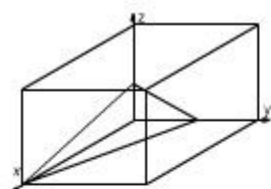
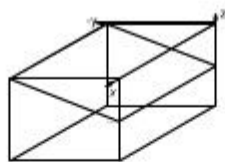


第一章

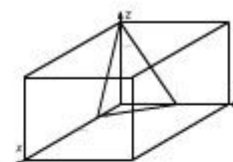
1.作图表示出立方晶系 $(1\ 2\ 3)$ 、 $(0\ -1\ -2)$ 、 $(4\ 2\ 1)$ 等晶面和 $[-1\ 0\ 2]$ 、 $[-2\ 1\ 1]$ 、 $[3\ 4\ 6]$ 等晶向



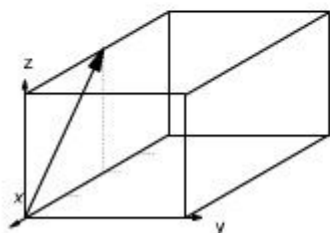
(123)



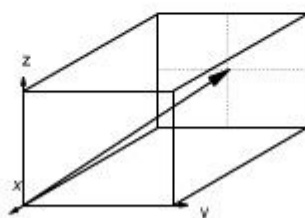
$(0\bar{1}\bar{2})$



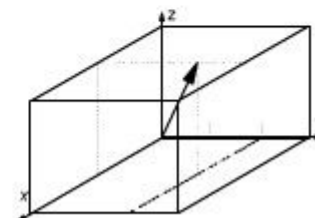
(421)



$[\bar{1}\ 0\ 2]$



$[\bar{2}\ 1\ 1]$



$[3\ 4\ 6]$

3.某晶体的原子位于正方晶格的节点上,其晶格常数 $a=b \neq c$, $c=2/3a$ 。今有一晶面在 X、Y、Z 坐标轴上的截距分别是 5 个原子间距, 2 个原子间距和 3 个原子间距, 求该晶面的晶面参数。

解: 设 X 方向的截距为 $5a$, Y 方向的截距为 $2a$, 则 Z 方向截距为

$3c=3 \times 2a/3=2a$, 取截距的倒数, 分别为

$1/5a$, $1/2a$, $1/2a$

化为最小简单整数分别为 2,5,5

故该晶面的晶面指数为 $(2\ 5\ 5)$

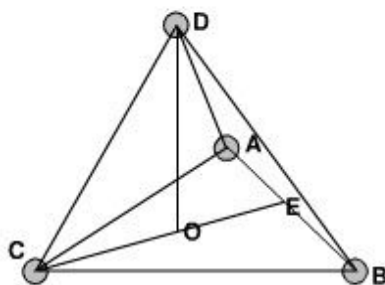
4.体心立方晶格的晶格常数为 a , 试求出 $(1\ 0\ 0)$ 、 $(1\ 1\ 0)$ 、 $(1\ 1\ 1)$ 晶面的晶面间距, 并指出面间距最大的晶面

解：(1 0 0) 面间距为 $a/2$ ，(1 1 0) 面间距为 $\sqrt{2}a/2$ ，(1 1 1) 面间距为 $\sqrt{3}a/3$

三个晶面中面间距最大的晶面为 (1 1 0)

7. 证明理想密排六方晶胞中的轴比 $c/a=1.633$

证明：理想密排六方晶格配位数为 12，即晶胞上底面中心原子与其下面的 3 个位于晶胞内的原子相切，成正四面体，如图所示



则 $OD=c/2$ ， $AB=BC=CA=CD=a$

因 $\triangle ABC$ 是等边三角形，所以有 $OC=2/3CE$

由于 $(BC)^2=(CE)^2+(BE)^2$

$$\text{则 } CE = \frac{\sqrt{3}}{2}a, \quad OC = \frac{2}{3} \times \frac{\sqrt{3}}{2}a = \frac{\sqrt{3}}{3}a$$

有 $(CD)^2=(OC)^2+(1/2c)^2$ ，即

$$(CD)^2 = \left(\frac{\sqrt{3}}{3}a\right)^2 + \left(\frac{1}{2}c\right)^2 = (a)^2$$

因此 $c/a=\sqrt{8/3}=1.633$

8. 试证明面心立方晶格的八面体间隙半径为 $r=0.414R$

解：面心立方八面体间隙半径 $r=a/2-\sqrt{2}a/4=0.146a$

面心立方原子半径 $R=\sqrt{2}a/4$ ，则 $a=4R/\sqrt{2}$ ，代入上式有

$$R=0.146 \times 4R/\sqrt{2}=0.414R$$

9. a) 设有一刚球模型，球的直径不变，当由面心立方晶格转变为体心立方晶格时，试计算其体积膨胀。b) 经 X 射线测定，在 912℃ 时 γ -Fe 的晶格常数为 0.3633nm， α -Fe 的晶格常数为 0.2892nm，当由 γ -Fe 转化为 α -Fe 时，求其体积膨胀，并与 a) 比较，说明其差别的原因。

解：a) 令面心立方晶格与体心立方晶格的体积及晶格常数分别为 $V_{\text{面}}$ 、 $V_{\text{体}}$ 与 $a_{\text{面}}$ 、 $a_{\text{体}}$ ，钢球的半径为 r ，由晶体结构可知，对于面心晶胞有

$$4r=\sqrt{2}a_{\text{面}}, a_{\text{面}}=2\sqrt{2}r, V_{\text{面}}=(a_{\text{面}})^3=(2\sqrt{2}r)^3$$

对于体心晶胞有

$$4r=\sqrt{3}a_{\text{体}}, a_{\text{体}}=4\sqrt{3}r, V_{\text{体}}=(a_{\text{体}})^3=(4\sqrt{3}r)^3$$

则由面心立方晶胞转变为体心立方晶胞的体积膨胀 ΔV 为

$$\Delta V=2 \times V_{\text{体}}-V_{\text{面}}=2.01r^3$$

B) 按照晶格常数计算实际转变体积膨胀 $\Delta V_{\text{实}}$ ，有

$$\Delta V_{\text{实}}=2 \times V_{\text{体}}-V_{\text{面}}=2 \times (0.2892)^3-(0.3633)^3=0.000425\text{nm}^3$$

实际体积膨胀小于理论体积膨胀的原因在于由 γ -Fe 转化为 α -Fe 时，Fe 原子的半径发生了变化，原子半径减小了。

10.已知铁和铜在室温下的晶格常数分别为 0.286nm 和 0.3607nm , 求 1cm^3 中铁和铜的原子数。

解: 室温下 Fe 为体心立方晶体结构, 一个晶胞中含 2 个 Fe 原子, Cu 为面心立方晶体结构, 一个晶胞中含有 4 个 Cu 原子

$$1\text{cm}^3 = 10^{21}\text{nm}^3$$

令 1cm^3 中含 Fe 的原子数为 N_{Fe} , 含 Cu 的原子数为 N_{Cu} , 室温下一个 Fe 的晶胞题解为 V_{Fe} , 一个 Cu 晶胞的体积为 V_{Cu} , 则

$$N_{\text{Fe}} = 10^{21}/V_{\text{Fe}} = 10^{21}/(0.286)^3 = 3.5 \times 10^{18}$$

$$N_{\text{Cu}} = 10^{21}/V_{\text{Cu}} = 10^{21}/(0.3607)^3 = 2.8 \times 10^{18}$$

11.一个位错环能不能各个部分都是螺型位错或者刃型位错, 试说明之。

解: 不能, 看混合型位错

13.试计算 $\{110\}$ 晶面的原子密度和 $[111]$ 晶向原子密度。

解: 以体心立方 $\{110\}$ 晶面为例

$$\{110\} \text{晶面的面积 } S = a \times \sqrt{2}a$$

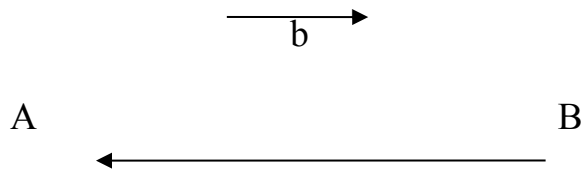
$$\{110\} \text{晶面上计算面积 } S \text{ 内的原子数 } N = 2$$

$$\text{则 } \{110\} \text{晶面的原子密度为 } \rho = N/S = \sqrt{2}a^{-2}$$

$$[111] \text{晶向的原子密度 } \rho = 2/\sqrt{3}a$$

15.有一正方形位错线, 其柏式矢量如图所示, 试指出图中各段线的性能, 并指出任性位错额外串排原子面所在的位置。





AD、BC 段为刃型位错；

DC、AB 段为螺型位错

AD 段额外半原子面垂直直面向里

BC 段额外半原子面垂直直面向外

第二章

1.证明均匀形核时，形成临界晶粒的 ΔG_k 与其体积 V 之间的关系为 $\Delta G_k = V/2\Delta G_v$

证明：由均匀形核体系自由能的变化

$$\Delta G = -V\Delta G_v + \sigma S \quad (1)$$

可知，形成半径为 r_k 的球状临界晶粒，自由度变化为

$$\Delta G_k = -\frac{4}{3}\pi r_k^3 \Delta G_v + 4\pi r_k^2 \sigma \quad (2)$$

对（2）进行微分处理，有

$$\frac{d(\Delta G)}{dr_k} = \frac{d(-\frac{4}{3}\pi r_k^3 \Delta G_v)}{dr_k} + \frac{d(4\pi r_k^2 \sigma)}{dr_k}$$

$$0 = -\frac{4}{3}\pi r_k^2 \Delta G_v \times 3 + 4\pi r_k \sigma \times 2, \quad \text{即 } \sigma = \frac{r_k \Delta G_v}{2} \quad (3)$$

将（3）代入（1），有

$$\Delta G_k = -V\Delta G_v + \frac{r_k \Delta G_v}{2} S \quad (4)$$

$$\text{由于 } V = \frac{4}{3} \pi r_k^3 = \frac{r_k}{3} S, \text{ 即 } 3V = r_k S \quad (5)$$

将 (5) 代入 (4) 中, 则有

$$\Delta G_k = -V\Delta G_v + \frac{3V}{2} \Delta G_v = \frac{V}{2} \Delta G_v$$

2. 如果临界晶核是边长为 a 的正方形, 试求其 ΔG_k 和 a 的关系。

为什么形成立方晶核的 ΔG_k 比球形晶核要大?

证明: $\Delta G = -V\Delta G_v + \sigma S = -a^3 \Delta G_v + 6a^2 \sigma$

上式做微分处理, 有 $0 = -3a^2 \Delta G_v + 12a \sigma$, 则 $\sigma = \frac{1}{4} a \Delta G_v$

$$\text{因此 } \Delta G_k = -a^3 \Delta G_v + \frac{1}{4} a \Delta G_v 6a^2 = \frac{1}{2} a^3 \Delta G_v$$

当形成球型晶核时

$$\Delta G^{\text{球}} = -\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma, \text{ 则有 } \sigma = \frac{r_k \Delta G_v}{2}, \text{ 则}$$

$$\Delta G_k^{\text{球}} = -\frac{4}{3} \pi r_k^3 \Delta G_v + 4\pi r_k^2 \frac{r_k \Delta G_v}{2} = \frac{2}{3} \pi r_k^3 \Delta G_v$$

当形成立方晶核时

$$\Delta G^{\text{立}} = -a^3 \Delta G_v + 6a^2 \sigma, \text{ 则有 } \sigma = \frac{a_k \Delta G_v}{4}, \text{ 则}$$

$$\Delta G_k^{\text{立}} = -a_k^3 \Delta G_v + 6a_k^2 \frac{a_k \Delta G_v}{4} = \frac{1}{2} a_k^3 \Delta G_v$$

液态金属固定, σ 值就固定不变了, 所以 $\sigma = \frac{a_k \Delta G_v}{4} = \frac{r_k \Delta G_v}{2}$, 则有

$$a_k = 2r_k, \text{ 代入 } \Delta G_k^{\text{立}} = -a_k^3 \Delta G_v + 6a_k^2 \frac{a_k \Delta G_v}{4} = \frac{1}{2} a_k^3 \Delta G_v, \text{ 则}$$

$$\Delta G_k^{\text{立}} = 4r_k^3 \Delta G_v, \text{ 又}$$

$$\Delta G_k^{\text{球}} = \frac{2}{3} \pi r_k^3 \Delta G_v, \text{ 所以}$$

$$\Delta G_k^{\text{立}} > \Delta G_k^{\text{球}}$$

3.为什么金属结晶时一定要有过冷度，影响过冷度的因素是什么，固态金属融化时是否会出现过热，为什么？

答：由热力学可知，在某种条件下，结晶能否发生，取决于固相的自由度是否低于液相的自由度，即 $\Delta G = G_S - G_L < 0$ ；只有当温度低于理论结晶温度 T_m 时，固态金属的自由能才低于液态金属的自由能，液态金属才能自发地转变为固态金属，因此金属结晶时一定要有过冷度。影响过冷度的因素：影响过冷度的因素：1) 金属的本性，金属不同，过冷度大小不同；2) 金属的纯度，金属的纯度越高，过冷度越大；3) 冷却速度，冷却速度越大，过冷度越大。固态金属熔化时会出现过热度。原因：由热力学可知，在某种条件下，熔化能否发生，取决于液相自由能是否低于固相的自由能，即 $\Delta G = G_L - G_S < 0$ ；只有当温度高于理论结晶温度 T_m 时，液态金属的自由能才低于固态金属的自由能，固态金属才能自发转变为液态金属，因此金属熔化时一定要有过热度。

4.试比较均匀形核和非均匀形核的异同点。

相同点：均匀形核与非均匀形核具有相同的临界晶核半径，非均匀形核的临界形核功也等于三分之一。

不同点：非均匀形核要克服的位垒比均匀形核的小得多，在相变的形核过程通常都是非均匀形核优先进行。核心总是倾向于以使其总的表面能和应变能最小的方式形成，因而析出物的形状是总应变能和总表面能综合影响的结果。

5.说明晶体成长形状与温度梯度的关系

(1)、在正的温度梯度下生长的界面形态：

光滑界面结晶的晶体，若无其它因素干扰，大多可以成长为以密排晶面为表面的晶体，具有规则的几何外形。粗糙界面结构的晶体，在正的温度梯度下成长时，其界面为平行于熔点等温面的平直界面，与散热方向垂直，从而使之具有平面状的长大形态，可将这种长大方式叫做平面长大方式。

(2)、在负的温度梯度下生长的界面形态粗糙界面的晶体在负的温度梯度下生长成树枝晶体。主干叫一次晶轴或一次晶枝。其它的叫二次晶或三次晶。对于光滑界面的物质在负的温度梯度下长大时，如果杰克逊因子 α 不太大时可能生长为树枝晶，如果杰克逊因子 α 很大时，即使在负的温度梯度下，仍有可能形成规则形状的晶体。

6.简述三晶区形成的原因及每个晶区的性能特点

形成原因：1) 表层细晶区：低温模壁强烈地吸热和散热，使靠近模壁的薄层液体产生极大地过冷，形成原因 形成原 模壁又可作为非均匀形核的基底，在此一薄层液体中立即产生大量的晶核，并同时向各个方向生长。晶核数目多，晶核很快彼此相遇，不能继续生长，在靠近模壁处形成薄层很细的等轴晶粒区。

2) 柱状晶区：模壁温度升高导致温度梯度变得平缓；过冷度小，不能生成新晶核，但利于细晶区靠近液相的某些小晶粒长大；远离界面的液态金属过热，不能形核；垂直于模壁方向散热最快，晶体择优生长。

3) 中心等轴晶区: 柱状晶长到一定程度后, 铸锭中部开始形核长大---中部液体温度大致是均匀的, 每个晶粒的成长在各方向上接近一致, 形成等轴晶。

性能特点: 1) 表层细晶区: 组织致密, 力学性能好;

2) 柱状晶区: 组织较致密, 存在弱面, 力学性能有方向性;

3) 中心等轴晶区: 各晶粒枝杈搭接牢固, 无弱面, 力学性能无方向性。

7.为了得到发达的柱状晶区应采用什么措施, 为了得到发达的等轴晶区应采取什么措施? 其基本原理如何?

答: 为了得到发达的柱状晶区应采取的措施: 1) 控制铸型的冷却能力, 采用导热性好与热容量大的铸型 为了得到发达的柱状晶区应采取的措施: 材料, 增大铸型的厚度, 降低铸型的温度。2) 提高浇注温度或浇注速度。3) 提高熔化温度。 基本原理: 基本原理: 1) 铸型冷却能力越大, 越有利于柱状晶的生长。2) 提高浇注温度或浇注速度, 使温度梯度增大, 有利于柱状晶的生长。3) 熔化温度越高, 液态金属的过热度越大, 非金属夹杂物溶解得越多, 非均匀形核数目越少, 减少了柱状晶前沿液体中的形核的可能, 有利于柱状晶的生长。

为了得到发达的等轴晶区应采取的措施: 为了得到发达的等轴晶区应采取的措施: 1) 控制铸型的冷却能力, 采用导热性差与热容量小的铸型材料, 增大铸型的厚度, 提高铸型的温度。2) 降低浇注温度或浇注速度。3) 降低熔化温度。

基本原理： 基本原理：1) 铸型冷却能力越小，越有利于中心等轴晶的生长。2) 降低浇注温度或浇注速度，使温度梯度减小，有利于等轴晶的生长。3) 熔化温度越低，液态金属的过热度越小，非金属夹杂物溶解得越少，非均匀形核数目越多，增加了柱状晶前沿液体中的形核的可能，有利于等轴晶的生长。

第三章

1.在正温度梯度下，为什么纯金属凝固时不能呈树枝状生长，而固溶体合金却能呈树枝状成长？

纯金属凝固时，要获得树枝状晶体，必需在负的温度梯度下；在正的温度梯度下，只能以平面状长大。而固溶体实际凝固时，往往会产生成分过冷，当成分过冷区足够大时，固溶体就会以树枝状长大。

2.何谓合金平衡相图，相图能给出任一条件下的合金显微组织吗？

合金平衡相图是研究合金的工具，是研究合金中成分、温度、组织和性能之间关系的理论基础，也是制定各种热加工工艺的依据。

其中二元合金相图表示二元合金相图表示在平衡状态下，合金的组成相或组织状态与温度、成分、压力之间关系的简明图解。平衡状态：合金的成分、质量份数不再随时间而变化的一种状态。合金的极缓慢冷却可近似认为是平衡状态。

三元合金相图是指独立组分数为 3 的体系，该体系最多可能有四个自由度，即温度、压力和两个浓度项，用三维空间的立体模型已不足以表示这种相图。若维持压力不变，则自由度最多等于 3，其相图

可用立体模型表示。若压力、温度同时固定，则自由度最多为 2，可用平面图来表示。通常在平面图上用等边三角形(有时也有用直角坐标表示的)来表示各组分的浓度。

不能，相图只能给出合金在平衡条件下存在的合金显微组织

4.何谓成分过冷？成分过冷对固溶体结晶时晶体长大方式和铸锭组织有何影响？

在固溶体合金凝固时，在正的温度梯度下，由于固液界面前沿液相中的成分有所差别，导致固液界面前沿的熔体的温度低于实际液相线温度，从而产生的过冷称为成分过冷。

这种过冷完全是由于界面前沿液相中的成分差别所引起的。温度梯度增大，成分过冷减小。成分过冷必须具备两个条件：第一是固~液界面前沿溶质的富集而引起成分再分配；第二是固~液界面前方液相的实际温度分布，或温度分布梯度必须达到一定的值。

对合金而言，其凝固过程同时伴随着溶质再分配，液体的成分始终处于变化当中，液体中的溶质成分的重新分配改变了相应的固液平衡温度，这种关系有合金的平衡相图所规定。利用“成分过冷”判断合金微观的生长过程。

第四章

1.分析分析 $\omega_c=0.2\%$, $\omega_c=0.6\%$, $\omega_c=1.2\%$ 的铁碳合金从液态平衡冷却到室温的转变过程。

$\omega_c=0.2\%$: $L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta \rightarrow \gamma (1495^\circ\text{C}) \rightarrow \gamma + L \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha (727^\circ\text{C}) \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}; (\gamma = \text{A}, \alpha = \text{F}; \text{下同})$

$\omega_c=0.6\%$: $L \rightarrow \gamma + L \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ (727 度) $\rightarrow \alpha + Fe_3C$;

$\omega_c=1.2\%$: $L \rightarrow \gamma + L \rightarrow \gamma \rightarrow Fe_3C + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ (727 度) $\rightarrow \alpha + Fe_3C$;

室温下相组成物的相对含量:

$\omega_c=0.2\%$, 渗碳体相对含量 $= (0.2 - 0.02) / 6.67\%$, 余量铁素体

$\omega_c=0.6\%$, 渗碳体相对含量 $= (0.6 - 0.02) / 6.67\%$, 余量铁素体

$\omega_c=1.2\%$ 渗碳体相对含量 $= (1.2 - 0.02) / 6.67\%$, 余量铁素体

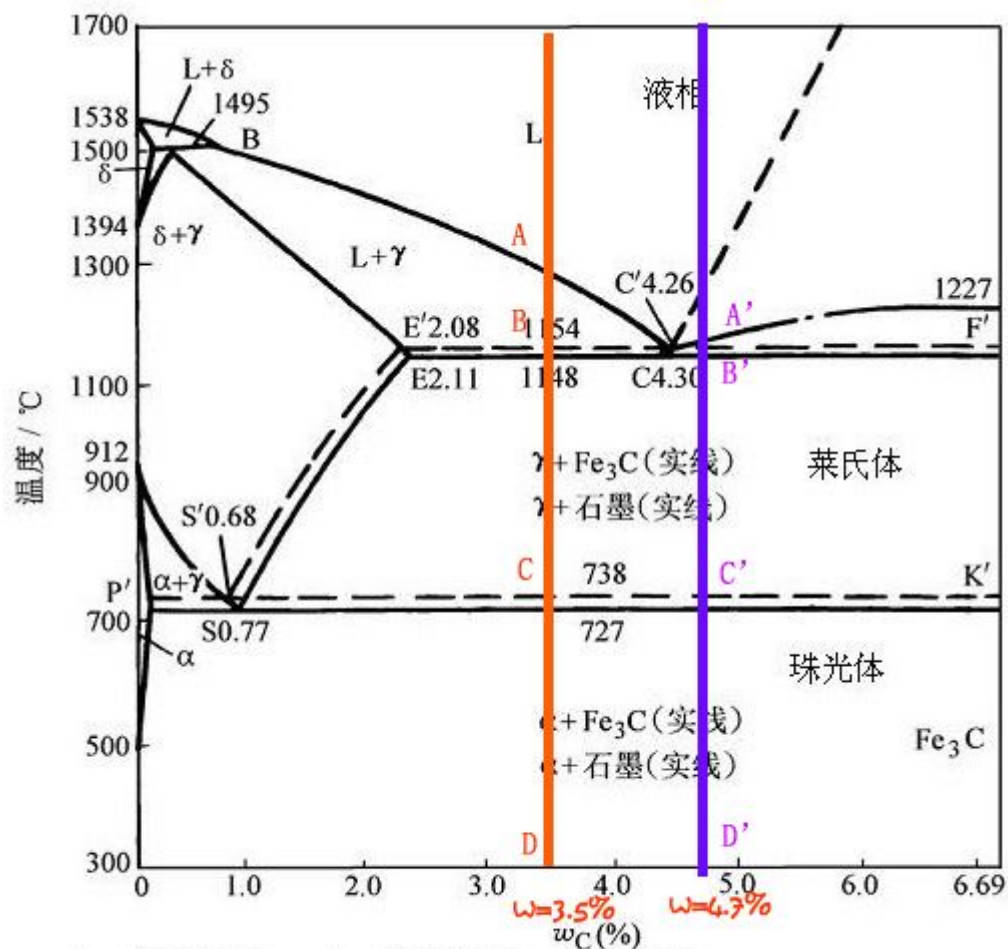
室温下组织组成物的相对含量:

$\omega_c=0.2\%$, 珠光体相对含量 $= (0.2 - 0.02) / 0.77\%$, 余量铁素体

$\omega_c=0.6\%$, 珠光体相对含量 $= (0.6 - 0.02) / 0.77\%$, 余量铁素体

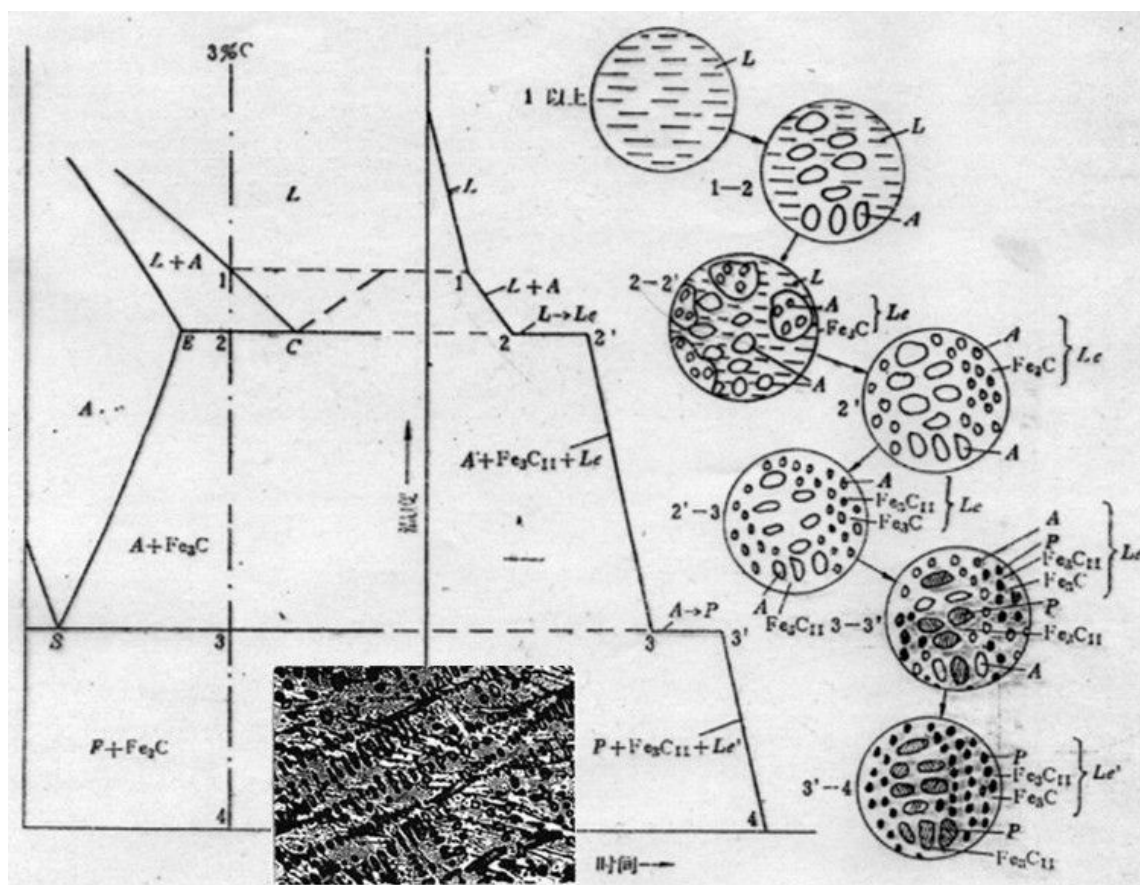
$\omega_c=1.2\%$, 渗碳体相对含量 $= (1.2 - 0.77) / 6.67\%$, 余量珠光体

2. 分析 $\omega_c=3.5\%$ 、 $\omega_c=4.7\%$ 的铁碳合金从液态到室温的平衡结晶过程, 画出冷却曲线和组织转变示意图, 并计算室温下的组织组成物和相组成物。

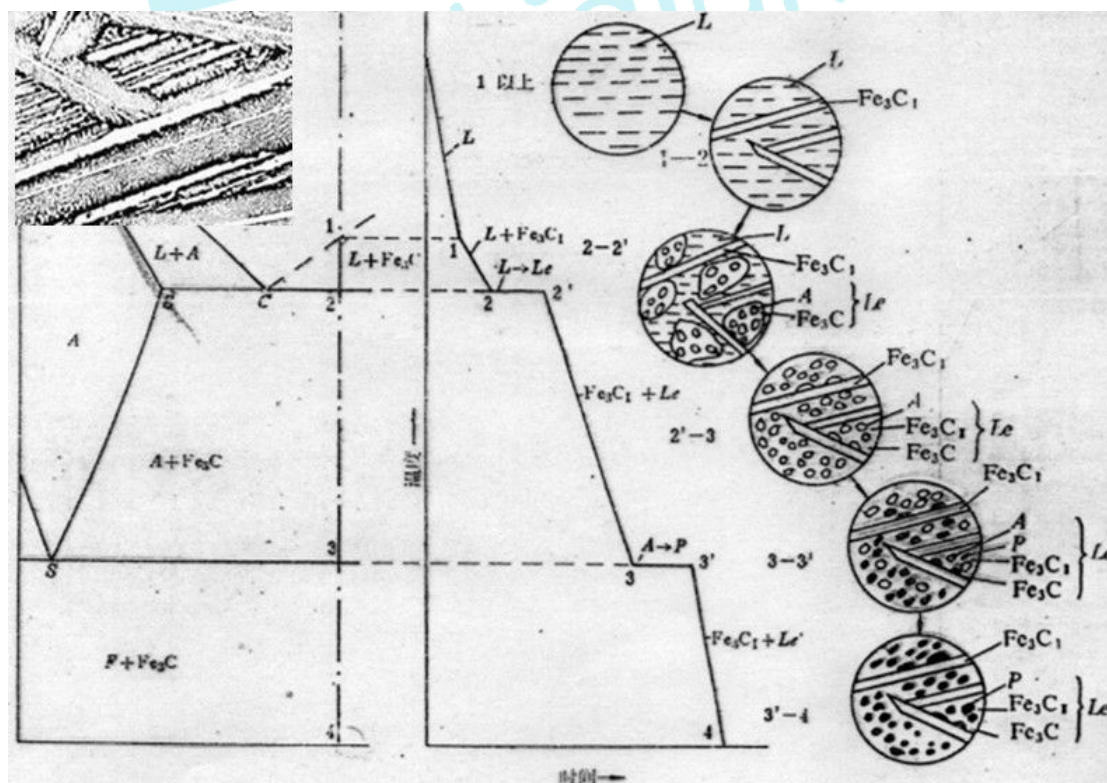


γ / A: 奥氏体区; α / F: 铁素体区; L: 液相区;
 Fe_3C / Cm: 渗碳体区; δ : 固溶体区

解: 下图表示 $w_C = 3.5\%$ 的铁碳合金从液态到室温的平衡结晶过程:



下图表示 $\omega_c=4.7\%$ 的铁碳合金从液态到室温的平衡结晶过程：



3.计算铁碳合金中二次渗碳体和三次渗碳体最大可能含量。

答：铁碳合金中二次渗碳体即 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ 的最大可能含量产生在 2.11%C 的铁碳合金中，因此

$$(\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}})_{\text{max}} = (2.11 - 0.77) / (6.69 - 0.77) \times 100\% = 22.64\%$$

三次渗碳体即 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{III}}$ 的可能最大含量在 0.0218%C 的铁碳合金中，因此

$$(\text{Fe}_3\text{C}_{\text{III}})_{\text{max}} = (0.0218 - 0.006) / (6.69 - 0.006) \times 100\% = 0.24\%$$

4.分别计算莱氏体中共晶渗碳体、二次渗碳体、共析渗碳体的含量。

解：在莱氏体中，

$$\text{Fe}_3\text{C}_{\text{共晶}}\% = (4.3 - 2.11) / (6.69 - 2.11) \times 100\% = 47.8\%$$

$$\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}\% = [(6.69 - 4.3) / (6.69 - 2.11)] \times [(2.11 - 0.77) / (6.69 - 0.77)] \times 100\% = 11.8\%$$

$$\text{Fe}_3\text{C}_{\text{共析}}\% = [(6.69 - 4.3) / (6.69 - 2.11) - 11.8\%] \times [(0.77 - 0.0218) / (6.69 - 0.0218)] \times 100\% = 4.53\%$$

5.为了区分两种弄混的钢，工人分别将 A、B 两块碳素钢试样加热至 850 °C 保温后缓冷，金相组织分别为：A 试样的先共析铁素体面积为 41.6%，珠光体面积为 58.4%；B 试样的二次渗碳体面积为 7.3%，珠光体面积为 92.7%；设铁素体和渗碳体的密度相同，铁素体的含碳量为零，求 A、B 两种碳素钢的含碳量。

解：这两个试样处理后都是得到的平衡态组织，首先判断 A 试样为亚共析钢，根据相图杠杆原理列出方程如下：

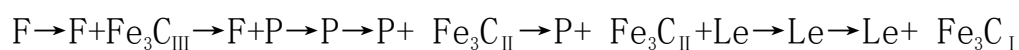
$(0.77-X)/(0.77-0.0218)=41.6\%$ 这样得到 $X=45.0\%$ ，大概是 45 钢的成分范围。

同理 B 试样为过共析钢 $(6.69-X)/(6.69-0.77)=92.7\%$ ； $X=1.2\%$ ，大概是 T12 钢的范围，当然相应地还可以利用杠杆的另外一端来求了。

6.利用 Fe-FeC₃ 相图说明铁碳合金的成分、组织和性能的关系。

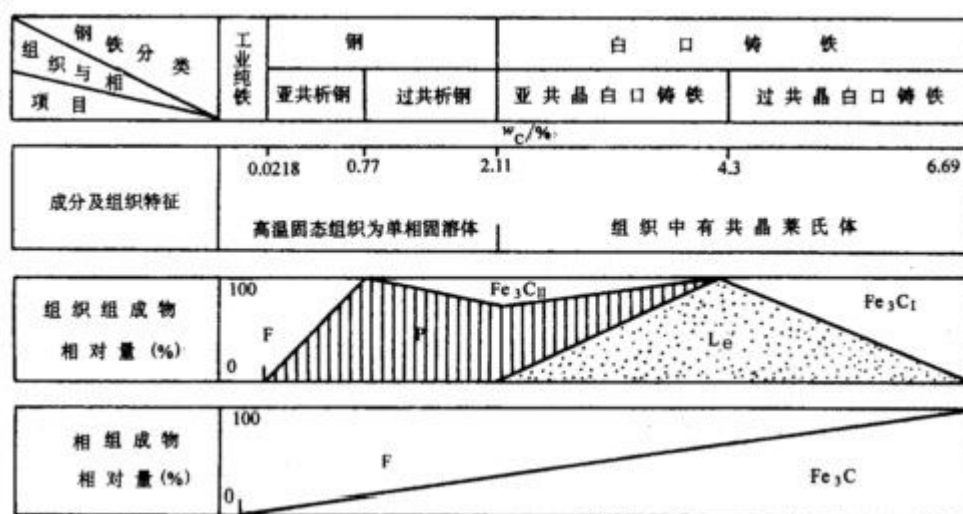
从相组成物的情况来看，铁碳合金在室温下的平衡组织均由铁素体和渗碳体组成，当碳质量分数为零时，合金全部由铁素体所组成，随着碳质量分数的增加，铁素体的量呈直线下降，到 w_c 为 6.69% 时降为零，相反渗碳体则由零增至 100%。

碳质量分数的变化不仅引起铁素体和渗碳体相对量的变化，而且两相相互组合的形态即合金的组织也将发生变化，这是由于成分的变化引起不同性质的结晶过程，从而使相发生变化的结果，由图 3-35 可见，随碳质量分数的增加，铁碳合金的组织变化顺序为：



$w_c < 0.0218\%$ 时的合金组织全部为铁素体， $w_c = 0.77\%$ 时全部为珠光体， $w_c = 4.3\%$ 时全部为莱氏体， $w_c = 6.69\%$ 时全部为渗碳体，在上述碳质量分数之间则为组织组成物的混合物；而且，同一种组成相，由于生成条件不同，虽然相的本质未变，但其形态会有很大的差异。如渗碳体，当 $w_c < 0.0218\%$ 时，三次渗碳体从铁素体中析出，沿晶界呈小片状分布；经共析反应生成的共析渗碳体与铁素体呈交替层片状分布；

从奥氏体中析出的二次渗碳体则以网状分布于奥氏体的晶界；共晶渗碳体与奥氏体相关形成，在莱氏体中为连续的基体，比较粗大，有时呈鱼骨状；从液相中直接析出的一次渗碳体呈规则的长条状。可见，成分的变化，不仅引起相的相对量的变化，而且引起组织的变化，从而对铁碳合金的性能产生很大的影响。



1) 切削加工性能

钢中碳质量分数对切削加工性能有一定的影响。低碳钢的平衡结晶组织中铁素体较多，塑性、韧性很好，切削加工时产生的切削热较大，容易黏刀，而且切屑不易折断，影响表面粗糙度，因此，切削加工性能不好；高碳钢中渗碳体较多，硬度较高，严重磨损刀具，切削性能也不好；中碳钢中铁素体与渗碳体的比例适当，硬度与塑性也比较适中，切削加工性能较好。一般说来，钢的硬度在 170~250HBW 时切削加工性能较好。

2) 压力加工性能

金属压力加工性能的好坏主要与金属的锻造性有关。金属的锻造性是指金属在压力加工时能改变形状而不产生裂纹的性能。钢的锻造性主要与碳质量分数及组织有关，低碳钢的锻造性较好，随着碳质量分数的增加，锻造性逐渐变差。由于奥氏体具有良好的塑性，易于塑性变形，钢加热到高温获得单相奥氏体组织时可具有良好的锻造性。白口铸铁无论在低温或高温，其组织都是以硬而脆的渗碳体为基体，锻造性很差，不允许进行压力加工。

3) 铸造性能

随着碳质量分数的增加，钢的结晶温度间隔增大，先结晶形成的树枝晶阻碍未结晶液体的流动，流动性变差。铸铁的流动性要好于钢，随碳质量分数的增加，亚共晶白口铁的结晶温度间隔缩小，流动性随之提高；过共晶白口铁的流动性则随之降低；共晶白口铁的结晶温度最低，又是在恒温下结晶，流动性最好。碳质量分数对钢的收缩性也有影响，一般说来，当浇注温度一定时，随着碳质量分数的增加，钢液温度与液相线温度差增加，液态收缩增大；同时，碳质量分数增加，钢的凝固温度范围变宽，凝固收缩增大，出现缩孔等铸造缺陷的倾向增大。此外，钢在结晶时的成分偏析也随碳质量分数的增加而增大。

7. Fe-FeC₃ 相图有哪些应用，又有哪些局限性

答：铁—渗碳体相图的应用：

- 1) 在钢铁选材方法的应用；
- 2) 在铸造工艺方法的应用；
- 3) 在热锻、热轧、热锻工艺方法的应用；

4) 在热处理工艺方法的应用。

渗碳体相图的局限性：

- 1) 只反映平衡相,而非组织;
- 2) 只反映铁 二元合金中相的平衡;
- 3) 不能用来分析非平衡条件下的问题

第五章

1.试在 A、B、C 成分三角形中，标出注下列合金的位置：

- 1) $\omega_C=10\%$, $\omega_C=10\%$, 其余为 A;
- 2) $\omega_C=20\%$, $\omega_C=15\%$, 其余为 A;
- 3) $\omega_C=30\%$, $\omega_C=15\%$, 其余为 A;
- 4) $\omega_C=20\%$, $\omega_C=30\%$, 其余为 A;
- 5) $\omega_C=40\%$, A 和 B 组元的质量比为 1:4;
- 6) $\omega_A=30\%$, A 和 B 组元的质量比为 2:3;

解：6) 设合金含 B 组元为 WB, 含 C 组元为 WC, 则 $WB/WC=2/3$
 $WB+WC=1-30\%$ 可求 $WB=42\%$, $WC=28\%$ 。

2.在成分三角形中标注 P ($\omega_A=70\%$ 、 $\omega_B=20\%$ 、 $\omega_C=10\%$); Q ($\omega_A=30\%$ 、 $\omega_B=50\%$ 、 $\omega_C=20\%$); N ($\omega_A=30\%$ 、 $\omega_B=10\%$ 、 $\omega_C=60\%$) 合金的位置，然后将 5kgP 合金、5kgQ 合金和 10kgN 合金熔合在一起，试问新合金 的成分如何？

解：设新合金的成分为 $\omega_A^{\text{新}}$ 、 $\omega_B^{\text{新}}$ 、 $\omega_C^{\text{新}}$ ，则有

$$\omega_{\text{新}A} = (5 \times \omega_{\text{P}A} + 5 \times \omega_{\text{Q}A} + 10 \times \omega_{\text{N}A}) / (5 + 5 + 10) = (5 \times 70\% + 5 \times 30\% + 10 \times 30\%) / 20 = 40.0\% ;$$

$$\omega_{\text{新}B} = (5 \times \omega_{\text{P}A} + 5 \times \omega_{\text{Q}A} + 10 \times \omega_{\text{N}A}) / (5 + 5 + 10) = (5 \times 20\% + 5 \times 50\% + 10 \times 10\%) / 20 = 22.5\% ;$$

$$\omega_{\text{新}C} = (5 \times \omega_{\text{P}A} + 5 \times \omega_{\text{Q}A} + 10 \times \omega_{\text{N}A}) / (5 + 5 + 10) = (5 \times 10\% + 5 \times 20\% + 10 \times 60\%) / 20 = 37.5\% ;$$

所以，新合金的成分为： $\omega_{\text{新}A} = 40.0\%$ 、 $\omega_{\text{新}B} = 22.5\%$ 、 $\omega_{\text{新}C} = 37.5\%$ 。

第六章

1.

屈服载荷/N	620	252	184	148	174	273	525
Φ 角/ ($^{\circ}$)	83	72.5	62	48.5	30.5	176	5
λ 角/ ($^{\circ}$)	25.5	26	3	46	63	74.8	82.5
τ_k	8.688×10^5	2.132×10^6	2.922×10^6	3.633×10^6	3.088×10^6		
$\cos \lambda \cos \Phi$	0.110	0.270	0.370	0.460	0.391	-0.262	0.130

计算方法 $\tau_k = \sigma_s \cdot \cos \lambda \cos \Phi = F/A \cos \lambda \cos \Phi$

4. 试用多晶体的塑性变形过程说明金属晶粒越细强度越高、塑性越好的原因是什么？

答：由 Hall-Petch 公式可知，屈服强度 σ_s 与晶粒直径平方根的倒数 $d^{-1/2}$ 呈线性关系。在多晶体中，滑移能否从先塑性变形的晶粒转移到相邻晶粒主要取决于在已滑移晶粒晶界附近的位错塞积群所

产生的应力集中能否激发相邻晶粒滑移系中的位错源，使其开动起来，从而进行协调性的多滑移。由 $\tau = n\tau_0$ 知，塞积位错数目 n 越大，应力集中 τ 越大。位错数目 n 与引起塞积的晶界到位错源的距离成正比。晶粒越大，应力集中越大，晶粒小，应力集中小，在同样外加应力下，小晶粒需要在较大的外加应力下才能使相邻晶粒发生塑性变形。在同样变形量下，晶粒细小，变形能分散在更多晶粒内进行，晶粒内部和晶界附近应变度相差较小，引起的应力集中减小，材料在断裂前能承受较大变形量，故具有较大的延伸率和断面收缩率。另外，晶粒细小，晶界就曲折，不利于裂纹传播，在断裂过程中可吸收更多能量，表现出较高的韧性。

6.滑移和孪生有何区别，试比较它们在塑性变形过程的作用。

答：区别：

1) 滑移：一部分晶体沿滑移面相对于另一部分晶体作切变，切变时原子移动的距离是滑移方向原子间距的整数倍；
孪生：一部分晶体沿孪生面相对于另一部分晶体作切变，切变时原子移动的距离不是孪生方向原子间距的整数倍；

2) 滑移：滑移面两边晶体的位向不变；孪生：孪生面两边的晶体的位向不同，成镜面对称；

3) 滑移：滑移所造成的台阶经抛光后，即使再浸蚀也不会重现；
孪生：由于孪生改变了晶体取向，因此孪生经抛光和浸蚀后仍能重现；

4) 滑移：滑移是一种不均匀的切变，它只集中在某些晶面上大

量的进行，而各滑移带之间的晶体并未发生滑移；孪生：孪生是一种均匀的切变，即在切变区内与孪生面平行的每一层原子面均相对于其毗邻晶面沿孪生方向位移了一定的距离。

作用：晶体塑性变形过程主要依靠滑移机制来完成的；孪生对塑性变形的贡献比滑移小得多，但孪生改变了部分晶体的空间取向，使原来处于不利取向的滑移系转变为新的有利取向，激发晶体滑移。

7.试述金属塑性变形后组织结构与性能之间的关系，阐明加工硬化在机械零构件生产和服役过程中的重要意义。试述金属塑性变形后组织结构与性能之间的关系，意义。

答：关系：

随着塑性变形程度的增加，位错密度不断增大，位错运动阻力增加，金属的强度、硬度增加，而塑性、韧性下降。

重要意义：1) 提高金属材料的强度；

2) 是某些工件或半成品能够加工成形的重要因素；

3) 提高零件或构件在使用过程中的安全性。

8.金属材料经塑性变形后为什么会保留残留内应力？研究这部分残留内应力有什么实际意义？金属材料经塑性变形后为什么会保留残留内应力？研究这部分残留内应力有什么实际意义？

答：残余内应力存在的原因

1) 塑性变形使金属工件或材料各部分的变形不均匀，导致宏观变形不均匀；

2) 塑性变形使晶粒或亚晶粒变形不均匀，导致微观内应力；

3) 塑性变形使金属内部产生大量的位错或空位, 使点阵中的一部分原子偏离其平衡位置, 导致点阵畸变 内应力。

实际意义: 可以控制材料或工件的变形、开裂、应力腐蚀; 可以利用残留应力提高工件的使用寿命。

9.何谓脆性断裂和塑性断裂, 若在材料中存在裂纹时, 试述裂纹对脆性材料和塑性材料断裂过程中的影响。

答: 塑性断裂又称为延性断裂, 断裂前发生大量的宏观塑性变形, 断裂时承受的工程应力大于材料的屈服强度。在塑性和韧性好的金属中, 通常以穿晶方式发生塑性断裂, 在断口附近会观察到大量的塑性变形痕迹, 如缩颈。

金属脆性断裂过程中, 极少或没有宏观塑性变形, 但在局部区域任然存在着一定的微观塑性变形。断裂时承受的工程应力通常不超过材料的屈服强度, 甚至低于按宏观强度理论确定的许用应力, 因此又称为低应力断裂。

在塑性材料中, 断裂是微孔形成、扩大和连接的过程, 在拉的应力作用下, 基体金属产生塑性变形后, 在基体和非金属夹杂物、析出相粒子周围产生应力集中, 使界面拉开, 或使异相颗粒折断形成微孔。微孔扩大和链接也是基体金属塑性变形的结果。当微孔扩大到一定的程度, 相邻微孔间的金属产生较大的塑性变形后就发生微观塑性失稳, 就像宏观实验产生缩颈一样, 此时微孔将迅速扩大, 直至细缩成一线, 最后由于金属与金属件的连线太少, 不足以承载而发生断裂。

脆性材料中, 由于断裂前既无宏观塑性变形, 又无其他预兆, 并

且一旦开裂后，裂纹扩展迅速，造成整体断裂或河大的裂口，有时还产生很多碎片，容易导致严重事故。

10.何谓断裂韧度，它在机械设计中有何作用？

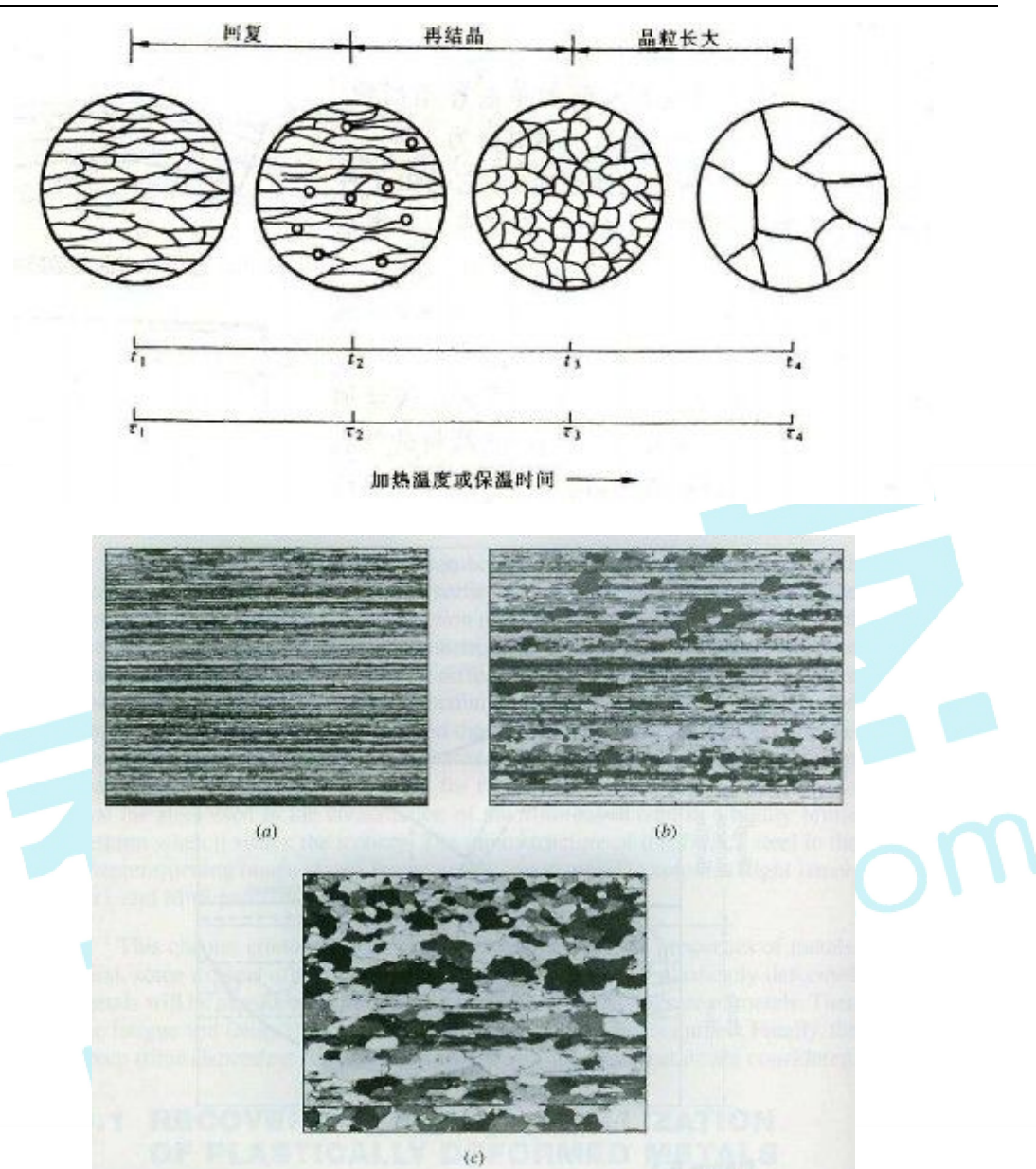
答：在弹塑性条件下，当应力场强度因子增大到某一临界值，裂纹便失稳扩展而导致材料断裂，这个临界或失稳扩展的应力场强度因子即断裂韧度。它反映了材料抵抗裂纹失稳扩展即抵抗脆断的能力，是材料的力学性能指标。

第七章

1.用冷拔铜丝制成导线，冷拔之后应如何处理，为什么？

答：冷拔之后应该进行退火处理。因为冷拔是在再结晶温度以下进行加工，因此会引起加工硬化，所以要通过回复再结晶，使金属的强度和硬度下降，提高其塑性。

2.一块厚纯金属板经冷弯并再结晶退火后，试画出界面上的显微组织示意图。



3. 已知 W、Fe、Cu 的熔点分别为 3399°C 、 1538°C 和 1083°C ，试估算其再结晶温度。

解： $T_{\text{再}} = \sigma T_m$ ，其中 $\sigma = 0.35 \sim 0.4$ ，取 $\sigma = 0.4$ ，则 W、Fe、Cu 的再结晶温度分别为 $3399^{\circ}\text{C} \times 0.4 = 1359.6^{\circ}\text{C}$ 、 $1538^{\circ}\text{C} \times 0.4 = 615.2^{\circ}\text{C}$ 和 $1083^{\circ}\text{C} \times 0.4 = 433.2^{\circ}\text{C}$

4. 说明以下概念的本质区别：

1) 一次再结晶和二次再结晶；

2) 再结晶时晶核长大和再结晶后晶粒长大。

解：1) 再结晶：当退火温度足够高、时间足够长时，在变形金属或合金的显微组织中，产生无应变的新晶粒——再结晶核心。新晶粒不断长大，直至原来的变形组织完全消失，金属或合金的性能也发生显著变化，这一过程称为再结晶。过程的驱动力也是来自残存的形变贮能。与金属中的固态相变类似，再结晶也有转变孕育期，但再结晶前后，金属的点阵类型无变化。

再结晶完成后，正常的晶粒应是均匀的、连续的。但在某些情况下，晶粒的长大只是少数晶粒突发性地、迅速地粗化，使晶粒之间的尺寸差别越来越大。这种不正常的晶粒长大称为晶粒的反常长大。这种晶粒的不均匀长大就好像在再结晶后均匀细小的等轴晶粒中又重新发生了再结晶，所以称为二次再结晶。其发生的基本条件是正常晶粒长大过程被分散相粒子、织构或表面热蚀等所强烈阻碍，当一次再结晶组织被继续加热时，上述阻碍因素一旦被消除，少数特殊晶界将迅速迁移，导致少数晶粒变大，而大晶粒界面通常是凹向外侧的，因此在晶界能的驱动下，大晶粒将继续长大，直至相互接触形成二次再结晶组织。二次再结晶为非形核过程，不产生新晶核，而是以一次再结晶后的某些特殊晶粒作为基础而长大的。

5.分析回复和再结晶阶段空位与位错的变化及其对性能的影响。

答：回复可分为低温回复，中温回复以及高温回复。低温回复阶段主要是空位浓度明显降低。原因：低温回复阶段主要是空位浓度

明显降低。中温回复阶段由于位错运动会导致异号位错合并而相互抵消，此阶段由于位错运动会导致异号位错合并而相互抵消，位错密度有所降低，但降幅不大。所以力学性能只有很少恢复。密度有所降低，但降幅不大。所以力学性能只有很少恢复。高温回复的主要机制为多边化。多边化 由于同号刃型位错的塞积而导致晶体点阵弯曲，由于同号刃型位错塞积而导致晶体点阵弯曲，在退火过程中通过刃型位错的攀移和滑移，通过刃型位错的攀移和滑移，使同号刃型位错沿垂直于滑移面的方向排列成小角度的亚晶界。此过程称为多边（形）化。多晶体金属塑性变形时，多晶体金属塑性变形时，金属塑性变形时滑移通常是在许多互相交截的滑移面上进行，截的滑移面上进行，产生由缠结位错构成的胞状组织。因此，多边化后不仅所形成的亚晶粒小得多，而且许多亚晶界是由位错网组成的。

对性能影响：去除残余应力，使冷变形的金属件在基本保持应变硬化状态的条件下，降低其内应力，以免变形或开裂，保持应变硬化状态的条件下，降低其内应力，以免变形或开裂，并改善工件的耐蚀性。并改善工件的耐蚀性。

再结晶是一种形核和长大的过程，靠原子的扩散进行。冷变形金属加热时组织与性能最显著的变化就是在再结晶阶段发生的。特点：1)、组织发生变化，由冷变形的伸长晶粒变为新的等轴晶粒；2)、力学性能发生急剧变化，强度、硬度急剧下降，应变硬化全部消除，恢复到变形前的状态3)、变形储能在再结晶过程中全部释放。三类应力（点阵畸变）、变形储能在再结晶过程中全部释放。

对性能影响： 强度迅速下降， 强度迅速下降， 塑性迅速升高。
冷变形金属在加热过程中性能随温度升高而变化， 冷变形金属在加热过程中性能随温度升高而变化， 在再结晶阶段发生突变。

6.何谓临界变形度，在工业生产中有何意义。

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

粗大的晶粒对金属的力学性能十分不利，故在压力加工时，应当避免在临界变形度范围内进行加工，一面再结晶后产生粗晶。此外，在锻造零件时，如锻造工艺或锻模设计不当，局部区域的变形量可能在临界变形度范围内，则退货后造成局部粗晶区，时零件在这些部位遭到破坏。

7.一块纯锡板被枪弹击穿，经再结晶退火后，大孔周围的晶粒大小有何特征，并说明原因。

答：晶粒异常长大，因为受子弹击穿后，大孔周围产生了较大的变形度，由于变形度对再结晶晶粒大小有着重大影响，而且在受击穿空洞的周围其变形度呈现梯度变化，因此当变形度达到某一数值的时候，就会得到特别粗大的晶粒了。

10.金属材料在热加工时为了获得较小的晶粒组织，应该注意什么问题？

答：应该注意其变形度避开金属材料的临界变形度；提高再结晶退火温度；尽量使原始晶粒尺寸较细；一般采用含有较多合金元素或

杂志的金属材料，这样不仅增加变形金属的储存能，还能阻碍晶界的运动，从而起到细化晶粒的作用。

11.为了获得较小的晶粒组织，应该根据什么原则制定塑性变形以及退火工艺？

答：在热轧或锻造过程中： 在热轧或锻造过程中： 1)控制变形度； 控制变形度； 控制变形度 2)控制热轧或锻造温度。 控制热轧或锻造温度。 控制热轧或锻造温度 细化晶粒方法

在热处理过程中： 控制加热和冷却工艺参数，控制加热和冷却工艺参数 利用相变 重结晶来细化晶粒。 重结晶来细化晶粒。

对冷变形后退火态使用的合金： 1)控制变形度； 控制变形度； 控制变形度 2)控制再结晶退火温度和时间。 控制再结晶退火温度和时间。 控制再结晶退火温度和时间

第八章

1.何谓扩散，固态扩散有哪些种类？

答：扩散是物质中原子（或分子）的迁移现象，是物质传输的一种方式。

固态扩散根据扩散过程是否发生浓度变化可以分为自扩散和异扩散；根据扩散是否与浓度梯度的方向相同可分为上坡扩散和下坡扩散；根据扩散过程是否出现新相可分为原子扩散和反应扩散。

2.何谓上坡扩散和下坡扩散？试举几个实例说明之。

上坡扩散是沿着浓度升高的方向进行扩散，即由低浓度向高浓度方向扩散，使浓度发生两级分化。例如奥氏体向珠光体转变的过程中，碳原子由浓度较低的奥氏体向浓度较高的渗碳体扩散，就是上坡扩散。

下坡扩散就是沿着浓度降低的方向进行的扩散，使浓度趋于均匀化，例如铸件的均匀化退火、渗碳等过程都是下坡扩散。

3.扩散系数的物理意义是什么?影响因素有哪些?

扩散系数 $D=D_0e^{(-Q/RT)}$ ，其物理意义相当于浓度梯度为 1 时的扩散通量，D 的值越大，则扩散越快。

影响因素：

4.固态金属中要发生扩散必须满足哪些条件。

固态金属要发生扩散，必须满足：

- 1) 扩散要有驱动力
- 2) 扩散原子要固溶
- 3) 温度要足够高
- 4) 时间要足够长

5.铸造合金均匀化退火前的冷塑性变形对均匀化过程有何影响?是加速还是减缓? 为什么。

塑性变形有细化晶粒的作用，使均匀扩散原子迁移的距离缩短，所以应该是加速， 因为 1) 内能提高；2) 粗大的枝晶被打碎，扩散距离缩短，扩散过程加快。 .

6.已知铜在铝中的扩散常数 $D_0=0.84\times 10^{-5}m^2 / s$ ， $Q=136\times 10^3J /$

mol，试计算在 477℃和 497℃时铜在铝中的扩散系数。

解：由扩散系数 $D=D_0e^{(-Q/RT)}$ 及已知条件 $D_0=0.84\times 10^{-5}\text{m}^2/\text{s}$ ， $Q=136\times 10^3\text{J/mol}$ 带入到扩散系数公式中，可得

$$D_1=D_0e^{(-Q/RT)}=0.84\times 10^{-5}\times e^{-136\times 10^3/[8.31\times (477+273)]}=2.8022\times 10^{-15}\text{m}^2/\text{s}$$

$$D_2=D_0e^{(-Q/RT)}=0.84\times 10^{-5}\times e^{-136\times 10^3/[8.31\times (497+273)]}=4.9391\times 10^{-15}\text{m}^2/\text{s}$$

故在 477℃和 497℃时铜在铝中的扩散系数分别为 $2.8022\times 10^{-15}\text{m}^2/\text{s}$ 和 $4.9391\times 10^{-15}\text{m}^2/\text{s}$ 。

8.可否用铅代替铅锡合金作对铁进行钎焊的材料，试分析说明之。

答：不能，因为锡在铁中的扩散速度要比铅快得多，因此用铅锡合金作为钎焊材料，有助于保证焊接接头的强度，若用铅代替，则铅在铁中的扩散速率较低，异扩散速度较慢，因此将使焊接接头性能大大降低。

10.渗碳是将零件置于渗碳介质中使碳原子进入工件表面，然后以下坡扩散的方式使碳原子从表层向内部扩散的热处理方法。试问：(1) 温度高低对渗碳速度有何影响？(2) 渗碳应当在 $\gamma\text{-Fe}$ 中进行还是应当在 $\alpha\text{-Fe}$ 中进行？(3) 空位密度、位错密度和晶粒大小对渗碳速度有何影响？

答：1) 温度高时渗碳速度加快。

温度是影响扩散系数的最主要因素。随着温度的升高，扩散系数

急剧增大。这是由于温度越高，则原子的振动能越大，因此借助于能量起伏而越过势垒进行迁移的原子几率越大。此外，温度升高，金属内部的空位浓度提高，这也有利于扩散。

2) 应当在 γ -Fe 中进行。

尽管碳原子在 α -Fe 中的扩散系数比在 γ -Fe 中的大，可是渗碳温度仍选在奥氏体区域。其原因一方面是由于奥氏体的溶碳能力远比铁素体大，可以获得较大的渗层深度；另一方面是考虑到温度的影响，温度提高，扩散系数也将大大增加。

3) 在位错、空位等缺陷处的原子比完整晶格处的原子扩散容易得多。原子沿晶界扩散比晶内快。因此，空位密度、位错密度越大，晶粒越小，则渗碳速度越快。