

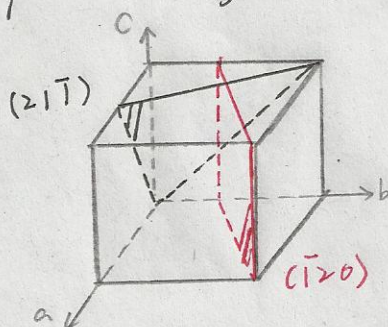
东南大学 2002年真题答案

一. 选择题

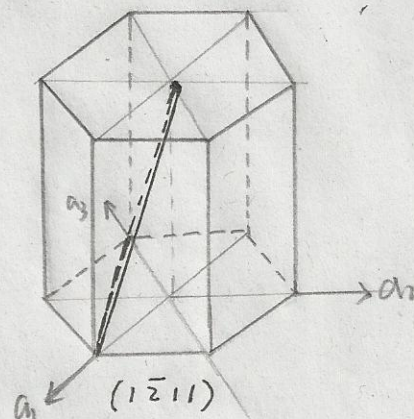
1. D 2. D 3. B 4. C 5. A
6. D 7. B 8. D 9. A 10. C
11. D 12. B 13. C 14. C 15. C
16. A 17. A 18. D

二. 问答题

1. 作图 (1)



(2)



2. 答: (1) 一定温度下液、固两相吉布斯自由能的差 ΔG 即表示凝固的驱动力。

ΔG 越大, 转变驱动力也越大, 由于 $\Delta G = G_s - G_l = -\frac{L_m \Delta T}{T_m} < 0$ 时

$\Delta T = T_m - T > 0$, 即必须有过冷度。

(2) 动态过冷度是液-固界面向液相移动时所需的过冷度;

$\Delta T_k = T_m - T_i > 0$ (T_i 为界面温度) 为晶体长大的动力学条件。

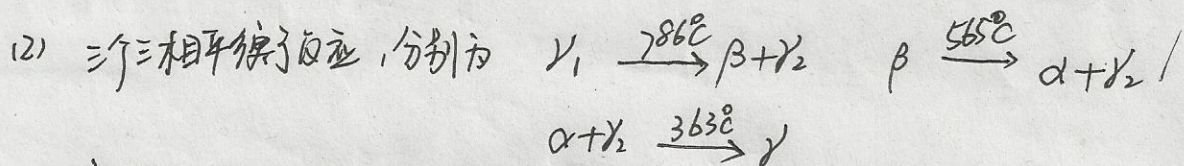
(3) 在液固界面前沿, 由于液相成分变化与实际温度分布所决定的特殊过冷现象, 称为成分过冷。单相固溶体凝固时, 在固-液界面推移过程中, 由于液相不能完全混合, 使得液固界面前沿产生液相成分变化。

发生成分过冷的临界条件为 $G_c = \frac{mR}{D} \left(\frac{1-k_0}{k_0} \right) C_0$, 设 G 为液相实际温度梯度, 若 $G \geq G_c$, 则无成分过冷; 若 $G < G_c$, 则出现成分过冷。显然, 液相线斜率 m 绝对值越大, 合金成分 C_0 越大, 凝固速度 R 越大, 扩散系数 D 越小, $k_0 < 1$ 时 k_0 值越小, 液相实际温度梯度 G 越小, 越容易出现成分过冷。

3. 答: (1) 1037°C 时发生包晶反应 $L + \beta \xrightarrow{1037^\circ\text{C}} \gamma$

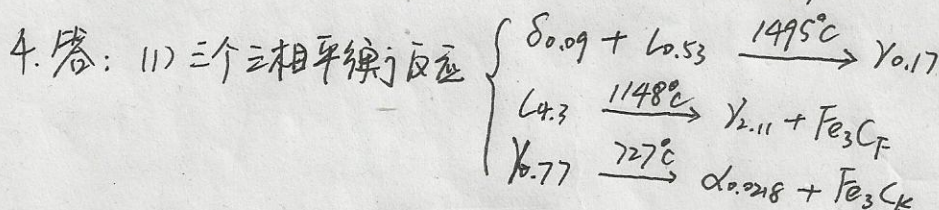
1021°C 时发生包晶反应 $L + \gamma \xrightarrow{1021^\circ\text{C}} \gamma_1$

964°C 时发生共析反应 $\gamma \xrightarrow{964^\circ\text{C}} \beta + \gamma_1$



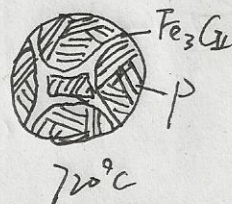
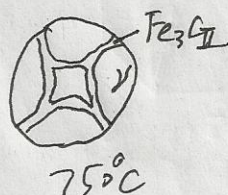
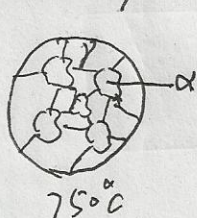
室温组织为 $\gamma_2 + \gamma$

(考虑脱溶则为 $\gamma_2 + \gamma + \gamma_{II} + \gamma_{II}'$)



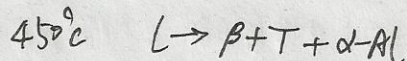
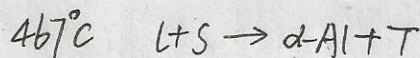
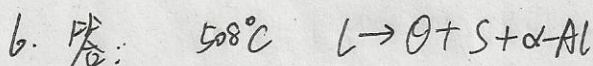
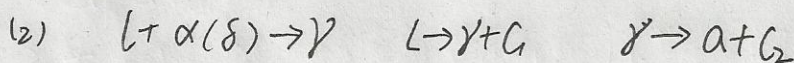
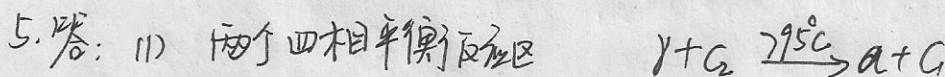
(2) 含碳量 0.6%

含碳量 1.2%



(3) 0.6% 合金 $P\% = \frac{0.6 - 0.0218}{0.77 - 0.0218} \times 100\% = 77.3\%$

1.2% 合金 $\text{Fe}_3\text{C}\% = \frac{1.2 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 7.26\%$



7. 答: 伯氏矢量等于点阵矢量或其整数倍的位错称为全位错;
 伯氏矢量不等于点阵矢量整数倍的称为不全位错。

$$\frac{a}{2}[\bar{1}10] \rightarrow \frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{a}{6}[\bar{2}11]$$

① 从几何条件看, 该位错反应满足条件;

② 从能量角度看 $\sum b_{前}^2 = (\frac{\sqrt{2}}{2}a)^2 = \frac{a^2}{2}$ $\sum b_{后}^2 = (\frac{\sqrt{6}}{6}a)^2 + (\frac{\sqrt{6}}{6}a)^2 = \frac{a^2}{3}$

$\because \sum b_{前}^2 > \sum b_{后}^2$ \therefore 能量条件也满足

故面心立方中的全位错 $\frac{a}{2}[\bar{1}10]$ 可分解成两个不全位错 $\frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}]$ 和 $\frac{a}{6}[\bar{2}11]$

8. 答：形变孪晶是在形变过程中形成的孪晶组织，在金相形貌上一般呈现透镜片状，多数发源于晶界，终止于晶内。退火孪晶则是变形金属在退火过程中产生的孪晶组织，其形貌上一般为孪晶界面平直，且孪晶片较厚。

下图为金相显微镜下的图例：



形变孪晶



退火孪晶



滑移



划痕

9. 答：有加工硬化（应变强化）、固溶强化、弥散强化和细晶强化四种。

① 加工硬化是指金属晶体在塑性变形过程中，材料的强度随着塑性变形量的增加而增加。加工硬化产生的主要机制有位错塞积、林位错阻碍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。

② 固溶强化指金属中由于溶质原子的存在，使得其强度提高。固溶强化的根本原因在于溶质原子与位错的交互作用，这种交互作用又分为溶质沿位错聚集并钉扎位错的弹性交互作用和化学交互作用两类。

③ 弥散强化依靠弥散分布与金属基体中的细小第二相强化金属。其强化的原因在于细小第二相与位错的交互作用，主要有位错绕过颗粒的Orowan机制以及位错切过颗粒机制。

④ 细晶强化是指多晶体的屈服强度随晶粒尺寸的减小而增加。

可以用Hall-Petch关系表示： $\sigma_s = \sigma_i + k d^{-1/2}$

式中 σ_i 和 k 是两个与材料有关的常数。显然 σ_i 对应于无限大单晶的屈服强度，而 k 则与晶界有关。

共同点：这些强化方式的共同点也就是金属强化的实质，在于增加了位错运动的阻力。

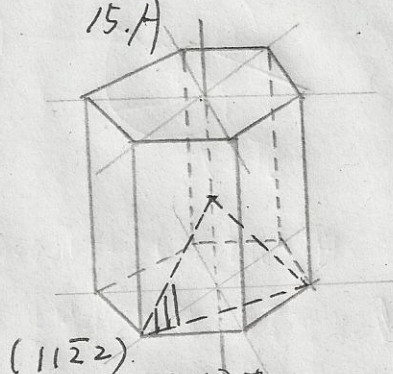
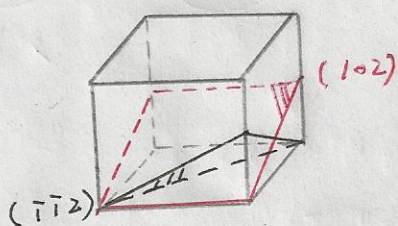
东南大学 2003 年真题答案

一. 选择题

- | | | | | |
|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1. B | 2. D | 3. C | 4. B | 5. A |
| 6. D | 7. D | 8. D | 9. B | 10. C |
| 11. A | 12. A | 13. D | 14. B | 15. A |

二. 问答题

1. 答:



2. 答:

a. 形核率是指单位时间、单位体积内形成的晶核数。

金属凝固后的晶粒大小若用单位体积内的晶粒数来表示, 则

$$Z = 0.9 (N/u)^{3/4} \quad \text{其中 } N \text{ 为形核率, } u \text{ 为长大速率。}$$

其他条件不变时, 增大形核率, 会使得晶粒数目增多, 晶粒变细。

b. 系统总自由能随晶体体积的增加而下降是晶体长大的驱动力。

不相同, 由公式可知, 两者影响正好相反, 即晶体长大速度越快, 晶粒越粗大。

c. ①可以增大过冷度; ②加入形核剂 (异质晶); ③振动促进形核。

3. 解: 设共晶时, α 成分为 x , β 成分为 y ,

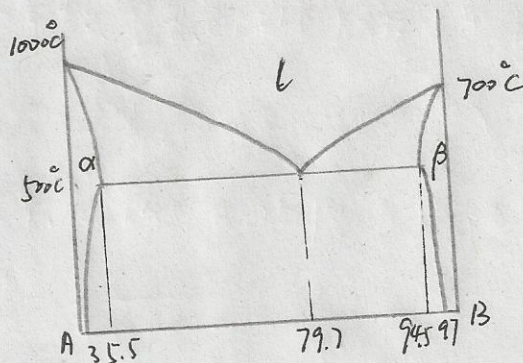
液相成分为 z , 则

$$\frac{z - 25\%}{z - x} = 73.7\%$$

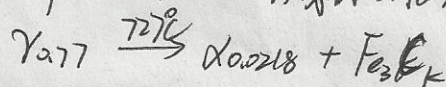
$$\frac{z - 50\%}{z - x} = 40\%$$

$$\frac{y - 50\%}{y - x} = 50\%$$

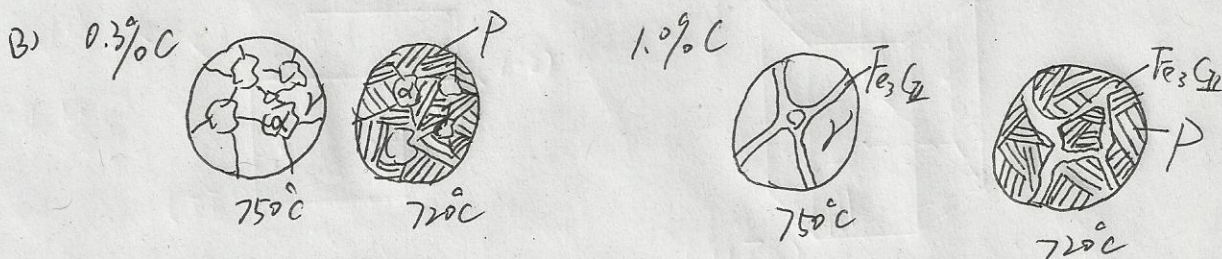
$$\text{求得} \begin{cases} x = 5.5\% \\ y = 94.5\% \\ z = 79.7\% \end{cases}$$



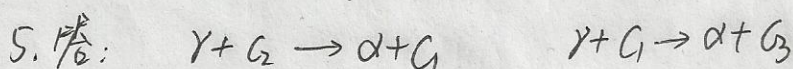
4.1) 在 727°C 时发生共析反应, 产物为铁素体 $\alpha\text{-Fe}$ 和 Fe_3C , 称之为珠光体 (P)



2) 1148°C 时得到的共晶组织, 称为莱氏体, 室温下莱氏体经过一系列反应, 最终得到产物我们称之为变态莱氏体。变态莱氏体保持了莱氏体的形态, 只是共晶硬脆体在 727°C 时发生共析反应转变为珠光体。



$$(4) \text{Fe}_3\text{C}\% = \frac{1.5 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 12.3\%$$



1 相区组成相 $\alpha + \gamma + \text{L}$

2 相区为 $\gamma + \text{C}_1 + \text{C}_2$

3 相区为 $\alpha + \text{C}_1 + \text{C}_3$

6. 解: (1) $\text{L} \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$ $\text{L} \rightarrow \alpha + \gamma$ $\text{L} \rightarrow \beta + \gamma$ $\text{L} \rightarrow \alpha + \beta$

(2) O_1 : $\text{L} \rightarrow \alpha$ $\text{L} \rightarrow \alpha + \beta$ $\text{L} \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$ $\alpha \rightarrow \beta_{II} + \gamma_{II}$ (不考虑共晶脱溶)
 O_1 室温组织为 $\alpha + (\alpha + \beta) + (\alpha + \beta + \gamma) + \beta_{II} + \gamma_{II}$

O_2 : $\text{L} \rightarrow \alpha$ $\text{L} \rightarrow \alpha + \beta$ $\alpha \rightarrow \beta_{II}$ (不考虑共晶脱溶)
 O_2 室温组织为 $\alpha + (\alpha + \beta) + \beta_{II}$

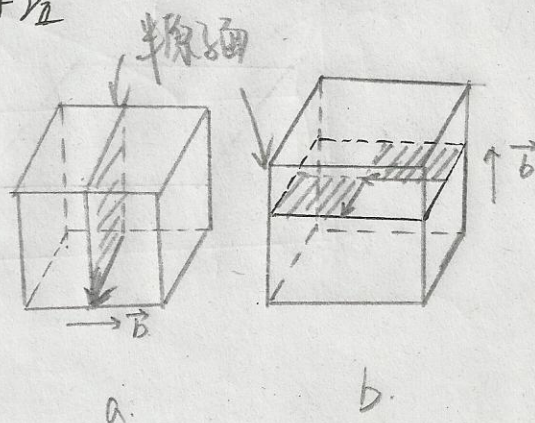
O_3 : $\text{L} \rightarrow \alpha$ $\alpha \rightarrow \beta_{II}$ $\alpha \rightarrow \beta_{II} + \gamma_{II}$
 O_3 室温组织为 $\alpha + \beta_{II} + \gamma_{II}$

7. 解: 根据 $\vec{a} \times \vec{b}$ 规则。

用右手法则可判断

a) 图半原子面位于纸面外则

b) 图半原子面在纸面内位错线外则



8. 答: ①当轴向拉力 F 足够大时, 晶体各部分发生分层移动, 即滑移。
在一组滑移系上进行的滑移称单滑移。

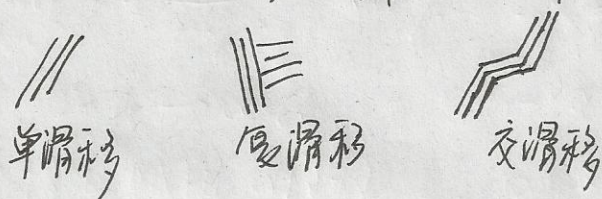
单滑移形貌: 系列平行滑移带。

②当某组系开动后, 由于不断发生错面转动, 结果可能使得另一组滑移系的分切应力逐渐增加, 并最终达到其临界值, 进而使得滑移过程能够沿两个以上滑移系同时或交替进行, 这种滑移过程称复合滑移。

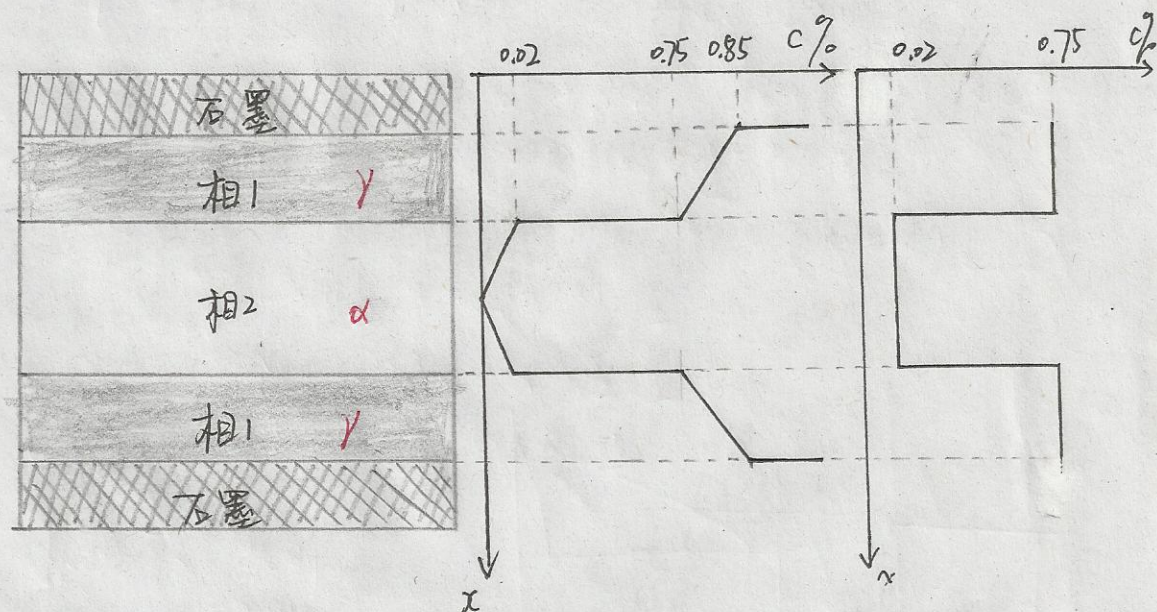
复合滑移形貌: 交叉的平行滑移带。

③在晶体中, 发生两个或两个以上滑移面沿着同一个滑移方向同时或交替进行滑移的现象, 称作交滑移。

交滑移形貌: 平行滑移带上出现小折线段。



解:



重新加热至 740°C , 假设表面不脱碳, 碳原子应继续由表面向内扩散, 表面含碳量逐渐下降, 达到平衡时, 相1中碳含量与 γ, α 界面处碳含量基本相同。内部 α 相碳含量在达到平衡后趋于一致。

所以,作用在单位长度位错线上的力为:

$$f = \tau b = \frac{a\tau_0}{\sqrt{2}} = \frac{0.2 \times 10^{-9} \times 7 \times 10^6}{\sqrt{2}} = 10^{-3} \text{ N/m} \quad (1 \text{ 分})$$

其方向为垂直于位错线方向 $[10\bar{1}]$, 指向未滑移区。

六、(15 分) 解: 将大变形量轧制后的工业纯铝在 100°C 放置 12 天后, 其室温强度明显下降的原因是工业纯铝发生了再结晶 (3 分)。试验查得的 T_R 为 150°C 是指在 1 小时内完成再结晶的温度 (2 分), 而金属在大量变形后, 即使在低于 T_R 的退火温度, 只要保温足够的时间, 同样可以发生再结晶, 故该试样在 100°C 放置 12 天后完全有可能完成再结晶过程 (2 分)。

有两种方法可证明上述设想:

(a) 观察薄片试样的金相组织, 如果是等轴晶粒, 则可确认完成再结晶。

(b) 由 $\frac{t_1}{t_2} = e^{\frac{Q}{R}(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1})}$

只要查得工业纯铝的再结晶激活能 Q , 将其他已知条件代入即可求得 T_2 , 若 T_2 低于 100°C , 说明在本题条件下可发生再结晶。(3 分)

东南大学 2004 年硕士研究生入学考试参考答案

一、选择题 (单项选择, 每题 2 分, 共 40 分)

1. d 2. c 3. b 4. d 5. d 6. d 7. c 8. d 9. a 10. d 11. a 12. c 13. d
14. b 15. a 16. d 17. c 18. b 19. a 20. a

二、(10 分) 答: 分别为 (130) , $(\bar{2}11)$, $(\bar{1}\bar{1}2)$, $[1\bar{1}1]$, $(2\bar{1}\bar{1}1)$ 。

三、(18 分)

1. 答: 两者不相同, 一般情况下, 非均匀形核的形核功小。这是因为非均匀形核时, 形核是在一定形核位置 (如模壁、形核剂颗粒等) 上进行的, 其形核功的大小取决于晶核和形核位置之间的界面能和接触角, 设晶胚的形状为球冠, 则非均匀形核功与均匀形核功之比为:

$$\frac{\Delta G_{\text{非}}^*}{\Delta G_{\text{均}}^*} = \frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} = S(\theta)$$

一般情况下 $S(\theta) < 1$, 所以非均匀形核的形核功小于均匀形核的形核功。

只有在形核位置与金属完全不润湿的情况下, 此时 $S(\theta) = 1$, 即非均匀形核功的形核功才和均匀形核的形核功相等。

2. 答: 两者不同。平衡凝固是指在凝固过程中固相和液相的成分始终均匀, 而正常凝固只有液相的成分保持均匀。

3. 答: 不会, 因为纯金属中不会有成分不均匀的现象发生, 因此凝固过程中不会有边界层出现, 因而就不会有成分过冷。

4. 答: 不会。因为正常凝固时液相的成分始终保持均匀, 所以不会有边界层出现, 因而就不会有成分过冷。

5. 答: 主要取决于两个因素:

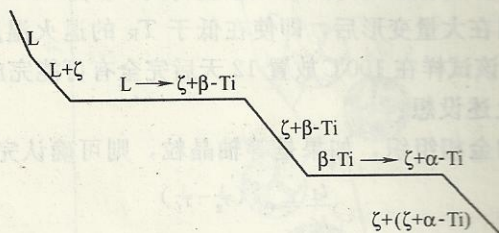
(1) 两相的体积分数, 如果有一相的体积分数小于 27% 时, 则形成棒状共晶, 否则形成片状共晶;

(2) 两相之间的界面能, 界面能小, 则形成片状共晶。一般情况下, 当两相有固定的位向关系时则可能形成片状共晶。

四、(8分)

- 1201°C $L \rightarrow \alpha + \epsilon$;
1319°C $L + \epsilon \rightarrow \zeta$;
1086°C $L \rightarrow \zeta + \beta\text{-Ti}$;
590°C $\beta(\text{Ti}) \rightarrow \zeta + \alpha\text{-Ti}$.

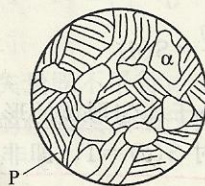
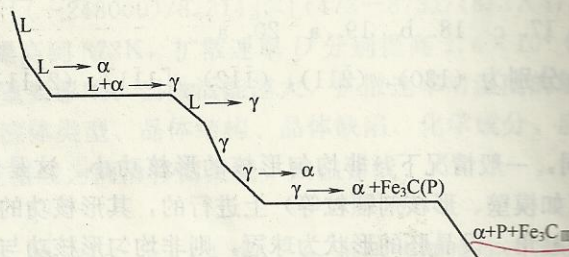
2.



五、(10分)

- 1154°C $L_{4.26} \rightarrow \gamma_{2.08} + C$ 共晶
HJB 1495°C $L_{0.53} + \alpha(\delta)_{0.09} \rightarrow \gamma_{0.1}$ 包晶
CF 1148°C $L_{4.3} \rightarrow \gamma_{2.11} + Fe_3C$ 共晶 (莱氏体 L_d)
PSK 727°C $\gamma_{0.77} \rightarrow \alpha_{0.0218} + Fe_3C$ 共析 (珠光体 P)

2.



$$3. Fe_3C\% = \frac{1.5 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 12.3\%$$

六、(10分)

1. mnp
2. $L \rightarrow \alpha + \beta$; $L \rightarrow \alpha + \gamma$; $L \rightarrow \beta + \gamma$
3. $L \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$; $L \rightarrow \alpha + \beta$
4. 没有四相平衡反应, 但有三相平衡反应, 反应式为: $L \rightarrow \alpha + \gamma$
5. $\alpha + (\alpha + \beta) + (\alpha + \beta + \gamma) + \beta_{II} + \gamma_{II}$

七、(5分) 四相平衡反应: $SbSn + L \rightarrow \beta\text{-Sn} + Pb$

四个三相区: $\beta\text{-Sn} + \beta\text{-Sn} + L$; $Pb + SbSn + L$; $Pb + SbSn + \beta\text{-Sn}$; $\beta\text{-Sn} + Pb + L$.

八、(4分) P点: $L + Pb \rightarrow Sn + \beta$; E_T 点: $L \rightarrow Bi + Sn + \beta$.

九、(8分) 答：根据材料屈服强度与晶粒尺寸的霍尔-佩奇关系： $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$

有：

$$\sigma_s = \sigma_{s2} + \frac{d^{-\frac{1}{2}} - d_1^{-\frac{1}{2}}}{d_2^{-\frac{1}{2}} - d_1^{-\frac{1}{2}}} (\sigma_{s2} - \sigma_{s1})$$

所以：

$$\sigma_s = 100 + \frac{0.01^{-\frac{1}{2}} - 1}{0.04^{-\frac{1}{2}} - 1} (250 - 100) = 337.5 \text{ MPa}$$

十、(8分)

答：弥散第二相其强化机理主要是通过位错绕过机制和位错切过机制进行强化。当第二相为不可变形颗粒时，与位错之间的斥力较大，位错以奥罗万机制绕过第二相颗粒，每通过一个位错就会在第二相颗粒周围留下一个位错环，使后续位错绕过第二相颗粒的阻力不断增大。该强化效果在第二相颗粒体积分数一定时，随颗粒半径的减小强化效果增大。当第二相为可变形颗粒时，与位错之间的斥力较小，在外力作用下滑动位错将切过第二相颗粒，使新增界面面积增加，界面能升高，以及产生反相畴界、割阶，引起原子错排等都将使位错运动阻力增大实现强化。

十一、(11分) 答：由于在铝板中冲孔的过程中，实际上会在铝板中形成不均匀的塑性变形区，在孔的周围，材料发生了极大的塑性变形，随着与圆孔距离的增加，材料的变形程度逐渐下降，在远离孔的地方趋于零。图中应当能够体现以下组织特征：

(1) 孔周围再结晶晶粒非常细小（或者考虑可能存在的二次再结晶情况，孔周围晶粒异常长大，但稍远离孔的区域晶粒非常细小）；

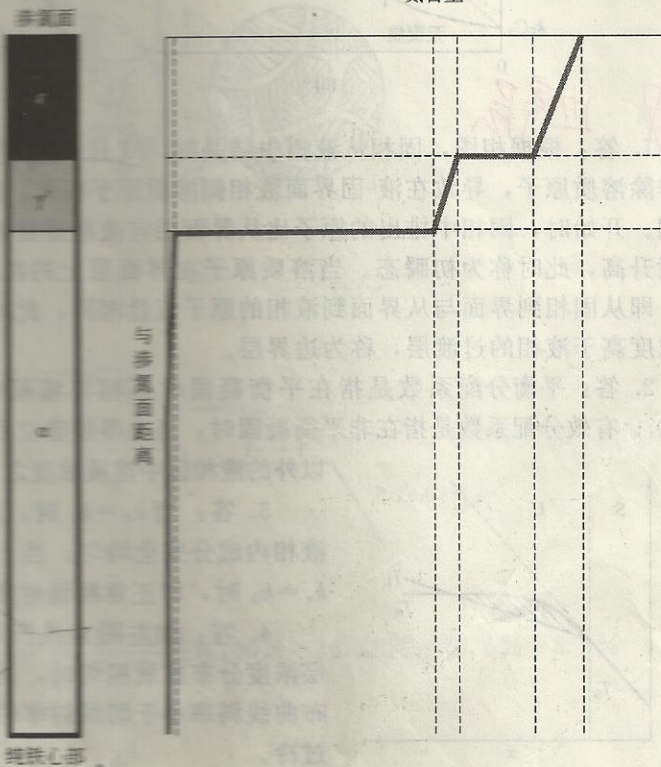
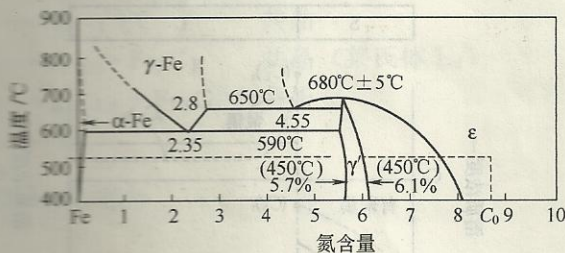
(2) 随着与孔距离的增加，再结晶后晶粒尺寸逐渐增大，但仍小于原晶粒尺寸；

(3) 在离孔某一距离处，由于处于临界变形量，再结晶完成后晶粒尺寸粗大；

(4) 小于临界变形量处，晶粒尺寸不变。

十二、答：所谓交滑移，是指螺型位错在不同的滑移面内沿相同的滑移方向同时或交替进行。根据本题的条件可知，只有 $(11\bar{1})$ 面符合。

十三、答：如图。渗层中共存在三个单相区，没有两相区存在；渗氮刚结束时沿渗层深度氮含量分布如图所示。

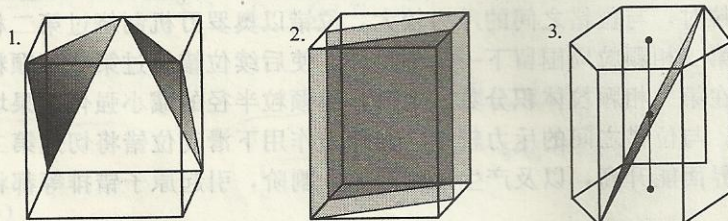


东南大学 2005 年硕士研究生入学考试参考答案

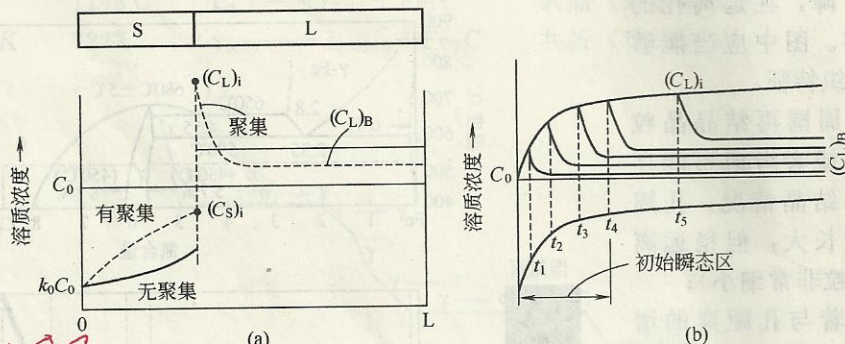
一、选择题 (单项选择, 每题 2 分, 共 40 分)

1. c 2. b 3. c 4. c 5. a 6. b 7. d 8. d 9. c 10. c 11. c 12. d 13. d
14. b 15. a 16. a 17. a 18. a 19. c 20. c

二、(10 分)

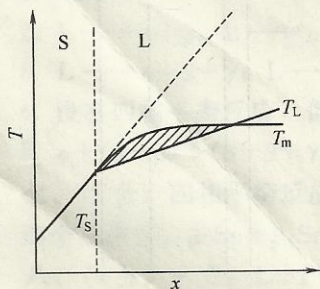


三、(16 分)



1. 答: 根据相图, 固相从液相中结晶时, 成分与液相不同, 因此在结晶过程中固相不断排除溶质原子, 导致在液-固界面液相侧溶质原子积聚。此时原子的运动路线是固相-界面-液相。开始时, 固相中排出的原子比从界面层向液相排出的原子多, 导致界面层上溶质原子浓度升高, 此时称为初瞬态。当溶质原子在界面层上的浓度高达一定程度时, 达到动态平衡, 即从固相到界面与从界面到液相的原子流量相同, 此时在固液相之间形成了一层溶质原子浓度高于液相的过渡层, 称为边界层。

2. 答: 平衡分配系数是指在平衡凝固时固相与液相中溶质浓度之比, 即 $k_0 = (C_S)_i / (C_L)_i$; 有效分配系数是指在非平衡凝固时, 当边界层建立后, 边界固相侧溶质浓度和边界层以外的液相区中溶质浓度之比, 即上图中 $k_e = (C_S)_i / (C_L)_B$ 。



3. 答: 当 $k_e = k_0$ 时, 出现正常凝固, 此时没有边界层, 液相内成分完全均匀; 当 $k_e = 1$ 时, 铸锭内成分最均匀; 当 $k_e = k_0$ 时, 即正常凝固时成分最不均匀。

4. 答: 如左图虚线所示, 当边界层中温度梯度与边界层浓度分布曲线相切时, 是成分过冷的临界条件。若温度分布曲线斜率小于切线斜率时则有成分过冷, 反之则没有成分过冷。

四、(8分)

答：(1) 形核功 ΔG^* 是指形成一个临界晶胚所需要的能量，这个能量是靠系统能量起伏提供的。

(2) 临界半径是指临界晶胚的半径。临界晶核是指结晶开始时，晶胚的形成与长大需要靠系统能量起伏提供能量；当晶胚长到一定大小时，能量达到极大值，继续长大，系统能量下降，此时的晶胚半径称为临界半径。

(3) 形核率是指单位时间和单位体积内形成的晶核数。

(4) 接触角 θ 的大小主要与晶核与基底之间的界面能有关，界面能越小，接触角越小。

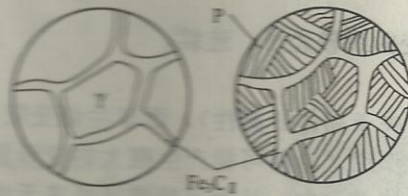
五、(5分)

答：736℃	包晶反应	$L + Ag \rightarrow \beta$
640℃	包晶反应	$L + \beta \rightarrow \delta$
470℃	包析反应	$\beta + \delta \rightarrow \gamma$
440℃	共析反应	$\beta \rightarrow Ag + \gamma$
230℃	共析反应	$\gamma \rightarrow \beta' + \delta'$

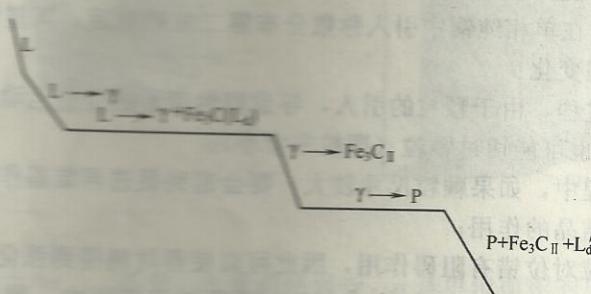
六、(10分)

1. 答：HJB	1495℃	$L_{4.3} + m.s \rightarrow \delta$	包晶
	1154℃	$L_{4.3} \rightarrow \gamma_{0.8} + C$	共晶
CF	1148℃	$L_{4.3} \rightarrow \gamma_{0.8} + Fe_3C_I$	共晶 (莱氏体 L_d)
PSK	727℃	$\gamma_{0.8} \rightarrow \alpha_{0.8} + Fe_3C$	共析
	738℃	$\gamma \rightarrow \alpha + C$	

2. 答：Fe₃C% = $\frac{1.2 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 7.26\%$



3.



答：有二次渗碳体。百分数为：

$$Fe_3C\% = \frac{4.3 - 2.11}{6.69 - 2.11} \times \frac{2.11 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 36.53\% \times 22.6\% = 8.3\%$$

七、(10分)

答：1. 四相区： $\alpha\beta P'c$ 。

2. 有, 分别是:

A-B系 $L + \alpha \rightarrow \beta$

B-C系 $L \rightarrow \beta + \gamma$

C-A系 $L \rightarrow \gamma + \alpha$

3. $L + \alpha \rightarrow \beta + \gamma$; 四相平衡反应后进入三相区, 发生 $L \rightarrow \beta + \gamma$ 三相平衡反应。

4. 没有四相平衡反应, 只有三相平衡反应, 反应式为: $L + \alpha \rightarrow \beta$ 。

八、(6分)

答: 1. 四相平衡包共晶反应: $\gamma + C_2 \rightarrow \alpha + C_1$ 。

2. $L + \alpha + \gamma$ 相区发生包晶反应: $L + \alpha \rightarrow \gamma$;

$\alpha + \gamma + C_2$ 相区发生共析反应: $\gamma \rightarrow \alpha + C_2$ 。

3. 不能, 因为这两个四相区(水平线)在垂直界面上没有与四个三相区相连。

九、(8分)

答: (1) 滑移和孪生的比较

a. 相同点

宏观上, 都是切应力作用下发生的剪切变形;

微观上, 都是晶体塑性变形的形式, 是晶体的一部分沿一定晶面和晶向相对另一部分的移动过程;

不改变晶体结构;

从机制上看, 都是位错运动结果。

b. 不同点

滑移不改变位相;

滑移是全位错运动的结果, 而孪生是不全位错运动的结果;

滑移变形不均匀;

滑移比较平缓, 应力-应变曲线较光滑、连续;

两者发生的条件不同;

滑移产生的切变较大(取决于晶体的塑性), 而孪生切变较小, 取决于晶体结构。

(2) 在塑性变形过程中的作用 滑移可能产生很大的变形量, 而孪生只能产生有限的变形, 但是通过孪生可以改变晶体的位向, 从而可能使得原来无法开动的滑移系能够开动, 从而改善晶体的塑性变形能力。

十、(10分) 答: 在单相纯铜中引入弥散分布第二相颗粒后, 其塑性变形、再结晶过程和强度都会发生一系列变化:

(1) 对塑性变形过程, 由于颗粒的引入, 导致塑性变形的位错运动受阻, 可能在颗粒附近塞积(普通颗粒), 也可能切过颗粒(颗粒非常小);

(2) 在再结晶过程中, 如果颗粒尺寸较大, 则会起到促进再结晶作用, 如果颗粒尺寸很小, 则会起到阻碍再结晶的作用;

(3) 由于弥散颗粒对位错有阻碍作用, 因此可以使得材料得到强化。其强化效果受颗粒尺寸、分布、种类以及与基体的结合有关, 在本课程知识范围内, 颗粒尺寸越细、含量越高, 其强化效果也越好。

十一、(10分) 答: 达到稳定状态后, 可以认为在有限时间内钢瓶内、外氢压力不变, 因此钢瓶内部的氢浓度分布也不随时间发生变化, 可以考虑采用扩散第一定律。

$$(1) J = -D \frac{\partial C}{\partial x}$$

而钢瓶内壁 $C=k\sqrt{p_0}$, 钢瓶外壁 $C'=0$

因此, $J = -D \frac{\partial C}{\partial x} = -Dk \frac{\sqrt{p_0}}{x}$

(2) 依据上式, 可能采取的措施有: 改变容器材料, 以减小 D 和 k ; 降低容器内所储存氢气压力 p ; 增加容器壁厚 x .

十二、(10 分) 答: (1) 几何条件满足; 能量条件满足。因此此反应可自发进行。
(2) 依次分别为全位错 (单位位错)、肖克莱不全位错、弗兰克不全位错。(3) 反应生成的新位错不能在滑移面上运动。

十三、(7 分) 答: 纯金属晶体中, 点缺陷的主要类型是空位、间隙原子、空位对及空位与填隙原子对。(要求至少答对其中两种)

它们产生的途径有以下几个方面。(要求至少答对其中两种)

(1) 依靠热振动使原子脱离正常点阵位置而产生。空位、间隙原子或空位与间隙原子对都可由热激活而形成。这种缺陷受热的控制, 它的浓度依赖于温度, 随温度升高, 其平衡态的浓度亦增高。

(2) 冷加工时由于位错间有交互作用。在适当条件下, 位错交互作用的结果能产生点缺陷, 如带割阶的位错运动会放出空位。

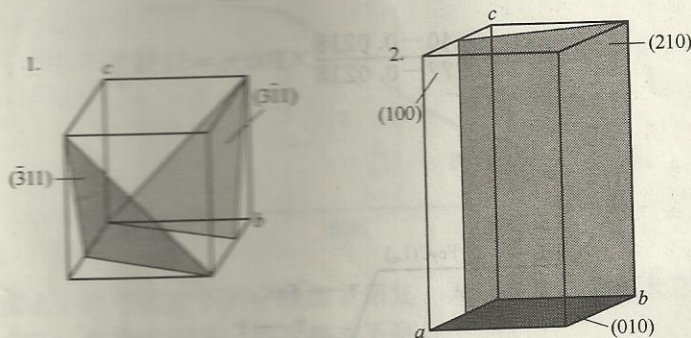
(3) 辐照。高能粒子 (中子、 α 粒子、高速电子等) 轰击金属晶体时, 点阵中的原子由于粒子轰击而离开原来位置, 产生空位或间隙原子。

东南大学 2006 年硕士研究生入学考试参考答案

一、选择题 (单项选择, 每题 2 分, 共 40 分)

1. c 2. c 3. c 4. d 5. d 6. a 7. d 8. d 9. b 10. a 11. c 12. b 13. a
14. a 15. d 16. a 17. c 18. d 19. d 20. d

二、作图题 (10 分)



三、(8 分)

答: $\Delta G = V\Delta G_V + A\sigma$ 其中, A 是晶胚面积, σ 是单位面积的界面能。

设晶胚为立方体, $\Delta G = a^3\Delta G_V + 6a^2\sigma$

$$\frac{d(\Delta G)}{da} = 3a^2\Delta G_V + 12a\sigma$$

令 $\frac{d(\Delta G)}{da} = 0$, 得:

$a^* = \frac{-4\sigma}{\Delta G_V}$, 代入后得:

$$\Delta G^* = \frac{32\sigma^3}{(\Delta G_V)^2}$$

$\therefore \Delta G_V = -\frac{L_m \Delta T}{T_m}$, 代入 a^* 和 ΔG^* 得:

$$a^* = \frac{4\sigma T_m}{L_m \Delta T}, \Delta G^* = \frac{32\sigma^3 T_m^2}{(L_m \Delta T)^2}$$

$$\therefore A^* = 6a^{*2}$$

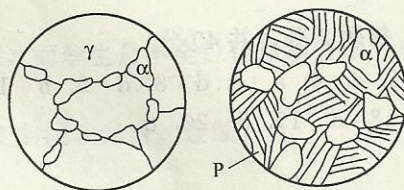
$$\therefore \Delta G^* = \frac{1}{3} A^* \sigma$$

四、(8分) 答: 图(b) 中的曲线表示边界层附近的温度分布, 图(c) 表示边界层中的浓度分布, 而图(d) 则表示边界层中的熔点随距离变化的曲线。如果图(b) 中的曲线与图(d) 中的曲线相交时则会有成分过冷, 如图(e) 所示。

五、(5分) 答: I $L + \alpha \rightarrow \beta$; II $L + \beta \rightarrow \gamma$; V $\gamma \rightarrow \alpha + \delta$; VI $\delta \rightarrow \alpha + \epsilon$; X $\gamma \rightarrow \epsilon + L$ 。

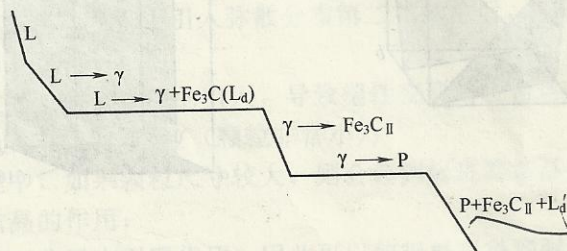
六、(10分) 答: 1. 分别有: 三次渗碳体, 在铁素体中析出的渗碳体; 共析渗碳体, 在 727°C 发生共析反应时生成的渗碳体; 二次渗碳体, 在含碳量在 $0.77 \sim 2.11$ 之间的钢平衡冷却至 1148°C 以下从 γ 相中析出的渗碳体; 共晶渗碳体共晶反应时生成的渗碳体; 初生渗碳体, 共晶反应前生成的渗碳体 (含碳量大于 4.3)。

2.



$$P\% = \frac{0.40 - 0.0218}{0.77 - 0.0218} \times 100\% = 51\%$$

3.



七、(15分) 答: 1. 包共晶反应区是个四边形, 它的上下方各与两个三相区相连。但不和两相区和单相区相连, 因为根据相区接触法则, 相邻相区的相数差为 1。

2. 四相平衡共晶反应区的液相成分点在三角形的中间, 但四相平衡包晶反应区的液相成分点在三角形的一个顶点上。共晶反应区的上方与三个三相区相连, 下方与一个三相区相连, 而包晶反应区上方与一个反应区相连, 下方与三个三相反应区相连。

3. 发生四相平衡包晶反应, 反应式 $L + \alpha + \beta \rightarrow \gamma$ 。

4. A-B 系 共晶 $L \rightarrow \alpha + \beta$

B-C 系 包晶 $L + \beta \rightarrow \gamma$

A-C 系 包晶 $L + \alpha \rightarrow \gamma$

5. 略。

八、(8分) 答: 在 800°C 以下有两个四相平衡反应: $\gamma + C_2 \rightarrow \alpha + C_1$; $\gamma + C_1 \rightarrow \alpha + C_3$; 1 相区 $L + \alpha + \gamma$; 2 相区 $\gamma + C_1 + C_2$; 5 相区 $\alpha + C_1 + C_3$ 。

4 相区内发生的反应 $\gamma + L \rightarrow C_3$ 。

九、(10分) 答: 1. $\frac{a}{2}[\bar{1}10]$ 。

2. $[11\bar{2}]$ 、 $[1\bar{1}0]$ 。

3. $[1\bar{1}0]$ 、 $[\bar{1}\bar{1}2]$ 。

十、(10分) 答: 加工硬化是指金属晶体在塑性变形过程中, 材料的强度随着塑性形变量的增加而增加。加工硬化产生的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。

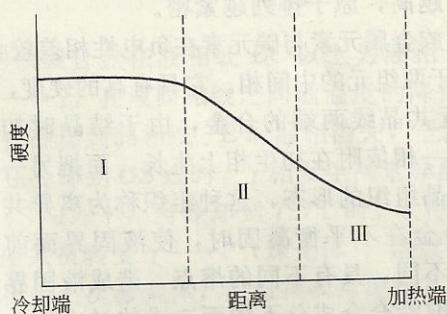
固溶强化指金属中由于溶质原子的存在, 使得其强度提高。固溶强化的根本原因在于溶质原子与位错的交互作用, 这种交互作用又分为溶质沿位错聚集并钉扎位错的弹性交互作用和化学交互作用两类。

分散强化依靠弥散分布与金属基体中的细小第二相强化金属。其强化的原因在于细小第二相与位错的交互作用, 主要有位错绕过颗粒的 Orowan 机制以及位错切过颗粒机制。

细晶强化, 依据 Hall-Patch (略)。

这些强化方式的共同点也就是金属强化的实质, 在于增加了位错运动的阻力。

十一、(8分) 答: 沿棒长度的硬度分布曲线示意如图:



在整根棒的长度上, 由于温度不同, 经历了回复、再结晶和晶粒长大三个过程。

第 I 区域, $T < T_R$, 仅发生回复, 硬度略有下降。

第 II 区域, 发生再结晶, 硬度大大下降, 且随温度升高, 同样 1 小时内完成再结晶的体积百分数增大, 硬度随之下降。

第 III 区域, 晶粒长大, 晶界对位错运动阻碍较小, 故硬度进一步降低。

十二、(8分) 答: $\frac{a}{2}[\bar{1}10] + \frac{a}{6}[\bar{1}1\bar{2}] \rightarrow \frac{a}{3}[\bar{1}11]$

(1) 几何条件满足; 能量条件满足。因此此反应可自发进行。

(2) 依次分别为全位错 (单位位错)、肖克莱不全位错、弗兰克不全位错。

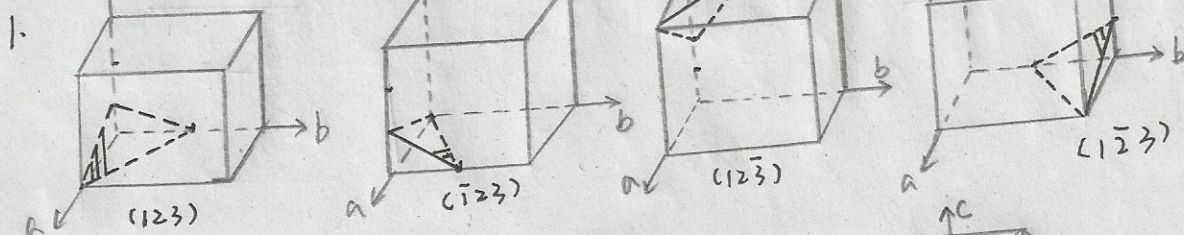
(3) 反应生成的新位错不能在滑移面上运动。

东南大学 2007年考研真题答案

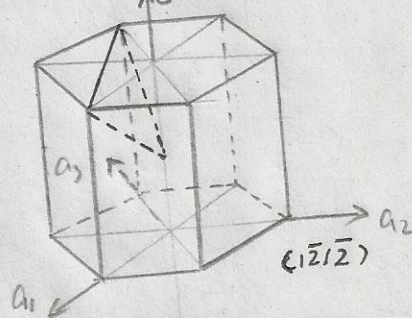
一. 选择题

- | | | | | |
|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1. C | 2. D | 3. C | 4. B | 5. C |
| 6. D | 7. C | 8. B | 9. B | 10. B |
| 11. D | 12. B | 13. A | 14. C | 15. B |
| 16. C | 17. A | 18. C | 19. C | 20. B |

二. 作图题



2.



三. 答: (1) $k_e = k_0$ 时不会出现成分过冷, 因为此时液相能够完全混合, 不会在液-固界面出现浓度变化。

(2) 不是, 出现成分过冷还需要铸锭内实际的温度梯度, 只有当边界层中温度梯度与边界层浓度分布曲线产生相交域时, 才能出现成分过冷。

(3) 驱动力为体系总自由能的下降。影响规律不同。

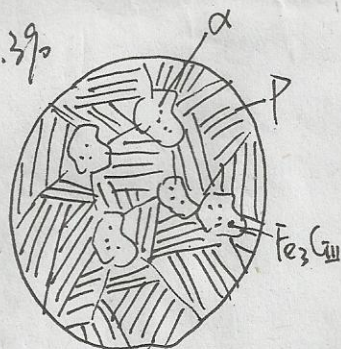
金属凝固后的晶粒大小若用单位体积内晶粒数 n 来表示, 则 $n = 0.9(N/u)^{3/4}$, 其中 N 为形核率, u 为长大速度。可见两者呈负相关。

(4) 主要取决于两个因素: ① 两相的体积分数, 如果有一相的体积分数小于 27%, 则形成棒状共晶; 否则形成片状共晶; ② 两相之间的界面能, 界面能小, 则形成片状共晶。一般情况下, 当两相有固定的位向关系时则可能形成片状共晶。

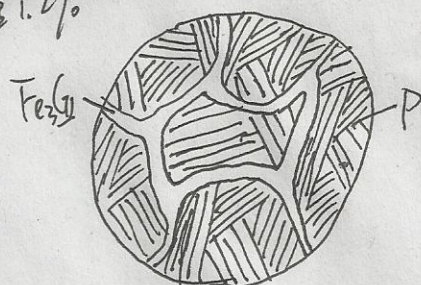
四. 答: (1) 分别发生如下反应: $L \rightarrow \delta$, $L + \delta \rightarrow \gamma$, $L \rightarrow \gamma$, $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$

(2) 过共析钢范围: 含碳量 0.77% ~ 2.11%; 亚共析钢范围: 含碳量 0.0218% ~ 0.77%。

13. 含碳量 0.3%

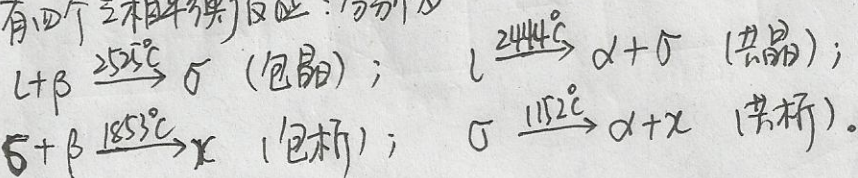


含碳量 1.2%

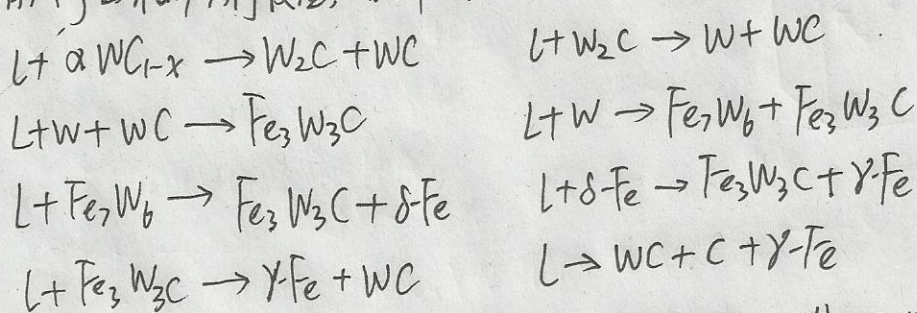


14. 含碳量 0.77% ~ 6.69% 的铁在 727°C ~ 1148°C 的温度范围内会出现二次渗碳体
15. 白口铸铁的碳是以渗碳体的组织形式存在的, 参照 Fe-Fe₃C 相图 (实线部分);
灰铸铁的碳是以单质石墨的形式存在的, 参照 Fe-C 相图 (虚线部分)。

五. 答: 有四个三相平衡反应: 分别为



六. 答: 有八个四相平衡反应, 分别为:



七. 答: (1) 除最左边的水平线外, 一共有八个四相平衡反应, 其中可写出反应式的

四相平衡只有三个; 795°C 发生反应为 $\alpha\text{-Fe} + \text{M}_2 \rightarrow \alpha + \text{C}_1$

(2) 自己作图 ($L + G + \gamma$ 分别与 $\gamma + L$ 和 $\gamma + G$ 相邻; $\alpha + G + \gamma$ 分别与 $\alpha + G$ 和 $\alpha + \gamma$ 相邻; $L + G + \gamma$ 分别与 $L + G$ 和 $\gamma + G$ 相邻)。

八. 答: 四相平衡反应: $L + \alpha \rightarrow \beta + \gamma$ (包共晶)

三相反应: $L \rightarrow \alpha + \gamma$ (共晶)

$L \rightarrow \beta + \gamma$ (共晶)

$L + \alpha \rightarrow \beta$ (包晶)

九. 答: (1) 晶粒中原子并非完全按同一位向规则排列。它是由许多具有一定位向差 (~~通常有 $1^\circ \sim 2^\circ$ 以下~~) 的小晶块组成, 这些小晶块称亚晶。

(2) 亚晶在结构上, 存在于晶粒内部有小角度界面分隔的小块, 这些小角度界面取向差一般小于 10° , 多数分布在 $2 \sim 8^\circ$ 。

(3) 形成亚晶主要有两个方面: 形变和回复。

形变过程中由于晶粒参与形变位错增殖, 同时晶粒间相互协调, 在晶粒的内部不同区域滑移系开动情况不同, 逐步造成各区域分割形成各个胞块, 位错组合有自发向低能态组合趋势, 逐步形成边界“锋锐”的胞块, 亚晶界逐步形成。

回复过程中空位运动和消失不会影响显微组织, 只要涉及位错运动才会影响显微组织。位错运动和重新排列所引起的显微组织的变化主要是多晶形化和亚晶形成和长大。

十. 答: (1) 判断反应能否进行:

① 几何条件: $\sum \vec{b}_{前} = \sum \vec{b}_{后}$ 。几何条件满足;

② 能量条件: $\sum b_{前}^2 = (\frac{\sqrt{2}}{2}a)^2 + (\frac{\sqrt{6}}{6}a)^2 = \frac{2}{3}a^2$ $\sum b_{后}^2 = (\frac{\sqrt{3}}{3}a)^2 = \frac{1}{3}a^2$
 $\sum b_{前}^2 > \sum b_{后}^2$ 。能量条件满足;

故该位错反应能进行

(2) $\frac{a}{2}[101]$ 是舍位错; $\frac{a}{6}[121]$ 是肖克莱不全位错; $\frac{a}{3}[111]$ 是弗兰克不全位错。

(3) $\frac{a}{2}[101]$ 的滑移面是 $(\bar{1}11)$ 或 $(1\bar{1}\bar{1})$

$\frac{a}{6}[121]$ 的滑移面是 (111)

故生成的弗兰克位错的位错线为 $(\bar{1}11) \times (111)$ 或 $(11\bar{1}) \times (111)$

即为 $[01\bar{1}]$ 或 $[\bar{1}10]$

位错线 \vec{L} 与 \vec{b} 垂直 $([01\bar{1}] \cdot \frac{a}{3}[111] = [\bar{1}10] \cdot \frac{a}{3}[111] = 0)$

即新生成的位错为刃位错。

故滑移面是 \vec{L} 和 \vec{b} 所确定的平面, 即为 $(2\bar{1}\bar{1})$ 或 $(1\bar{1}2)$

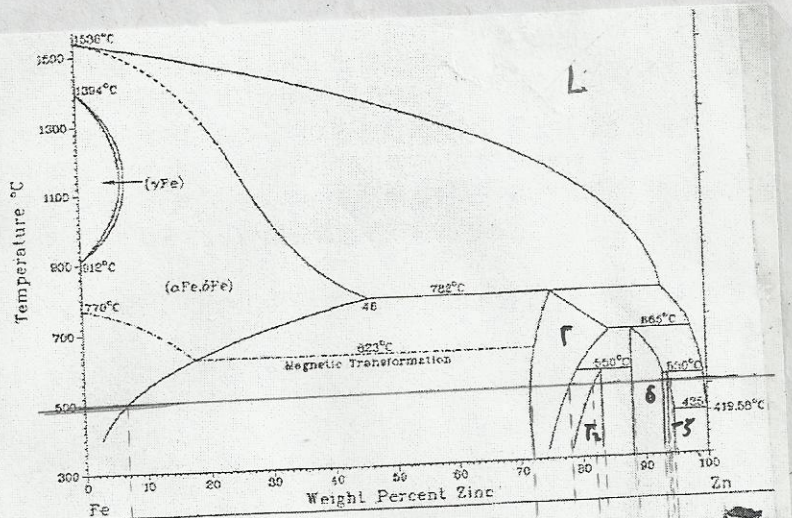
因为新生成的位错的滑移面亦是 fcc 中的最密排面 (滑移面 (111))

故新位错不能在滑移面上运动。

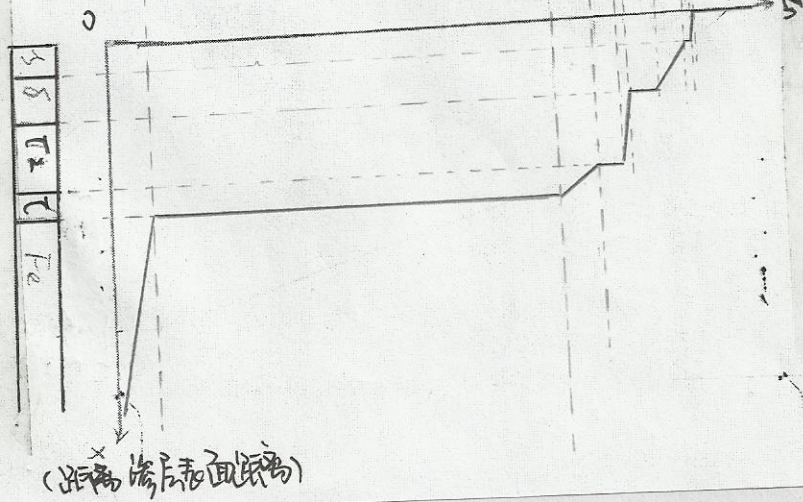
十一. 答: 实际晶体中存在大量位错, 故其强度远低于理论强度;
 三种强化手段的举例, 可参 2007 年真题第 9 大题。

十二. 答: 当第二相粒子较大时, 间距较宽时再结晶核心能在其表面产生
 (因为形变时大尺寸处发生变形量大, 残余应力也大, 再结晶驱动力也大),
 由于尺寸较大第二相颗粒的数量很多, 故再结晶中产生大量非均匀形核, 同时进行形核长大。这时尺寸较小的第二相颗粒会
 阻碍再结晶过程的进行, 抑制晶界移动, 使得晶核长大
 受到限制, 最终我们得到最小晶粒尺寸。

十三.



题十三图

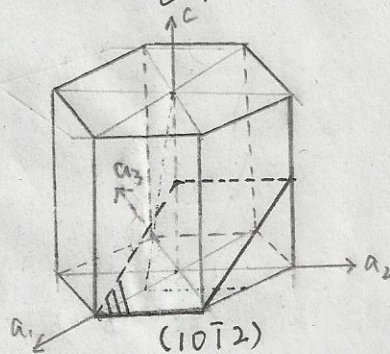
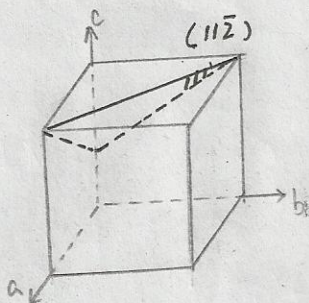
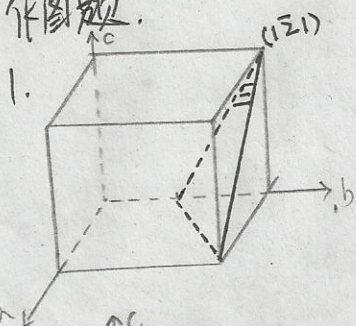


东南大学 2008 年考研真题答案

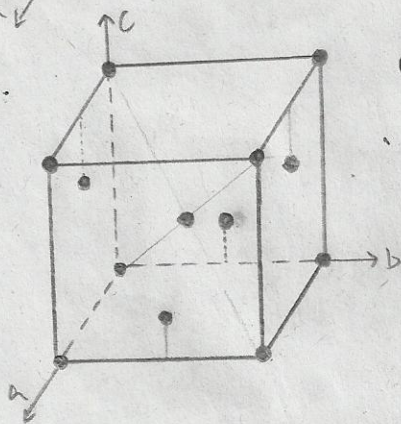
一、选择题

- | | | | | |
|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1. A | 2. C | 3. C | 4. D | 5. C |
| 6. C | 7. B | 8. C | 9. D | 10. B |
| 11. B | 12. C | 13. C | 14. C | 15. A |
| 16. D | 17. C | 18. B | 19. B | 20. B |

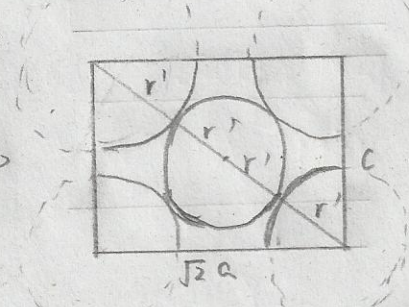
二、作图题



三.



① 若判断在 $\{110\}$ 面上原子相切, 如图



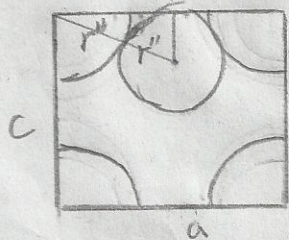
$$\text{故 } 4r' = \sqrt{2 \times 0.58^2 + 0.32^2}$$

$$\Rightarrow r' = 0.22 \text{ nm}$$

每晶胞中原子数

$$n = 1 + \frac{1}{8} \times 8 + \frac{1}{2} \times 4 = 4$$

② 若判断在 $\{010\}$ 面上原子相切, 如图



$$\text{则 } 2r'' = \sqrt{\left(\frac{1}{2} \times 0.58\right)^2 + \left(\frac{1}{4} \times 0.32\right)^2} \quad \text{则 } r'' = 0.15 \text{ nm}$$

综上, 取 $r = r'' = 0.15 \text{ nm}$

$$\text{故致密度 } K = \frac{nV}{V} = \frac{4 \times \frac{4}{3} \pi r^3}{a^2 c} = \frac{\frac{16}{3} \pi \times 0.15^3}{0.58^2 \times 0.32} = 52.9\%$$



東南大學

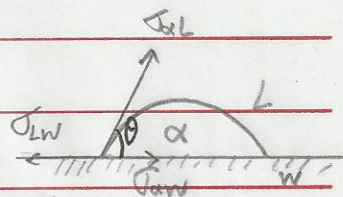
四、(1) 凝固过程中, 非均匀形核比均匀形核容易主要是由于基底可以降低形核功。

由非均匀形核的形核功表达式 $\Delta G_c' = \Delta G_c \left(\frac{2-3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \right)$, 可以看出,

晶核与基底间的接触角 $\theta = \pi$ 时, $\Delta G_c' = \Delta G_c$,

即晶核与基底完全不润湿, 基底对形核无促进作用。

(2) 形核功 $\Delta G_c'$ 如图所示, $\Delta G_c' = \Delta G_c \left(\frac{2-3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \right)$



$$\sigma_{LW} = \sigma_{AL} \cos\theta + \sigma_{AW} \quad \text{即} \quad \cos\theta = \frac{\sigma_{LW} - \sigma_{AW}}{\sigma_{AL}}$$

液相与形核基底之间界面能 σ_{LW} , 接触角 θ 越小。

(3) 形成成分过冷的临界条件为 $G_c = \frac{mR}{D} \left(\frac{L^2}{k_0} \right) C_0$. 设 G 为液相实际温度梯度, 若 $G > G_c$ 则无成分过冷; 若 $G < G_c$, 则出现成分过冷。

成分过冷与液相线斜率、合金成分、凝固速度、扩散系数 k_0 大小等因素

有关; 这些因素会影响固液界面中溶度的分布, 界面层越聚集越易产生成分过冷。

(4) 在不平衡凝固时, 成分在共晶点附近的亚共晶和过共晶合金也能得到

100% 的共晶组织, 这种由非共晶合金经不平衡凝固后所得到的全部

共晶组织称为伪共晶组织。当合金液体过冷到 α 液相线和 β 液相线

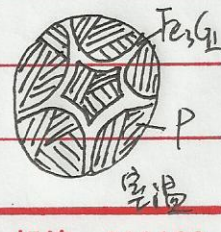
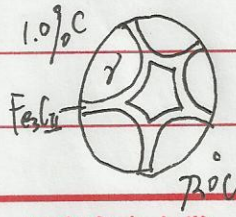
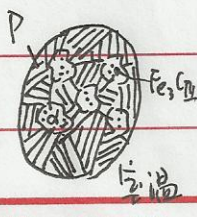
这两条延长线所包围的区域内, 同时被 α 相和 β 相饱和时, 形成伪共晶。

五、(1) $1495^\circ\text{C} : L + \delta \rightarrow \gamma$ (奥氏体) $1154^\circ\text{C} : L \rightarrow \gamma + C$ (奥氏体和碳的共晶组织)

$1148^\circ\text{C} : L \rightarrow \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ (莱氏体) $727^\circ\text{C} : \gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ (珠光体)

$$\text{D) } \text{Fe}_3\text{C} \% = \frac{1.0 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 3.89\%$$

(3) $0.6\% \text{C}$





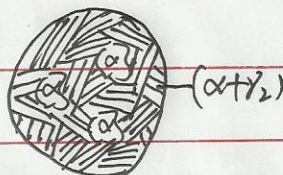
東南大學

六. (1) 1037°C $\beta + L \rightarrow \gamma$ (包晶) 1036°C $L \rightarrow \alpha + \beta$ (共晶)

1021°C $\gamma + L \rightarrow \delta$ (包晶) 964°C $\gamma \rightarrow \beta + \gamma_2$ (共析)

(2) $L \rightarrow \beta$ $\beta \rightarrow \alpha$ $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$

(3) $\alpha + (\alpha + \gamma_2)$



七. (1) 共晶反应要求四相平衡温度低于三个三相平衡反应温度,

包晶反应要求四相平衡温度低于两个三相平衡反应温度, 高于另一个;

包晶反应要求四相平衡温度低于一个三相平衡反应温度, 高于另两个。

(2) $700 \sim 800^{\circ}\text{C}$ 范围内有两个, 分别为: $\gamma + G_2 \rightarrow G_1 + \alpha$ $\gamma + G_1 \rightarrow G_2 + \alpha$

$1200 \sim 1300^{\circ}\text{C}$ 范围内有两个, 一个可以写出 $\alpha + L \rightarrow \gamma + G_2$, 另一个无法写出,

其组成相为: $\gamma + G_1 + G_2 + L$

B) 33相区: $\alpha + (\alpha + \beta) + (\alpha + \beta + \gamma) + \gamma_2 + \beta_2$

25相区: $\beta + (\beta + \gamma) + \alpha_2 + \gamma_2$

17相区: $\gamma + (\alpha + \gamma) + \alpha_2$

15相区: $\beta + \alpha_2 + \gamma_2$

6相区: $\gamma + \beta_2$

八. 答: 界面转动的驱动力是总界面能随位置的变化。于大角度晶界, 一般晶

界能量不随其位置而变化, 减小界面面积可以减少系统的总界面能。退火

时, 晶界向减小晶界面积方向转动, 即向晶界面与丝轴垂直的方向转动, 到

达垂直位置后, 此时界面面积最小, 所以停止转动。

后者形成孪晶界, 孪晶的界面能比非孪晶的界面能低很多, 铜的普通大角

度晶界能是孪晶能的10倍多, 所以孪晶界不发生转动。

九. 位错反应为 $\frac{a}{2}[110] \rightarrow \frac{a}{6}[121] + \frac{a}{6}[21\bar{1}]$

$F = \frac{G\vec{b}_1 \cdot \vec{b}_2}{2\pi d} = \gamma \Rightarrow d = \frac{G\vec{b}_1 \cdot \vec{b}_2}{2\pi\gamma}$

而 $\vec{b}_1 \cdot \vec{b}_2 = (\frac{a}{6})^2 \cdot (1 \times 2 + 2 \times 1 - 1 \times 1) = \frac{a^2}{12}$

$\therefore d = \frac{Ga^2}{24\pi\gamma}$

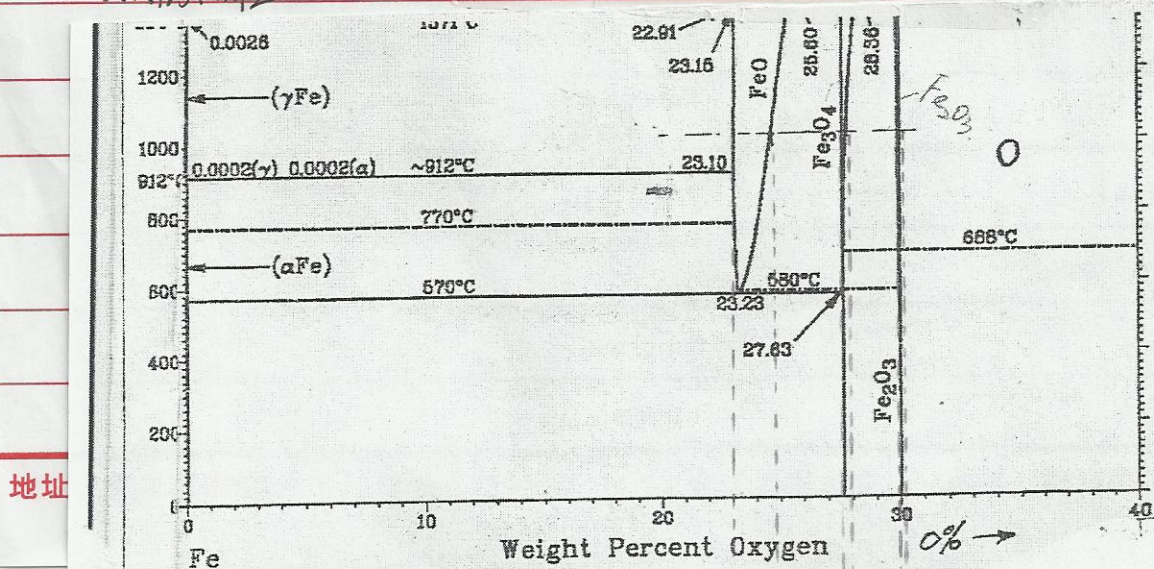
十. 受到晶格阻力、晶界阻力(晶界阻碍位错运动即位错塞积机制)、位错之间相互缠结, 形成扭折和割阶, 另外还有第二相粒子对其阻碍作用,

(分为不可变形微粒的位错绕过机制以及可变形微粒的位错切割机制)。

这些阻力会使得材料的形变更加困难, 最终使得强度大幅度提升(强化)。

十一. ① 弥散分布的MnS颗粒作为第二相, 会阻碍再结晶过程的进行, 抑制多晶体中晶界的移动, 使得晶粒长大受到限制, 得到晶粒尺寸十分细小。

② 加热温度到930°C时, 退火温度升高, 促进再结晶进行, 再结晶结束后, 晶粒继续长大, 发生这种晶粒长大时, 由于第二相的分布基体中的少数晶粒迅速长大, 使晶粒之间尺寸差别显著增大, 直至这些迅速长大的晶粒完全接触。



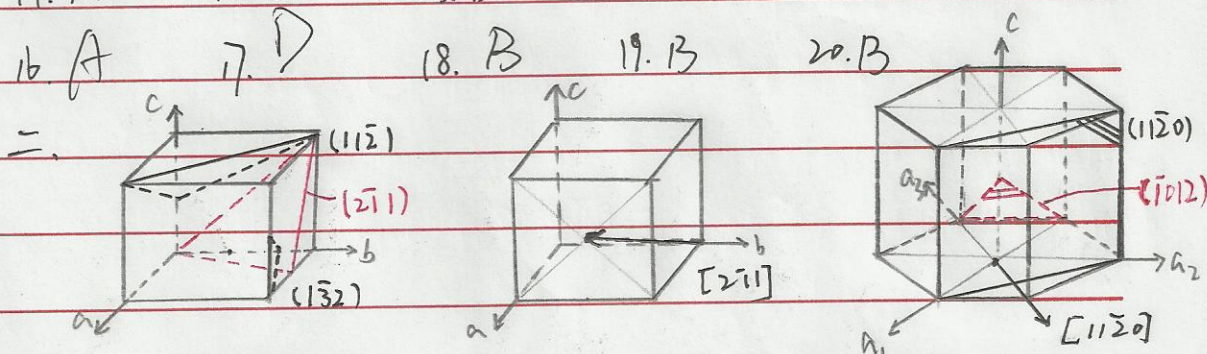


東南大學

東南大學 2019 年真題答案

一、選擇題

1. C 2. D 3. C 4. A 5. B
6. B 7. A 8. A 9. D 10. A
11. A 12. C 13. D 14. C? 15. D
16. A 17. D 18. B 19. B 20. B



三、

• Fe
○ Al

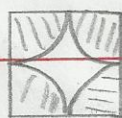
① 相切方式若如下圖，則 (110) 面

總上 $a = 0.306 \text{ nm}$

致密度 $K = \frac{nV}{V} = \frac{\frac{4}{3}\pi(r_{\text{Fe}}^3 + r_{\text{Al}}^3)}{a^3}$

$= \frac{4\pi(0.14^3 + 0.125^3)}{3 \times 0.306^3} = 68.67\%$

② 相切方式若如下圖， (001) 面



則 $2r_{\text{Fe}} = a = 0.280 \text{ nm}$

總上 $a = 0.306 \text{ nm}$

致密度 $K = \frac{nV}{V} = \frac{\frac{4}{3}\pi(r_{\text{Fe}}^3 + r_{\text{Al}}^3)}{a^3}$

$= \frac{4\pi(0.14^3 + 0.125^3)}{3 \times 0.306^3} = 68.67\%$



東南大學

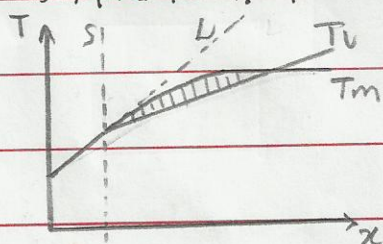
四. a. 铂丝会移动, 因为 $D_A \neq D_B$ 即 A、B 扩散速度不同使越过界面而另一侧扩散的 A、B 原子数不同, 出现跨越界面的原子净传输, 导致界面移动。

这种现象称为柯肯达尔效应;

b. 会向 A 侧移动, 此时 A 扩散速度快于 B 的扩散速度, 使得越过界面向 B 侧扩散的 A 原子数多于向 A 侧扩散的 B 原子数, 出现跨越界面的原子净传输, 导致界面向 A 侧漂移。

c. 不会, 因为碳钢是间隙固溶体, 间隙扩散过程中只有间隙原子定向流动, 而没有点阵原子的平面迁移。

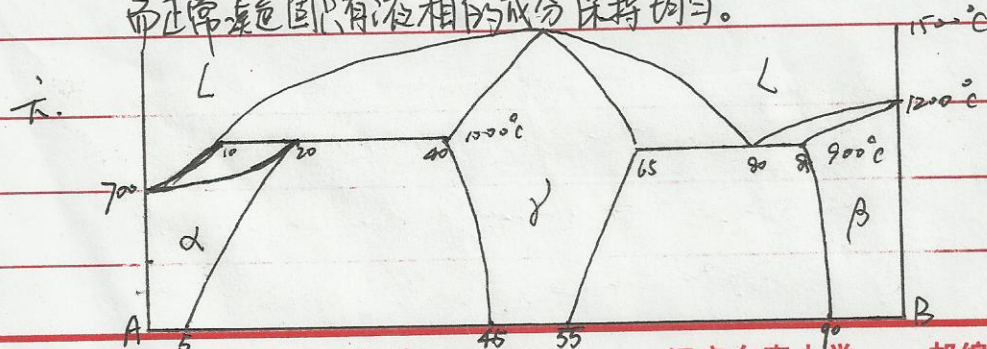
五. a. 从液相到固相转变的过程中, 在固-液界面推移过程中, 由于液相不能完全混合, 使得液-固界面前沿产生液相成分变化, 由于成分变化与实际温度分布所决定的特殊过冷现象称为成分过冷。



如图虚线所示, 当边界层中温度分布斜率与边界层中液度分布曲线 (所决定的理论熔点) 曲线相切时, 是成分过冷的临界条件。当温度分布曲线斜率小于切线斜率时则有成分过冷, 反之没有。

b. 平衡凝固是指在凝固过程中固相和液相成分始终均匀;

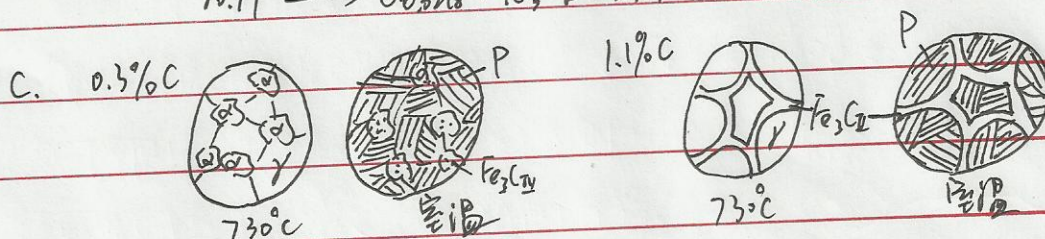
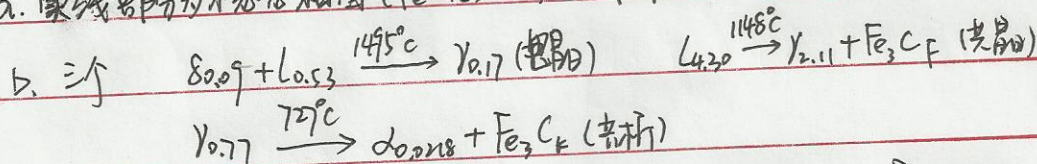
而正常凝固只有液相的成分保持均匀。





東南大學

七. a. 实线部分为^{Fe-Fe₃C}相图, 虚线部分为^{Fe-C}相图。



d. $L \rightarrow \delta$, $L + \delta \rightarrow \gamma$ ($1495^{\circ}C$), $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ ($727^{\circ}C$).
 (考虑脱溶则还有 $\alpha \rightarrow Fe_3C_{II}$)

八. a. 图中有两个四相平衡反应 (有一个可以写, 一个不可写)

ps: 图中太模糊, 分不清 G_1, G_2, G_3 , 大家可以自练类似题。

b. 相图模糊, 有问题到论坛咨询。

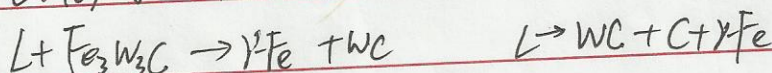
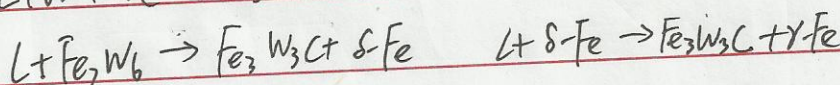
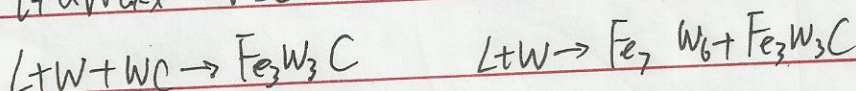
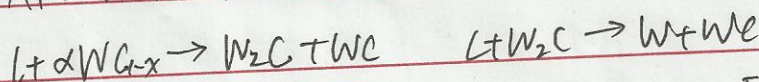
九. a. 四相平衡反应: $L + \alpha \rightarrow \beta + \gamma$

三相平衡反应: $L + \alpha \rightarrow \beta$, $L + \alpha \rightarrow \gamma$, $L \rightarrow \beta + \gamma$

b. 1相: $\beta + (\beta + \gamma) + \alpha_{II} + \gamma_{II}$ 2相: $\gamma + \alpha_{II} + \beta_{II}$

c. $L \rightarrow \alpha$, $L + \alpha \rightarrow \beta$, $L + \alpha \rightarrow \beta + \gamma$, $L \rightarrow \beta + \gamma$, $\beta \rightarrow \alpha_{II} + \gamma_{II}$

十. 有八个四相平衡反应, 分别为:





東南大學

十一、a. 相截后, 在 $[100]$ 位错上会产生一个台阶, 方向为 $[010]$ 。

$[010]$ 不在原位错 滑移面 (010) 上, 故产生割阶;

在 $[010]$ 位错上产生台阶方向为 $[100]$;

$[100]$ 在原位错 滑移面 (001) 上, 故产生扭折;

b. 相截后, 在刃位错 $[100]$ 上会产生一个台阶 $[100]$ 。

$[100]$ 在原位错 滑移面 (010) 上, 故产生扭折;

在螺位错 $[100]$ 上会产生一个台阶 $[100]$ 。

$[100]$ 在原位错 滑移面 (001) 上, 故产生扭折。

十二、(1) 性能区别: ① 强度与硬度变化: 回复阶段硬度变化很小, 而再结晶阶段则下降较多; ② 电阻率的变化: 回复阶段表现明显下降趋势,

③ 密度变化: 再结晶阶段发生急剧增高; ④ 内应力变化: 塑性变形后

所产生的第一类内应力在回复阶段基本可以消除, 而第二、三类内应力只有通过再结晶方可全部消除。

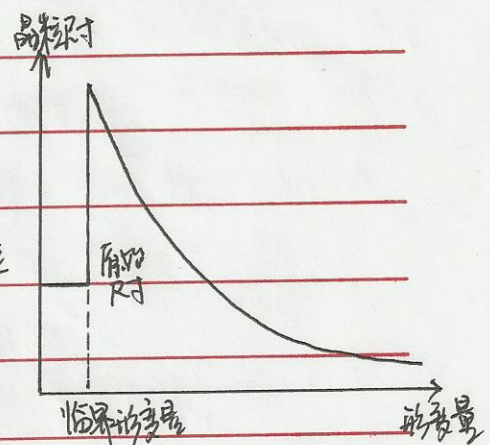
组织区别: 回复阶段与冷变形状态相比,

金相组织中几乎没有发生变化, 保持形变结束时的

晶粒形貌; 再结晶会产生新的无畸变晶粒

核心, 然后畸变晶粒变为新等轴晶粒, 直至冷变形晶粒

完全消失。



(2) 变形程度很小时形变储能能很小, 不能驱动再结晶进行; 当变形增加至某一量

时, 畸变能刚好可以驱动再结晶进行, 由于变形程度不大, $1/n$ 比值很小,

因此最终得到晶粒尺寸特别粗大, 这个变形量称为临界形变量。



東南大學

十三、再结晶的驱动力是形变畸变能，再结晶过程实际上就是变形畸变能的释放过程，主要体现在金属内部位错密度显著下降。从再结晶的形核和长大机制可见，晶界迁移的驱动力是两晶粒之间的畸变能差，晶界总是背离其曲率中心方向移动，直至无畸变的等轴晶完全取代畸变严重的形变晶粒为止。

晶粒长大的过程实际就是一个晶面迁移的过程，从宏观上看，晶粒长大的驱动力是界面能的降低，而从晶粒尺度来看，驱动力主要是由于晶界的界面曲率所造成的，故晶粒长大时晶界一般趋向凹侧迁移。

十四、 a.
$$T_c = \frac{F \cos \lambda}{A / \cos \psi} = \frac{F}{A} \cos \lambda \cos \psi$$

b. 当轴向拉力 F 足够大时，晶体各部分将发生分层移动，即滑移。

如果两端自由，滑移的结果将使晶体的轴线发生偏移。

而通常晶体两端不能自由横向移动，或称为拉伸轴线保持不变，这时单晶体的取向必须进行相应转动，转动的结果使得滑移面逐渐趋向于平行轴向，同时滑移方向逐渐与应力轴平行。

东南大学

2011 年硕士研究生入学考试初试试题 (A 卷)

科目代码: 942

满分: 150 分

科目名称: 材料科学基础

注意: ①认真阅读答题纸上的注意事项; ②所有答案必须写在答题纸上, 写在本试题纸或草稿纸上均无效; ③本试题纸须随答题纸一起装入试题袋中交回!

一、选择题 (单项选择, 请选择最合适的答案。每题 2 分, 共 40 分)

1. 在再结晶过程中, 下列哪种情况下退火孪晶较易于形成:
- (a) 层错能低的面心立方金属; (b) 层错能高的面心立方金属;
(c) 滑移系少的密排六方金属; (d) 再结晶温度低的低熔点金属。
2. 亚晶界一般是由位错构的, 通常:
- (a) 亚晶界位向差越大, 亚晶界上的位错密度越高;
(b) 亚晶界位向差越大, 亚晶界上的位错密度越低;
(c) 亚晶界上的位错密度高低与亚晶界位向差关系不大;
(d) 以上都不对。
3. 组成固溶体的两组元完全互溶的必要条件是:
- (a) 两组元的电子浓度相同; (b) 两组元的晶体结构相同;
(c) 两组元的原子半径相同; (d) 两组元电负性相同。
4. 位错在切应力作用下可沿滑移面运动, 位错线的运动方向为:
- (a) 和柏式矢量的方向相同; (b) 和位错线的方向相同;
(c) 与位错线垂直;
(d) 刃位错线的运动方向与位错线垂直, 螺位错线的运动方向与位错线平行。
5. 回复和再结晶是经冷塑性变形晶体在加热时发生的涉及组织与性能的变化, 其主要区别在:
- (a) 回复是由变形储存能驱动的, 再结晶则是由界面能驱动的;
(b) 再结晶是一个形核长大的过程, 而回复不需要;
(c) 材料性能在回复时不会发生变化, 而经再结晶后变化明显;
(d) 回复过程需要一个孕育期, 而再结晶过程在加热后立刻开始。
6. 下列立方晶体的晶面中, _____ 与 (123) (213) 属同一晶带:
- (a) (313); (b) (011); (c) (312); (d) (231)。

- 7、下列晶体结构中，_____容易在变形中产生形变孪晶：
 (a) 密排六方； (b) 面心立方； (c) 体心立方； (d) 简单立方。
- 8、下面哪个晶向是面心立方晶体中的三次对称轴：
 (a) [100]； (b) [110]； (c) [111]； (d) [211]。
- 9、下列位错中，只能以攀移方式运动的是：
 (a) 刃型位错； (b) 螺型位错； (c) 肖克莱不全位错； (d) 弗兰克不全位错。
- 10、体心立方 Fe 晶体在不同温度下变形时，其滑移系会发生变化，其主要原因是：
 (a) 在不同温度下，体心立方结构中密排方向会发生变化；
 (b) 体心立方结构中只有密排面，没有密排方向；
 (c) 在不同温度下，体心立方结构中密排面会发生变化；
 (d) 体心立方结构中没有密排面，但有密排方向。
- 11、滑移与孪生是晶体形变的两种主要形式，它们的主要区别在于：
 (a) 滑移是位错滑移引起的，而孪生不是；
 (b) 孪生是一种切变，而滑移不是；
 (c) 温度对滑移过程影响明显，而对孪生过程影响较小；
 (d) 滑移会导致材料体积变化，而孪生不会。
- 12、在 A、B 两组元组成扩散偶中如果发生
 (a) 间隙扩散，则 A 和 B 两种原子都会发生定向迁移（扩散）；
 (b) 空位扩散，则只有一种原子会发生定向迁移（扩散）；
 (c) 置换扩散，则一定存在空位扩散；
 (d) 置换扩散，则一定发生点阵平面迁移。
- 13、关于二元相图，下列说法错误的是：
 (a) 不是只有共晶成份的材料才能形成百分之百共晶组织；
 (b) 共晶点是二元共晶相图中的最低凝固点；
 (c) 有匀晶转变的相图就是匀晶相图； (d) 离异共晶往往只形成少量共晶组织。
- 14、在三元系中，有液相参与的四相平衡反应温度之下如果有三个三相区，这个三元系是：
 (a) 共析系； (b) 包晶系； (c) 包析系； (d) 包共晶系。
- 15、在单相固溶体凝固时，关于形成成份过冷（设 $k_0 < 1$ ），下列说法正确的是：
 (a) 只有固-液界面有负温度梯度才能形成成份过冷；
 (b) 只有固-液界面形成过渡层才能形成成份过冷；
 (c) $k_e = 1$ 可以形成成份过冷； (d) 成份过冷与温度梯度无关。

16. 可以完整地反映三元相图中所有的单变量线的是：
 (a) 垂直截面； (b) 综合投影图； (c) 水平截面； (d) 液相面投影图。

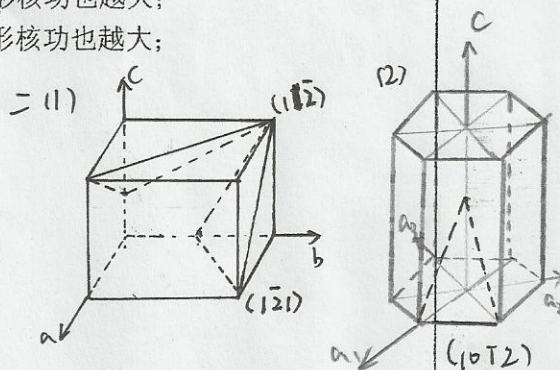
17. 关于三元相图综合投影图，下列说法正确的是：
 (a) 可以根据相图确定各种反应的反应温度；
 (b) 可通过相图分析得到各个成分室温下的相组成，但不能得到组织组成；
 (c) 可以判断各种反应的类型； (d) 可以使用杠杆定理计算两相的相对含量。
 (水平截面图)

18. 下列关于三元相图的水平截面的作用，错误的是：
 (a) 可以在连接线上用杠杆定理确定两相区内各相的百分数；
 (b) 可以在三相区内用重心法则计算各相的百分数；
 (c) 可以确定各个相区发生的反应类型； (d) 不能确定反应温度。

19. 在脱溶沉淀相变过程中，形核功及临界半径与 ΔG_v (驱动力)， σ (界面能) 及 ω (弹性应变能) 有关：

- (a) ΔG_v (绝对值) 越小，则临界半径和形核功越小；
- (b) σ 越小，则临界半径和临界晶核的体积越大，形核功也越大；
- (c) ω 越小，则临界半径和临界晶核的体积越大，形核功也越大；
- (d) 非均匀形核的形核功还取决于缺陷类型。

20. 在下列各种情况下凝固，发生疏松的倾向是
 (a) k_0 值越小 (当 $k_0 < 1$ 时)，发生疏松的倾向越大；
 (b) k_0 值越大 (当 $k_0 < 1$ 时)，发生疏松的倾向越大；
 (c) k_0 值越小 (当 $k_0 > 1$ 时)，发生疏松的倾向越大；
 (d) $k_e = 1$ ，发生疏松的倾向越大。



二、回答以下有关晶面的问题：

(8分)

(1) 作图画出立方晶胞中晶面指数为 $(1\bar{2}1)$ 和 $(11\bar{2})$ 的晶面；

(2) 作图画出六方晶胞中晶面指数为 $(10\bar{1}2)$ 的晶面，并列出所有属于 $\{10\bar{1}2\}$ 晶面族的晶面的指数。

$(10\bar{1}2)$ $(1\bar{1}02)$ $(\bar{1}102)$ $(\bar{1}012)$
 $(01\bar{1}2)$ $(0\bar{1}12)$

*注：作图时必须在晶胞中标出基矢 a, b, c

三、一晶体结构如图所示，问：

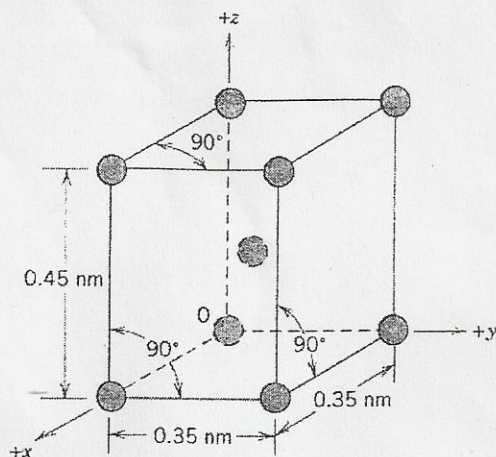
- (1) 该结构属哪种空间点阵？ 体心四方
- (2) 该结构每晶胞中包含几个原子？ 2个
- (3) 计算该结构的致密度。

$$4r = \sqrt{2 \times 0.35^2 + 0.45^2} \\ \Rightarrow r = 0.167 \text{ nm}$$

(110) 晶面 $0.35\sqrt{2}$ (6分)



$$K = \frac{nV}{V} = \frac{2 \times \frac{4}{3} \pi r^3}{0.35^2 \times 0.45} = 70.98\%$$



题三图

四、回答下列与扩散相关的问题：

(1) 有两对长度和截面积相同的扩散偶，

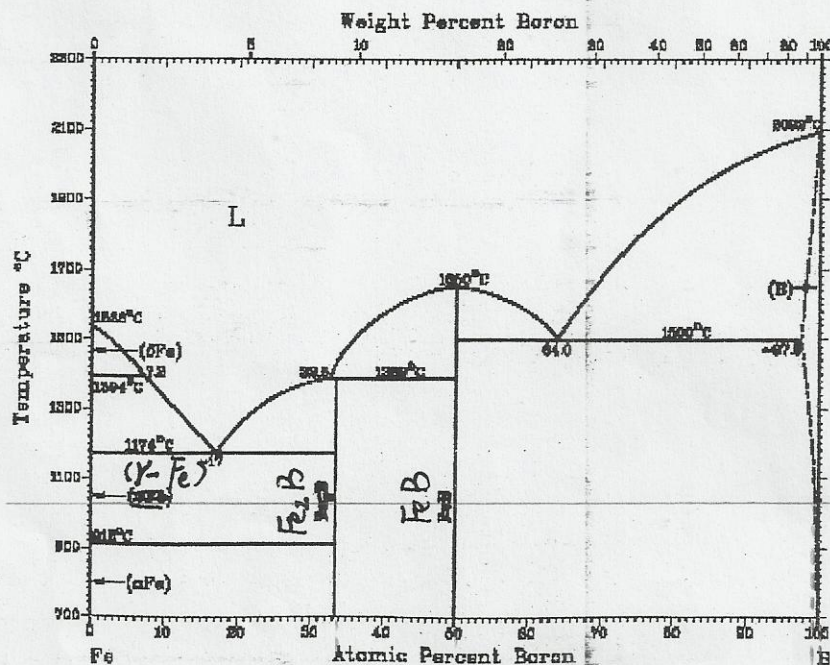
第一对左右两段的成分分别是 A-2%C 和 A-4%C，A 与 C 形成置换固溶体，

第二对左右两段的成分分别是 B-2%C 和 B-4%C，C 与 B 形成间隙固溶体。

在上述两对扩散偶中 C 组元的浓度梯度相同。若置于同一温度下，两对扩散偶中 C 组元的扩散系数是否相同？为什么？

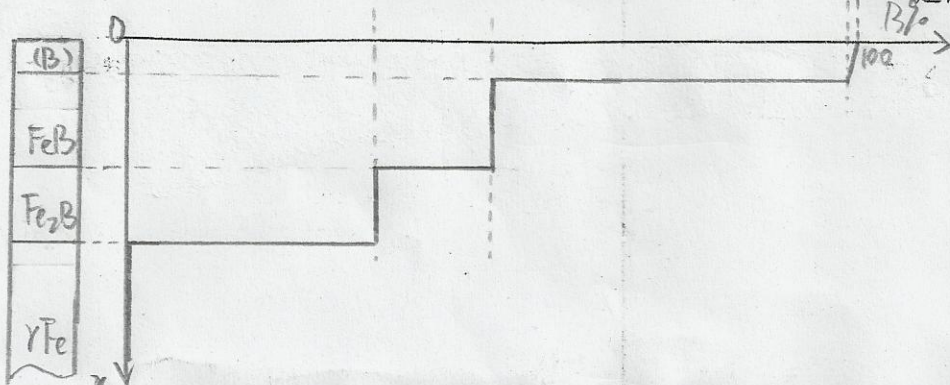
(2) Fe-B 相图如题四图所示，如果一块纯铁试样在 1000°C 下进行表面渗 B，会得到什么样的表层组织？画出组织示意图和浓度分布曲线。

(3) 什么是上坡扩散？什么情况下会发生上坡扩散？



从热力学角度，扩散是由于化学位的不同而引起的，各组元的原子总是由高化学位向低化学位区扩散，扩散的真正推动力不是浓度梯度，而是化学梯度。

题四图



(1) 不相同。置换固溶体中的扩散激活能是由空位形成能和空位迁移能组成，而间隙固溶体比前者少一个空位形成能。后者扩散更容易，扩散系数更大。

(3) 溶质原子有低浓度向高浓度处迁移的现象称为上坡扩散。

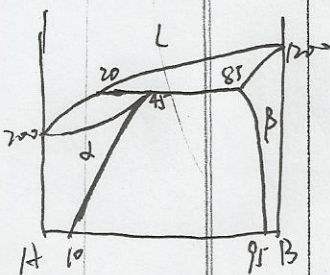
五. (1) 退火温度较高, 发生二次再结晶 (2) 在临界变形量进行的退火处理。

远离临界变形量进行退火处理, 控制退火温度, 可加入弥散第二相细小, 阻止晶粒异常长大。

五、某厂生产一种铝合金材料, 工艺上先经冷变形后进行适当退火处理, 通过形变再结晶形成细小均匀的组织以获得理想的力学性能。但在生产中有时也发现组织异常情况, 试分析出现下述异常组织时可能的原因, 并提出解决问题的建议: 1) 金相组织不均匀, 部分晶粒明显粗大; 2) 组织虽然基本均匀, 但均较粗大。 (10分)

六、有一个由 A、B 两组元组成的二元系, 试根据下列条件绘制二元相图草图: (10分)

- 已知 A 的熔点为 700°C , B 的熔点为 1200°C ;
- B 在 A 中的固溶体为 α , B 在 A 中的最大的溶解度为 45%, 室温下 B 在 A 中的溶解度为 10%;
- A 在 B 中的固溶体为 β , A 在 B 中的最大的溶解度为 15%, 室温下 A 在 B 中的溶解度为 5%;
- 在 900°C 发生三相平衡反应, 此时液相成份为 20%B。

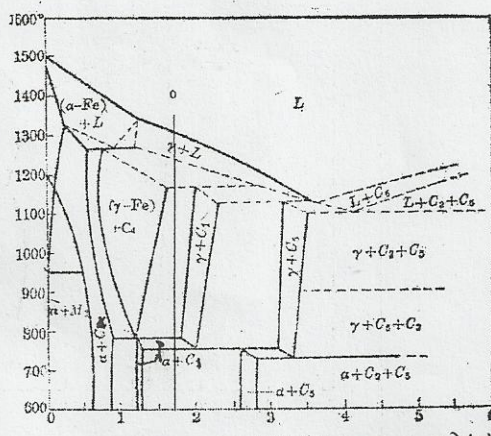


七、根据铁碳平衡相图, 回答以下问题: (10分)

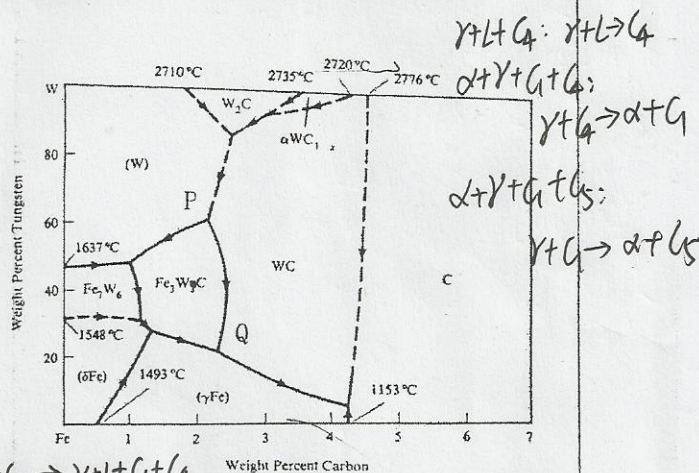
- 有两个普碳钢试样, 成分分别为: Fe-0.2%C 和 Fe-1.0%C, 用热分析曲线表示这两个试样平衡冷却过程, 并画出这两个试样的室温下组织示意图。
- 计算这两个试样中渗碳体 (各种类型渗碳体的总量) 所占的百分数。

$$\alpha\% = \frac{0.77 - 0.2}{0.77} \times 100\% = 74.37\% \quad P\% = 15.97\%$$

八、题八图是含 Mo 含量为 20% 的 Fe-C-Mo 相图的垂直截面, 请按从高温到低温的顺序写出对所标的成分 (1.7%C) 三元合金在平衡冷却过程中经过的各个相区, 判断在哪些三相区和四相区发生的反应可以根据此截面图写出反应式, 并写出相应的反应式。(6分)



题八图 $L \rightarrow \gamma + L \rightarrow \gamma + L + C_4 \rightarrow \gamma + L + C_1 + C_4$
 $\rightarrow \gamma + C_1 + C_4 \rightarrow \alpha + \gamma + C_1 + C_4$
 $\rightarrow \alpha + \gamma + C_1 \rightarrow \alpha + \gamma + C_1 + C_5 \rightarrow \alpha + C_1 + C_5$



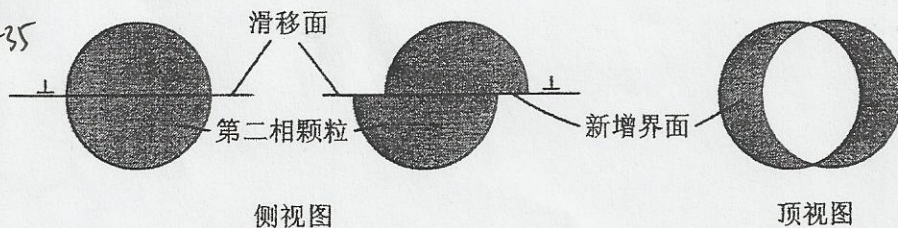
题九图 $\gamma + L + C_4: \gamma + L \rightarrow C_4$
 $\alpha + \gamma + C_1 + C_4:$
 $\gamma + C_4 \rightarrow \alpha + C_4$
 $\alpha + \gamma + C_1 + C_5:$
 $\gamma + C_5 \rightarrow \alpha + C_5$

九、根据题九图所示的 Fe-C-W 三元相图的液相面投影图, 说明 C 含量为 2%, W 含量 40% 的三元 Fe-C-W 合金在平衡冷却过程中的初生相, 以及可能发生的四相平衡反应, 并写出反应式。 (6分)

陶杰
(0611版)

书 P435

十、当第二相颗粒为可变形颗粒时，位错将切过颗粒，如下图所示。试分析此时强化作用的主要机制与影响因素。(8分)



题十图 位错切过颗粒机制示意图

P420

十一、什么是临界分切应力？它主要和那些因素有关？请设计一个试验测试某金属晶体的临界分切应力值。(10分)

实验方法：①选择单晶体中合适的取向，使晶体的初始滑移面滑移；②测定晶体的拉伸取向，来求得取向角 $\cos\phi\cos\lambda$ ；③利用 $\tau_c = \sigma_s \cos\phi\cos\lambda$ 和拉伸中线上 σ_s 以及取向因子，计算出 τ_c 。

十二、什么是固溶强化？其主要强化机理是什么？要获得理想的强化效果的话，最好能满足哪些条件？(8分)

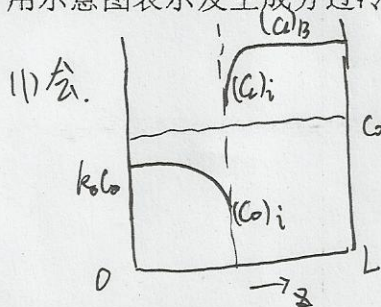
十三、与单晶体相比，多晶体塑性变形行为呈现出哪些不同的特征？导致这种情况的原因主要有哪些？(8分)

十四、有一个由 AB 两组元组成二元材料，根据相图可知室温下平衡组织是单相固溶体，且 $k_0 > 1$ ，请回答：(10分)

(1) 在非平衡凝固条件下，该二元材料凝固时是否会出现边界层？如果出现，请画出边界层成分分布的示意图；

(2) 对于这个二元材料，凝固过程中液相处于完全混合，部分混合和完全不混合的条件分别是什么？(提示：用有效分配系数表示)

(3) 对于这个二元材料，凝固过程中是否可能发生成分过冷？如果可能发生，用示意图表示发生成分过冷的临界条件。



2) 完全混合 $k_e = k_0$
 部分混合 $1 < k_e < k_0$
 完全不混合 $k_e = 1$

