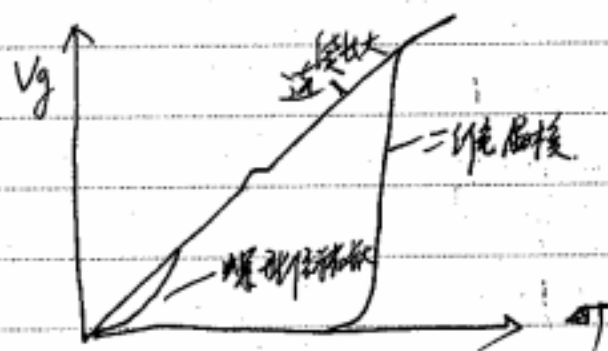


道宽长, 螺距作常数, = 螺距核长 速率 v_g 与 频率 ω 之间关系.



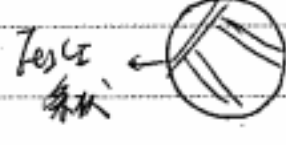
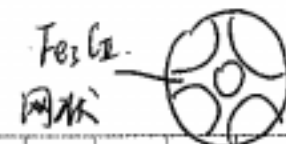
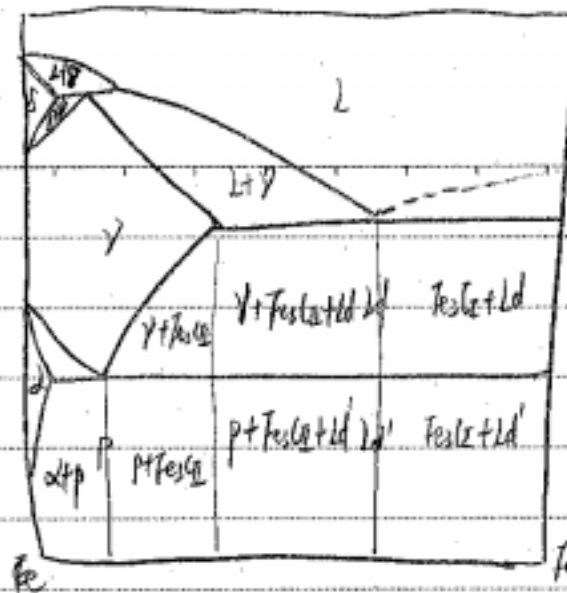
波束理论 认为核外电子是在确定的轨道上运动的, 符合半经典理论.

波动力学 认为电子具有波粒二象性, 电子有可能出现在核外的各个位置, 只是出现在不同位置的几率不同.

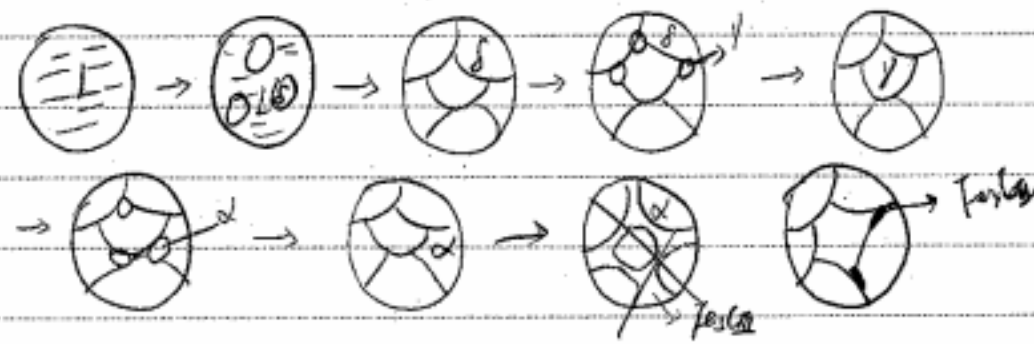
BMDM

1. 假想概念的提出: 晶体滑移的临界切应力 计算值和实验值相差过大.
2. 泰勒提出了位错的局部滑移来解释晶体的塑性形变.
3. 假想概念的提出解决了理论值和实验值相差过大的问题.

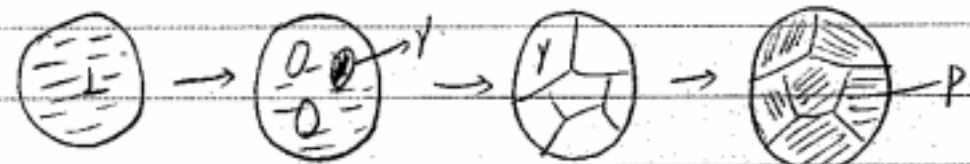
⑧



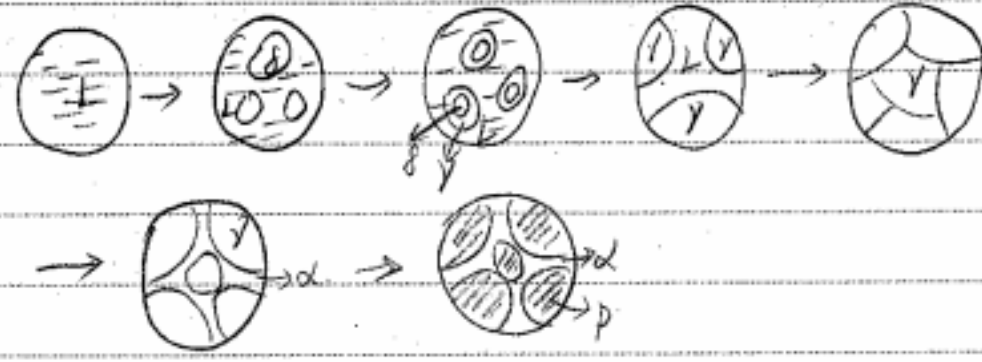
① 工业纯铁
C% ≤ 0.018%



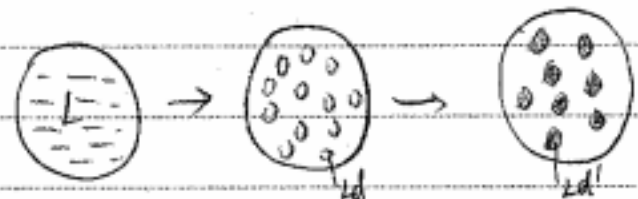
② 共析钢
C% = 0.77%



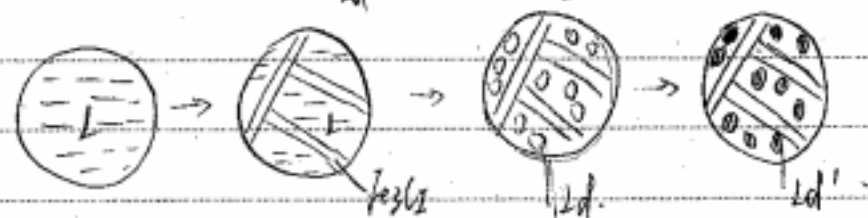
③ 亚共析钢
0.018% ~ 0.77%

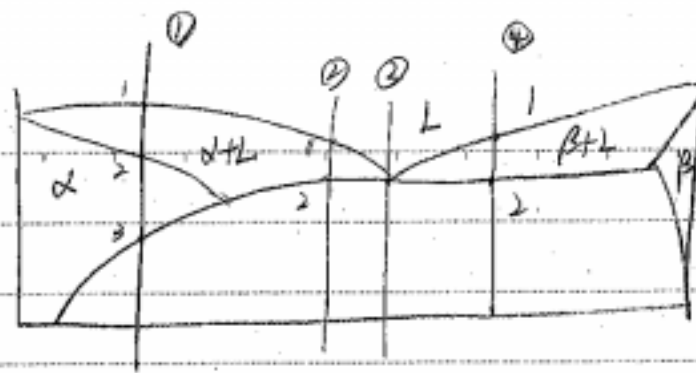


④ 共晶白口铸铁
4.3%

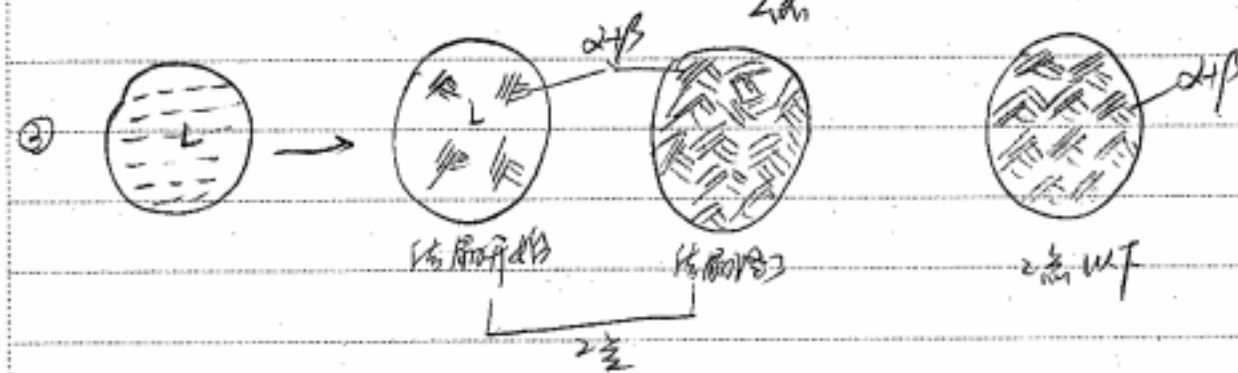
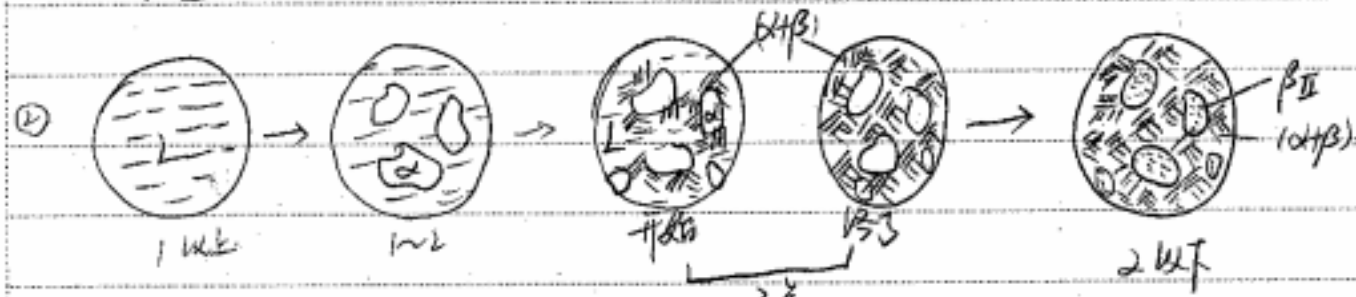
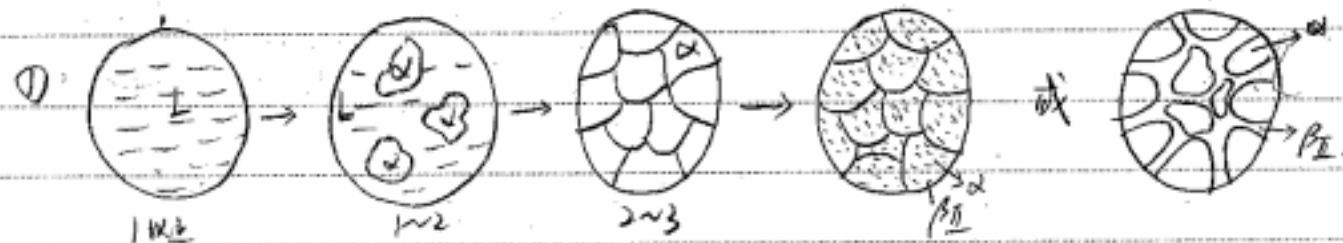


⑤ 过共晶白口铸铁





Π



④

31

BMDM

④

构象效应：由于原子扩散速率不同而造成不均匀扩散。

意义：支持空位扩散机制。

扩散机制

交换机制：{ 直接交换
环状交换

适用对象：金属液体中或非晶体中。

间隙机制：{ 间隙 在 N、H
推挤
挤进。

空位机制：

扩散系数： $D = D_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$

5. 温度

6. 应力作用

影响扩散因素

1. 温度：影响扩散速率的最主要因素，温度越高，原子越容易跃迁，扩散系数也越大。

2. 晶体结构：C、N 在金属原子晶格中的间隙扩散激活能比 G、H 在金属原子晶格中的空位扩散激活能小得多。

3. 晶体缺陷：a. 所有缺陷处比晶格内部扩散系数都大。

由于体心立方结构的晶格比面心小。

b. 结构不同的固溶体对扩散元素的溶解度不同，所造成的浓度梯度不同，也会影响扩散速率。

c. 晶体的各向异性对扩散有影响，晶体对称性越低，扩散各向异性越显著。

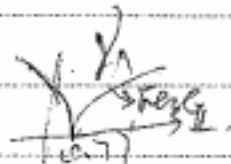
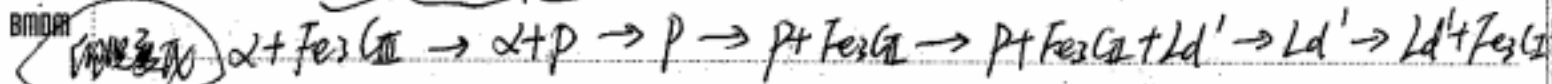
4. 晶体缺陷：晶界、表面、位错对扩散起着快速通道的作用，由于缺陷处点阵畸变，处于较高能量状态，易于跳跃，故其扩散激活能均比晶内扩散激活能小。

丁 20

题：在碳合金中，碳可以以不同的形式存在，例如，碳可以以单质形式存在，也可以以化合物形式存在。请问：(1) 碳在钢和铸铁中分别以何种形式存在；(2) 说明成分和处理是如何影响碳在钢和铸铁中的存在形式的；(3) 说明碳的不同形式是如何影响钢和铸铁的组织和力学性能的。

解：碳在钢中通常以石墨状态存在，根据碳在钢中存在的形式和石墨状态不同，可分为：
 ① 碳原子溶于 α -Fe 形成固溶体 \rightarrow 铁素体。
 ② 碳原子溶于 γ -Fe 形成固溶体 \rightarrow 奥氏体。
 ③ 碳原子与铁原子形成复杂结构的化合物 \rightarrow Fe₃C。
 ④ 游离态石墨存在。

白口铸铁：绝大部分碳以化合形式存在。
 灰口铸铁：大部分碳以石墨形式存在。



② Cr Ti W Mo V 强 C

③ 组织影响：看①。随C含量增加。

④ 力学性能影响：主要通过改善显微组织及其组织中组成相的相对量。
 铁素体是软韧相，渗碳体是硬脆相。
 若合金基体是铁素体，则随C含量↑，渗碳体↑。
 合金强度提高，若Fe₃C分布于晶界或网状分布，则合金塑性韧性下降。当渗碳体成为基体时，合金硬而脆。

④

A-B 二元合金系包含有折变:

共晶转变: 在 1340°C 时, 有 $L(50\%B) = \gamma(55\%B) + \beta(40\%B)$

共析转变: 在 1180°C 时, 有 $\beta(35\%B) = \alpha(28\%B) + \gamma(58\%B)$

组元 A: 熔点 1900°C . 同种物转变点为 1800°C .

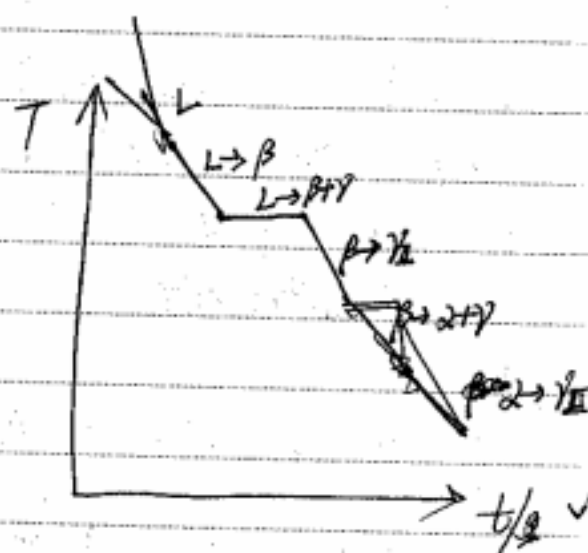
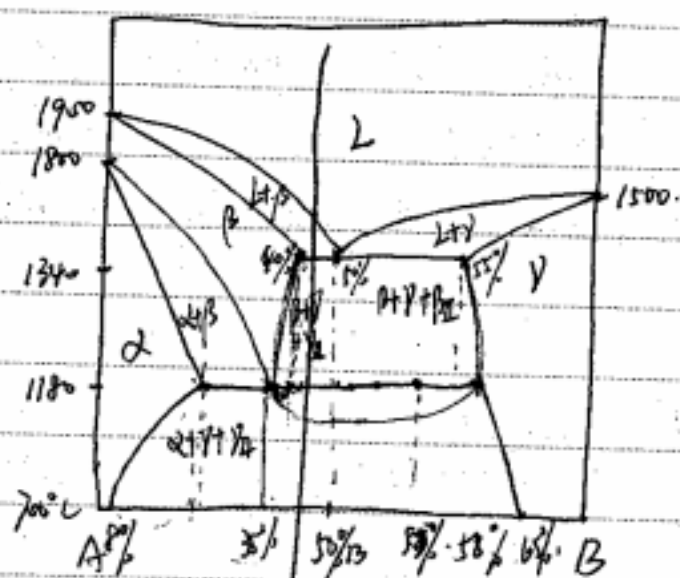
组元 B: 熔点 1500°C .

α 相在 700°C 时溶解度为 $8\%B$. γ 相在 700°C 时溶解度为 $45\%B$.

求: (1) 画出 A-B 二元合金相图 ($>700^{\circ}\text{C}$), 并说明各相区.

(2) 画出 $47\%B$ 合金的平衡冷却曲线.

(3) 计算 $47\%B$ 合金在 700°C 时平衡相组成物的相对量和组成物的相对量.



$$(L+\gamma) \text{ 共析} = \frac{47\% - 40\%}{50\% - 40\%} \times 100\%$$

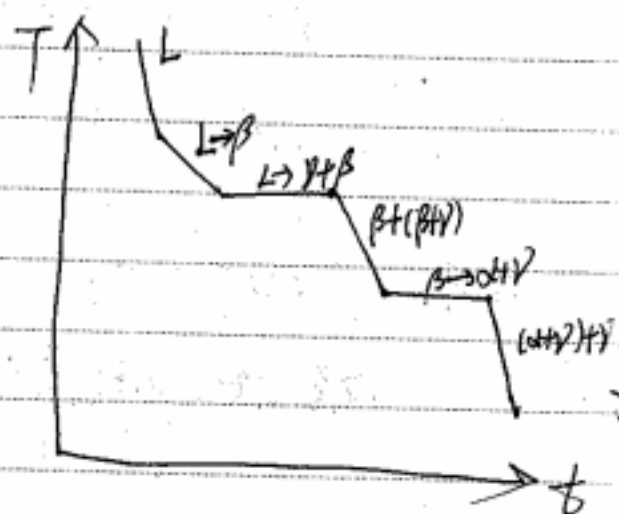
$$V_L = \frac{50\% - 47\%}{5\% - 4\%} \times \frac{40\% - 35\%}{58\% - 35\%} \times 100\%$$

$$(\alpha+\gamma) \text{ 共析} = \frac{50\% - 47\%}{50\% - 40\%} - V_L$$

$$\text{相的相对量: } \alpha + \gamma$$

$$W(\alpha) = \frac{65\% - 47\%}{65\% - 5\%}$$

$$\text{BMDM} \cdot W(\gamma) = \frac{47\% - 8\%}{65\% - 5\%}$$



① 已知 Cu-Zn 合金的再结晶激活能为 250 kJ/mol ，该合金在 400°C 下恒温下，完成再结晶需要 1 小时，试求该合金在 390°C 下恒温下完成再结晶需要多少时间？

解：再结晶速率 $V = Ae^{-\frac{Q}{RT}}$ 又 $t \sim \frac{1}{V}$

$$\text{则 } \frac{1}{t} = Ae^{-\frac{Q}{RT}}$$

$$\text{则 } \begin{cases} \frac{1}{t_1} = Ae^{-\frac{Q}{RT_1}} \\ \frac{1}{t_2} = Ae^{-\frac{Q}{RT_2}} \end{cases} \quad \text{则 } \frac{t_1}{t_2} = e^{\frac{Q}{R}(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1})}$$

$$\text{把数据代入可得 } t_1 = t_2 = t_1 e^{\frac{Q}{R}(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1})} \\ = 1 \times e^{\frac{250 \times 10^3}{8.314} (\frac{1}{390+273} - \frac{1}{400+273})} \\ = 1.96 \text{ h}$$

② 钢可以在 870°C 渗碳也可以在 930°C 渗碳，求：(1) 计算钢在 870°C 和 930°C 渗碳时，碳在钢 (γ) 中的扩散系数，已知 $D_0 = 2.0 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ ， $Q = 144 \times 10^3 \text{ J/mol}$ 。(2) 在 870°C 渗碳需用多长时间才能获得 930°C 渗碳 10 小时后的渗层深度？

解：由 $D = D_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$

$$\text{可得 } D_{870} = 2.0 \times 10^{-5} e^{\left(-\frac{144 \times 10^3}{8.314(870+273)}\right)} = 5.27 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$$

$$D_{930} = 2.0 \times 10^{-5} e^{\left(-\frac{144 \times 10^3}{8.314(930+273)}\right)} = 1.11 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$$

$$\text{由 } x = A\sqrt{Dt} \quad \text{则 } D_{870} \cdot t = D_{930} \times 10 \quad t = 21.06 \text{ (h)}$$

误差五舍六入

$$\text{渗碳: } C(x,t) = C_s - (C_s - C_0) \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

$$\frac{C - C_s}{C_0 - C_s} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

误差五舍六入 $\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$ 是定值

C, C_s, C_0, x 都相同

$$\therefore \sqrt{Dt_1} = \sqrt{Dt_2}$$

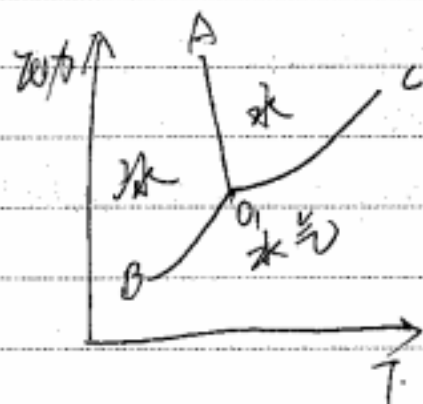
①

水水后三三相图

① 写出三相共存点表示什么?

② 写出三相图中一曲线表示什么? (如果是冰水混合物的相图)

③ 写出相律表达式, 并写出每个字母表示什么?



① 三相: 冰、水、汽同时存在
温度和压力都不能变动。

②

③

② 冰、液相(水)和固相(冰)
在变T和P条件下发生

相变的临界点, 而集合, 即相变转变

AO 线表示冰和水两相共存

为了保持两相共存, 温度和

压力两个变量中只有一个可独立变化

$$f = C - P + 2$$

f : 体系自由度

C : 组元数

P : 相数

2 : 温度压力两个外界条件

在水压、温度、水区内只有一相存在, $f=2$, 表示在该区内温度和压力可以独立变化

在 AO, BO, CO 三条曲线上, 两相平衡, $f=1$, 表明: 为了保持两相平衡, 温度和

压力两个变量中只有一个可独立变化, 另一个必须随曲线作相应改变

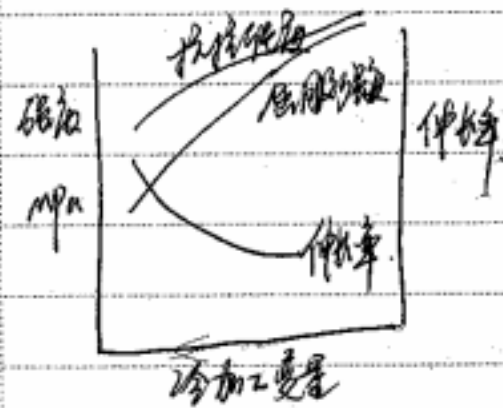
O 点, 三相平衡点, $f=0$, 要保持共存, 温度和压力都不能变动。

②6

• BMDM •

(二十一) 2012新题

(木)



(1) 请描述和解释该图

(2) 若这里有各种直径的退火纯铜棒，性能都为 $\sigma_s = 130 \text{ MPa}$ ，为了要获得 $\sigma_s = 250 \text{ MPa}$ 以上，伸长率 15% 以上，而 30mm 直径的铜棒，经冷拉后如何做？(指需用多少直径的铜棒，经过多少变形量，方能达到题目要求)

(3) 欲将直径 20mm 的铜棒拉拔成 0.2mm 直径的铜线，应如何做？

答：(1) 随冷加工变形量提高，抗拉强度、屈服强度不断提高，伸长率下降。

$$(2) \quad \pi \left(\frac{x}{2}\right)^2 \cdot l = \pi \left(\frac{30}{2}\right)^2 \cdot (15\%) l \Rightarrow x = 32 \text{ mm}$$

$$\text{变形量} = \frac{15 \times 30 - 32}{32} = 7.8\%$$

(3) 冷拉退火

冷拉退火

在拉拔过程中

再结晶退火

消除加工硬化

进行多次

从而不断消除冷变形产生的加工硬化

将铜棒用孔钻不同的拉拔模经过数道冷拉方能达到最终所需直径。在每两道冷拉之间需要进行再结晶退火。

(25)

· BMDM ·

(十九)

若在液相中发生均相形核，假设晶核为立方体

(1) 试求临界晶核边长 a^* ，和临界形核功 ΔG^* 。

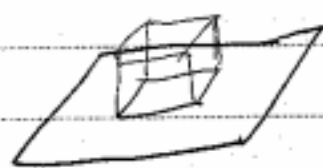
(2) 若发生的是非均相形核，即晶核在一个现成压固液界面，界面面积为 A ($A \propto a^2$)，界面比表面能均为 γ 。假设晶核仍为立方体，试求临界晶核边长 a^* 和临界形核功 ΔG^* ，并与(1)的结果进行比较。

解：(1) $\Delta G = a^3 \Delta G_v + 6a^2 \sigma$ ①

$\frac{\partial \Delta G}{\partial a} = 0$ 得 $a^* = \frac{-6\sigma}{\Delta G_v}$ 或 ΔG_v 和

$\Delta G^* = \frac{32\sigma^3}{\Delta G_v^2}$

(2)



由于晶核在现成压固液界面，则表面能触能

$\Delta G_s = 4a^2 \sigma$

则 $\Delta G = a^3 \Delta G_v + 4a^2 \sigma$

$G_1 = V_L G_L + A \gamma$

$G_2 = [(V_L - V_S) G_L + V_S G_S] + [A \gamma + 3\sigma a]$

$G_2 - G_1 = \Delta G = V_S \Delta G_v + 4a^2 \sigma$

$\frac{\partial \Delta G}{\partial a} = 0 \Rightarrow a^* = \frac{-8\sigma}{3\Delta G_v}$

$\Delta G^* = \frac{256\sigma^3}{27\Delta G_v^2}$

$\Delta G^*_{非} < \Delta G^*_{均}$ $a^*_{非} < a^*_{均}$

非均相形核后临界形核半径及临界形核功都较均相形核的更小，说明基底会促进晶核压形成。

均相形核： G_1 (均相前) = $G_L V_L$

G_2 (均相后) = $(V_L - V_S) G_L + V_S G_S + A \gamma$

$G_2 - G_1 = V_S \Delta G_v + A \gamma$
 $= a^3 \Delta G_v + 6a^2 \gamma$

非均相形核：

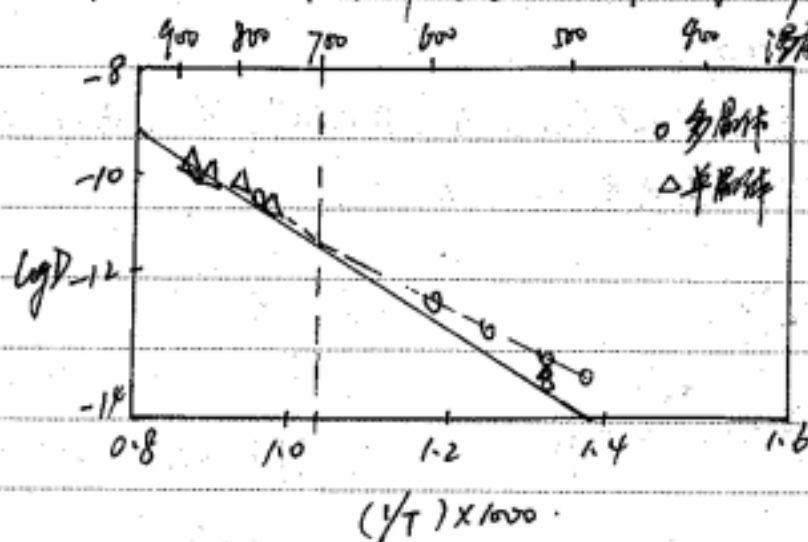
G_1 (均相前) = $G_L V_L + A \gamma$

G_2 (均相后) = $[G_L (V_L - V_S) + G_S V_S] + [A \gamma - a^2 \gamma] + 3\sigma a$

$G_2 - G_1 = \Delta G_v \cdot a^3 + 4a^2 \gamma$ BMDM

(中)

(十八) 温度和晶体结构对金属晶体的扩散有重要的影响。
图中是实验测得的单晶银和多晶银的自扩散系数随温度的变化。
请就此描述和分析温度、晶体结构对扩散的影响。



由图可知：随着温度升高，单晶体、多晶体的扩散系数 D 都增大。
当温度高于 700°C 时，多晶体的自扩散系数与单晶体的自扩散系数随温度的变化基本相同，但在低于 700°C 时，随着温度的升高，单晶体的扩散系数将明显小于多晶体的扩散系数。
（晶体结构：晶体缺陷，如晶界、位错等，都有利于扩散）

单晶体的扩散系数表示了晶内扩散系数：

而多晶体扩散可沿两种不同路径：即晶内扩散，晶界扩散，晶界的扩散系数比晶内扩散系数大得多。

附题：① 说明置换原子和间隙原子分别采用哪种扩散机制，并简要解释。

② 已知银在铜中的扩散系数：在 300°C 时为 $1.4 \times 10^{-17} \text{ cm}^2/\text{s}$ ，在 600°C 时为 $3.0 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$ 。试求银在铜中扩散的激活能 Q 。

置换原子较大，难以通过间隙机制从一个间隙位置迁移到邻近的间隙位置，因为导致了很大的畸变。

解 2/2

均匀延伸率: ~~极限强度与屈服强度之比~~
最大力作用下的总伸长率

(11)

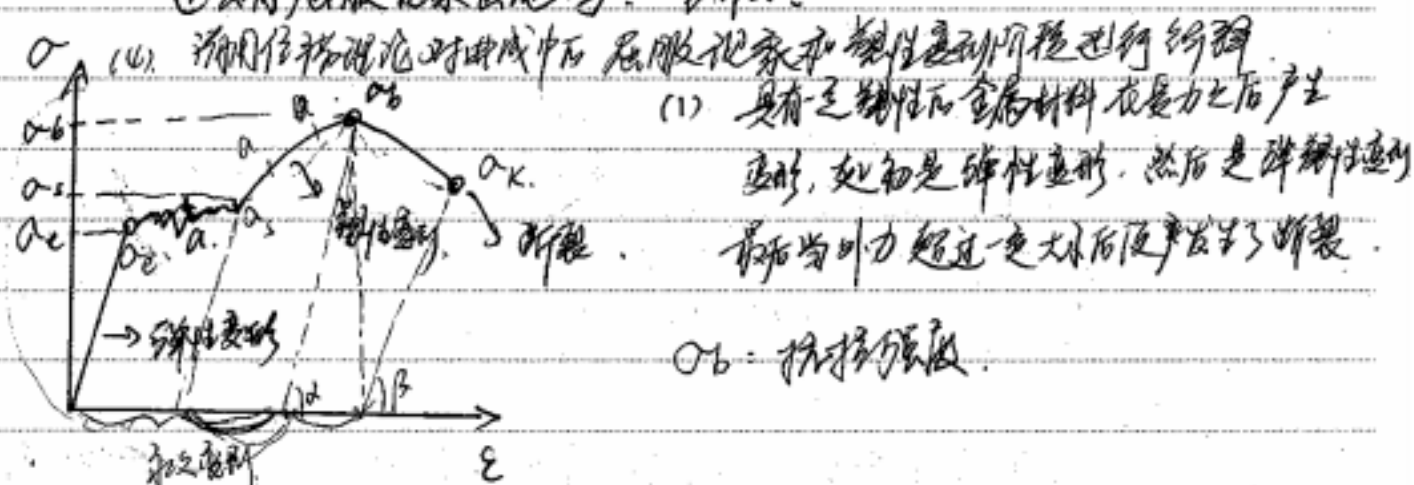
(+k) 如图2. 是低碳钢拉伸应力应变曲线.

(1) 请描述该曲线, 并指出金属在拉伸应力作用下不同应变阶段.

(2) 请描述用该图如何获得屈服强度, 抗拉强度, 均匀延伸率, 和总延伸率.

(3) 如果该金属被拉伸变形至 α 点后卸载, 马上再进行拉伸变形, 还会有屈服现象出现吗? 为什么?

(4) 请根据理论对曲线中的屈服现象和塑性变形阶段进行解释.



(1) 具有足够塑性的金属材料在受力之后产生变形, 起初是弹性变形, 然后是弹塑性变形, 最后当应力超过一定大小后便发生了断裂.

σ_b : 抗拉强度.

(2) 开始发生塑性变形的最小应力称为屈服强度 σ_s .

对于无明显屈服的材料, 规定以产生 0.2% 残余变形的应力作为屈服强度. 当应力达到 σ_b 时, 试样均匀变形结束. σ_b 为材料的抗拉强度. $\sigma_{0.2}$ 是材料极限承载能力的标志.

(4) ① 在应力作用下, 金属发生运动, 使晶粒产生层片之间的相对滑移. 大量的层片滑移, 后累积构成了宏观的塑性变形.

(3) 不会. 在第一次拉伸时, 已产生了塑性变形, 第二次拉伸时, 应力-应变曲线在沿原卸载路径上升.

② 屈服现象

屈服现象出现通常与金属中存在着微量的杂质原子有关. 由于杂质原子与位错相互作用使位错运动总是始于杂质原子附近, 从而降低位错运动的能量. 形成柯氏气团对位错“钉扎”, 致使 σ_s 升高, 而位错一旦挣脱气团的钉扎, 便可在较小的应力下继续运动.]

· BMDM ·

⑧

《4.2》

由下表讨论影响扩散的因素。

溶质	溶剂	D	
		500°C	1000°C
① C	Fe	5×10^{-15}	3×10^{-11}
② C	Bcc	10^{-12}	2×10^{-9}
③ Fe	Fe	2×10^{-23}	2×10^{-16}
④ Fe	Bcc	10^{-20}	3×10^{-14}
⑤ Ni	Fe	10^{-23}	2×10^{-16}
⑥ Mn	Fe	3×10^{-14}	10^{-16}
⑦ Zn	Cu	4×10^{-18}	5×10^{-13}
⑧ Cu	Al	4×10^{-14}	10^{-10}
⑨ Cu	Cu	10^{-18}	2×10^{-13}
⑩ Ag	Ag (晶内)	10^{-17}	10^{-12}
⑪ Ag	Ag (晶界)	10^{-11}	

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{其中 } D_0 \text{ 为扩散系数}$$

(1) 温度：由500°C和1000°C数据比较可知，T↑，D↑，扩散越快。

(2) ①②和③④：Bcc比Fcc扩散更快，因为Fcc较致密（原子堆积更紧密）。

(3) ①③或②④：间隙固溶体扩散更快。

(4) Ag：晶界比晶内扩散快，晶界的缺陷较多。

(5) ③~⑪：扩散速度，如熔态高，扩散快。由于原子间结合力弱，扩散激活能低。

⑦~⑨：Zn比Cu在Cu中扩散快，Zn的扩散速率比Cu的扩散速率大，由柯伦斯效应。

⑧~⑨：Cu在Al中的扩散速率比Cu在Cu中的扩散速率快。

影响扩散因素① 温度：温度越高，原子热激活能越大，越易发生迁移，扩散系数越大。

② 晶体结构：间隙>置换，中bcc>fcc。缺陷外>缺陷内。

③ 化学成分：第三相对合金扩散系数影响比较复杂，可能增大也可能降低。

④ 应力作用：应力越大，原子扩散的驱动力越大，原子扩散速率越大。

⑤ BMDM.

(十五)

对 Al 和 Al_2O_3

- ① 比较其性能差异 (强度、硬度、熔点、导电率等方面)
- ② 说明差异产生原因。

Al 硬度较低
熔点较高

[原子间产生金属键]

Al_2O_3 是离子晶体

纯 Al 的导电性是离子键

Al_2O_3 的导电性是离子键

纯 Al_2O_3 的导电性是金属键

Al_2O_3 强度、硬度较高，是因为离子键的键能很大，
塑性变形性能差。

(金属发生变形，原子将位错所彼此之间的位置，但并不破坏键，因此具有良好的塑性)。

Al_2O_3 是良好的绝缘体， Al 是良好的导体。

离子晶体中很难产生自由运动的电子，故都是良好的绝缘体。

⑧

(十回)

低碳钢拉伸试验，原长为 l_0 ，变为 l ，力为 F 。

横切面积为 A 。

① 求工程应力和工程应变

② 求真实应力与真实应变。

答：① $\sigma = \frac{F}{A}$ $\varepsilon = \frac{l-l_0}{l_0} \times 100\%$

② $\varepsilon_{\text{真}} = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0}$, $\sigma_{\text{真}} = \sigma (1 + \varepsilon)$
 $\quad \quad \quad = \ln(H\varepsilon)$

真应变：瞬时伸长量除以瞬时长度。

即 $d\varepsilon = \frac{dl}{l}$ 两边积分。 $\int_{l_0}^l d\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{1}{l} dl$

$\Rightarrow \varepsilon_{\text{真}} = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \left(\frac{l-l_0}{l_0} + 1 \right) = \ln(1 + \varepsilon)$

真实应力 $S = \frac{F}{A}$

p ：瞬时截面积

F ：瞬时截面积。

⑨

• BMDM •

(第13)

①

(十三) P130

渗碳在1000°C时对奥氏体测得其距表面1mm处的渗碳浓度为1.1%。距表面2mm处的碳浓度为0.8%。已知扩散系数 $D_0 = 2.0 \times 10^{-5}$ ，气体常数 $R = 8.314$ ，渗碳剂 $Q = 142 \text{ kg/mol}$

求① 1000°C时，C在奥氏体中的扩散系数

② 估算碳进入该工件(1mm~2mm)的扩散通量。

解：① $D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = 2.0 \times 10^{-5} \exp\left(\frac{-142 \times 10^3}{8.314 \times 1273}\right)$
 $= 2.98 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$

② $J = -D \frac{dc}{dx} = -2.98 \times 10^{-11} \frac{1.1\% - 0.8\%}{(1-2) \times 10^{-3}} = 8.94 \times 10^{-14} \text{ kg/m}^2\cdot\text{s}$

[随意单位换算]

记个单位!

扩散系数 $D: \text{m}^2/\text{s}$

扩散通量 $J: \text{kg}/(\text{m}^2\cdot\text{s})$

质量浓度 $C: \text{kg}/\text{m}^3$

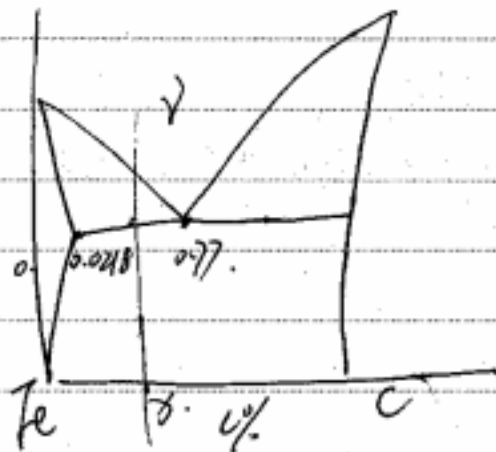
$Q: \text{J/mol} (\Delta)$

扩散系数 $D_0: \text{m}^2/\text{s}$

④

(十二)

某成分铁碳合金含碳量无法确定，现通过金相分析发现其中珠光体的含量为 20%，其余均为铁素体，求该合金的含碳量？
设 $x\%$



$$\frac{0.77 - x}{0.77 - 0.0218} \times 100\% = 80\%$$

$$\Rightarrow x = 0.1714\%$$

$$x = 0.1714\%$$

\therefore 含碳量为 0.1714%

⑦

• BMDM •

(十一) P231

已知均匀形核过程 晶核可以形成正立方晶核。

① 形核的驱动力和阻力。

② 球形形核的形核半径和形核功。

③ 立方形核的形核半径和形核功。

④ 球形和立方形哪种更容易发生？原因。

⑤ 影响晶粒大小的因素？举出两种以上细化晶粒的措施。

⑥ 证明 ΔG^* 与临界晶核体积 V^* 之间的关系为 $\Delta G^* = -\frac{V^*}{3} \Delta G_V$ 。

答：① 驱动力：体系自由能降低。 $\Delta G_V < 0$ 。

阻力：表面自由能的增加。

$$\Delta G_V = \frac{\Delta H}{m} \cdot \Delta T$$

$$\textcircled{2} \Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \sigma$$

$$\frac{1}{3}A\sigma = \frac{1}{3} \cdot 4\pi r^2 \cdot \sigma$$

$$\frac{d\Delta G}{dr} = 0 \Rightarrow r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_V}, \Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_V^2} = \frac{16\pi\sigma^3 T_m}{3Q_m \Delta T}$$

$$\textcircled{3} \text{立方形核: } \Delta G = a^3 \Delta G_V + 6a^2 \sigma$$

$$\frac{d\Delta G}{da} = 0 \Rightarrow a = -\frac{4\sigma}{\Delta G_V}, \Delta G^* = \frac{32\sigma^3}{\Delta G_V^2}$$

④ 球形：临界形核半径和形核功较小。

⑤ 过冷度、形核率。[看(一)]

$$\textcircled{6} \text{把 } V^* = \frac{4}{3}\pi r^{*3}, r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_V}$$

$$\text{代入 } \Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_V^2} \text{ 即可得证。}$$

④

(+) P304 / 301

何为成分过冷？请分别描述无成分过冷。

有成分过冷，有大的成分过冷对组织的影响。

成分过冷：在不平衡凝固时，界面前沿液体中的实际温度低于由液相分布所决定的凝固温度时产生的过冷，称为成分过冷。

无成分过冷时，固溶体晶体以平直界面方式生长，形成稳定的平面界面。

在小的成分过冷时，平面生长就被破坏，界面某些地方凸凹起在侧进入过冷区后，由于过冷度稍有增加，促进其凸向液体，但因成分过冷较小，凸出部分不可能有较大伸展，使界面形成胞状组织，其纵截面为长条形，横截面为小圆形。

在大的成分过冷区，凸出部分就能继续伸入过冷液相中生长，同时在侧面产生分枝，形成二次轴，在二次轴上又长出三次轴，这样就形成了树枝状组织。

$$\frac{G}{R} < \frac{m_0}{D} \frac{L_0}{k_0} \text{ 才会产生过冷}$$

G ：凝固速度。✓

R ：凝固速度。✓

m ：液相线斜率。

k_0 ：平衡分配系数。

G_0 ：合金成分。

D ：扩散系数。

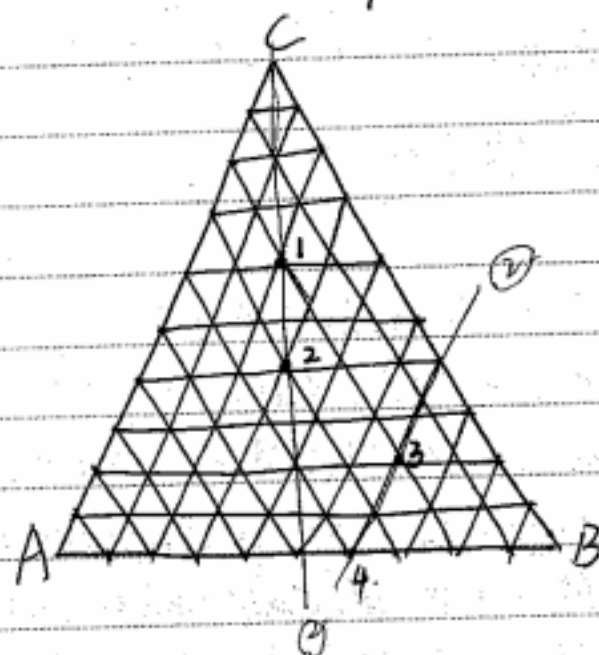
⑤

• BMDM •

(九)

如图是 A-B-C 三元相图成分表示，A、B、C 分别为纯组元

- ① 写出图中四组成分
- ② 找出 A 含量为 30% 的合金成分线
- ③ 找出 B 含量为 60% 的合金成分线



1: $A=20\%$ $B=20\%$ $C=60\%$

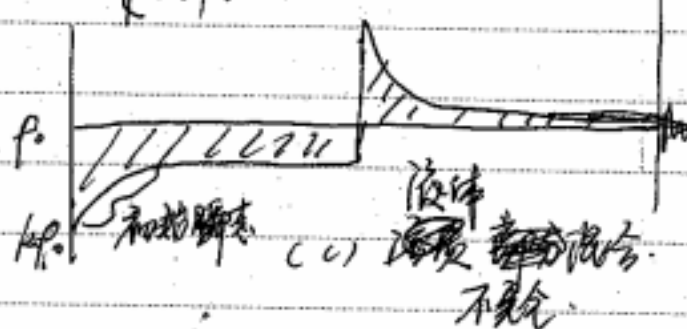
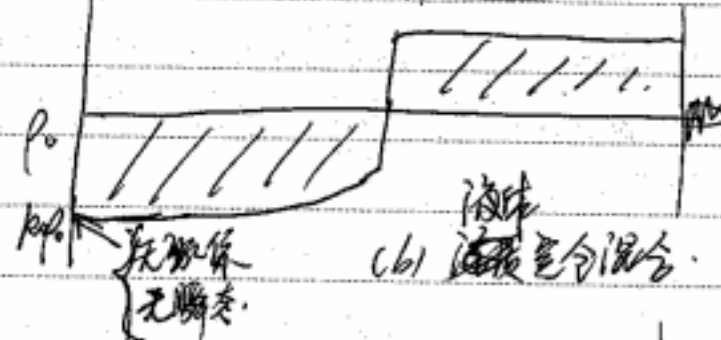
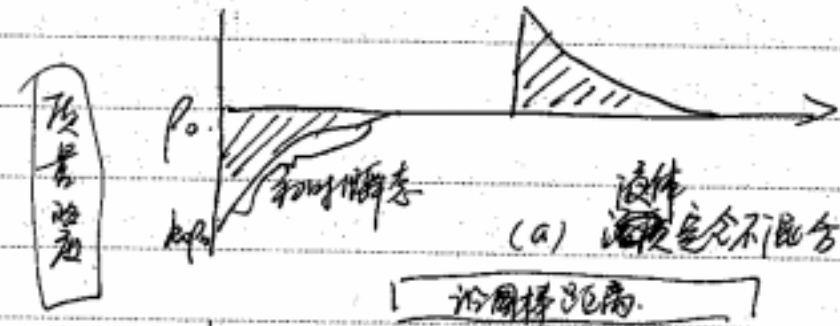
2: $A=30\%$ $B=30\%$ $C=40\%$

3: $A=20\%$ $B=60\%$ $C=20\%$

4: $A=40\%$ $B=60\%$ $C=0\%$

⑧

① 平衡分配系数 $k = \frac{30\%B}{60\%B} = 0.5$



注: (a) $k_e = 1$ (b) $k_e = k_0$ (c) $k_0 < k_e < 1$

说明: 当凝固速度极快时, $k_e = 1$, 液体完全不混合状态。

当凝固速度极慢时, 即 $k_e = k_0$, 属于液体完全混合状态, 液体

中充分对流使固液界面不存在, 从而引起溶质完全混合。

当凝固速度处于上述两者之间, 即 $k_0 < k_e < 1$, 属于液体部分混合状态。

⑬

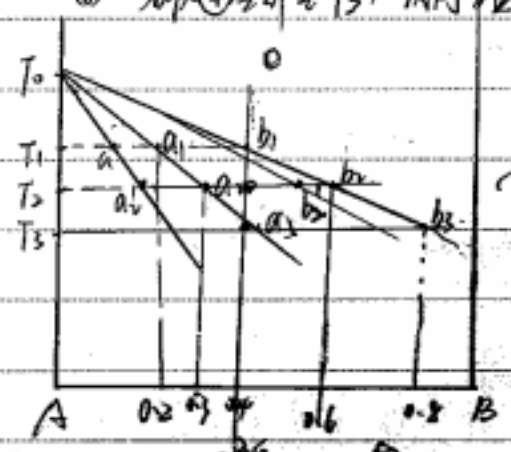
• BMDM •

④

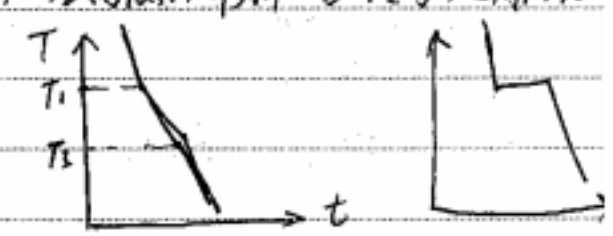
(八) 有A-B二元合金如图示相图。L为液相，α为固相。B=40%。

合金O的总重量为1000g。已知 $T_0 = 1000^\circ\text{C}$, $T_1 = 800^\circ\text{C}$, $T_2 = 700^\circ\text{C}$, $T_3 = 500^\circ\text{C}$
 $a_1 = 20\%B$, $a_2 = 30\%B$, $b_2 = 60\%B$, $b_3 = 80\%B$

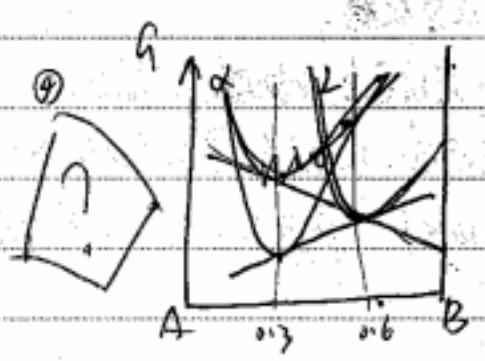
- ① 平衡凝固时合金O的开始和终止凝固温度是多少?
- ② 画出合金O的平衡冷却曲线与纯金属的曲线相比较的差异。
- ③ 平衡冷却到 T_2 温度时，合金O处于什么状态？平衡相是什么？平衡相组成成分是多少？
- ④ 画出合金O在 T_2 平衡凝固时平衡相的成分-组成相图曲线。
- ⑤ 若快速冷却至 T_2 ，合金O处于什么状态？组织相组成成分是多少？
- ⑥ 若合金O为平衡凝固，在凝固过程中两相界面保持平衡。求平衡分配系数 k_0 。
- ⑦ 若合金O为不平衡凝固，则凝固后的固相成分分布与凝固过程中液相状态有何关系？通过曲线表示它们的关系，并简要说明。
- ⑧ 若快速冷却至 T_3 ，凝固合金O处于什么状态？



答：① 开始凝固温度 800°C ，终止凝固温度 500°C
 ② 纯金属冷却曲线有一个水平段，表示其凝固在恒温下进行的；而二元合金曲线不出现水平段，而为二次转折：温度高时转折点为开始凝固温度，温度低时转折点为终止凝固温度。



③ 平衡凝固时，平衡相 L → L + α。



④ 组成相 L, α。组成相成分 A+B

$$W_L = \frac{40-30}{60-30} \times 100\% = 33.3\%$$

$$W_\alpha = \frac{60-40}{60-30} \times 100\% = 66.7\%$$

⑤ (析出固相) + 液相完全不混合状态。

△ 组成相：L + α。固相以析出固相，L相以液相。

· BMDM

④

比)

P175 一个 70MPa 的外加应力作用在 fcc 单晶体的 $[001]$ 方向上。

(1) 求该应力在 $(111)[10\bar{1}]$ 滑移系上的分切应力。

(2) 若该外加应力达到 100MPa 时，晶体开始发生塑性变形。求临界分切应力。

(3) 该晶体沿 $[001]$ 方向的屈服强度。

答：① 已知滑移系 $(111)[10\bar{1}]$ 外力轴 $[001]$

中文量数轴程： $\sigma \cdot \sigma = |\sigma| |\sigma| \cos \theta$

$$\cos \theta = \frac{a_1 b_1 + a_2 b_2 + a_3 b_3}{\sqrt{a_1^2 + a_2^2 + a_3^2} \sqrt{b_1^2 + b_2^2 + b_3^2}}$$

外力轴与滑移方向 $[10\bar{1}]$ 夹角的余弦：

$$\cos \lambda = \cos([001] \sim [10\bar{1}])$$

$$= \frac{1}{\sqrt{2}} \quad (\text{应力方向同切应力，故取正号})$$

外力轴与滑移面法线的余弦：

$$\cos \phi = \cos([001] \sim [111])$$

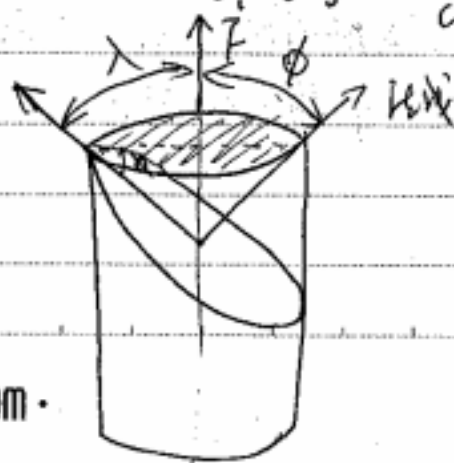
$$= \frac{1}{\sqrt{3}}$$

$$\text{则分切应力 } \tau = \sigma \cos \lambda \cos \phi = 70 \times \frac{1}{\sqrt{2}} \times \frac{1}{\sqrt{3}} = 28.6 \text{ MPa}$$

$$\text{② } \tau_c = 100 \times \frac{1}{\sqrt{6}} = 40.82 \text{ MPa}$$

$$\text{③ } \tau_c = \sigma_s \cos \phi \cos \lambda$$

$$\text{则 } \sigma_s = \frac{\tau_c}{\cos \phi \cos \lambda} = 100 \text{ MPa}$$



$$\begin{aligned} \text{Pa} &= \text{N/m}^2 \\ \text{MPa} &= 10^6 \text{ N/m}^2 \\ &= 10^6 \text{ N/m}^2 \end{aligned}$$

④

BMDM

(2).

Prob

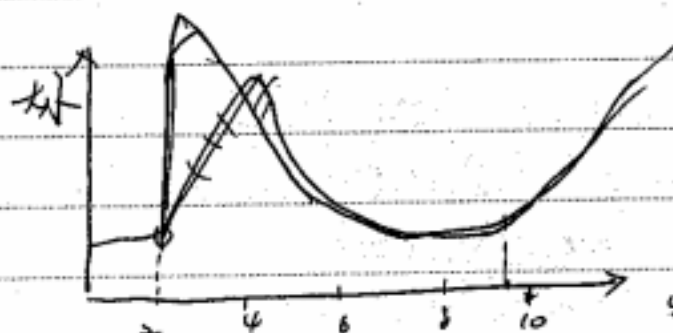
冷变形和退火温度都会影响再结晶晶粒的大小，如同本。

此图试件的再结晶尺寸随冷变形的实验结果。

据图分析：① 冷变形量对再结晶晶粒大小的影响

② 指出图中何处为临界变形量，何处为再结晶异常点。

③ 指出退火温度对再结晶晶粒大小的影响。



异常点原因：因为强烈冷变形导致退火中形成强烈的再结晶织构，阻碍了晶粒的正常长大，仅有少数的大角度晶界优先生长，从而产生二次再结晶。

- ① a 当变形量很小时，晶粒尺寸即为原始尺寸，因为变形量过小，造成的储存能不足以驱动再结晶。
b 当变形量达到一定值时，此时晶粒尺寸足以引起再结晶，但由于变形量较小，晶粒尺寸仍较大。
c 当变形量大于临界变形量后，驱动再结晶的储存能不断增大，晶粒尺寸减小，且晶粒尺寸减小得越快，晶粒尺寸越小。
② 2 点处是临界变形量。d 当变形量超过一定量后，晶粒异常长大。

- ② 退火温度对刚完成再结晶时晶粒尺寸的影响比较弱，这是因为它对 M/G 比值影响微弱，但提高退火温度可使再结晶的速率显著加快，临界变形数值减小。若再结晶过程已完成，随后还有一个

晶粒长大阶段很显著，则温度越高晶粒越粗。

→ 退火温度是影响晶粒尺寸的重要因素，晶界迁移与原子扩散有关。
 T ↑，扩散系数 D ↑，晶界越易迁移，即晶粒越易粗化。

⑤

(五) 空位是晶体中常见的一种缺陷。

① 空位属于何种缺陷。

② 为什么说空位是一种热力学平衡缺陷。

③ 若将室温的铁加热到 850°C ，然后快速冷却至室温，则此时铁中的空位是增加了还是减少了，为什么？

④ 在③情况下，要使冷却后铁中的空位数恢复到加热前，可采用什么方法？

⑤ 如何在室温获得过饱和平衡浓度。

答：① 点缺陷。

② 在室温下，随着 T 个，系统的自由能 G 个。另一方面，随着温度 T 个，空位浓度 n 个，系统的自由能 G 个。当增加的自由能和下降的自由能相同时，系统达到平衡状态，故空位是一种热力学平衡缺陷。

③ 温度升高，由空位平衡公式 $n = A \exp(-\frac{E_f}{kT})$ ，由于淬火后多余的空位来不及扩散，使室温时的空位增加了。 形成过饱和空位

④ 均匀化退火处理。将铸件加热到略低于固相线温度下长时间保温，

⑤ 先加热至较高温度，再缓慢淬火。（不行） 然后缓慢冷却。

（高温淬火，冷变形加工，高能粒子的辐照效应）。

② 一方面造成点阵畸变，使晶体的内能增加，降低了晶体的热力学稳定性。一方面时增大了原子排列的混乱程度，并改变了其周围原子的振动频率，引起内能和熵的改变，使晶体熵值增大，增加了晶体的热力学稳定性。这两个相互矛盾的因素使晶体的点缺陷在室温下有一定的平衡浓度。

⑤ 冷变形加工。（高能粒子，高温淬火）
高能粒子
高能粒子

⑨

BMDM

C : 组元数. P : 相数.

(木)

③ 在液相中. $f = C - P + 1 = 2 - 1 + 1 = 2$.

在1点: $f = 2$

在1~2处: $f = C - P + 1 = 2 - 2 + 1 = 1$. $L \rightarrow L + \alpha \rightarrow L + \alpha + \beta \rightarrow \alpha + \beta$.

在2点: $f = C - P + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$. 在2点: $f = 2 - 3 + 1 = 0$.

④. $W(\alpha + \beta) = \frac{40 - 30}{60 - 30} = 33.3\%$.

⑤ 正常凝固方程: $P_S = P_0 k_0 (1 - \frac{x}{C_0})^{k_0 - 1}$ ($k_0 < 1$) (P_S 固相质量分数)

⑥

由方程可知, 是晶体含量向另一端移动. 故增加了.

$C_S = k_0 C_0 (1 - \frac{x}{C_0})^{k_0 - 1}$, $k_0 = \frac{30}{60} = 0.5$, $C_S = 30\%$, $C_0 = 40\%$.

⑦

$(1 - \frac{x}{C_0})$ 为液相所占相对量.

$0.3 = 0.5 \times 0.4 (1 - \frac{x}{C_0})^{0.5 - 1} \Rightarrow 1 - \frac{x}{C_0} = 44.4\% \therefore \text{增加了!}$

$[k_0]$: 平衡凝固时, 固相质量分数 / 液相质量分数.

④

画出合金0与A的冷却曲线，区分不同点。

因为A-B二元共晶相图，合金中含有40%的B。

① 画出合金0在平衡凝固过程中可能发生的转变反应。

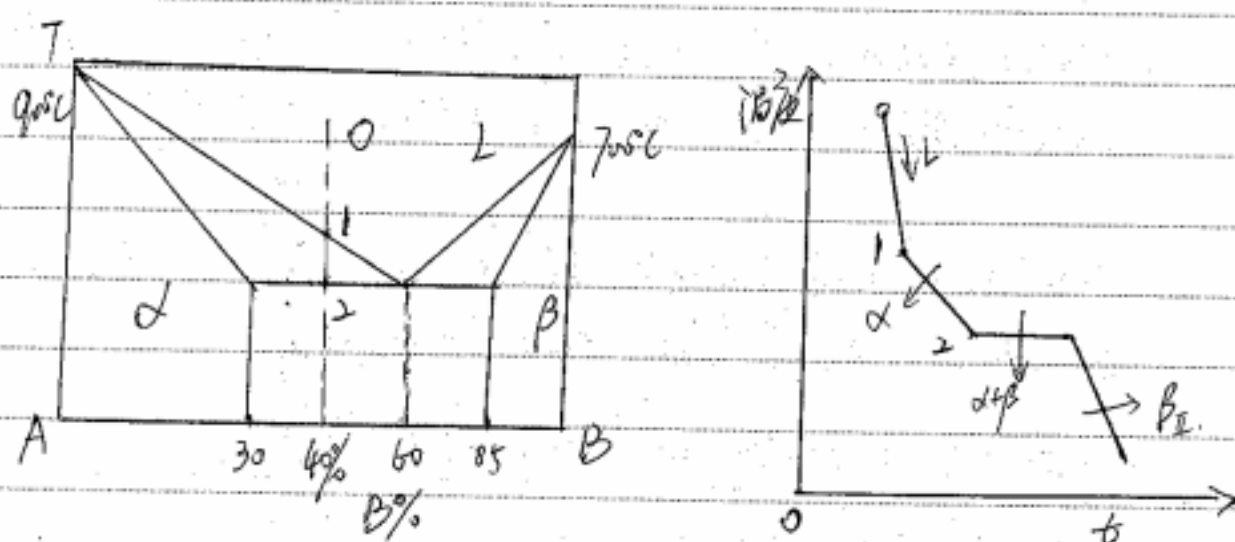
② 画出合金0的平衡冷却曲线，并依此曲线描述合金0的平衡凝固过程。

③ 利用相律来分析合金0在平衡冷却过程中平衡相的变化。

④ 计算平衡凝固后合金0中共晶体所占的相对量。

Prob. ⑤ 若合金0以长试样形式从一端开始凝固，凝固过程中固液界面保持平直，液相完全混合，则凝固后合金中的共晶体是较平衡凝固是增加了还是减少了？

而Prob. ⑥ 若以⑤的形式凝固，计算凝固后合金中共晶体所占的相对量。



答：① $L \rightarrow \alpha$; $L \rightarrow (\alpha + \beta)$; $\alpha \rightleftharpoons \beta$.

② 当合金缓慢冷却至温度1时，初生 α 相以匀晶转变不断从液相析出。随着温度下降， α 相成分沿固相线变化，液相成分沿液相线变化。 α 相个，液相个。当降至温度2时，剩余的液相发生共晶转变，生成 $(\alpha + \beta)$ 共晶组织。 α 处为恒温转变，共晶转变结束后，在 t_2 温度以下， β 从共晶体中 β 相中析出。 β 正从 α 相中析出。
(部分可忽略)

① BMDM.

1. 晶体塑性变形是借助位错在应力作用下运动和不断增殖的①

(三) 钢是由铁和碳元素组成的

- ① 钢是纯金属还是合金?
- ② 铁素体和渗碳体是固溶体还是化合物, 若是固溶体, 说明是哪种?
- ③ 钢在室温是单相还是多相?
- ④ 钢的强度、硬度高于纯铁和石墨, 说明原因?
- ⑤ 要使钢的强度、硬度进一步提高, 可采取哪些措施, 写出2种以上并说明原因。

答: ② 铁素体是间隙固溶体, 渗碳体是化合物。

③ 多相 (铁素体、奥氏体、渗碳体)。

④ 纯铁和石墨是纯晶体结构, 单相组织, 钢中的碳与铁元素加入产生固溶强化和弥散强化使其强度、硬度提高。

⑤ 加工硬化: 用塑性变形使位错增殖而导致强化。
淬火处理: 位错在应力作用下相互缠结使运动阻力增大, 产生强化效果。
细晶强化: 晶粒越细, 强度、硬度越高。

⑥ 为了提高金属强度, 可采取哪些措施?

① 固溶强化: 由于其中的溶质原子和溶剂金属原子大小不同, 溶质原子发生畸变, 并在周围造成一个弹性应力场, 此应力场与运动位错的应力场发生交互作用, 增加位错运动的阻力, 使金属的塑性变形变得困难, 从而提高了金属的强度和硬度。

② 细晶强化: 晶界能有效阻碍位错运动, 晶粒越细, 晶界越多, 强化效果越明显。

③ 沉淀强化: 材料通过基体中分布有细小弥散的第二相质点而产生强化。

④ 位错强化: 运动位错之间发生交互作用而使基体运动受阻。
所造成的强化量与金属中位错密度的平方根成正比。

⑤ 加工硬化: 经冷加工变形, 强度、硬度显著提高, 塑性、韧性很快下降。
用塑性变形使位错增殖而导致强化, 位错通过运动和交互作用相互缠结。

⑧

⑨. 由 Al 变成 Al_3 即对 Al 结构中抽出 C 层, 引入 C 原子在 Al 中.

⑩. $\rho = \frac{n \cdot A_r}{a^3 \cdot N_A}$

⑪. 体心立方晶胞中 C 的溶解度为 0.0218% .

1 个晶胞的总质量 $m_{\text{总}} = \frac{2 \times 55.85}{[1 - 0.0218\%] \cdot N_A}$

含有的 C 个数 $n_{\text{C}} = \frac{m_{\text{总}} \times 0.0218\%}{12.01} \cdot N_A$

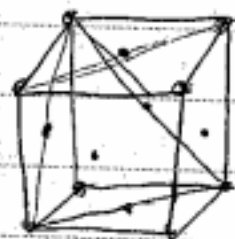
1 个晶胞中可溶 n_{C} 个 C 原子

即设 x 个晶胞中可溶 1 个 C 原子

则 $x = \frac{12.01}{\frac{2 \times 55.85}{1 - 0.0218\%} \times 0.0218\%}$
 $= 493.1$

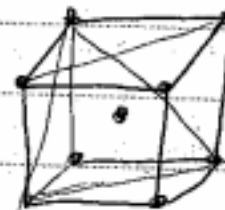
$\gamma\text{-Fe}$ 2.11%
 2.49%
 即 3 个.

解:

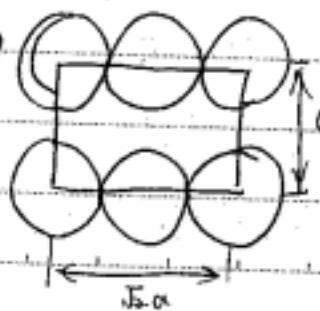


A_1

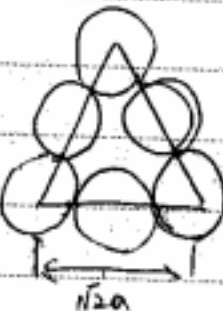
A_2



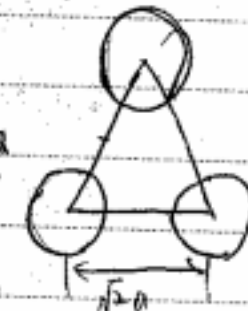
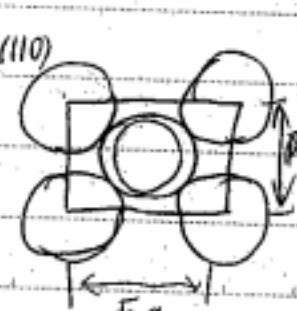
在 (110)



在 (111)



在 (110)



⑤

BCCM.

体心立方晶格：金属原子位于立方晶胞的八个角上和立方体的中心，点阵常数为 a ，每个晶胞包含两个原子，原子半径为 $\frac{\sqrt{3}}{4}a$ ，配位数为8。

面心立方晶格：金属原子位于立方晶胞的八个角上和六个面的中心，点阵常数为 a ，每个晶胞包含四个原子，原子半径为 $\frac{\sqrt{2}}{4}a$ ，配位数为12。

④ 碳原子一般进入六方晶格的间隙位置，铁和结构外发生膨胀，点阵畸变，点阵常数变大，晶格畸变，挤入晶间空隙，点阵畸变。

⑤ 膨胀了 $\rho = \frac{nAr}{a^3 NA}$ (质量不变)

$$\frac{V_F}{V_B} = \frac{\rho_B}{\rho_F} = \frac{n_B}{n_F} \cdot \frac{a_F^3}{a_B^3} = \frac{2}{4} \cdot \left(\frac{\frac{\sqrt{3}}{4}r}{\frac{\sqrt{2}}{4}r}\right)^3 = 0.918 \Rightarrow V_F < V_B$$

变化率： $\frac{V_F - V_B}{V_F} = 9\%$

⑥ 铁在室温下发生塑性变形后，其组织变化为晶粒和亚结构变化。晶粒被拉长，形成纤维组织；亚结构细化，缺陷数目大大提高。另外，畸变能也个。性能变化包括力学性能和物理性能。力学性能为强度、硬度个，塑性、韧性个，物理性能为电阻率个。

⑦ 在回复时，发生回复，再结晶，晶粒长大。晶粒不变，保持纤维状。在回复时，发生回复，再结晶，晶粒长大。晶粒不变，保持纤维状。在回复时，发生回复，再结晶，晶粒长大。晶粒不变，保持纤维状。

⑧ 晶粒长大时，晶粒互相吞食而长大，达到一个在热力学上稳定的尺寸，此时电阻率下降缓慢。而立方结构中{111}晶面和密排{100}晶面原子排列情况完全相同，为了获得最紧密的堆积，第二层密排面的每个原子应坐落在第一层密排面(A层)每个原子之间的空隙上，以ABAB...或ACAC...的顺序堆垛构成密排六方结构，以ABCABC...或ABCB...的顺序堆垛构成面心立方结构。

④

铁有两种结构，分别为体心立方 (α -Fe) 和面心立方 (γ -Fe)
铁的原子半径为 0.127nm

(1) 分别画出个体心立方和面心立方晶胞 (并对这两种结构作简单的描述)

(2) 体心和面心相比哪个更致密，分别求出其致密度

(3) 画出体心和面心立方中原子排列最致密晶面的晶面指数并画出

(4) 碳原子半径为 0.077nm ，请问C原子能进入铁晶格中的什么位置？

由于C的渗入铁晶格会发生怎样的变化？

(5) 一块铁从面心变为体心后其体积是膨胀还是缩小了？变化作为多少？

(6) 铁在室温下塑性变形后，其强度和性能分别有何变化？请详细描述

(7) 将(6)中铁缓慢从室温加热至 910°C 时，该过程发生了何种变化？(铁素体转变为奥氏体)

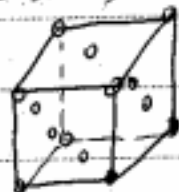
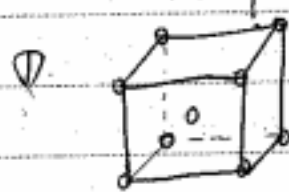
(8) 详细描述两种晶格中原子排列差异？

(9) 如何从晶格变化着手？

(10) 画出体心立方晶格点阵常数，求Fe的密度

(11) 多少个体心立方晶胞才能溶入一个碳原子？

(12) 补：请画出A、B这两种结构在(110)和(111)面上的原子排列



显微组织：每个晶粒内部出现大量的晶界或滑移带外，

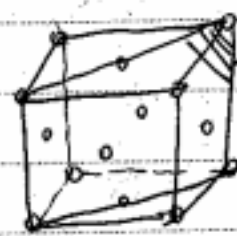
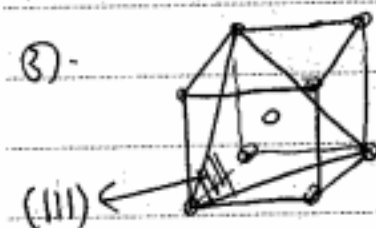
随着塑性变形，原来的晶粒将逐渐沿变形方向伸长，当变形量很大时形成纤维组织。

面心致密度 $k_{面} = \frac{4 \times \frac{4}{3} \pi (\frac{\sqrt{2}}{4} a)^3}{a^3} = 0.74$

体心 $k_{体} = \frac{2 \times \frac{4}{3} \pi (\frac{\sqrt{3}}{4} a)^3}{a^3} = 0.68$

正结构：位错密度迅速提高

并即位错增殖，在变形加大时，形成胞状亚结构



性能变化：力学性能：强度硬度提高
塑性韧性降低。物理性能：

电阻率增高。化学性能：化学活性增大，腐蚀速度加快。

③ · BMDM ·

- Pris. ① 写出 Hall-Petch 公式，说明公式的意义。
- ② 已知平均晶粒直径为 1mm 和 0.0625 mm 的 α -Fe 的屈服强度分别为 112.7 MPa 和 196 MPa。问平均晶粒直径为 0.0196 mm 的 α -Fe 的屈服强度。
- ③ 为了获得细小的晶粒，可以采取哪些措施？请写出两种以上的措施，并用金属学理论进行解释。

答：① $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-\frac{1}{2}}$

\downarrow \downarrow d : 晶粒平均直径
 多晶体的屈服强度 晶内对位错的压力 k : 晶界对变形的阻碍系数

公式意义：多晶体的屈服强度随晶粒细化而提高。在晶粒间
 < 晶界上点阵畸变严重且晶界两侧晶粒取向不同，位错难以产生滑移
 晶界数量直接决定了晶粒的大小 >。

② A. 提高形核率，使晶核变大，
 $d = \frac{G}{N} \rightarrow \text{形核率}$ $\left\{ \begin{array}{l} 112.7 = \sigma_0 + k(1)^{-\frac{1}{2}} \quad \text{①} \\ 196 = \sigma_0 + k(0.0625)^{-\frac{1}{2}} \quad \text{②} \end{array} \right.$

B. ② - ① $\Rightarrow 3k = 196 - 112.7 = 83.3$
 则 $k = 27.77$, $\sigma_0 = 85$
 把 $d = 0.0196$ 代入: $\sigma_s = 85 + 27.77(0.0196)^{-\frac{1}{2}}$
 $= 283.4 \text{ MPa}$

- Pris. ③ 获得细小晶粒的措施:
- 金属学理论 \leftarrow
1. 加大过冷度: 随过冷度增大, 形核率比长大速率增加得更为剧烈
 2. 孕育处理: 加入能促进非均匀形核的物质
 3. 机械振动: 减少枝晶, 提供新核
 4. 超声处理: 电磁场处理, 细化晶粒
- } 振动使枝晶破碎

e. 超结构 (有序固溶体)

P56 金属间化合物的性质和应用:

- ① 超导性: Nb_3Ge , Nb_3Al , Nb_3Sn , V_3Si , NbN 等.
 - ② 特殊电学性能: $InTe-PbSe$, $GaAs-ZnSe$.
 - ③ 强磁性: 稀土元素 (Ce , La , Sm , Pr , Y 等) 和 Co 的化合物 (永磁材料).
 - ④ 储氢材料: $LaNi_5$, $FeTi$, R_2AlH_9 等.
 - ⑤ 耐热性: Ni_3Al , $NiAl$, $TiAl$, Ti_3Al , $FeAl$, Fe_3Al ...
 - ⑥ 耐蚀: 某些金属在碱溶液、磷酸、有机酸和氧化性介质中.
 - ⑦ 形状记忆合金、超弹性、滞弹性: $TiNi$, $CuZn$, $CuSi$ 等.
- 此外, $LaNi_5$ 与稀土金属硼化物所具有的热电子发射性.
 Zr_3Al 具有中子吸收性.

① ΔT 增加, N 和 G 都随之增加, 但 N 的增长率大于 G 的增长率.

由 $d = \frac{G}{N}$ 可知, 使晶粒细化.

② 加入形核剂后, 可以使过冷液体发生非均匀形核, 即不但使非均匀形核的基体增多, 而且使临界晶核半径减小, 总能使晶核数目增加.

③ 振动: 一方面提供了形核所需能量, 另一方面可以使正在生长的晶体破裂, 可增加更多的晶核核心, 从而使晶粒细化.