

# 北京科技大学

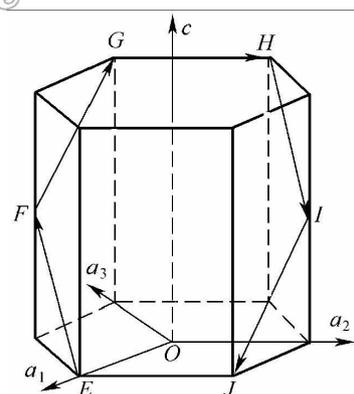
## 2014 年硕士学位研究生入学考试模拟试题

试题编号: 814 试题名称: 材料科学基础

### 一、简答题

1. 金属键
2. 空间点阵
3. 相
4. 超塑性
5. 组成过冷

二、写出如图所示六方晶胞中  $EFGHIJE$  晶面、 $EF$  晶向、 $FG$  晶向、 $CH$  晶向、 $JE$  晶向的密勒-布拉菲指数。



三、完成下面关于临界晶核半径和形核功的问题

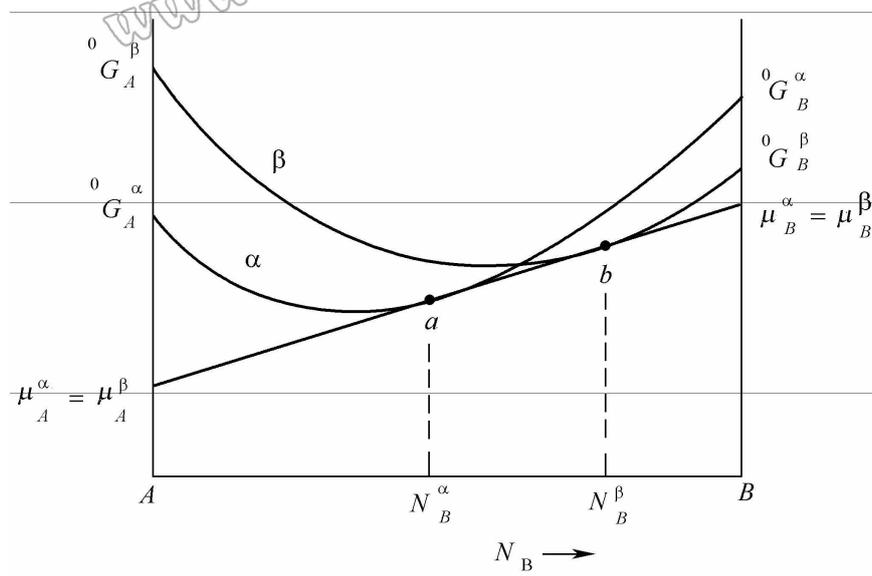
(1) 纯金属均匀形核的时候, 假设晶胚的形状为球状, 则在过冷液体中出现一个半径为  $r$  的球状晶胚时, 它所引起的自由能变化为

$$\Delta G = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma$$

试求若晶核是边长为  $a$  的正方体, 其临界晶核边长  $a^*$  和形核功  $\Delta G^*$  的表达式。

(2) 正方体晶核和球状晶核的形核功  $\Delta G^*$  哪个大? 为什么?

四、利用如图所示的自由能-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?

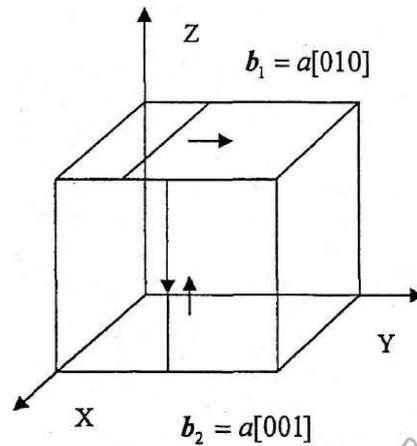


五、试问位错在金属材料中有何影响。

六、纯铁在  $950^\circ\text{C}$  渗碳, 表面浓度达到  $0.9\%C$ , 缓慢冷却后, 重新加热到  $800^\circ\text{C}$  继续渗碳, 试列出:

- (1) 达到  $800^\circ\text{C}$  时, 工件表面到心部的组织分布区域示意图;
- (2) 在  $800^\circ\text{C}$  长时间渗碳后 (碳气氛为  $1.5\%C$ ), 工件表面到心部的组织分布区域示意图, 并解释组织形成的原因;
- (3) 在  $800^\circ\text{C}$  长时间渗碳后缓慢冷却至室温的组织分布区域示意图。

七、设一简单立方晶体的 (001) 面上有一柏氏矢量  $b_1=a[010]$  的刃型位错, 如图所示。

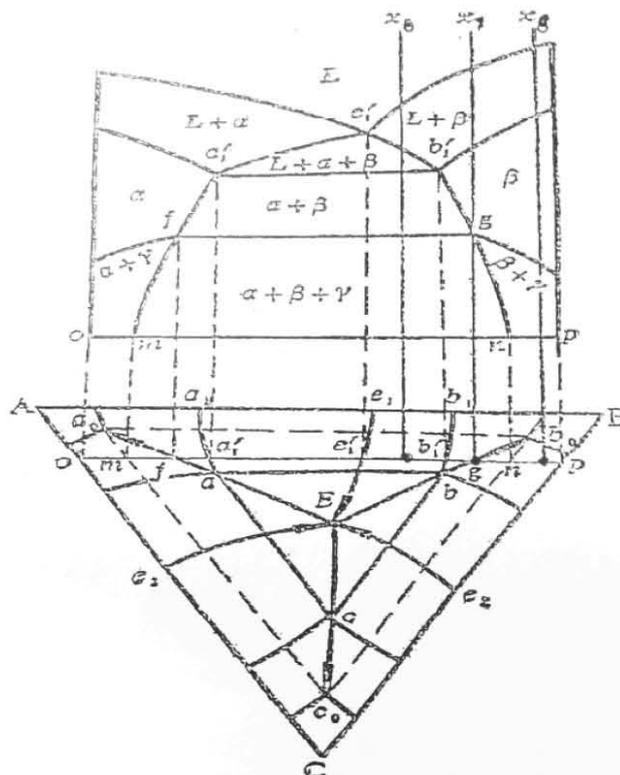


(1) 若在 (100) 面上的柏氏矢量  $b_2=a[001]$  的左旋螺型位错与它相交割, 画图说明刃型位错被交割后出现折线段是割阶还是扭折? 它是什么性质位错? 柏氏矢量是什么? 并说明理由。

(2) 若在切应力  $\tau$  的作用下, 刃位错线的运动方向以及位错线上方晶体的运动方向都与柏氏矢量方向一致, 试标出该条位错线方向。

(3) 交割后的折线对原位错西线运动有何影响? 为什么?

八、分析图中  $x_6, x_7, x_8$  合金的平衡结晶过程。



九、根据 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图, 完成下列工作:

- (1) 画出 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图 (可以忽略高温铁素体相变及包晶转变);
- (2) 画出 35 钢 ( $w_c=3.5\%$ , 下同) 从高温液体到室温的平衡冷却曲线 (不考虑铁素体的溶解度变化), 并标明相的变化过程;
- (3) 示意画出高温液态到室温的组织转变过程图;
- (4) 说明 35 钢在室温下的平衡组织, 给出每一种组织的成分, 计算各组织的相对重量。

## 答 案

一、简答题

1. 金属键

答: (1) 由金属中自由电子与金属正离子相互作用所构成键合成金属键;

(2) 既无饱和性, 又无方向性, 因而原子趋于相互结合, 形成低能量密堆积结构;

(3) 由于金属键在金属受力变形当中不至被破坏, 使金属有良好的延展性;

(4) 公有化电子, 价电子可以在电场作用下自由运动, 因此金属可以导电;

(5) 密堆积且相对原子质量大, 因此具有较大密度。

2. 空间点阵

答: 这些阵点在三维空间呈周期性规则排列并具有完全相同的周围环境的阵列称为空间点阵, 简称点阵。

3. 相

答: 合金中具有同一聚集状态, 同一化学成分、同一晶体晶体结构和性质并以界面相互隔开的均匀组成部分。

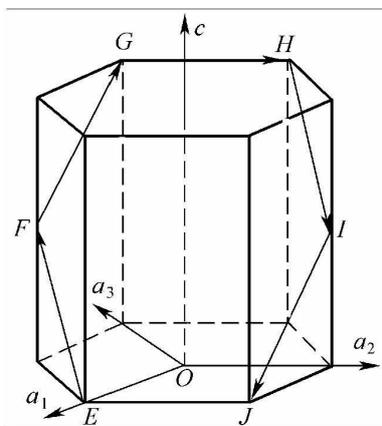
4. 超塑性

答: 某些材料在特定变形条件下呈现的特别大的延伸率的性质。

5. 组成过冷

答: 组成过冷的概念是为了将“由温度下降造成的过冷度”和“由成分改变而造成过饱和” (浓度过冷) 两个能影响凝固的因素结合起来而提出的。

二、写出如图所示六方晶胞中  $EFGHIJE$  晶面、 $EF$  晶向、 $FG$  晶向、 $CH$  晶向、 $JE$  晶向的密勒-布拉菲指数。



答: 图中,  $EFGHIJE$  晶面的密勒-布拉菲指数为  $(10\bar{1}2)$ ; 各晶向的密勒-布拉菲指数分别是:  $EF$  晶向,  $[\bar{2}243]$ ;  $FG$  晶向,  $[\bar{4}223]$ ;  $GH$  晶向,  $[\bar{1}2\bar{1}0]$ ;  $JE$  晶向,  $[1\bar{2}10]$ 。

三、完成下面关于临界晶核半径和形核功的问题

(1) 纯金属均匀形核的时候, 假设晶胚的形状为球状, 则在过冷液体中出现一个半径为  $r$  的球状晶胚时, 它所引起的自由能变化为

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma$$

试求若晶核是边长为  $a$  的正方体, 其临界晶核边长  $a^*$  和形核功  $\Delta G^*$  的表达式。

解: 若晶核是边长为  $a$  的正方体, 当过冷液体中出现一个晶胚时, 总的自由能变化  $\Delta G_{\text{正}} = a^3 \Delta G_v + 6a^2 \gamma$

临界边长  $a^*$  可通过极值求得, 由  $\frac{d\Delta G}{da} = 0$  求得

$$a^* = -\frac{4\gamma}{\Delta G_v}$$

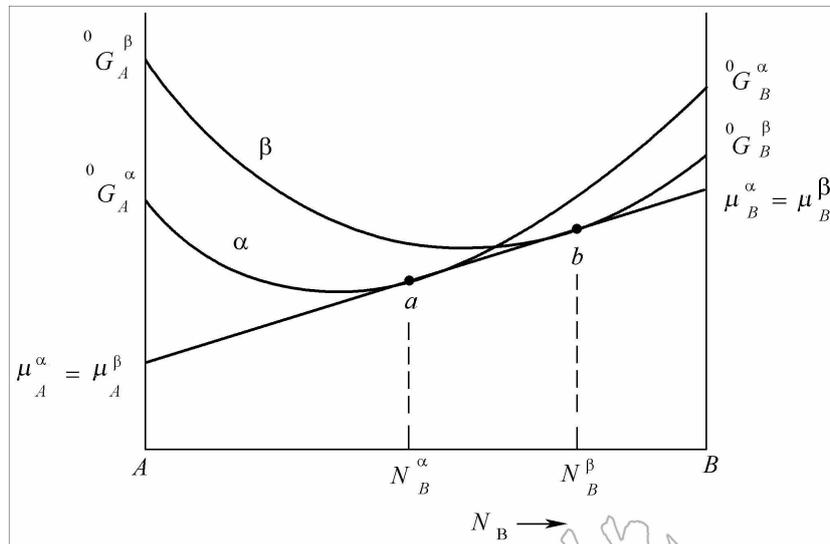
再将  $a^*$  代入原式中, 可得临界形核功

$$\Delta G_{\text{正}}^* = \left(-\frac{4\gamma}{\Delta G_v}\right)^3 \cdot \Delta G_v + 6 \cdot \left(-\frac{4\gamma}{\Delta G_v}\right)^2 \gamma = \frac{32\gamma^3}{\Delta G_v^2}$$

(2) 正方体晶核和球状晶核的形核功  $\Delta G^*$  哪个大? 为什么?

已知球形临界形核功为  $\Delta G_{球}^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_v)^2}$ , 临界半径  $\Delta r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta G_v}$   
 比较  $\Delta G_{球}^* < \Delta G_{正}^*$   
 即正方体晶核的形核功更大, 由于正方体形核半径大,  
 所需形核功更大, 产生相同晶核所需的过冷速度越大。  
 即在相同过冷度下, 球形晶核产量数更多。

五、利用如图所示的自由能-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?



答: 在任意一相的吉布斯自由能-成分曲线上每一点的切线, 其两端分别与纵坐标相截, 与 A 组元的截距表示 A 组元在固溶体成分为切点成分时的化学势; 而与 B 组元的截距表示 B 组元在固溶体成分为切点成分时的化学势。

在二元系中, 当两相 (例如为固相和固相) 平衡时, 热力学条件为:

$$\mu_i^\beta = \mu_i^\alpha$$

即两组元分别在两相中的化学势相等, 因此, 两相平衡时的成分由两相自由能-成分曲线的公切线所确定。

在题图所示的自由能-成分曲线中, 左侧范围是相稳定, 因它的自由能最低; 右侧范围是相稳定, 也因其自由能最低; 两公切点之间范围是两相共存稳定, 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时两相自由能的加权值 (在公切线直线上) 低。

五、试问位错在金属材料中有何影响。

答: 位错是在三维空间的一个方向上的尺寸很大(晶粒数量级), 另外两个方向上的尺寸很小(原子尺寸大小)的晶体缺陷。位错对金属材料性能的影响主要有:

(1) 小角度晶界模型。对称倾侧小角度晶界是由一系列垂直分布的同号刃型位错所组成的。不对称倾侧晶界是由两组柏氏矢量相互垂直的刃型位错所组成的。扭转界面是由相互垂直的两排螺型位错线的网格组成的。

(2) 扩散。在影响扩散速率的因素当中, 缺陷是一种有利于扩散的速率的因素, 这是因为位错可以看成是一个管道, 可以加快扩散速度。

(3) 金属材料的强化。金属材料的塑性变形就是依靠位错运动而发生的, 因此任何阻碍位错运动方式都会造成金属材料的强化。

①细晶强化, 由于晶界的存在对于位错的运动造成了阻碍作用, 晶界越多, 对于位错的阻碍作用越大, 再依据霍尔-佩奇公式, 由于晶界数量直接取决于晶粒的大小, 因此, 晶界对多晶体起始塑变抗力的影响可通过晶粒大小直接体现。

②固溶强化, 是金属中由于溶质原子的存在发生了与位错的交互作用, 从而阻碍位错运动, 进而造成了金属材料的强化。

③弥散强化, 的原因在于细小的第二相粒子与位错的交互作用, 从而阻碍了位错的运动, 主要有位错绕过颗粒的奥罗万机制以及位错切过颗粒机制。

④加工硬化, 主要机制有位错塞积、林位错阻力和形成割阶时产生对位错运动的阻力及产生割阶消耗外力所做的功, 宏观表现出金属强度提高。这些强化方式的共同点即为金属强化的实质, 在于增加了位错运动的阻力。

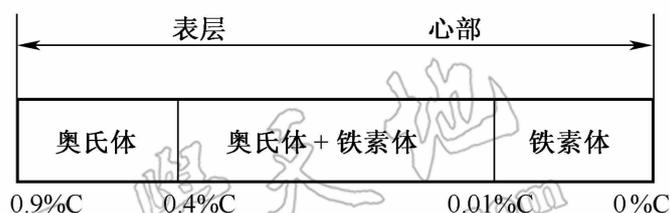
(4) 屈服现象。在固溶体合金中, 是因为溶质原子或杂质原子可以与位错交互作用而形成溶质原子气团, 即所谓的 Cottrell 气团。间隙型溶质原子和位错的交互作用很强, 位错被牢固地钉扎住。位错要运动, 必须在更大的应力作用下才能挣脱 Cottrell 气团的钉扎而移动, 这就形成了上屈服点; 而一旦挣脱之后位错的运动就比较容易, 因此有应力降落, 出现下屈服点和水平台。

(5) 金属材料的形核和生长。再结晶形核是现存于局部高能量区域内的, 以多边化形成的亚晶为基础形核, 在晶界弓出形核机制中, 晶粒之间将由于变形不均匀而引起位错密度不同, 位错密度大的部分形变储能高, 因此晶界会向其中弓出, 引起形核和长大。

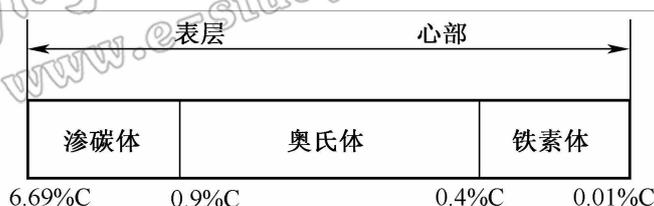
六、纯铁在 950°C 渗碳, 表面浓度达到 0.9% C, 缓慢冷却后, 重新加热到 800°C 继续渗碳, 试列出:

- (1) 达到 800°C 时, 工件表面到心部的组织分布区域示意图;
- (2) 在 800°C 长时间渗碳后 (碳气氛为 1.5% C), 工件表面到心部的组织分布区域示意图, 并解释组织形成的原因;
- (3) 在 800°C 长时间渗碳后缓慢冷却至室温的组织分布区域示意图。

答: (1) 工件表面到心部的组织分布区域如图所示。



(2) 工件表面到心部的组织分布区域如图所示。



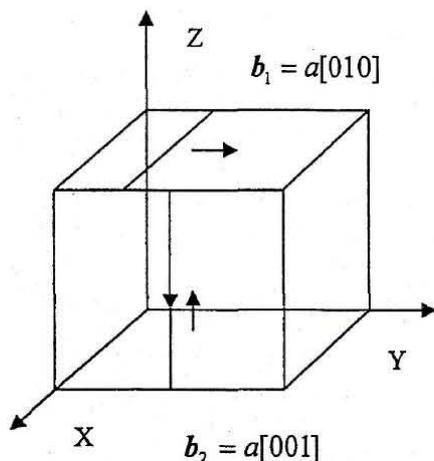
表面渗碳体的形成: 800°C 时奥氏体的最大溶解度为 0.9% C, 由于渗碳气氛为 1.5% C, 大大超过奥氏体的溶解度, 因此表面将形成渗碳体。

原有的奥氏体区在扩散中扩大, 原有的二相区将完全消失。这是因为随扩散进行, 奥氏体/铁素体边界奥氏体的碳浓度将增加, 超过 0.4% C 不再与铁素体保持平衡。奥氏体中的碳将向铁素体扩散, 当铁素体的碳浓度达到 0.4% C 后及转变为奥氏体。

(3) 室温的组织分布区域如图所示。



七、设一简单立方晶体的 (001) 面上有一柏氏矢量  $b_1=a[010]$  的刃型位错, 如图所示。



(1) 若在 (100) 面上的柏氏矢量  $b_2=a[001]$  的左旋螺型位错与它相交割, 画图说明刃型位错被交割后出现折线段是割阶还是扭折? 它是什么性质位错? 柏氏矢量是什么? 并说明理由。

(2) 若在切应力  $\tau$  的作用下, 刃位错线的运动方向以及位错线上方晶体的运动方向都与柏氏矢量方向一致, 试标出该条位错线方向。

(3) 交割后的折线对原位错西线运动有何影响? 为什么?

解 (1) (100) 面上  $b_2=a[001]$  左螺

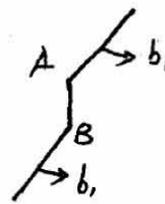
① 两个错位错相互交割后, 必在对方留下一个和自身柏氏矢量  $\vec{b}$  大小方向相同的一小段位错 如图

② 新产生的滑移面与原来的不同, 因此交割后出现的折线段为割阶,

③ 图中位错线方向  $\vec{t} \cdot \vec{b} = 0$ , 所以为刃型位错  $\vec{b}_{AB} = a[010]$

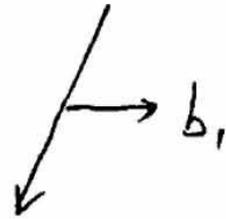
显然  $\vec{t}_{AB} = a[001]$   $b$  的滑移面为 (001)

$[001] \cdot (001) \neq 0 \Rightarrow AB$  段的滑移面与原来不共面



(2) 由右手定则, 拇指为多线原子面方向, 食指为位错线方向, 中指为柏氏矢量方向。因为位错线的运动方向及位错线上晶体的运动方向与柏氏矢量方向一致。

因此位错线方向向下, 如图

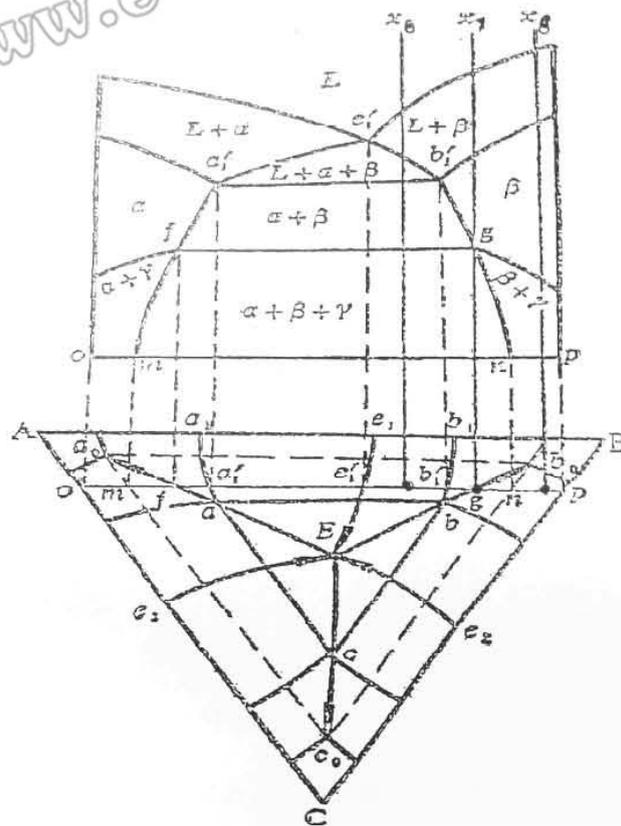


(3) 交割后的折线段会阻碍位错线运动。

因为 AB 段位错线与原位错线不在同一滑移面上,

因此在 AB 段位置会难以运动

八、分析图中  $x_6, x_7, x_8$  合金的平衡结晶过程。



答: (1)  $x_6$ 。首先 L 中生成  $\beta$  初晶, 然后  $L \rightarrow \alpha + \beta$ ,  $(\alpha + \beta)$  共晶转变完毕, 之后  $\beta$  相中析出  $\alpha_{II}$ ,  $\alpha$  中析出  $\beta_{II}$ 。在随后  $\beta$  转变为  $\alpha_{II} + \gamma_{II}$ ,  $\alpha$  转变为  $\beta_{II} + \gamma_{II}$ , 最后的组织组成物为  $\alpha_{初晶} + (\alpha + \beta) + \alpha_{II} + \beta_{II} + \gamma_{II}$ , 相组成物为  $\alpha + \beta + \gamma$ 。

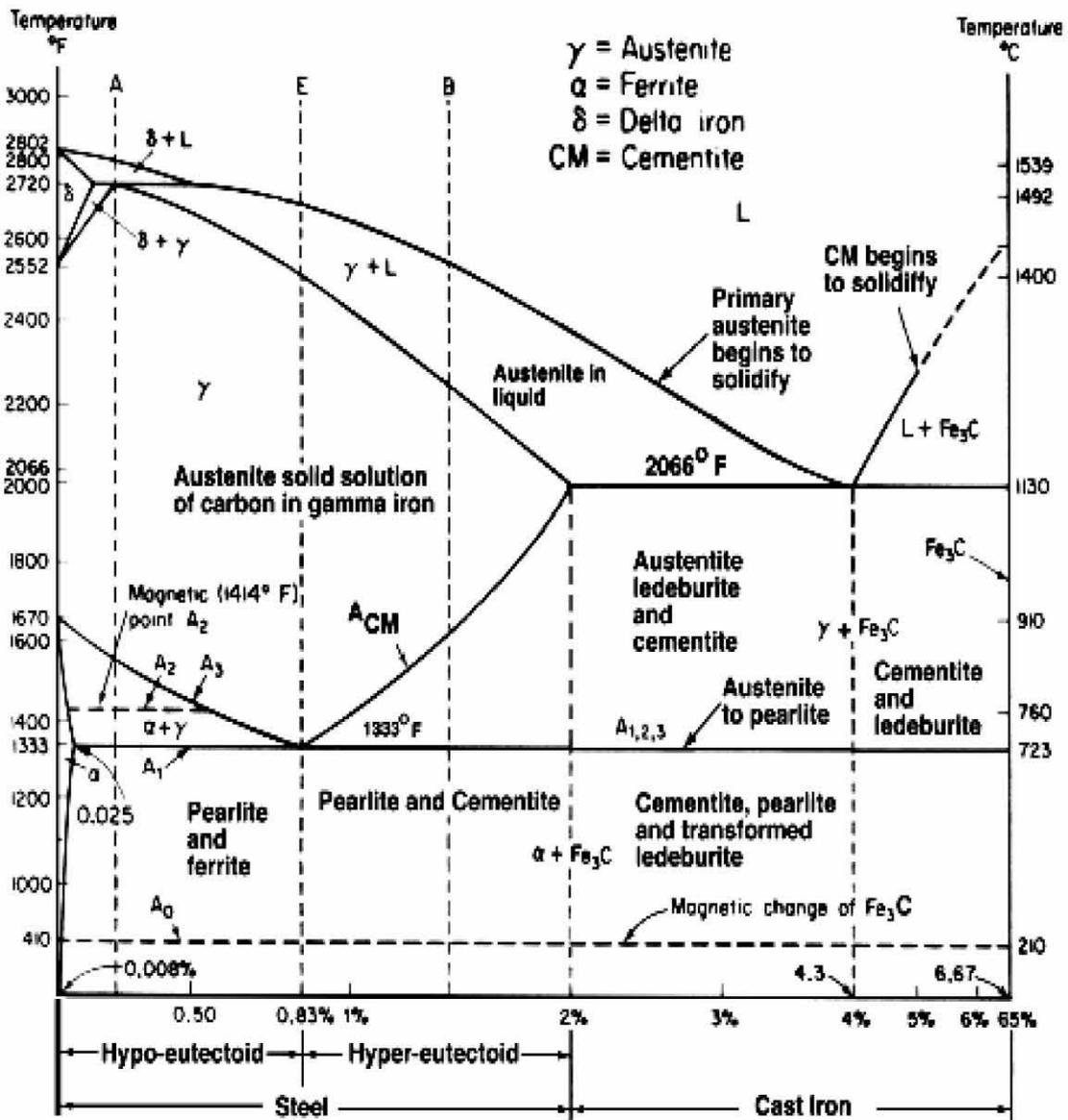
(2)  $x_7$ 。首先, L 中生成, 然后凝固完毕, 之后  $\beta$  转变为  $\alpha_{II} + \gamma_{II}$ 。最后的组织组成物为  $\beta_{初晶} + \alpha_{II} + \gamma_{II}$ 。相组成物为,  $\alpha + \beta + \gamma$

(3)  $x_8$ 。首先, L 生成  $\beta$  初晶, 然后凝固完毕, 之后,  $\beta$  初晶变为  $\gamma_{II}$ 。最后的组织组成物为,  $\beta + \gamma_{II}$ , 相组成物为  $\beta + \gamma$ 。

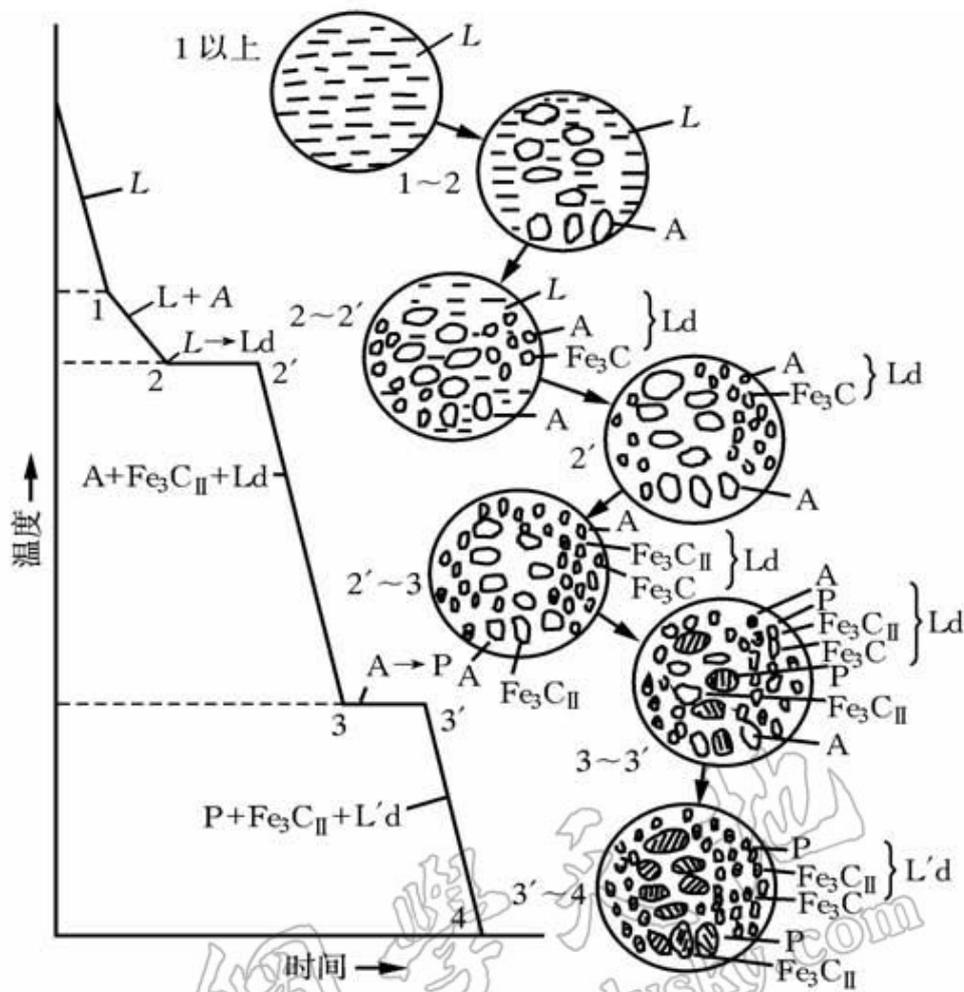
九、根据 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图, 完成下列工作:

- (1) 画出 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图 (可以忽略高温铁素体相变及包晶转变);
- (2) 画出 35 钢 ( $w_c=3.5\%$ , 下同) 从高温液体到室温的平衡冷却曲线 (不考虑铁素体的溶解度变化), 并标明相的变化过程;
- (3) 示意画出高温液态到室温的组织转变过程图;
- (4) 说明 35 钢在室温下的平衡组织, 给出每一种组织的成分, 计算各组织的相对重量。

答: (1)



(2) (3)



(4) 室温下 35 钢的组织为铁素体  $F(w_c=0.0218\%)$  + 珠光体  $P(F+Fe_3C)(w_c=0.77\%)$ , 各组织的相对质量分别为:

$$Q_A = \frac{0.77 - 0.35}{0.77 - 0.0218} \times 100\% = 56.13\%, \quad Q_P = \frac{0.35 - 0.0218}{0.77 - 0.0218} \times 100\% = 43.87\%$$