

## 第一章 原子排列与晶体结构

1. fcc 结构的密排方向是\_\_\_\_, 密排面是\_\_\_\_, 密排面的堆垛顺序是\_\_\_\_, 致密度为\_\_\_\_, 配位数是\_\_\_\_, 晶胞中原子数为\_\_\_\_, 把原子视为刚性球时, 原子的半径  $r$  与点阵常数  $a$  的关系是\_\_\_\_; bcc 结构的密排方向是\_\_\_\_, 密排面是\_\_\_\_, 致密度为\_\_\_\_, 配位数是\_\_\_\_, 晶胞中原子数为\_\_\_\_, 原子的半径  $r$  与点阵常数  $a$  的关系是\_\_\_\_; hcp 结构的密排方向是\_\_\_\_, 密排面是\_\_\_\_, 密排面的堆垛顺序是\_\_\_\_, 致密度为\_\_\_\_, 配位数是\_\_\_\_, 晶胞中原子数为\_\_\_\_, 原子的半径  $r$  与点阵常数  $a$  的关系是\_\_\_\_。
2. Al 的点阵常数为  $0.4049\text{nm}$ , 其结构原子体积是\_\_\_\_, 每个晶胞中八面体间隙数为\_\_\_\_, 四面体间隙数为\_\_\_\_。
3. 纯铁冷却时在  $912^\circ\text{C}$  发生同素异晶转变是从\_\_\_\_结构转变为\_\_\_\_结构, 配位数\_\_\_\_, 致密度降低\_\_\_\_, 晶体体积\_\_\_\_, 原子半径发生\_\_\_\_。
4. 在面心立方晶胞中画出  $(11\bar{2})$  晶面和  $[11\bar{2}]$  晶向, 指出  $\langle 110 \rangle$  中位于  $(111)$  平面上的方向。在 hcp 晶胞的  $(0001)$  面上标出  $(\bar{1}2\bar{1}0)$  晶面和  $[\bar{1}2\bar{1}0]$  晶向。
5. 求  $[11\bar{1}]$  和  $[20\bar{1}]$  两晶向所决定的晶面。
6. 在铅的  $(100)$  平面上,  $1\text{mm}^2$  有多少原子? 已知铅为 fcc 面心立方结构, 其原子半径  $R=0.175\times 10^{-6}\text{mm}$ 。

## 第二章 合金相结构

### 一、 填空

- 1) 随着溶质浓度的增大, 单相固溶体合金的强度\_\_\_\_, 塑性\_\_\_\_, 导电性\_\_\_\_, 形成间隙固溶体时, 固溶体的点阵常数\_\_\_\_。
- 2) 影响置换固溶体溶解度大小的主要因素是 (1)\_\_\_\_; (2)\_\_\_\_; (3)\_\_\_\_; (4)\_\_\_\_和环境因素。
- 3) 置换式固溶体的不均匀性主要表现为\_\_\_\_和\_\_\_\_。
- 4) 按照溶质原子进入溶剂点阵的位置区分, 固溶体可分为\_\_\_\_和\_\_\_\_。
- 5) 无序固溶体转变为有序固溶体时, 合金性能变化的一般规律是强度和硬度\_\_\_\_, 塑性\_\_\_\_, 导电性\_\_\_\_。
- 6) 间隙固溶体是\_\_\_\_, 间隙化合物是\_\_\_\_。

### 二、 问答

- 1、 分析氢, 氮, 碳, 硼在  $\alpha\text{-Fe}$  和  $\gamma\text{-Fe}$  中形成固溶体的类型, 进入点阵中的位置和固溶度大小。已知元素的原子半径如下: 氢:  $0.046\text{nm}$ , 氮:  $0.071\text{nm}$ , 碳:  $0.077\text{nm}$ , 硼:  $0.091\text{nm}$ ,  $\alpha\text{-Fe}$ :  $0.124\text{nm}$ ,  $\gamma\text{-Fe}$ :  $0.126\text{nm}$ 。
- 2、 简述形成有序固溶体的必要条件。

## 第三章 纯金属的凝固

### 1. 填空

1. 在液态纯金属中进行均质形核时, 需要\_\_\_\_起伏和\_\_\_\_起伏。
2. 液态金属均质形核时, 体系自由能的变化包括两部分, 其中\_\_\_\_自由能是形核的阻力, \_\_\_\_是形核的动力; 临界晶核半径  $r_K$  与过冷度  $\Delta T$  关系为\_\_\_\_, 临界形核功  $\Delta G_K$  等于\_\_\_\_。
3. 动态过冷度是指\_\_\_\_。
4. 在工厂生产条件下, 过冷度增大, 则临界晶核半径\_\_\_\_, 金属结晶冷却速度越快,  $N/G$  比值\_\_\_\_, 晶粒越\_\_\_\_。
5. 获得非晶合金的基本方法是\_\_\_\_。

### 二、 问答

- 1 根据凝固理论, 试述细化晶粒的基本途径。

- 2 试根据凝固理论，分析通常铸锭组织的特点。
- 3 简述液态金属结晶时，过冷度与临界晶核半径，形核功及形核率的关系。
- 4 铜的熔点  $T_m=1356K$ ，熔化热  $\Delta H_m=1628J/cm^2$ ， $\sigma=177 \times 10^{-7}J/cm$ ，点阵常数  $a=0.3615nm$ 。求铜  $\Delta T=100^\circ C$  时均匀形核的临界核心半径。
- 5: 何谓过冷，过冷度，动态过冷度，它们对结晶过程有何影响？
- 6 根据冷却速度对金属凝固后组织的影响，现要获得微晶，非晶，亚稳相，请指出其凝固时如何控制。
- 7、简述纯金属凝固时润湿角  $\theta$ 、杂质颗粒的晶体结构和表面形态对异质形核的影响。

## 第四章 二元合金相图与合金凝固

### 一、填空

1. 固溶体合金凝固时，除了需要结构起伏和能量起伏外，还要有\_\_\_\_\_起伏。
2. 按液固界面微观结构，界面可分为\_\_\_\_\_和\_\_\_\_\_。
3. 液态金属凝固时，粗糙界面晶体的长大机制是\_\_\_\_\_，光滑界面晶体的长大机制是和\_\_\_\_\_。
- 4 在一般铸造条件下固溶体合金容易产生\_\_\_\_\_偏析，用\_\_\_\_\_热处理方法可以消除。
- 5 液态金属凝固时，若温度梯度  $dT/dX>0$ （正温度梯度下），其固、液界面呈\_\_\_\_\_状， $dT/dX<0$  时（负温度梯度下），则固、液界面为\_\_\_\_\_状。
6. 靠近共晶点的亚共晶或过共晶合金，快冷时可能得到全部共晶组织，这称为\_\_\_\_\_。
- 7 固溶体合金凝固时，溶质分布的有效分配系数  $k_e=_____$ ，当凝固速率很大时  $k_e$  趋于\_\_\_\_\_。
8. 在二元相图中， $L_1 \rightarrow \alpha + L_2$  叫\_\_\_\_\_反应， $\beta \rightarrow L + \alpha$  称为\_\_\_\_\_转变，而反应  $\alpha_1 + \alpha_2 + \beta$  称为\_\_\_\_\_反应， $\alpha + \beta \rightarrow \gamma$  称为\_\_\_\_\_反应。
- 9 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图中含碳量小于\_\_\_\_\_为钢，大于\_\_\_\_\_为铸铁；铁碳合金室温平衡组织均由\_\_\_\_\_和\_\_\_\_\_两个基本相组成；根据溶质原子的位置，奥氏体其晶体结构是\_\_\_\_\_，是\_\_\_\_\_固溶体，铁素体是\_\_\_\_\_，其晶体结构是\_\_\_\_\_，合金平衡结晶时，奥氏体的最大含量是\_\_\_\_\_；珠光体的含碳量是\_\_\_\_\_，它是由\_\_\_\_\_和\_\_\_\_\_组成的两相混合物；莱氏体的含碳量是\_\_\_\_\_；在常温下，亚共析钢的平衡组织是\_\_\_\_\_，过共析钢的平衡组织是\_\_\_\_\_，亚共晶白口铸铁的平衡组织是\_\_\_\_\_，莱氏体的相组成物是\_\_\_\_\_，变态莱氏体的相组成物是\_\_\_\_\_，Fe<sub>3</sub>C<sub>I</sub> 是从\_\_\_\_\_中析出的，Fe<sub>3</sub>C<sub>II</sub> 是从\_\_\_\_\_中析出的，Fe<sub>3</sub>C<sub>III</sub> 是从\_\_\_\_\_中析出的，它们的含碳量为\_\_\_\_\_，Fe<sub>3</sub>C 主要性能特点是\_\_\_\_\_，A 共析反应后的生成物称为\_\_\_\_\_。

### 2 问答

- 1 如图 4-1 所示为 Ni-Al 相图
  - 1) 填出相图中各相区的平衡相；
  - 2) 指出图中的稳定化合物和不稳定化合物；
  - 3) 写出图中存在的恒温反应，指明反应类型；
  - 4) 指出含 Ni 30%(重量)的合金在平衡冷却时的相变过程，计算室温下的相组成与组织组成，并计算出其中组织组成物的百分数。
  - 5) 试说明含 Ni89%(重量)的 Ni-Al 合金其平衡凝固与非平衡凝固后的显微组织的不同。
  - 6) 设 X 合金平衡凝固完毕时的组织为  $\alpha$  (Al) 初晶+ $(\alpha+\beta)$ 共晶，其中  $\alpha$  初晶占 80%，则此合金中 Ni 组元的含量是多少？
  - 7) 绘出 1500 $^\circ C$  时 Al-Ni 合金系的自由能—成分曲线示意图。

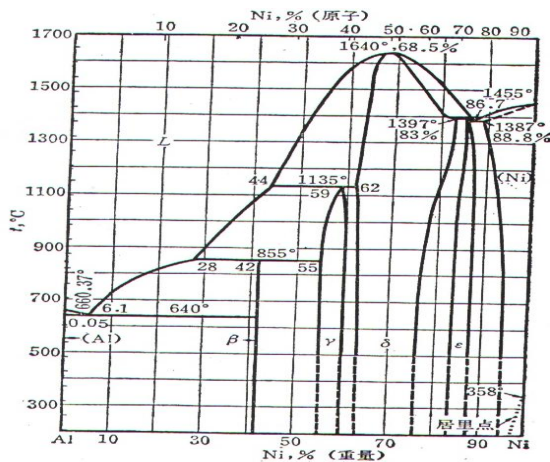


图 4-1

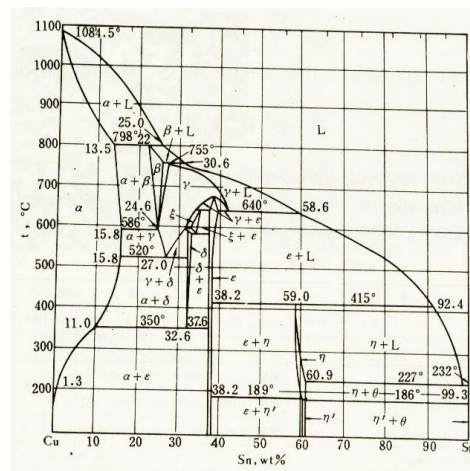


图 4-2

2 根据 Cu-Sn 相图 (图 4-2), Cu 为 fcc 结构。回答下列问题:

- 1)  $\alpha$  相为何种晶体结构?
- 2) 计算 212°C 时 Cu-90%Sn 合金在  $T_E$  温度时 (共晶反应前) 的平衡分配系数。
- 3) Cu-13.47%Sn 合金在正常条件下凝固后,  $\alpha$  相的晶界上出现少量  $\beta$  相, 其原因何在?

如何消除  $\beta$  相?

4) 分析 Cu-70%Sn 合金平衡凝固过程, 并计算共晶反应刚完毕时相组成物和组织组成物的相对含量。

5) 画出 Cu-Sn 系合金在 450°C 时各相自由能---成分曲线示意图。

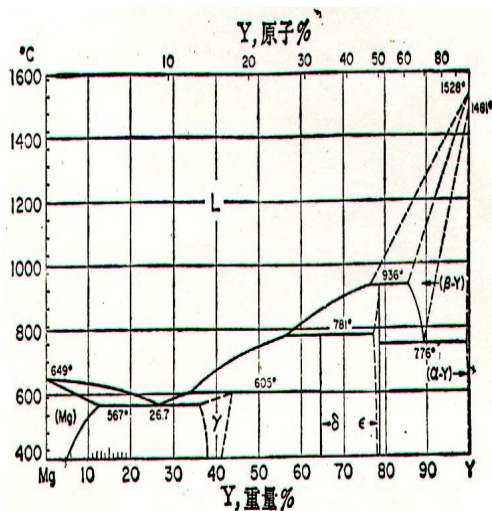
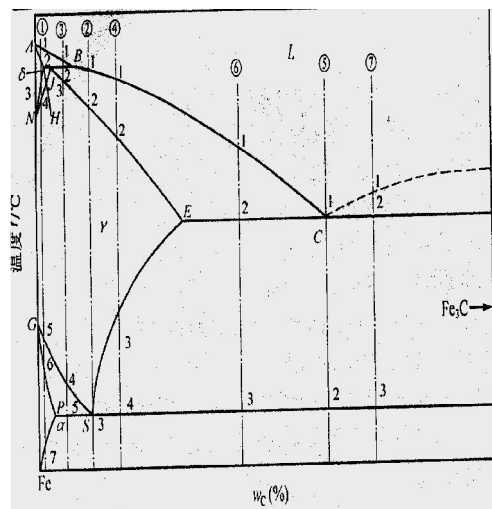


图 4-3



3 如图 4-3 为 Mg-Y 相图

- 1) 填相区组成, 写出相图上等温反应及 Y=5%wt 时的合金 K 在室温时的平衡组织。
- 2) 已知 Mg 为 hcp 结构, 试计算 Mg 晶胞的致密度;
- 3) 指出提高合金 K 强度的可能方法
- 4) 简述图中 Y=10%wt 之合金可能的强化方法。

4 试说明纯 Al 和铝—铜单相固溶体结晶的异同。

5 根据 4-4 的铁碳亚稳平衡相图回答下列问题:

- 1) 写出下列  $Fe_3C$  含量最多的合金; 珠光体含量最多的合金; 莱氏体含量最多的合金。

- 2) 指出此二元系中比较适合做变形合金和铸造合金的成分范围。
- 3) 如何提高压力加工合金的强度。
- 4) 标注平衡反应的成分及温度, 写出平衡反应式。
- 5) 分析 Fe-1%C 合金的平衡凝固过程, 并计算室温下其中相组成物和组织组成物的百分含量,
- 6) 分析 Fe-1%C 合金在亚稳冷却转变和淬火冷却转变后组织的差异。
- 7) 根据 Fe-Fe<sub>3</sub>C 状态图确定下列三种钢在给定温度下的显微组织 (填入表中)

| 含碳量  | 温度         | 显微组织                        | 温度       | 显微组织                     |
|------|------------|-----------------------------|----------|--------------------------|
| 0.4  | 770℃停留一段时间 | <u>P+F</u>                  | 900℃     | <u>A+F</u>               |
| 0.77 | 680℃       | <u>P</u>                    | 刚达到 770℃ | <u>A</u>                 |
| 1.0  | 700℃       | <u>P+Fe<sub>3</sub>C II</u> | 刚达到 770℃ | <u>A+Fe<sub>3</sub>C</u> |

- 8) 画出 1200℃时各相的自由能---成分曲线示意图。

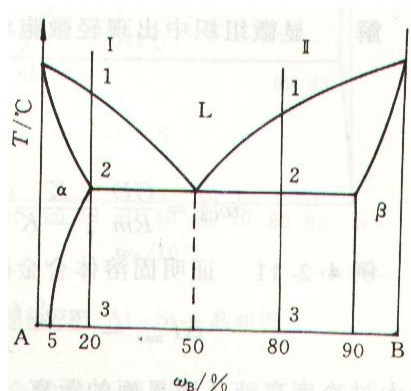
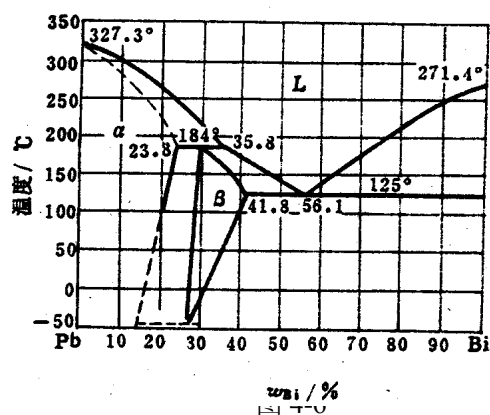


图 4-5



6: A 为金属元素, B 为非金属元素, 形成二元相图如图 4-5:

- 1) 画出 II 合金平衡冷却曲线以及平衡结晶后组织示意图, 计算其室温下相组成物及组织组成物相对含量。
- 2) 试分析不同冷却速度对下图中 I 合金凝固后显微组织的影响。
- 3) I 合金在工业条件凝固后如对合金进行扩散退火, 应如何确定退火温度。

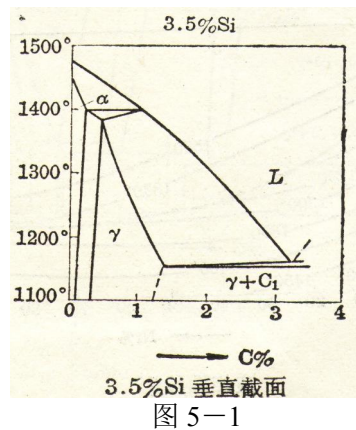
7: 简述典型金属凝固时, 固/液界面的微观结构, 长大机制, 晶体在正温度梯度下、负温度梯度下成长时固/液界面的形态。

8: 根据 Pb-Bi 相图 (图 4-6) 回答下列问题:

- 1) 把空相区填上相的名称。
- 2) 设 X 合金平衡凝固完毕时的相组成物为 β 和(Bi), 其中 β 相占 80%, 则 X 合金中 Bi 组元的含量是多少?
- 3) 设 Y 合金平衡凝固完毕时的组织为(Bi)初晶+[β+(Bi)]共晶, 且初晶与共晶的百分含量相等, 则此合金中 Pb 组元的含量是多少?
- 4) Pb-30%Bi 合金非平衡凝固后室温下组织与平衡凝固组织有何不同。

## 第五章 三元合金相图

1 根据 Fe-C-Si 的 3.5%Si 变温截面图 (5-1), 写出含 0.8%C 的 Fe-C-Si 三元合金在平衡冷却时的相变过程和 1100℃时的平衡组织。



- 2 图 5-2 为 Cu-Zn-Al 合金室温下的等温截面和 2%Al 的垂直截面图，回答下列问题：
- 1) 在图中标出 X 合金 (Cu-30%Zn-10%Al) 的成分点。
  - 2) 计算 Cu-20%Zn-8%Al 和 Cu-25%Zn-6%Al 合金中室温下各相的百分含量，其中  $\alpha$  相成分点为 Cu-22.5%Zn-3.45%Al， $\gamma$  相成分点为 Cu-18%Zn-11.5%Al。
  - 3) 分析图中 Y 合金的凝固过程。

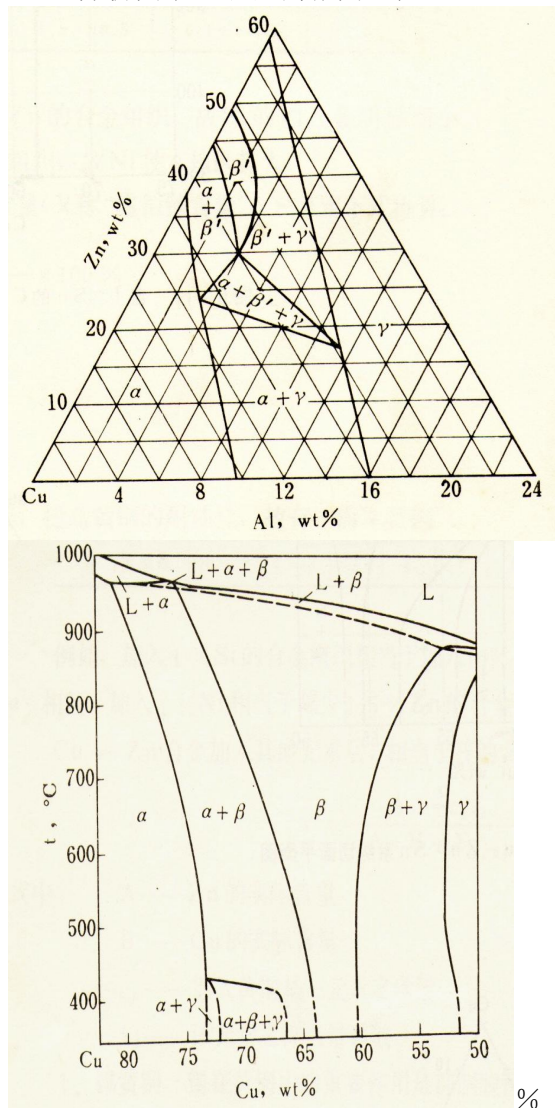


图 5-2

- 3 如图 5-3 是 A-B-C 三元系合金凝固时各相区，界面的投影图，A、B、C 分别形成固溶



体  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\gamma$ 。

- 1) 写出  $p'P'$ 、 $E_1P'$  和  $E_2P'$  单变量线的三相平衡反应式。
- 2) 写出图中的四相平衡反应式。
- 3) 说明 O 合金凝固平衡凝固所发生的相变。

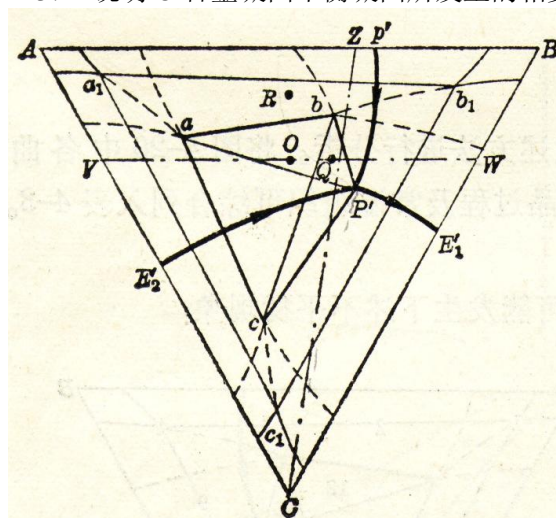


图 5-3

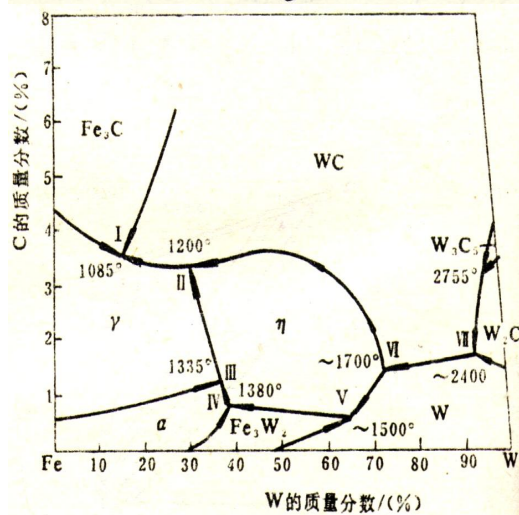


图 5-4

4 图 5-4 为 Fe-W-C 三元系的液相面投影图。写出  $e_1 \rightarrow 1085^\circ\text{C}$ ， $P_1 \rightarrow 1335^\circ\text{C}$ ， $P_2 \rightarrow 1380^\circ\text{C}$  单变量线的三相平衡反应和  $1700^\circ\text{C}$ ， $1200^\circ\text{C}$ ， $1085^\circ\text{C}$  的四相平衡反应式。I，II，III 三个合金结晶过程及室温组织，选择一个合金成分其组织只有三元共晶。

5 如图 5-5 为 Fe-Cr-C 系含 13%Cr 的变温截面

- 1) 大致估计 2Cr13 不锈钢的淬火加热温度 (不锈钢含碳量 0.2%，含 Cr 量 13%)
- 2) 指出 Cr13 模具钢平衡凝固时的凝固过程和室温下的平衡组织 (Cr13 钢含碳量 2%)
- 3) 写出 (1) 区的三相反应及 795°C 时的四相平衡反应式。

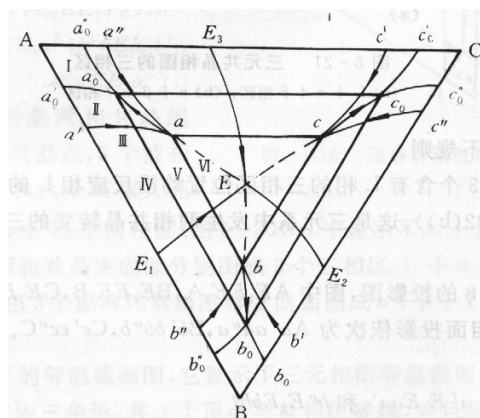
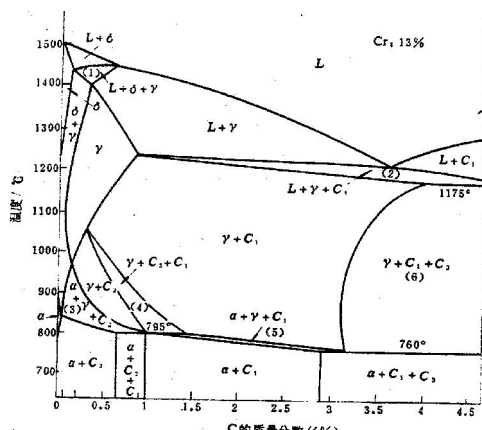
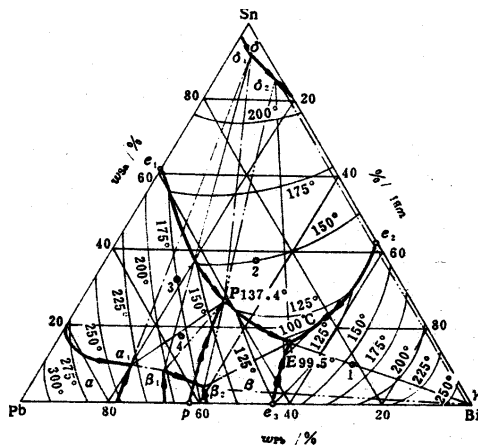


图 5-5

图 5-6

- 6 如图 5-6 所示, 固态有限溶解的三元共晶相图的浓度三角形上的投影图, 试分析 IV 区及 VI 区中合金之凝固过程。写出这个三元相图中四相反应式。



该合金中 E 点成分为 27Pb18Sn55Bi,  $\gamma$  相成分取 100% Bi。

- 1) 指出这个三元系的初晶面, 写出四相平衡反应式;
- 2) 分析该三元合金系中 1, 2, 3, 4 合金平衡结晶过程;
- 3) 要配制一个初晶为  $\gamma$ , 具有三元共晶而无二元共晶且  $\gamma$ /三元共晶=0.5 的合金, 计算该合金的成分。

## 第六章 空位与位错

### 一、名词解释

空位平衡浓度, 位错, 柏氏回路, P-N 力, 扩展位错, 堆垛层错, 弗兰克-瑞德位错源, 奥罗万机制, 科垂耳气团, 面角位错, 铃木气团, 多边形化

### 二、问答

1 fcc 晶体中, 层错能的高低对层错的形成、扩展位错的宽度和扩展位错运动有何影响? 层错能对金属材料冷、热加工行为的影响如何?

2. 在铝单晶体中 (fcc 结构),

- 1) 位错反应  $\frac{a}{2}[\bar{1}10] \rightarrow \frac{a}{6}[\bar{2}11] + \frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}]$  能否进行? 写出反应后扩展位错宽度的表

达式和式中各符号的含义; 若反应前的  $\frac{a}{2}[\bar{1}10]$  是刃位错, 则反应后的扩展位错能进行何种

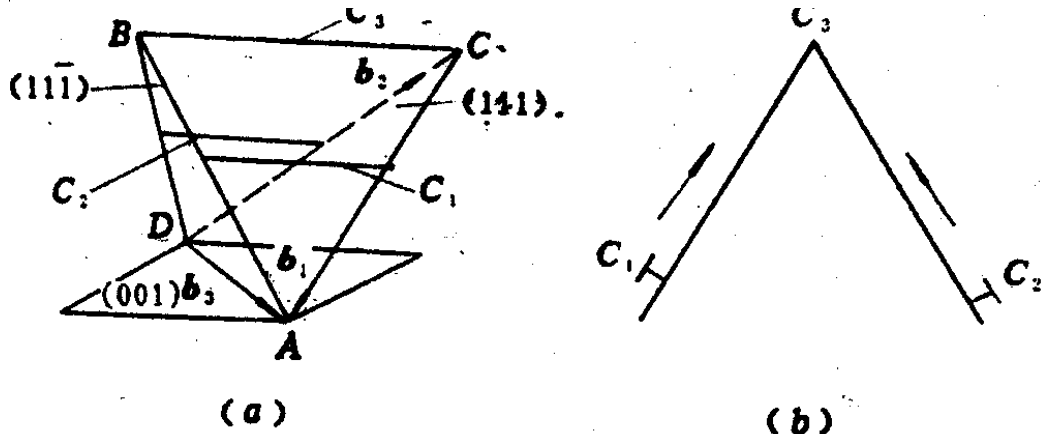
运动? 能在哪个晶面上进行运动? 若反应前的  $\frac{a}{2}[\bar{1}10]$  是螺位错, 则反应后的扩展位错能进行何种运动?

- 2) 若 (1, 1, 1) 面上有一位错  $b = \frac{a}{2}[10\bar{1}]$ , 与 (11 $\bar{1}$ ) 面上的位错  $b = \frac{a}{2}[011]$  发生

反应，如图 6-1。写出位错反应方程式，说明新位错的性质，是否可动。

3) 写出 (111) 与 (111) 两个滑移面上两全位错所分解为肖克莱不全位错的两个反应式。

4) 如果两扩展位错运动，当它们在两个滑移面交线 AB 相遇时，两领先不全位错为  $\frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}]$  和  $\frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}]$ ，两领先位错能否发生反应，若能，求新位错柏氏矢量；分析新形成位错为何种类型位错，能否自由滑移，对加工硬化有何作用。



$$E_s = \frac{Gb^2}{4\pi} \ln \frac{R}{r_0}$$

3 螺旋位错的能量公式为  $E_s = \frac{Gb^2}{4\pi} \ln \frac{R}{r_0}$ 。若金属材料亚晶尺寸为  $R=10^{-3} \sim 10^{-4} \text{cm}$ ， $r_0$  约为  $10^{-8} \text{cm}$ ，铜的  $G=4 \times 10^6 \text{N/cm}^2$ ， $b=2.5 \times 10^{-8} \text{cm}$ 。

(1) 试估算  $E_s$

(2) 估算 Cu 中长度为 1 个柏氏矢量的螺旋位错割阶的能量。

4 平衡空位浓度与温度有何关系？高温淬火对低温扩散速度有何影响？

5 已知 Al 的空位形成能为 0.76eV，问从 27℃ 升温到 627℃ 时空位浓度增加多少倍（取系数  $A=1$ ）

6 在一个刃型位错附近放置另一个与之平行同号的另一个刃型位错，其位置如图 6-2 所示 1, 2, 3，问它们在滑移面上受力方向如何？

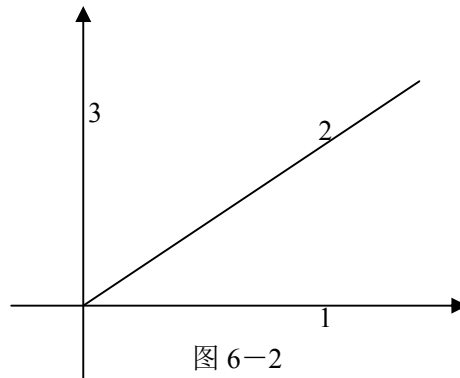


图 6-2

7、位错对金属材料有何影响？

## 第七章 金属塑性变形

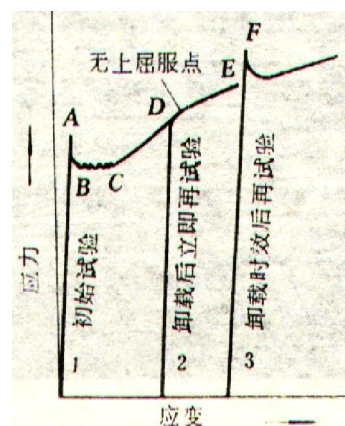
### 一 名词解释

固溶强化，应变时效，孪生，临界分切应力，变形织构



## 二 问答

- 1 单相合金的冷塑性变形与纯金属的室温塑性变形相比，有何特点。
- 2 金属晶体塑性变形时，滑移和孪生有何主要区别？
- 3 A-B 二元系中，A 晶体结构是 bcc，形成  $\alpha$  固溶体，B 晶体结构是 fcc，形成  $\beta$  固溶体，A 与 B 形成  $\eta$  相，其晶体结构是 hcp：
  - 1) 指出  $\alpha$ ， $\beta$ ， $\eta$  三个相的常见滑移系；
  - 2) 绘出它们单晶变形时应力-应变曲线示意图，试解释典型低层错能面心立方单晶体的加工硬化曲线，并比较与多晶体加工硬化曲线的差别。
- 4 简述冷加工纤维组织、带状组织和变形织构的成因及对金属材料性能的影响。
- 5 为什么金属材料经热加工后机械性能较铸造态好。
- 6 何为加工硬化？列出产生加工硬化的各种可能机制。（不必说明），加工硬化现象在工业上有哪些作用？
- 7 铝单晶体拉伸时，其力轴为[001]，一个滑移系的临界分切应力为  $0.79\text{MN/m}^2$ ，取向因子  $\cos\phi\cos\lambda=0.41$ ，试问有几个滑移系可同时产生滑移？开动其中一个滑移系至少要施加多大的拉应力？
- 9 简要说明第二相在冷塑性变形过程中的作用。
- 10 讨论织构的利弊及控制方法。
- 11 叙述金属和合金在冷塑性变形过程中发生的组织性能的变化。
- 12 图 7-1 所示低碳钢的三条拉伸曲线，1—塑性变形；2—去载后立即再试验；3—卸载后时效再加载。试回答下列问题：
  - 1) 解释图示曲线 2 无屈服现象和曲线 3 的屈服现象。
  - 2) 屈服现象对金属变形制件表面质量有何影响，如何改善表面质量。
- 13 退火纯 Fe，其晶粒尺寸  $d=1/4\text{mm}$  时，其屈服点  $\sigma_s=100\text{MNm}^{-2}$ 。 $d=1/16\text{mm}$  时，根据霍尔—配奇公式求其  $\sigma_s$  为多少？



## 第八章 回复与再结晶

### 1 名词

变形织构与再结晶织构，再结晶全图，冷加工与热加工，带状组织，加工流线，动态再结晶，临界变形度，二次再结晶，退火孪晶

### 2 问答

- 1 再结晶与固态相变有何区别？
- 2 简述金属冷变形度的大小对再结晶形核机制和再结晶晶粒尺寸的影响。
- 3 灯泡中 W 丝在高温下工作，发生显著晶粒长大性能变脆，在热应力作用下破断，试找出两种延长钨丝寿命的方法？
- 4 户外用的架空铜导线（要求一定的强度）和户内电灯用花线，在加工之后可否采用相同的最终热处理工艺？为什么？
- 5 纯铝经 90%冷变形后，取三块试样分别加热到  $70^\circ\text{C}$ ， $150^\circ\text{C}$ ， $300^\circ\text{C}$ ，各保温一小时后空

冷，纯铝的熔点为 660℃。

- 1) 分析所得组织，画出示意图；
- 2) 说明它们强度、硬度的高低和塑性方面的区别并简要说明原因。

7 今有工业纯钛、纯铝和纯铅铸锭，试问如何选择它们的轧制开坯温度？开坯后，将它们在室温(20℃)进行轧制，它们的塑性谁好谁坏？为什么？它们在室温下可否连续轧制下去？钛、铝、铅分别怎样才能轧成很薄的带材？

已知：工业纯金属的再结晶温度  $T_{\text{再}} = (0.3-0.4) T_{\text{熔}}$ ，钛熔点 1672℃，883℃ 以下为 hcp，883℃ 以上为 bcc；铝熔点为 660℃，fcc 结构（面心立方）；铅熔点为 327℃，fcc 结构（面心立方）。

8 试说明晶粒大小对金属材料室温及高温力学性能的影响，在生产中如何控制材料的晶粒度。

9 如何提高固溶体合金的强度

10 试用位错理论解释固溶强化，弥散强化，以及加工硬化的原因。

## 第九章 表面与界面

### 1 名词

正吸附，晶界能，小角度晶界，晶界偏析

### 2 问答

- 1 试说明界面对复合材料结合强度的影响。
- 2 试述晶界的特性。
- 3 分析晶界能的变化。
- 4 分析影响晶界迁移的因素

## 第十章 原子扩散

1、 简要说明影响溶质原子在晶体中扩散的因素。

2、 Ni 板与 Ta 板中有 0.05mm 厚 MgO 板作为阻挡层，1400℃ 时  $\text{Ni}^{+}$  通过 MgO 向 Ta 中扩散，此时  $\text{Ni}^{+}$  在 MgO 中的扩散系数为  $D=9 \times 10^{-12} \text{cm}^2/\text{s}$ ，Ni 的点阵常数为  $3.6 \times 10^{-8} \text{cm}$ 。问每秒钟通过 MgO 阻挡层在  $2 \times 2 \text{cm}^2$  的面积上扩散的  $\text{Ni}^{+}$  数目，并求出要扩散走 1mm 厚的 Ni 层需要的时间。

3、 对含碳 0.1% 齿轮气体渗碳强化，渗碳气氛含碳 1.2%，在齿轮表层下 0.2cm 处碳含量为 0.45% 时齿轮达到最佳性能。已知铁为 FCC 结构，C 在 Fe 中的  $D_0=0.23$ ，激活能  $Q=32900 \text{cal/mol}$ ，误差函数如表 10-1。

- 1) 试设计最佳渗碳工艺；
- 2) 在渗碳温度不变，在 1000℃ 时渗碳，要将渗碳厚度增加 1 倍，即要求在其表面下 0.4cm 处渗碳后碳含量为 0.45% 所需渗碳时间。

表 10-1  $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$  与  $\text{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}})$  的对应值

| $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$ | $\text{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}})$ | $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$ | $\text{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}})$ | $\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$ | $\text{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}})$ |
|------------------------|------------------------------------|------------------------|------------------------------------|------------------------|------------------------------------|
| 0.0                    | 0.0000                             | 0.7                    | 0.6778                             | 1.4                    | 0.9523                             |

|     |        |     |        |     |        |
|-----|--------|-----|--------|-----|--------|
| 0.1 | 0.1125 | 0.8 | 0.7421 | 1.5 | 0.9661 |
| 0.2 | 0.2227 | 0.9 | 0.7969 | 1.6 | 0.9763 |
| 0.3 | 0.3286 | 1.0 | 0.8247 | 1.7 | 0.9838 |
| 0.4 | 0.4284 | 1.1 | 0.8802 | 1.8 | 0.9891 |
| 0.5 | 0.5205 | 1.2 | 0.9103 | 1.9 | 0.9928 |
| 0.6 | 0.6039 | 1.3 | 0.9340 | 2.0 | 0.9953 |

4 一块厚度 10 毫米，含碳量 0.77% 的钢在强脱碳气氛中加热到 800℃，然后缓慢冷却，试指出试样从表面到心部的组织分布。

5 一块用作承载重物的低碳钢板，为提高其表面硬度采用表面渗碳，试分析：

- 1) 渗碳为什么在  $\gamma$ -Fe 中进行而不在  $\alpha$ -Fe 中进行，即渗碳温度选择要高于 727℃，为什么？
- 2) 渗碳温度高于 1100℃ 会出现什么问题？

6 铜-锌基单相固溶体进行均匀化处理，试讨论如下问题：

- 1) 在有限时间内能否使枝晶偏析完全消失？
- 2) 将此合金均匀化退火前进行冷加工，对均匀化过程是加速还是无影响？说明理由。

7 原子扩散在材料中的应用

8 何谓上坡扩散，举两个实例说明金属中上坡扩散现象。

9、简述固溶体合金的扩散机制

## 第一章 原子排列与晶体结构

6.  $[110]$ ,  $(111)$ , ABCABC..., 0.74 , 12 , 4 ,  $r = \frac{\sqrt{2}}{4}a$  ;  $[111]$ ,  $(110)$  , 0.68 ,

8 , 2 ,  $r = \frac{\sqrt{3}}{4}a$  ;  $[11\bar{2}0]$ ,  $(0001)$  , ABAB , 0.74 , 12 , 6 ,  
 $r = \frac{a}{2}$ 。

7. 0.01659nm<sup>3</sup> , 4 , 8 。

8. FCC , BCC , 减少 , 降低 , 膨胀 , 收缩 。

9. 解答: 见图 1-1

10. 解答: 设所决定的晶面为  $(hkl)$ ，晶面指数与面上的直线  $[uvw]$  之间有  $hu+kv+lw=0$ ，故有：

$h+k-l=0, 2h-l=0$ 。可以求得  $(hkl) = (112)$ 。

6 解答: Pb 为 fcc 结构，原子半径 R 与点阵常数 a 的关系为  $r = \frac{\sqrt{2}}{4}a$ ，故可求得  $a = 0.4949 \times 10^{-6} \text{mm}$ 。则  $(100)$  平面的面积  $S = a^2 = 0.244926011 \times 10^{-12} \text{mm}^2$ ，每个  $(100)$  面上的原子个数为 2。

所以  $1 \text{ mm}^2$  上的原子个数  $n = \frac{1}{s} = 4.08 \times 10^{12}$ 。

### 第三章 合金相结构

#### 一、 填空

- 1) 提高, 降低, 变差, 变大。
- 2) (1) 晶体结构; (2) 元素之间电负性差; (3) 电子浓度; (4) 元素之间尺寸差别
- 3) 存在溶质原子偏聚 和短程有序。
- 4) 置换固溶体 和间隙固溶体。
- 5) 提高, 降低, 降低。
- 6) 溶质原子溶入点阵原子溶入溶剂点阵间隙中形成的固溶体, 非金属原子与金属原子半径的比值大于 0.59 时形成的复杂结构的化合物。

#### 三、 问答

1、 解答:  $\alpha\text{-Fe}$  为 bcc 结构, 致密度虽然较小, 但是它的间隙数目多且分散, 间隙半径很小, 四面体间隙半径为  $0.291R_a$ , 即  $R=0.0361\text{nm}$ , 八面体间隙半径为  $0.154R_a$ , 即  $R=0.0191\text{nm}$ 。氢, 氮, 碳, 硼由于与  $\alpha\text{-Fe}$  的尺寸差别较大, 在  $\alpha\text{-Fe}$  中形成间隙固溶体, 固溶度很小。 $\alpha\text{-Fe}$  的八面体间隙的[110]方向  $R=0.633 R_a$ , 间隙元素溶入时只引起一个方向上的点阵畸变, 故多数处于  $\alpha\text{-Fe}$  的八面体间隙中心。B 原子较大, 有时以置换方式溶入  $\alpha\text{-Fe}$ 。

由于  $\gamma\text{-Fe}$  为 fcc 结构, 间隙数目少, 间隙半径大, 四面体间隙半径为  $0.225 R_a$ , 即  $R=0.028\text{nm}$ , 八面体间隙半径为  $0.414 R_a$ , 即  $R=0.0522\text{nm}$ 。氢, 氮, 碳, 硼在  $\gamma\text{-Fe}$  中也是形成间隙固溶体, 其固溶度大于在  $\alpha\text{-Fe}$  中的固溶度, 氢, 氮, 碳, 硼处于  $\gamma\text{-Fe}$  的八面体间隙中心。

2、 简答: 异类原子之间的结合力大于同类原子之间结合力; 合金成分符合一定化学式; 低于临界温度 (有序化温度)。

### 第三章 纯金属的凝固

#### 2. 填空

1. 结构和能量。

$$r = \frac{-2\sigma T_m}{L_m \Delta T}, \quad \Delta G_k = \frac{16\pi}{3} \cdot \frac{\sigma^3 T_m^2}{(L_m \Delta T)^2}。$$

- 2 表面, 体积自由能,
- 3 晶核长大时固液界面的过冷度。
- 4 减少, 越大, 细小。
5. 快速冷却。

#### 二、 问答

1 解答: 凝固的基本过程为形核和长大, 形核需要能量和结构条件, 形核和长大需要过冷度。细化晶粒的基本途径可以通过加大过冷度, 加入形核剂, 振动或搅拌。

2 解答: 根据金属结晶过程的形核和长大理论以及铸锭的散热过程, 可以得出通常铸锭组织的特点为最外层为细小等轴晶, 靠内为柱状晶, 最内层为粗大等轴晶。

3 解答: 液态金属结晶时, 均匀形核时临界晶核半径  $r_k$  与过冷度  $\Delta T$  关系为

$$r = \frac{-2\sigma T_m}{L_m \Delta T}, \quad \Delta G_k = \frac{16\pi}{3} \cdot \frac{\sigma^3 T_m^2}{(L_m \Delta T)^2}。$$

临界形核功  $\Delta G_k$  等于晶核长大, 其临界形核功较小,

$$\Delta G_k^* = \frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \frac{16\pi}{3} \cdot \frac{\sigma^3 T_m^2}{(L_m \Delta T)^2} = \frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \Delta G_k, \quad \theta \text{ 为液相与非均匀形核核心的润湿角。}$$

形核率与过冷度的关系为：
$$N = C \exp\left[-\left(\frac{\Delta G_A}{kT} + \frac{\Delta G_k}{kT}\right)\right]$$
，其中 N 为形核率，C 为常数， $\Delta G_A$ 、 $\Delta G_k$  分别表示形核时原子扩散激活能和临界形核功。在通常工业凝固条件下形核率随过冷度增大而增大。

4 解答：在金属凝固时，可以近似认为  $L_M = \sigma H_m$ ，根据均匀形核时临界晶核半径  $r_k$  与过

冷度  $\Delta T$  关系为 
$$r = \frac{-2\sigma T_m}{L_m \Delta T}$$
，可以计算得到  $r = 0.79 \times 10^{-7} \text{cm} = 0.79 \text{nm}$ 。

5：解答：过冷是指金属结晶时实际结晶温度  $T_n$  比理论结晶温度  $T_m$  低的现象。过冷度  $\Delta T$  指  $T_m$  与  $T_n$  的差值。动态过冷度指晶核长大时的过冷度。金属形核和长大都需要过冷，过冷度增大通常使形核半径、形核功减少，形核过程容易，形核率增加，晶粒细化。

7 解答：冷却速度极大影响金属凝固后的组织。冷却快一般过冷度大，使形核半径、形核功减少，形核过程容易，形核率增加，晶粒细化，冷却非常快时可以得到非晶，在一般工业条件下快速冷却可以得到亚稳相。

7、解答：纯金属凝固时

润湿角  $\theta = 0^\circ$ ，形核功为 0，固相粒子促进形核效果最好；

润湿角  $\theta = 180^\circ$ ，异质形核功等于均匀形核功，固相粒子对形核无促进作用；

润湿角  $0^\circ < \theta < 180^\circ$ ，形核功比均匀形核的形核功小， $\theta$  越小，固相粒子促进形核效果越好。

杂质颗粒的晶体结构与晶核相同或相近时，促进形核效果好，当两者结构不相同时，一般对促进形核效果差或不促进形核。

杂质粒子的表面成凹形时，促进形核效果好，成平面状时次之，凸形时最差。

## 第四章 二元合金相图与合金凝固

### 一、填空

- 成分
- 光滑界面，粗糙界面
- 垂直长大机制，二维平面长大，依靠晶体缺陷长大
- 枝晶，均匀化退火
- 平直状，树枝。
- 伪共晶。

- $$\frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) e^{\frac{R\Delta T}{D}}}$$
，1。
- 共晶，熔晶，偏析，包析
- 0.0218%，4.3%；P 和  $\text{Fe}_3\text{C}$ ；FCC，间隙，间隙固溶体，BCC，2.11%；0.77，珠光体和渗碳体；4.3%；P+F，P+ $\text{Fe}_3\text{C}$ ，Ld，A+ $\text{Fe}_3\text{C}$ ，P+ $\text{Fe}_3\text{C}$ + $\text{Fe}_3\text{C}_{II}$ ，液相，A，F，6.69，硬、脆，P。

### 2 问答

1 解答：1) 见图中标注。两相区由相邻的两个单相区所构成。水平线代表三相区，见 3) 中的恒温反应式。

2) 稳定化合物为  $\delta$ 、 $\epsilon$ ，不稳定化合物为  $\beta$ 、 $\gamma$ 。

3)  $1455^\circ\text{C}$ ， $L + \delta \rightarrow \epsilon$ ，包晶反应；

$1387^\circ\text{C}$ ， $L \rightarrow \epsilon + \text{Ni}$ ，共晶反应；

$1135^\circ\text{C}$ ， $L + \delta \rightarrow \gamma$ ，包晶反应；

$855^\circ\text{C}$ ， $L + \gamma \rightarrow \beta$ ，包晶反应；

640°C, L—Al+β, 共晶反应;

4) Ni 30%(重量)的合金在平衡冷却时的相变过程: L—γ; 855°C, L+γ—β, 包晶反应; L—β; 640°C, L—Al+β, 共晶反应;

室温下相组成为 Al+β,  $Al\% = \frac{42-30}{42} \times 100\% = 28.6\%$ ,  $\beta = 1-Al\% = 71.4\%$ 。

室温下组织组成为 β+(Al+β)<sub>共晶</sub>,  $\beta\% = \frac{30-0.05}{42-0.05} \times 100\% = 71.4\%$ , (Al+β)<sub>共晶</sub> = 1-β% = 28.6%。

5) 含 Ni89% (重量) 的 Ni-Al 合金其平衡凝固时室温组织为 Ni 和 Ni 中析出的 ε, 非平衡凝固后会出现非平衡共晶组织, 即为 Ni 和少量的 1387°C 反应生成的 L—(ε+Ni)<sub>共晶</sub>。

6) X 合金平衡凝固完毕时的组织 α 初晶占 80%, 则(α+β)<sub>共晶</sub> = 20%, 设此合金中 Ni 组元的含量是 X,

$80\% = \frac{0.05-X}{0.05} \times 100\%$ , 可以求得 X=0.01%。

7) 1500ε 时 Al-Ni 合金系的自由能—成分曲线示意图如图。

2 解答: 1) α 相晶体结构与 Cu 的结构保持一致, 为 fcc 结构;

$$k_0 = \frac{C_s}{C_L} = \frac{60.9}{99.3} = 0.61$$

2) 共晶反应前的平衡分配系数

3) Cu-13.47%Sn 合金在正常条件下凝固后, 由于固相平均成分线相对于固相线下移, 在合金凝固过程中剩余少量液相出现非平衡结晶, 发生包晶反应而出现少量 β 相。这些少量 β 相可以通过均匀化退火消除。

4) Cu-70%Sn 合金平衡凝固过程为 L—ε, L<sub>92.4+ε 38.2</sub>—η<sub>59.0</sub>, L—η, L<sub>99.3</sub>—η<sub>60.9</sub>+(Sn), η—η'

共晶反应刚完毕时相组成物为 η+(Sn), 组织组成物为 η+(η+Sn)<sub>共晶</sub>。

相组成物的相对含量为:  $\eta\% = \frac{100-70}{100-60.9} \times 100\% = 76.7\%$ , (Sn) = 1-η% = 23.3%

和组织组成物的相对含量:  $\eta\% = \frac{99.3-70}{99.3-60.9} \times 100\% = 76.3\%$ , (η+Sn)<sub>共晶</sub>% = 1-η% = 23.7%。

5) 合金在 450°C 时各相自由能---成分曲线示意图如图所示。

3 解答: 1) 相区填写如图所示。相图中各等温反应如下:

935°C: L+β(Y)—ε; 780°C: L+ε—δ; 776°C: β(Y)—ε+α(Y);

635°C: L+ε—γ; 557°C: L—(Mg)+γ。

Y=5%wt 时的合金 K 在室温时的平衡组织为 (Mg) 固溶体。

2) Mg 为 hcp 结构, 因为 r=a/2, 一个 hcp 晶胞中有 6 个原子, 设  $\frac{c}{a} = \sqrt{\frac{8}{3}}$ , 则致密度为

$$\rho = \frac{V_{atom}}{V_{cell}} = \frac{6 \times \frac{4}{3} \pi r^3}{(6 \times \frac{1}{2} a \times \frac{\sqrt{3}}{2} a) c} = 0.74$$

3) 提高合金 K 强度的可能方法有细化晶粒, 加工硬化。

4) Y=10%wt 之合金可能的强化方法有细化晶粒, 加工硬化和固溶时效。



4 解答：相同点：均需要形核与长大，形核要满足一定热力学条件，形成一定临界晶核半径，即需要能量起伏和结构起伏。

不同点：固溶体合金形核除需要能量起伏和结构起伏外，还需要成分起伏，非平衡结晶时产生偏析，一般会产生成分过冷，凝固过程是在一个温度区间进行，而纯金属凝固在等温进行。

5 解答：1)  $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$  含量最多的合金、珠光体含量最多的合金、莱氏体含量最多的合金的合金成分分别为含碳量 2.11%，0.77%，4.3%。

2) 二元系中比较适合做变形合金和合金为单相固溶体，适合作为铸造合金的成分范围为含有较多共晶体的合金。故在含碳量小于 2.11% 的合金可以经过加热得到单相合金适合作为变形合金，含碳量大于 4.3% 的合金有共晶反应适合作为铸造合金。

3) 提高压力加工合金的强度的方法主要有加工硬化，合金元素固溶产生的固溶强化，细化晶粒强化，热处理强化，第二相强化，弥散质点的弥散强化。

4) 平衡反应的成分及温度，反应式为

1495°C,  $\text{L}_{0.53} + \delta_{0.09} \rightarrow \text{A}_{0.17}$ , 包晶反应；

1148°C,  $\text{L}_{4.3} \rightarrow \text{A}_{2.11} + \text{Fe}_3\text{C}$ , 共晶反应；

727°C,  $\text{A}_{0.77} \rightarrow \text{F}_{0.0218} + \text{Fe}_3\text{C}$ , 共析反应；

5) 凝固过程：935°C:  $\text{L} \rightarrow \gamma$ ,  $\gamma \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ ,  $\gamma \rightarrow \text{F} + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$  (P)

室温下相组成为  $\text{F} + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ ，其中

$$\text{F}\% = \frac{6.63 - 1}{6.63 - 0.0008} \times 100\% = 84.9\%, \text{Fe}_3\text{C}\% = 1 - \text{F}\% = 15.1\%$$
；室温下组织组成为 P

+  $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ ，其中 
$$\text{P}\% = \frac{6.69 - 1}{6.69 - 0.77} = 98.1\%$$
， $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}\% = 1 - \text{P}\% = 1.9\%$ 。

6) 亚稳转变后组织为  $\text{P} + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ ，淬火冷却后 C 在 Fe 中形成过饱和固溶体（马氏体相变）。

7) 三种钢在给定温度下的显微组织如表。

8) 1200°C 时各相的自由能---成分曲线示意图如图。

6: 解答：1) II 合金的平衡冷却曲线和组织如图；室温下相组成物为  $\alpha + \beta$ ，其中

$$\alpha\% = \frac{90 - 80}{90 - 5} \times 100\% = 11.8\%$$
， $\beta = 1 - \alpha\% = 88.2\%$ ，组织组成为  $\beta + (\alpha + \beta)$  共晶，

$$\beta\% = \frac{80 - 50}{90 - 50} \times 100\% = 75\%$$
， $(\alpha + \beta)$  共晶% =  $1 - \beta\% = 25\%$ ；

2) I 合金在平衡凝固时室温组织为  $\alpha + \beta_{\text{II}}$ ，工业条件冷却时出现少量非平衡共晶组织，室温组织为  $\alpha + \beta_{\text{II}}$  + 少量  $(\alpha + \beta)$  共晶。

3) 可以根据相图估计，在共晶温度下尽可能高的温度进行退火。

7: 解答：1) 金属固液界面的微观结构为粗糙界面，长大机制为垂直长大方式，在正温度梯度下固液界面保持平直，在负温度梯度下成长时固/液界面不稳定，结晶后容易长成树枝状晶。

8: 解答：1) 相区填充如图；

2) 设 X 合金中 Bi 组元的含量是 x, 依题意有  $80\% = \frac{100-x}{100-41.8} \times 100\%$ , 可以解得  $x=53.44$ , 即 Bi 组元的含量是 53.44%。

3) 设 Y 合金中 Bi 组元的含量是 y, 依题意有共晶含量  $50\% = \frac{100-y}{100-56.1} \times 100\%$ , 可以解得  $y=78.15$ , 即 Pb 组元的含量是 21.85%。

4) Pb-30%Bi 合金平衡凝固过程为  $L-\alpha$ ,  $L+\alpha-\beta$ ,  $L-\beta$ ,  $\beta-Bi$ , 室温下平衡组织为  $\beta+Bi$ , 非平衡凝固下由于  $L+\alpha-\beta$  包晶反应很难进行完全, 故在  $\beta$  晶粒内部会保留部分  $\alpha$ , 室温下组织为  $\beta$  + 残留  $\alpha+Bi$ 。

## 第五章 三元合金相图

1 解答: 0.8%C 的 Fe-C-Si 三元合金在平衡冷却时的相变过程为  $L-\alpha$ ,  $L+\alpha-\gamma$ ,  $L-\gamma$ , 1100°C 时的平衡组织为  $\gamma$ 。

2 解答: 1) Cu-30%Zn-10%Al 合金的成分点见图中 X 点。

2) Cu-20%Zn-8%Al 合金, 位于  $\alpha+\gamma$  两相区边界线上, 由  $\alpha+\gamma$  两相组成。Cu-25Zn-6Al 合金位于  $\alpha+\beta'+\gamma$  的三相区中, 由  $\alpha+\beta'+\gamma$  的三相区组成, 可以从图中读出各相成分点:

$\alpha$ : Cu-22.6Zn-3.45Al,  $\gamma$ : Cu-18Zn-11.5Al,  $\beta$ : Cu-30Zn-4Al

$$\frac{11.5-8}{11.5-3.45}$$

故 Cu-20Zn-8Al 合金中  $\alpha\% = \frac{11.5-8}{11.5-3.45} \times 100\% = 43.50\%$

$\gamma\% = 1 - \alpha\% = 56.5\%$

$$\frac{25-20}{30-20}$$

Cu-25Zn-6Al 合金中  $\beta' = \frac{25-20}{30-20} \times 100\% = 50\%$

$\alpha\% = (1-\beta') \times 43.5\% = 21.75\%$ ,  $\gamma\% = (1-\beta') \times 56.5\% = 28.25\%$

3) Y 合金凝固过程:  $L-\alpha$ ,  $L-\alpha+\beta$ ,  $\beta-\alpha$

3 解答: 1)  $P'P'$ :  $L+\alpha-\beta$

$E_1P'$ :  $L-\beta+\gamma$

$E_2P'$ :  $L-\alpha+\gamma$

2)  $L+\alpha-\beta+\gamma$

3) O 合金凝固过程:  $L-\alpha$ ,  $L+\alpha-\beta$ ,  $L+\alpha-\beta+\gamma$ ,  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  同析。

4 解答:  $e_1-1085^\circ\text{C}$ :  $L \rightarrow \text{Fe}_2\text{C}+\gamma$ ;  $P_1-1335^\circ\text{C}$ :  $L+\alpha-\gamma$ ;  $\gamma_2-1380^\circ\text{C}$ :  $L+\text{Fe}_3\text{W}_2-\alpha$

$1700^\circ\text{C}$   $L+\text{WC}+\text{W}-\eta$

$1200^\circ\text{C}$   $L+\eta-\gamma+\text{WC}$

$1085^\circ\text{C}$   $L-\gamma+\text{Fe}_3\text{C}+\text{WC}$

5 解答: 1) 2Cr13 不锈钢的淬火加热在  $\gamma$  相区, 从图上估计为  $1050^\circ\text{C}-1300^\circ\text{C}$ ;

2) 2% C, 13% Cr 刚的平衡凝固过程为:  $L - \gamma, L - \gamma + C_1$ ;

$\gamma \rightarrow \alpha + C^3 (P)$ ;  $\alpha \rightarrow C^3$ ; 室温下组织为  $C_1 + P$ 。

3) 1 区的三相反应是:  $L + \delta - \gamma$

795°C 的四相平衡的反应式:  $\gamma + C_1 - \alpha + C^3$

6 解答: IV 区合金凝固过程为:  $L - \alpha, L - \alpha + \beta, \alpha - \beta$  互析;

VI 区合金凝固过程为:  $L - \alpha, L - \alpha + \beta, L - \alpha + \beta + \gamma$ , 随后  $\alpha, \beta, \gamma$  同析;

四相反应式为:  $L - \alpha + \beta + \gamma$

7 解答: 四相反应式为 137.4°C 时 P 点:  $L_p + \alpha_1 - \beta_1 + \delta_1$

99.5°C 时 E 点  $L_E - \beta_2 + \delta_2 + \gamma$

三元系初晶面有  $\delta, \alpha, \beta, \gamma$  的四个初晶面;

2) 三元合金中合金 1 的结晶过程为:  $L - \gamma, L - \gamma + \delta + \beta$ ;

合金 2 的结晶过程为:  $L - \delta, L - \delta + \beta, L - \gamma + \delta + \beta$ ;

合金 3 的结晶过程为:  $L - \alpha, L - \delta + \alpha, L + \alpha - \beta + \delta$ ;

合金 4 的结晶过程为:  $L - \alpha, L + \alpha - \beta + \delta$ 。

3) 由题意分析可知改合金成分位于  $\gamma (Bi)$  与 E 点的连线上, 设其 Bi 含量为 x,

$$\frac{100 - x}{100 - 55}$$

故有  $50\% = \frac{100 - 55}{100 - 55} \times 100\%$ , 故 Bi 含量为 77.5%,

$$\frac{Pb\%}{Sn\%} = \frac{18}{27}$$

即  $Pb\% + Sn\% = 22.5\%$ 。由于成分线过 Bi 的顶点, 故所求合金中

可求得  $Pb\% = 9\%$ ,  $Sn = 13.5\%$ 。

## 第六章 空位与位错

### 一、名词解释

空位平衡浓度: 金属晶体中, 空位是热力学稳定的晶体缺陷, 在一定的空位下对应一定的空位浓度, 通常用金属晶体中空位总数与结点总数的比值来表示。

位错: 晶体中的一种原子排列不规则的缺陷, 它在某一个方向上的尺寸很大, 另两个方向上尺寸很小。

柏氏回路: 确定柏氏族矢量的过程中围绕位错线作的一个闭合回路, 回路的每一步均移动一个原子间距, 使起点与终点重合。

P-N 力: 周期点阵中移动单个位错时, 克服位错移动阻力所需的临界切应力

扩展位错: 两个不全位错之间夹有层错的位错组态

堆垛层错: 密排晶体结构中整层密排面上原子发生滑移错排而形成的一种晶体缺陷。

弗兰克-瑞德位错源: 两个结点被钉扎的位错线段在外力的作用下不断弯曲弓出后, 互相邻近的位错线抵消后产生新位错, 原被钉扎位错线段恢复到原状, 不断重复产生新位错的, 这个不断产生新位错、被钉扎的位错线即为弗兰克-瑞德位错源。

Orowan 机制: 合金相中与基体非共格的较硬第二相粒子与位错线作用时不变形, 位错

绕过粒子，在粒子周围留下一个位错环使材料得到强化的机制。

科垂尔气团：围绕刃型位错形成的溶质原子聚集物，通常阻碍位错运动，产生固溶强化效果。

铃木气团：溶质原子在层错区偏聚，由于形成化学交互作用使金属强度升高。

面角位错：在 fcc 晶体中形成于两个 {111} 面的夹角上，由三个不全位错和两个层错构成的不能运动的位错组态。

多边形化：连续弯曲的单晶体中由于在加热中通过位错的滑移和攀移运动，形成规律的位错壁，成为小角度倾斜晶界，单晶体因而变成多边形的过程。

## 二、 问答

1 **解答：**层错能高，难于形成层错和扩展位错，形成的扩展位错宽度窄，易于发生束集，容易发生交滑移，冷变形中线性硬化阶段短，甚至被掩盖，而抛物线硬化阶段开始早，热变形中主要发生动态恢复软化；层错能低则反之，易于形成层错和扩展位错，形成的扩展位错宽度较宽，难于发生束集和交滑移，冷变形中线性硬化阶段明显，热变形中主要发生动态再结晶软化。

2. **解答：** 1) 对于位错反应，需要同时满足能量条件和几何条件，反应才能进行。

$$\text{在 } \frac{a}{2}[\bar{1}10] \rightarrow \frac{a}{6}[\bar{2}11] + \frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}] \text{ 中, } \Sigma b_{\text{前}}^2 = \left(\frac{a}{2}\right)^2(1^2 + 1^2 + 0^2) = \frac{a^2}{2},$$

$$\Sigma b_{\text{后}}^2 = \left(\frac{a}{6}\right)^2(2^2 + 1^2 + 1^2) \times 2 = \frac{a^2}{3}, \quad \Sigma b_{\text{前}}^2 > \Sigma b_{\text{后}}^2, \quad \text{满足能量条件；同时}$$

$$\Sigma b_{\text{前}} = \frac{a}{2}[\bar{1}10] = \Sigma b_{\text{后}} = \frac{a}{6}[(-2 + -1) \quad (1 + 2) \quad (1 - 1)] = \frac{a}{2}[\bar{1}10], \quad \text{满足几何条件,}$$

故反应能进行。

$$d = \frac{G(b_1 b_2)}{2\pi\gamma}, \quad \text{扩展位错宽度 } G \text{ 为切弹性模量, } b_1, b_2 \text{ 为不全位错柏氏矢量, } \gamma \text{ 为层}$$

错能。若反应前的  $\frac{a}{2}[\bar{1}10]$  是刃位错，则反应后的扩展位错只能在原滑移面上进行滑移；

若反应前的  $\frac{a}{2}[\bar{1}10]$  是螺型位错，反应后形成的扩展位错可以进行束集，与其相交面如  $(1\bar{1}1)$  面相交处束集，而后过渡到  $(1\bar{1}1)$  面上进行运动，并有可能再次分解为扩展位错。

2) 若  $(1, 1, 1)$  面上位错  $b = \frac{a}{2}[10\bar{1}]$  与  $(11\bar{1})$  面上的位错  $b = \frac{a}{2}[011]$  相遇，它们之间能

$$\text{满足能量条件和几何条件，可以发生位错反应，反应式为：} \frac{a}{2}[10\bar{1}] + \frac{a}{2}[011] = \frac{a}{2}[110].$$

新位错位于  $(001)$  面上，是纯刃型位错，由于不在其滑移面 {111} 面上，为不可动位错。

3)  $(111)$  与  $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$  两个滑移面上全位错分解为肖克莱不全位错的两个反应式为：

$$\begin{aligned} (\bar{1}\bar{1}\bar{1}) \text{ 晶面上: } & \frac{a}{2}[10\bar{1}] - \frac{a}{6}[\bar{2}\bar{1}\bar{1}] + \frac{a}{6}[\bar{1}1\bar{2}] \\ & \frac{a}{2}[011] - \frac{a}{6}[\bar{1}\bar{2}1] + \frac{a}{6}[\bar{1}12] \end{aligned}$$

4) 如果两扩展位错运动分解后的两个领先不全位错为  $\frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}]$  和  $\frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}]$ ，两领先位错之间依据能量条件和几何条件要求，可以判断位错反应可以进行。新位错柏氏矢量为  $\frac{a}{6}[110]$ ；新形成位错为在 (001) 面上刃型位错，牵制到其它两个不全位错和两个层错均不能运动，会引起冷加工中的加工硬化。

3 **解答：**1) 将各参数带入公式中可以计算得到  $E_s = 0.73 \sim 0.92 Gb^2$ ；

2) Cu 中长度为 1 个柏氏矢量的螺型位错割阶的能量约为  $(1.725 \sim 2.3) \times 10^{-11} \text{ J/cm}^2$ 。

4 **解答：**平衡空位浓度  $C = A \exp(-\frac{E_v}{kT})$ ，A 为材料常数， $k = 1.38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$ ， $E_v$  为空位形成能，即温度越高，空位浓度越大。高温淬火后由于高浓度空位被保留至低温，对低温加热扩散有促进作用。

5 **解答：**平衡空位浓度  $C = A \exp(-\frac{E_v}{kT})$ ，Al 的空位形成能为  $0.76 \text{ eV} = 0.76 \times (1.602 \times 10^{-19} \text{ J})$ ， $k = 1.38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$ ，系数  $A = 1$ 。计算可得  $27^\circ\text{C}$  (300K) 时空位浓度  $C_1 = 1.7 \times 10^{-13}$ ， $627^\circ\text{C}$  时空位浓度为  $C_2 = 5.54 \times 10^{-5}$ ，故从  $27^\circ\text{C}$  升温到  $627^\circ\text{C}$  时空位浓度增加  $\frac{C_2}{C_1} = 3.258 \times 10^8$  倍。

6 **解答：**两平行同号刃型位错之间滑移面上的受力：

$F_x = \frac{Gbb'}{2\pi(1-\nu)} \frac{x(x^2 - y^2)}{(x^2 + y^2)^2}$ ，G 为切弹性模量，b， $b'$  为两刃型位错的柏氏矢量， $\nu$  为泊松比。

故位置 1 位错受斥力，位置 2 位错处于亚稳平衡，偏离该位置则远离或运动到与原点处位错垂直的地方。位置 3 处第二个位错处于与原点处位错垂直的上方，处于稳定态。

7、**解答：**位错是晶体中的缺陷，对材料有许多重要影响。

1) 对变形影响。通过位错运动完成塑性变形；

2) 对性能影响，与第二相粒子，通过切过或绕过机制强化材料，冷加工中位错密度增加也能强化材料，或通过形成柯垂尔气团强化材料，以及位错运动中相互交截，或形成割阶、面角位错等使材料强化；

3) 对再结晶中的晶核形成机制有影响；是优先扩散通道。

## 第七章 金属塑性变形

### 一 名词

**固溶强化：**固溶体中的溶质原子溶入基体金属后使合金变形抗力提高，应力—应变曲线升高，塑性下降的现象；

**应变时效：**具有屈服现象的金属材料在受到拉伸等变形发生屈服后，在室温停留或低温加热后重新拉伸又出现屈服效应的情况；

**孪生：**金属塑性变形的重要方式。晶体在切应力作用下一部分晶体沿着一定的晶面（孪晶面）和一定的晶向（孪生方向）相对于另外一部分晶体作均匀的切变，使相邻两部分的晶体取向不同，以孪晶面为对称面形成镜像对称，孪晶面的两边的晶体部分称为孪晶。形成孪晶的过

程称为孪生；

临界分切应力：金属晶体在变形中受到外力使某个滑移系启动发生滑移的最小分切应力；

变形组织：多晶体中位向不同的晶粒经过塑性变形后晶粒取向变成大体一致，形成晶粒的择优取向，择优取向后的晶体结构称为变形组织，组织在变形中产生，称为变形组织。

## 二 问答

1 **简答：**纯金属变形主要借助位错运动，通过滑移和孪生完成塑性变形，开动滑移系需要临界切应力，晶体中还会发生扭转；单相合金的基本变形过程与纯金属的基本过程是一样的，但会出现固溶强化，开动滑移系需要临界切应力较大，还有屈服和应变时效现象。

2 **简答：**滑移时原子移动的距离是滑移方向原子间距的整数倍，孪生时原子移动的距离不是孪生方向原子间距的整数倍；滑移时滑移面两边晶体的位向不变，而孪生时孪生面两边的晶体位向不同，以孪晶面形成镜像对称；滑移时需要的临界分切应力小，孪生开始需要的临界分切应力很大，孪生开始后继续切变时需要的切应力小，故孪生一般在滑移难于进行时发生。

3 **简答：**1)  $\alpha$  的滑移系为  $\{110\}\langle 111 \rangle$ ， $\beta$  相的常见滑移系为  $\{111\}\langle 110 \rangle$ ， $\eta$  相的常见滑移系为  $(0001)\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 。

2) 它们单晶变形时应力-应变曲线示意图如图。

典型的面心立方单晶体的加工硬化曲线可以分为三个阶段。当切应力达到晶体的临界分切应力时，其应力-应变曲线近似为直线，称为易滑移阶段，此时加工硬化率很小，滑移线细长，分布均匀；随后加工硬化率显著增加，称为线性硬化阶段，滑移系在几组相交的滑移系上发生，位错彼此交截，滑移线较短；第三阶段称为抛物线硬化阶段，加工硬化随应变增加而减少，出现许多碎断滑移带，滑移带端部出现交滑移痕迹。

多晶体加工硬化曲线一般不出现易滑移的第一阶段，而加工硬化率明显高于单晶体。

4 **简答：**冷加工纤维组织是纯金属和单相合金在冷塑性变形时和变形度很大的条件下，各晶粒伸长成纤维状；带状组织是复相合金在冷塑性变形和变形度大的条件下第二相被破碎或伸长，沿变形方向成带状分布而形成的；变形组织是金属和合金在冷塑性变形时晶粒发生择优取向而形成的。

上述冷加工纤维组织、带状组织和变形组织都使材料的性能具有方向性，即在各个方向上的性能不均，对使用性能有不良影响，但少数金属材料，如用作变压器的硅钢片，各向异性能更好满足使用要求。

5 **简答：**金属材料经热加工后机械性能较铸造态好的主要原因是热加工时的高温、大变形量使气泡、疏松和微裂纹得到机械焊合，提高了材料的致密性，消除了铸造缺陷，同时改善夹杂物和脆性相的形态、大小和分布，使枝晶偏析程度减弱，合金成分均匀性提高，热加工中形成合理的加工流线，热加工还可使金属显微组织细化，这些都可以提高金属材料的性能。

6 **简答：**金属材料经冷加工后，强度增加，硬度增加，塑性降低的现象称为加工硬化。产生加工硬化的各种可能机制有滑移面上平行位错间的交互作用的平行位错硬化理论，以及滑移面上位错与别的滑移面上位错林切割产生割阶的林位错强化理论。

加工硬化在实际生产中用来控制和改变金属材料的性能，特别是对不能热处理强化的合金和纯金属尤为重要，可以进行热处理强化的合金，加工硬化可以进一步提高材料的强度；加工硬化是实现某些工件和半成品加工成型的主要因素；加工硬化也会带来塑性降低，使变形困难的影响，还会使材料在使用过程中尺寸不稳定，易变形，降低材料耐蚀性。

7 **简答：**可有 8 个滑移系同时产生滑移（可以通过计算 fcc 的滑移系与  $[001]$  方向的夹角得



到此结果)。开动其中一个滑移系至少要施加的拉应力为

$$\sigma = \frac{\tau_k}{\cos \lambda \cos \varphi} = \frac{0.79}{0.41} = 1.93(\text{MN/m}^2)$$

9 **简答：**第二相在冷塑性变形过程中的作用一般是提高合金强度，但还取决于第二相的种类数量颗粒大小形状分布特点及与基体结合界面结构等，对塑性变形影响复杂。第二相强度高于基体但有一定塑性，其尺寸、含量与基体基本接近，则合金塑性是两相的变形能力平均值。第二相硬、脆，合金变形只在基体中进行，第二相基本不变形；第二相均匀、弥散分布在固溶体基体上，可以对合金产生显著强化作用。

10 **简答：**织构由晶粒择优取向形成，变形织构对再结晶织构形成有主要影响，织构造成材料性能各向异性。各向异性在不同情况需要避免或利用。织构控制可以通过控制合金元素的种类和含量、杂质含量、变形工艺（如变向轧制）和退火工艺等多种因素的配合。

11 **简答：**金属和合金在冷塑性变形过程中发生的组织性能的变化主要有晶粒被拉长，形成纤维组织，冷变形程度很高时，位错密度增高，形成位错缠结和胞状组织，发生加工硬化，变形金属中出现残余应力，金属在单向塑性变形时出现变形织构。

12 **简答：**1) 屈服现象是由溶质原子与位错交互作用产生气团产生的，在外力作用下使位错挣脱溶质原子的钉扎，材料出现屈服现象，曲线2在位错脱离钉扎后溶质原子来不及重新聚集形成气团，故无屈服现象；曲线3在出现屈服后时效再加载，溶质原子可以重新聚集形成气团，故又出现屈服现象；

2) 屈服现象使金属材料在拉伸和深冲过程中变形不均匀，造成工件表面不平整。可以通过加入与溶质原子形成稳定化合物的其它元素，减少间隙溶质原子含量，减少气团，消除或减轻屈服现象，或在深冲之前进行比屈服伸长范围稍大的预变形，使位错挣脱气团的钉扎，然后尽快深冲。

13 **简答：**根据霍尔—配奇公式： $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$ ，则按照题意有：

$$100 = \sigma_0 + k \left(\frac{1}{4}\right)^{-\frac{1}{2}} \quad \text{和} \quad 250 = \sigma_0 + k \left(\frac{1}{64}\right)^{-\frac{1}{2}}$$

$$\text{可以解得 } \sigma_0 = 50, k = 25, \text{ 故可求得当 } d = 1/16 \text{mm 时, 根据霍尔—配奇公式求得 } \sigma_s = 50 + 25 \times \left(\frac{1}{16}\right)^{-\frac{1}{2}} = 150 \text{ MNm}^{-2}$$

## 第八章 回复与再结晶

### 1 名词

**变形织构：**多晶体中位向不同的晶粒经过塑性变形后晶粒取向变成大体一致，形成晶粒的择优取向，择优取向后的晶体结构称为变形织构，织构在变形中产生，称为变形织构；

**再结晶织构：**是具有变形织构的金属经过再结晶退火后出现的织构，位向于原变形织构可能相同或不同，但常与原织构有一定位向关系。

**再结晶全图：**表示冷变形程度、退火温度与再结晶后晶粒大小的关系（保温时间一定）的图。

**冷加工与热加工：**再结晶温度以上的加工称为热加工，低于再结晶温度又是室温下的加工称为冷加工。

**带状组织：**多相合金中的各个相在热加工中可能沿着变形方向形成的交替排列称为带状组织；

加工流线：金属内部的少量夹杂物在热加工中顺着金属流动的方向伸长和分布，形成一道一道的细线；

动态再结晶：低层错能金属由于开展位错宽，位错难于运动而通过动态回复软化，金属在热加工中由温度和外力联合作用发生的再结晶称为动态再结晶。

临界变形度：再结晶后的晶粒大小与冷变形时的变形程度有一定关系，在某个变形程度时再结晶后得到的晶粒特别粗大，对应的冷变形程度称为临界变形度。

二次再结晶：某些金属材料经过严重变形后在较高温度下退火时少数几个晶粒优先长大成为特别粗大的晶粒，周围较细的晶粒逐渐被吞掉的反常长大情况。

退火孪晶：某些面心立方金属和合金经过加工和再结晶退火后出现的孪晶组织。

## 2 问答

1 **简答：**再结晶是一种组织转变，从变形组织转变为无畸变新晶粒的过程，再结晶前后组织形态改变，晶体结构不变；固态相变时，组织形态和晶体结构都改变；晶体结构是否改变是二者的主要区别。

2 **简答：**变形度较小时以晶界弓出机制形核，变形度大的高层错能金属以亚晶合并机制形核，变形度大的低层错能金属以亚晶长大机制形核。

冷变形度很小时不发生再结晶，晶粒尺寸基本保持不变，在临界变形度附近方式再结晶晶粒特别粗大，超过临界变形度后随变形度增大，晶粒尺寸减少，在很大变形度下，加热温度偏高，少数晶粒发二次再结晶，使部分晶粒粗化。

3 **简答：**灯泡中 W 丝在高温下工作，晶粒长大后在热应力作用下破断，延长钨丝寿命的方法可以加入第二相质点阻止晶粒在加热时长大，如加入 ThO<sub>2</sub> 颗粒；或在烧结中使制品中形成微细的空隙也可以抑制晶粒长大，如加入少量 K、Al、Si 等杂质，在烧结时汽化形成极小的气泡。

4 **简答：**户外用的架空铜导线要求一定的强度可以进行回复退火，只去应力，保留强度；户内电灯用花线可以进行再结晶退火，软化金属，降低电阻率。

5 **简答：**1) 纯铝经 90%冷变形后在 70ε，150ε，300ε 保温后空冷的组织示意图如图。

2) 纯铝试样强度、硬度以 70ε 退火后最高，150ε 退火试样的强度、硬度次之，300ε 保温后强度、硬度最低，而塑性则以 70ε 退火后最低，150ε 退火试样的居中，300ε 保温后塑性最好；

工业纯金属的再结晶温度一般可用  $T_{再} = (0.3 \sim 0.4) T_{熔}$  估计，故纯铝的再结晶温度为 100ε 左右，在 70℃ 保温合金只是发生回复，显微组织仍保持加工状态，强度、硬度最高，塑性差，组织为纤维组织；150ε 加热发生再结晶，强度、硬度下降，塑性好，300ε 保温后发生晶粒长大，强度、硬度进一步下降，塑性很好。

7 **简答：**可计算得到三种纯金属的再结晶温度大约为纯钛：550℃，纯铝：100℃，纯铅低于 0℃。金属的轧制开坯温度要在再结晶温度以上进行，故工业纯钛、纯铝和纯铅铸锭的轧制开坯温度可分别取 200℃，800℃，室温即可。

开坯后在室温轧制，铅的塑性最好，铝的塑性也较好，钛的塑性最差。在室温下纯铝和纯铅可以连续轧制，并获得很薄的带材，但纯钛不能继续轧制，要获得很薄的带材需要在再结晶温度以上反复进行轧制。

8 **简答：**晶粒大小对金属材料的室温力学性能可用 Hall-Petch 公式  $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$  描述，晶粒越细小，材料强度越高；高温下由于晶界产生粘滞性流动，发生晶粒沿晶界的相对滑动，并产生扩散蠕变，晶粒太细小金属材料的高温强度反而降低。

生产中可以通过选择合适的合金成分获得细小晶粒，利用变质处理，振动、搅拌，加大过冷

度等措施细化铸锭晶粒，利用加工变形细化晶粒，合理制订再结晶工艺参数控制晶粒长大。

9 **简答：** 固溶强化，细晶强化，加工硬化，第二相强化，相变（热处理）强化等。

10 **简答：** 固溶强化的可能位错机制主要是溶质原子气团对位错的钉扎，增加了位错滑移阻力。如溶质原子与位错的弹性交互作用的科垂尔气团和斯诺克气团，溶质原子与扩展位错交互作用的铃木气团使层错宽度增加，位错难于束集，交滑移困难；溶质原子形成的偏聚和短程有序，位错运动通过时破坏了偏聚和短程有序使得能量升高，增加位错的阻力，以及溶质原子与位错的静电交互作用对位错滑移产生的阻力使材料强度升高。

弥散强化也是通过阻碍位错运动强化材料，如位错绕过较硬、与基体非共格第二相的 Orowan 机制和切割较软、与基体共格的第二相粒子的切割机制。

产生加工硬化的各种可能机制有滑移面上平行位错间的交互作用的平行位错硬化理论，以及滑移面上位错与别的滑移面上位错林切割产生割阶的林位错强化理论。

## 第九章 表面与界面

### 1 名词

正吸附：材料表面原子处于结合键不饱和状态，以吸附介质中原子或晶体内部溶质原子达到平衡状态，当溶质原子或杂质原子在表面浓度大于其在晶体内部的浓度时称为正吸附；

晶界能：晶界上原子从晶格中正常结点位置脱离出来，引起晶界附近区域内晶格发生畸变，与晶内相比，界面的单位面积自由能升高，升高部分的能量为晶界能；

小角度晶界：多晶体材料中，每个晶粒之间的位向不同，晶粒与晶粒之间存在界面，若相邻晶粒之间的位向差在  $10^{\circ} \sim 2^{\circ}$  之间，称为小角度晶界；

晶界偏聚：溶质原子或杂质原子在晶界或相界上的富集，也称内吸附，有因为尺寸因素造成的平衡偏聚和空位造成的非平衡偏聚。

### 2 问答

1 **简答：** 复合材料由颗粒或纤维与基体构成，存在大量界面。按照显微结构，其界面层可以区分为基体与复合物的机械固体啮合结合、形成化学反应的化合层结合、形成完全或部分固溶体的结合几种情况。结合层的结合面体积分数越大，结合层强度越高，基体与复合物之间的结合键力越大，结合强度越高。

2 **简答：** 晶界具有晶界能，容易发生溶质原子和杂质原子的晶界偏聚，是原子易扩散通道，晶界在加热时会发生迁移，晶界是相变等优先形核的地方，晶界易受腐蚀，晶界增多在室温下强化材料，在高温下弱化材料强度，晶界处易于析出第二相，晶界容易使位错塞积，造成应力集中，晶界上原子排列混乱。

3 **简答：** 一般金属的晶界能与晶粒位向差有关，并随位向差增大而增大，小角度晶界的晶界能小于大角度晶界的晶界能，但大角度晶界能一般可以看成常数，约为  $(5 \sim 6) \times 10^{-5} \text{J/cm}^2$ 。

5 **简答：** 影响晶界迁移的因素主要有界面能、溶质原子、第二相质点数量、尺寸和温度。界面能降低是晶界迁移的驱动力，与晶界曲率半径成反比，与界面的表面能成正比，因此大角度晶界迁移率总是大于小角度晶界的迁移率；溶质原子阻碍晶界迁移；第二相质点数量越多、尺寸越小对晶界的迁移阻碍作用越大，温度越高晶界迁移越快。

## 第十章 原子扩散

1 **简答：** 影响扩散的因素主要有温度，温度越高，扩散越快；晶体缺陷如界面、晶界位错容易扩散；不同致密度的晶体结构溶质原子扩散速度不一样，低致密度的晶体中溶质原子扩散快，各向异性也影响溶质原子扩散；在间隙固溶体中溶质原子扩散容易；扩散原子性质与基体金属性质差别越大，扩散越容易；一般溶质原子浓度越高，扩散越快；加入其它组元与

溶质原子形成化合物阻碍其扩散。

2 **解答:** Ni 为 fcc 结构, 一个晶胞中的原子个数为 4, 依题意有:

在 Ni/MgO 界面镍板一侧的 Ni 的浓度  $C_{Ni}$  为 100%, 每  $\text{cm}^3$  中 Ni 原子个数为:

$$N_{Ni/MgO} = (4 \text{ 原子/晶胞}) / (3.6 \times 10^{-8} \text{ cm}^3) = 8.57 \times 10^{22} \text{ 原子/cm}^3,$$

在 Ta/MgO 界面 Ta 板一侧的 Ni 的浓度 0%, 这种扩散属于稳态扩散, 可以利用菲克第一定律求解。

故浓度梯度为  $dc/dx = (0 - 8.57 \times 10^{22} \text{ 原子/cm}^3) / (0.05 \text{ cm}) = -1.71 \times 10^{24} \text{ 原子/(cm}^3 \cdot \text{cm})$ , 则 Ni 原子通过 MgO 层的扩散通量:

$$J = -D (dc/dx) = -9 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s} \times (-1.71 \times 10^{24} \text{ 原子/(cm}^3 \cdot \text{cm})) \\ = 1.54 \times 10^{13} \text{ Ni 原子/(cm}^2 \cdot \text{s)}$$

每秒钟在  $2 \times 2 \text{ cm}^2$  的面积上通过 MgO 层扩散的 Ni 原子总数  $N$  为  $N = J \times \text{面积} = [1.54 \times 10^{13} \text{ Ni 原子/(cm}^2 \cdot \text{s})] \times 4 \text{ cm}^2 = 6.16 \times 10^{13} \text{ Ni 原子/s}$ 。

$$V = \frac{N_{\text{扩散走的原子}}}{N_{\text{总原子数}}}$$

每秒钟从界面扩散走的 Ni 原子体积  $V = \frac{N_{\text{扩散走的原子}}}{N_{\text{总原子数}}}$ , 故

$$V = (6.16 \times 10^{13} \text{ Ni 原子/s}) / (8.57 \times 10^{22} \text{ 原子/cm}^3) = 0.72 \times 10^{-9} \text{ cm}^3/\text{s},$$

用厚度  $d$  表示在该面积中每秒扩散的 Ni 原子为

$$d = V/\text{面积} = (0.72 \times 10^{-9} \text{ cm}^3/\text{s}) / (2 \times 2 \text{ cm}^2) = 1.8 \times 10^{-10} \text{ cm/s},$$

也就是说要将 1mm 厚的 Ni 层扩散掉, 所需时间  $t$  为:

$$t = (1 \text{ mm}) / (1.8 \times 10^{-10} \text{ cm/s}) = 556000 \text{ 秒} = 154 \text{ 小时}。$$

3 **解答:** 1) 渗碳情况符合菲克第二定律的特殊解的应用条件, 可以利用菲克第二定律进行解决。

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \text{erf} \left( \frac{x}{\sqrt{4Dt}} \right)$$

菲克第二定律特殊解公式: 其中依题意有  $C_s = 1.2$ ,  $C_0 = 0.1$ ,  $C_x = 0.45$ ,  $x = 0.2$ 。

$$\text{带入上式, 则有 } \frac{1.2 - 0.45}{1.2 - 0.1} = \text{erf} \left( \frac{0.2}{\sqrt{4Dt}} \right), \text{ 即: } \text{erf} \left( \frac{0.1}{\sqrt{Dt}} \right) = 0.68$$

$$\frac{0.1}{\sqrt{Dt}} = 0.71$$

从表 10-1 可以得出误差函数值, 有  $\sqrt{Dt} = (0.1/0.71)^2 = 0.0198 \text{ cm}^2$ 。

任何满足  $Dt = 0.0198 \text{ cm}^2$  关系的工艺均可, 由于扩散与温度、时间有关,

$D = D_0 \exp(-Q/RT)$ , 带入  $C$  在 Fe 中的  $D_0 = 0.23$ , 激活能  $Q = 32900 \text{ cal/mol}$ ,

$$D = 0.23 \exp(-32900 \text{ cal/mol} / 1.987 (\text{cal/mol} \cdot \text{K}) T) = 0.23 \exp(-16558/T),$$

因此由  $Dt = (0.1/0.71)^2 = 0.0198 \text{ cm}^2$ , 渗碳时间与渗碳温度的关系为:

$$t = \frac{0.0198 (\text{cm}^2)}{D (\text{cm}^2 \cdot \text{s})} = \frac{0.0861}{\exp(-16588/T)}$$

故可以列出一些典型的渗碳温度与时间如下:

$$T = 900^\circ\text{C} = 1173 \text{ K}, \text{ 则 } t = 116174 \text{ s} = 32.3 \text{ h};$$

$$T = 1000^\circ\text{C} = 1273 \text{ K}, \text{ 则 } t = 36360 \text{ s} = 10.7 \text{ h};$$

$$T = 1100^\circ\text{C} = 1373 \text{ K}, \text{ 则 } t = 14880 \text{ s} = 4.13 \text{ h};$$

$$T = 1200^\circ\text{C} = 1473 \text{ K}, \text{ 则 } t = 6560 \text{ s} = 1.82 \text{ h}。$$

可以根据上述温度与时间的关系, 考虑合金相变和加热炉、生产效率进行合理选择, 一般以  $1000^\circ\text{C}$  左右较为合适。

2) 在渗碳温度和其它条件不变的情况下, 要求渗碳深度增加一倍, 由 1) 可知有关系

$$\frac{1.2 - 0.45}{1.2 - 0.1} = \text{erf} \left( \frac{0.4}{\sqrt{4Dt}} \right) \text{ 存在, 可以解得 } t = 42.7 \text{ h};$$

4 **简答：**由于反应扩散的原因，试样中不能出现两相区，故试样从表面到心部的组织最外层为  $\alpha$  相，靠里层为  $\gamma$  相，心部不受脱碳影响为  $\alpha$  相和  $\gamma$  相。

5 **简答：**1) 渗碳在  $\gamma$ -Fe 中进行而不在  $\alpha$ -Fe 中进行，渗碳温度要高于  $727^{\circ}\text{C}$ ，是因为  $\alpha$ -Fe 中最大碳溶解度（质量分数）为 0.0218%，对于碳含量大于 0.0218% 的钢铁，渗碳时零件中碳浓度梯度为 0，渗碳无法进行；而且由于温度低，扩散系数小，渗碳缓慢。在  $\gamma$ -Fe 中进行则可获得较高的表层碳浓度梯度，温度也高，可使渗碳顺利进行。

2) 渗碳温度高于  $1100^{\circ}\text{C}$  会使钢板的晶粒长大，降低其机械性能。

6 **简答：**1) 在有限的时间内不可能使枝晶偏析完全消失，

2) 冷加工可以促进均匀化过程；经过冷加工后枝晶被破碎，缩短了枝晶间距。

7 **简答：**原子扩散在材料中的影响包括晶体凝固时形核、长大；合金的成分过冷；成分均匀化，包晶反应非平衡凝固时保留高温组织的特点，固态相变时的形核，晶界形核、晶界运动、晶界偏聚、高温蠕变，氧化，焊接，化学热处理（渗 C、N 等），粉末冶金，涂层等各方面。

8 **解答：**上坡扩散是扩散过程中扩散元素从低浓度向高浓度出扩散；如各种溶质原子气团的形成和共析反应产物的形成均为上坡扩散。

9 **简答：**间隙固溶体中溶质原子在间隙中发生间隙扩散，在置换式固溶体中发生原子与空位交换实现扩散的空位机制。

