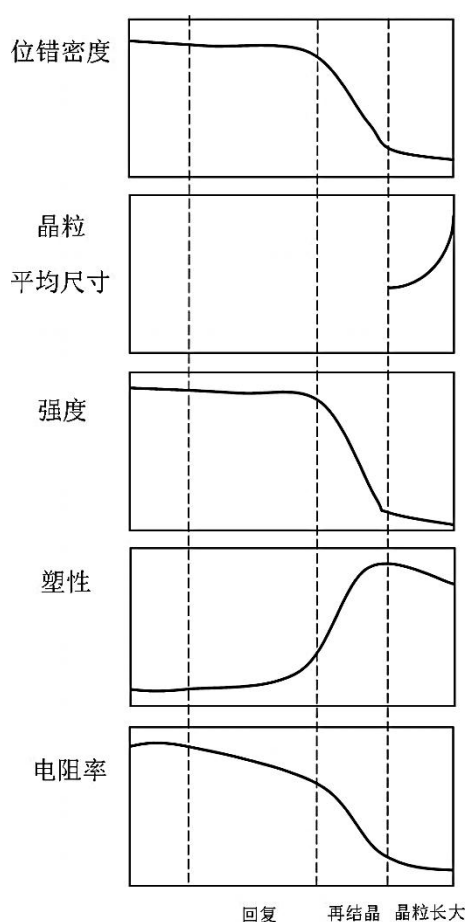


六、根据上面的 Al-Zn 相图，将纯 Al 和 Zn 形成扩散偶，在 600K 长时间保温，示意画出扩散层中 $x(\text{Zn})$ 随扩散距离 d 的变化曲线及相应出现的物相。（10 分）

参考解析：



七、一个多晶体试样经变形后，在再结晶温度以上退火，请画出位错密度、晶粒（不包括亚晶）平均尺寸、强度、塑性以及电阻率随退火时间变化的示意图（把各种变化分别画一个图，注意它们的对应关系），并对其作出简单说明。（10 分）



回复过程中可能发生位错的对消和重排，使位错密度有些下降，但是由于没有大角度界面的迁移，仍然保持者较高的位错密度。

再结晶结束前试样中存在纤维组织，晶界不明显；再结晶结束后晶粒长大阶段平均尺寸显著增大

回复阶段的强度变化很小，而再结晶阶段则下降较多。其主要是与金属中的位错机制有关，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，故强度明显下降。

回复阶段,变化不大；再结晶阶段由于新的无变形等轴晶粒的形成塑性上升；晶粒粗化后塑性又有所下降。

变形金属的电阻在回复阶段已表现出明显的下降趋势。因为电阻率与晶体点阵中的点缺陷（如空位、间隙原子等）密切相关。点缺陷所引起的点阵畸变会使传导电子产生散射，提高电阻率。因此，再回复阶段点缺陷浓度浓度明显减小致使电阻率明显下降。

八、叙述金属或合金塑性变形的主要方式，并分别写出 Al 和 Mg 合金的滑移系，

同时说明每种合金经拉伸变形后的显微组织形貌特征及产生原因。(10 分)

参考解析：

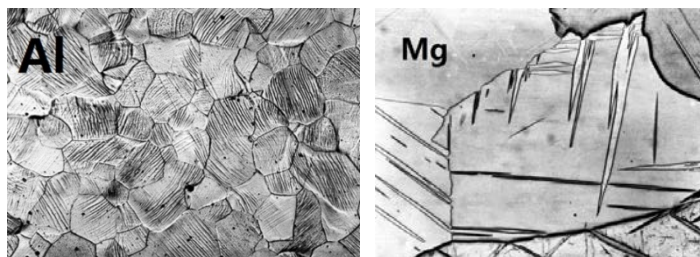
塑性变形的主要方式：滑移，孪生（严格说还有扭折）

Al 合金滑移系： $\{111\}\langle\bar{1}10\rangle$

显微组织形貌特征：滑移带。因为 Al 是面心立方，滑移系比较多，晶体变形主要以滑移为主。

Mg 合金滑移系： $\{0001\}\langle2\bar{1}\bar{1}0\rangle$ （也可能有 $\{10\bar{1}0\}\langle2\bar{1}\bar{1}0\rangle$ ，取决于 c/a 的值）

显微组织形貌特征：孪晶。Mg 是密排六方，滑移系很少，金相下主要是孪晶。



九、共析转变是典型的扩散型固态转变，指出其转变的驱动力和阻力，并讨论共析成分合金转变完成后可能出现的典型组织形态。(10 分)

参考解析：

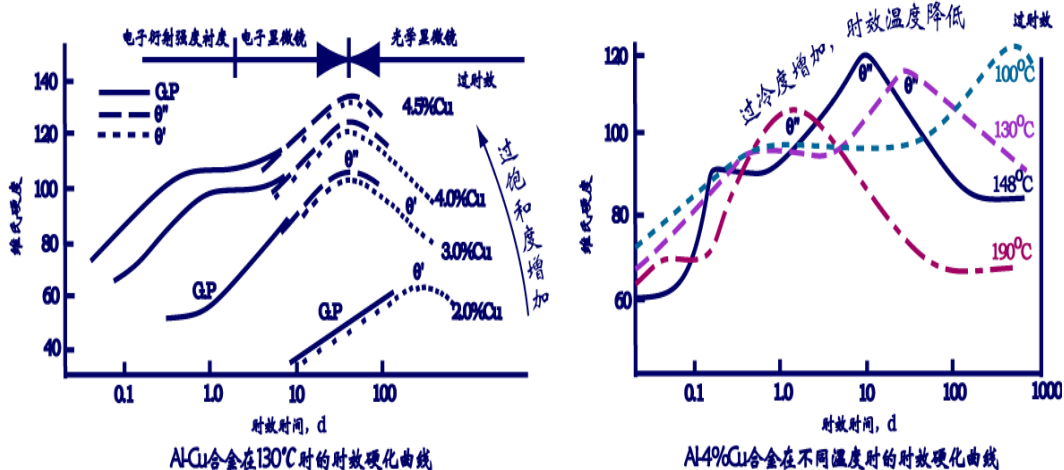
1、共析转变驱动力：新相和母相的自由能差

阻力：形成新界面的界面能和新相引起的弹性应变能

2、共析成分合金转变完成后典型组织形态片状珠光体和粒状珠光体。

片状珠光体为两相层片状交替排列的片层状组织，当奥氏体化温度较高时，由均匀的奥氏体转变而成的；粒状珠光体碳化物颗粒和基体形成的组织，奥氏体向珠光体转变时，如果奥氏体化温度较低，加热时间较短，奥氏体成分不够均匀，在奥氏体中尚有未溶解的残留碳化物或者许多微小的高浓度碳的富集区。这种不均匀的奥氏体在缓慢冷却时，未溶解的残留渗碳体将是现成的晶核。

十、结合下面给出的 Al-Cu 合金时效硬化曲线，讨论在不同成分和热处理条件下可能出现的脱溶贯序，各阶段脱溶相的大小、形状和分布特点、与母相的界面关系及强化效果。(10 分)



1、

Al-4.5%Cu 合金固溶处理后，出现的完整的脱溶贯序为：过饱和固溶体→GP 区→ θ'' → θ' → θ

由图可以看出，只有在过饱和度大（过冷度很大）时，才可能获得 GP 区和过渡相的完整析出贯序。

时效温度低时，出现硬度的峰值比较高，但需要的时间比较长。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，有可能析出的贯序不完全，GP 区或亚稳相可能不出现。

2、

其中 GP 区是铜原子富集区，呈圆盘状，直径约 10nm，平行于{100}面析出，与{100}面共格：

θ'' 、 θ' 是四方结构亚稳相，正方结构，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，即 $(001)_{\theta''} // (001)_{\alpha}$ ， $[100]_{\theta''} // [100]_{\alpha}$ ；

θ 是四方结构稳定相，不规则形状，没有一个面能与基体良好匹配。

3、

时效强化主要靠 GP 区和 θ'' 相，因两者很细小、弥散，与基体有共格或半共格界面，强化效果好；随着 θ' 的形成和 θ'' 的逐渐溶解，粒子之间间距变大，位错有可能在脱溶物之间拱弯绕过，硬度开始下降；析出 θ 以及 θ 聚集长大后，硬度便大幅度下降。