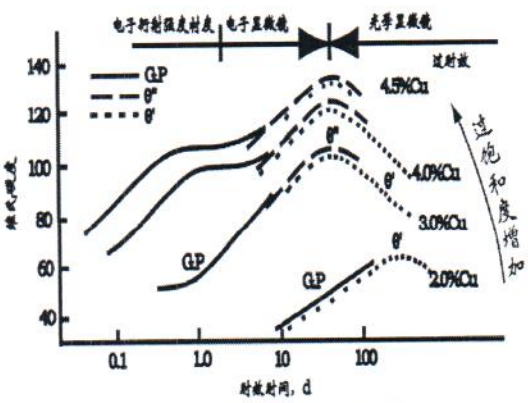
六、根据上面的 Al-Zn 相图，将纯 Al 和 Zn 形成扩散偶，在 600K 长时间保温，示意画出扩散层中 x(Zn)随扩散距离 d 的变化曲线及相应出现的物相。(10 分)

七、一个多晶体试样经变形后，在再结晶温度以上退火，请画出位错密度、晶粒（不包括亚晶）平均尺寸、强度、塑性以及电阻率随退火时间变化的示意图（把各种变化分别画一个图，注意它们的对应关系），并对其作出简单说明。(10 分)

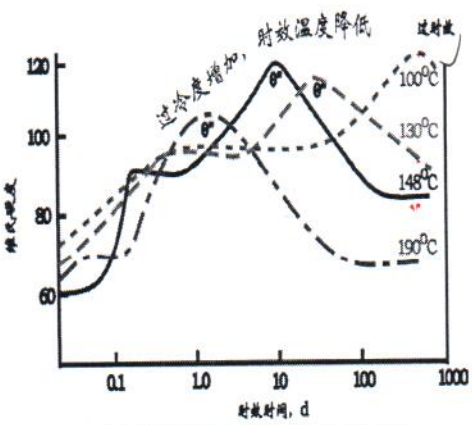
八、叙述金属或合金塑性变形的主要方式，并分别写出 Al 和 Mg 合金的滑移系，同时说明每种合金经拉伸变形后的显微组织形貌特征及产生原因。(10 分)

九、共析转变是典型的扩散型固态转变，指出其转变的驱动力和阻力，并讨论共析成分合金转变完成后可能出现的典型组织形态。(10 分)

十、结合下面给出的 Al-Cu 合金时效硬化曲线，讨论在不同成分和热处理条件下可能出现的脱溶贯序，各阶段脱溶相的大小、形状和分布特点、与母相的界面关系及强化效果。(10 分)



Al-Cu合金在130℃时的时效硬化曲线



Al-4%Cu合金在不同温度时的时效硬化曲线

2012

1. 三斜 $a\neq b\neq c$ $\alpha\neq\beta\neq\gamma\neq 90^\circ$

单斜 $a\neq b\neq c$ $\alpha=\gamma=90^\circ\neq\beta$

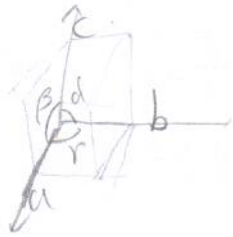
正交 $a\neq b\neq c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$

立方 $a=b=c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$

四方 $a=b\neq c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$

六方 $a_1=a_2=a_3\neq c$ $\alpha=\beta=90^\circ$ $\gamma=120^\circ$

菱方 $a=b=c$ $\alpha=\beta=\gamma\neq 90^\circ$



2. 临界分切应力：晶体的滑移总是在切应力作用下进行的，但其中一个滑移系并非同时发生滑移，而只有当外力~~达到~~某一滑移中的分切应力达到一定临界值时，该滑移系可以开始发生滑移，该分切应力称为临界分切应力，~~该分切应力与无关~~。它是一个定值，与材料本身性质有关，与外力取向无关

3. 一级相变：能够引起化学成分和结构变化的相变，新旧两相化学势相等，但一阶偏微商不等。（相变时会有体积、焓的突变，晶体凝固、升华、结晶、化学反应、~~熔~~相变都属于一级相变）

二级相变：除一级相变之外的其它相变，新旧两相化学势相等，一阶偏微商也相等，但是二阶偏微商不等。相变例：顺磁体与铁磁体之间的转变

二级相变无体积、熵变化和相变潜热，但一般有

一级 $\mu^\alpha=\mu^\beta$ $\left(\frac{\partial\mu^\alpha}{\partial T}\right)_P\neq\left(\frac{\partial\mu^\beta}{\partial T}\right)_P$ $\left(\frac{\partial\mu^\alpha}{\partial P}\right)_T\neq\left(\frac{\partial\mu^\beta}{\partial P}\right)_T$

二级 $\left(\frac{\partial^2\mu^\alpha}{\partial T^2}\right)_P\neq\left(\frac{\partial^2\mu^\beta}{\partial T^2}\right)_P$ $\left(\frac{\partial^2\mu^\alpha}{\partial P^2}\right)_T\neq\left(\frac{\partial^2\mu^\beta}{\partial P^2}\right)_T$

4. 对于 2<2（光滑）在正温度条件下生长形成平面状（平面、脆性、不对称生长），界面处温度相等，温面平行

在负温度条件下形成不对称晶。

对于 2>2（光滑）在正温度条件下其生长形成台阶状，组成台阶的平面是晶体的一定晶面。在负温度条件下也会出现不对称晶，但不明显。

2接近2时

5. 再结晶温度：在规定时间内（开始进行）完成再结晶的最低温度，可用金相法测定，度法测定，以显微镜中出现第一颗再结晶晶粒作为对应温度称为再结晶温度

工业上常以经大变形量（大于70%）的金属经1小时~~保温~~退火能完成再结晶（大于95%）的对应的温度称为再结晶温度。

2012-1

二. 金属铜 Cu. $a=0.3615nm$

1. Cu 面心立方~~晶体~~结构 配位数12.

2. Cu 半径 $\frac{\sqrt{2}}{4}a=r$ 致密度 $\frac{nV}{V}=\frac{4\times r^3}{a^3}=\frac{4\cdot(\frac{\sqrt{2}}{4}a)^3}{a^3}=0.74$.

四面体间隙 0.225 八面体间隙 0.414.

$r_1+r=\frac{\sqrt{3}}{4}a$ $r_1+r=\frac{a}{2}$

3. $d=\frac{0.3615}{\sqrt{1^2+1^2+1^2}}$

致密度 $S=\frac{4\pi r^2\cdot 2}{\frac{1}{2}(\sqrt{2}a)^2\cdot\sin 60^\circ}=\frac{8\pi\cdot(\frac{\sqrt{2}}{4}a)^2}{\frac{\sqrt{3}}{2}a^2}=\frac{2\sqrt{3}\pi}{3}$ 2.5

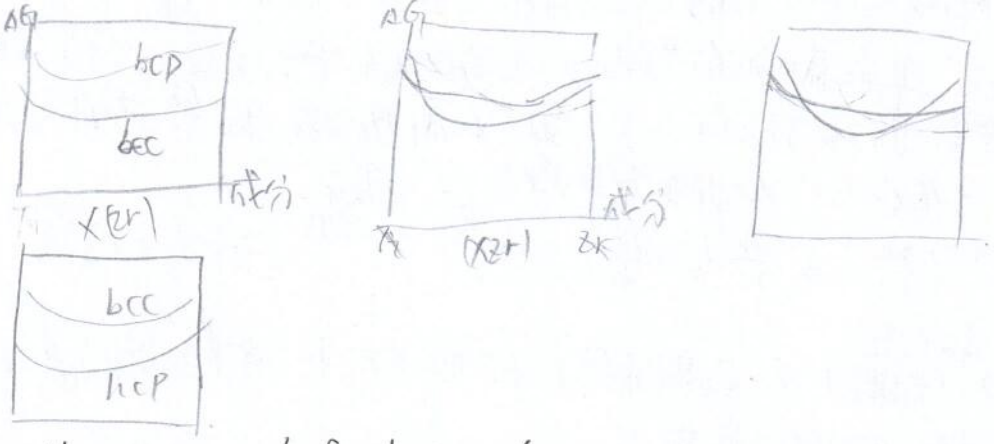
$(4r)^2$

三. 1. NaCl 面心立方. Na^+在Cl^-形成的八面体间隙

2. CaF_2 面心立方 Ca^{2+}位于顶角和面心 F^-位于四面体间隙.

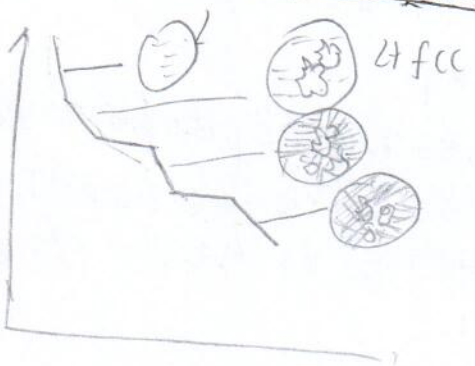
3. $CaTiO_3$ 简单立方. Ca^{2+}与O^{2-}构成面心立方 Ti位于体心位置

四. 1155

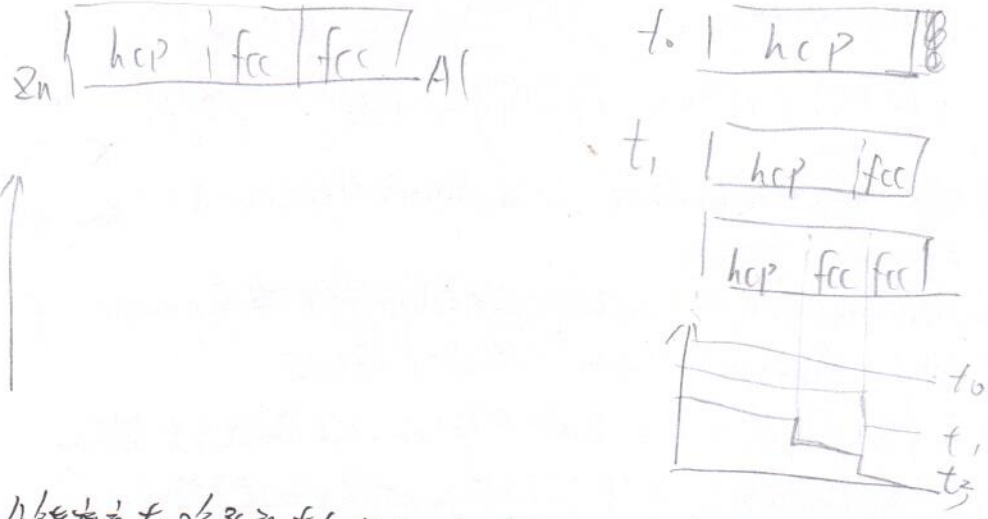


五. ~~L→Al+Zn~~ ~~L→fcc+hcp~~. 654℃ liquid$_{0.89}$ → fcc$_{0.67}$ + hcp$_{0.97}$

~~fcc→Al→Zn+β~~ ~~Al_2Zn_3~~ 550 fcc$_{0.59}$ → fcc$_{0.16}$ + hcp$_{0.98}$.



2012-2

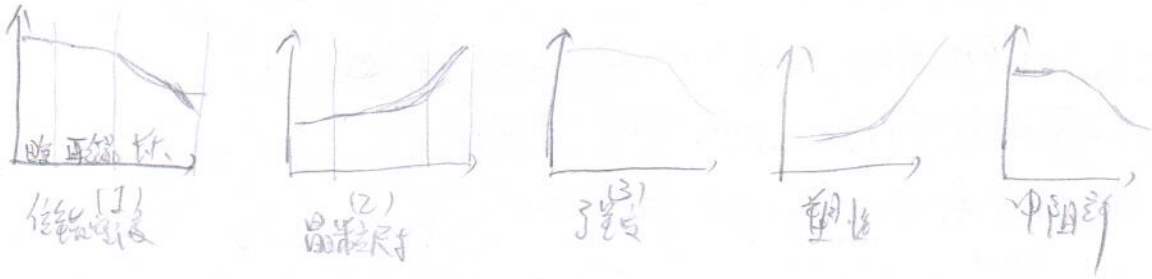


t. (1) 位错密度在回复阶段有所减少，但幅度不大，仍保持较高的位错密度，在变形再结晶之后，位错密度显著降低。

(2) 在回复阶段，由于不发生大角度晶界的迁移，晶粒的形状和大小仍保持变形前的状态（纤维状或扁平状）。发生再结晶之后，在畸变能高的区域形成无畸变的新的等轴晶粒，并通过逐渐消耗周围形变晶粒而长大，最后在晶粒长宽方向上新晶粒互相接触而长大。

(3) (1) 由于回复阶段位错密度下降不大，强度、硬度下降不大，再结晶阶段位错显著降低，对应强度、硬度显著下降。回火后，塑性在回复阶段升高不大，在再结晶阶段明显上升。

(2) 由于位错密度下降，电子散射减少，电阻率升高，在回复阶段~~位错~~点缺陷密度已有所下降，电阻率下降，再结晶阶段，点缺陷密度下降，显著电阻率已经明显下降



1 Al fcc {111} <110>

主要方式：滑移与孪生，滑移是指晶体的两部分之间沿着滑移面和滑移方向发生相对切变，这种切变不改变晶体点阵类型，也不改变晶体取向，只是在晶体表面出现的台阶痕迹。孪生：晶体在切应力作用下，一部分相对另一部分沿~~孪生面~~和孪生方向发生的均匀切变，切变量是原子间距的分数，这种切变不改变晶体点阵的类型，但改变晶体取向，使得未切变区呈镜面对称的取向，对切变过程

2012-3

Al fcc {111} <110>

Mg hcp {10$\bar{1}$0} <11$\bar{2}$0>, {10$\bar{1}$1} <11$\bar{2}$0>

{10$\bar{1}$2} <$\bar{1}$011>

密排 bcc {112} <111>

fcc {111} {112}

{10$\bar{1}$2} <11$\bar{2}$0>

在Al合金中因等于形成滑移带或滑移线，原因，晶体受到拉伸时首先在表面处形成

对应的小型滑移线

一些分布密排的细微的小部位和晶粒起始滑移线而后形成一些较大的部位，分布不均匀，每一位置所相当于一条滑移线九个部位所对应的组成一个滑移带

Mg合金中会出现孪晶，原因在密集六方金属中由于对称性低滑移系少，滑移过程难以进行往往易出现孪生变形，使得切变晶体转动使晶体呈某种取向关系形成孪晶

九① 共析转变是一种固态转变，因此驱动力是化学自由能差，一方面来自于新相与母相之间自由能差产生的增加，另一方面来自新相与母相之间由于比容或其他原因而导致的弹性能的增加。

② 典型的组织形态：共析转变后的合金组织形态是为了适应因素作用的结果的组织特征，光学显微镜下表现出来的综合结果，既受应变能和界面能的影响，也受相变驱动力的影响。当应变能作为阻力作为主导作用时，新相就成为针状或片状；当界面能作为相变阻力的主要因素时，新相以等轴状形态析出。当两者作用相当时，新相可成纤维状析出，会发生从对于均匀形变的角度来说，新相的组织形态受应变能的影响

十. 1. 在130℃时效时 W(Cu) 2.0% 的 Al-Cu GP区 → θ'

W(Cu) 3.0% 的 Al-Cu 合金 GP区 → θ'' → θ'

② W(Cu) 4.5% Al-Cu 合金 GP区 → θ'' → θ'

2. Cu 4% Al-Cu 合金 100℃时 GP区 → θ' 相

130℃/148℃时 GP区 → θ'' 相 → θ' 相

190℃时 θ'' 相 → θ 相

GP区是Cu原子富集区，尺寸很小，光学显微镜下无法观察，因此只能分辨出其分布的基体，于是没有完全共格区，于θ相完全共格界面；θ''相为结构亚稳相，尺寸比GP区大，在光学显微镜下仍无法观察，均匀分布在基体上，基体{110}面上具有共格界面，是主要的强化相。θ'相为结构亚稳相，尺寸大于θ''相，光学显微镜下观察因尺寸大，分布不均匀，在基体{100}面上出现具有共格界面

2012-4

月光强化时存在的时效区变化曲线，石更支产量随时间变化，先增大，达到峰值逐渐降低

石更支在GDP区出现时达到峰值逐渐降低石更支在GDP区出现时达到第一个峰值，弹簧

延长时间，由于"木曲的形成"石更支年产量，对应中曲线的第二个峰值，但是

延长的时间，使"木曲强化"形成，石更支下降，当强化延长时间时

即"木曲强化效果"在GDP区，"木曲的强化效果最差

总结：① "θ"是千量体系指标，强化效果最好 因此建议强化是以形成木曲的

最好 随着城市人口增大，居民对生活水平的增大，石更支走出森林

虽然保护类指标年年一定的弹性但有变

2012-5

北 京 科 技 大 学
2011 年硕士学位研究生入学考试试题

试题编号： 814　　试题名称： 材料科学基础　　（共 3 页）

适用专业： 材料科学与工程

说明： 所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、名词解释 （5 分/题，共 40 分）

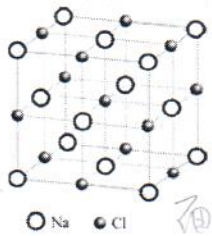
1) 空间点阵　　2) 临界分切应力

3) 滑移系　　4) 堆垛层错

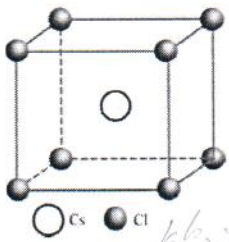
5) 调幅分解　　6) 脱溶

7) 上坡扩散　　8) 再结晶温度

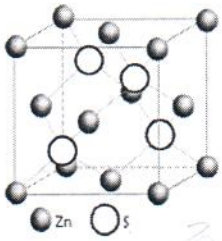
二、分别给出下列离子晶体的布拉菲点阵类型和下面晶胞中正、负离子的个数。(下图中的点阵参数均为 a=b=c，α=β=γ=90°) (15 分)



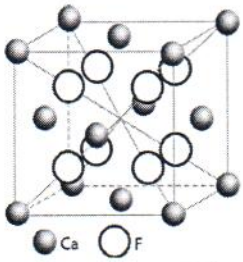
NaCl



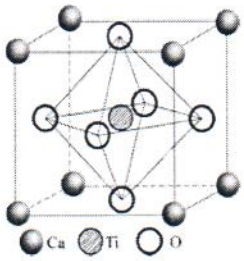
CsCl



ZnS



CaF_2



$CaTiO_3$

三、写出面心立方结构和体心立方结构金属的密排面(或相对密排面)的晶面指数、画出密排面(或相对密排面)上原子的具体排列情况，并在晶胞中标出所有八面体间隙的位置。（15 分）

四、组元 A 和组元 B 的熔点分别为 1000℃和 700℃，室温时 B 在 A 的固溶体 α 中的固溶度是 x_B=0.05，A 在 B 的固溶体 β 中的固溶度是 x_A=0.10；在 700℃时有一个三相平衡，在此温度 α 固溶体的成分是 x_B=0.1，一个成分为 x_B=0.30 的合金在稍高于 700℃时存在 50%α 相和 50%液相，在稍低于 700℃时则存在液相和化合物 A_3B 两相；在 500℃时存在另一个三相平衡，液相(x_B=0.65)分解为化合物 A_3B 和 β 固溶体(x_B=0.85)两相。试构造一个合理的 A-B 二元相图。（15 分）

$X_{B}=0.3$

五、根据下面的 Al-Cr-Si 体系的局部液相面投影图，写出该图中的四相不变反应式。（15 分）（引自 J. Phase Equili. Diff. 2009,30(5):462-479）

① 三个方向指向一点

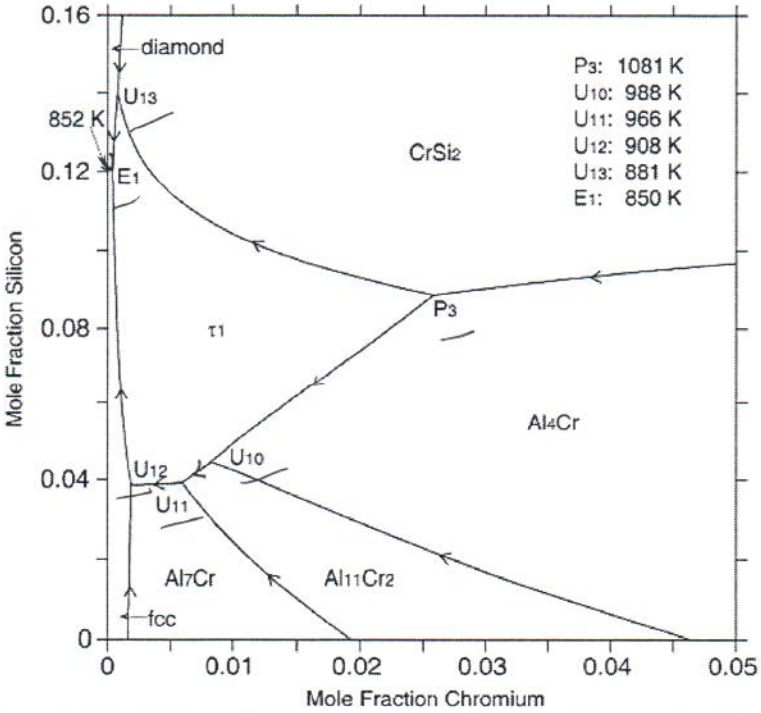
$L \rightleftharpoons \alpha+\beta+\gamma$

② 两个方向指向一点 一个方向指离

$L+\alpha \rightarrow \beta+\gamma$

③ 一个方向指向一点 两个方向指离

$L+\alpha+\beta \rightleftharpoons \gamma$



P_3: $L+CrSi_2+Al_4Cr \rightleftharpoons \tau_1$

U_{10}: $L+Al_4Cr \rightleftharpoons \tau_1+Al_{11}Cr_2$

U_{11}: $L+Al_{11}Cr_2 \rightleftharpoons \tau_1+Al_7Cr$

U_{12}: $L+Al_7Cr \rightarrow fcc+\tau_1$

U_{13}: $L+CrSi_2 \rightarrow diamond+\tau_1$

E_1: $diamond+fcc+\tau_1 \rightleftharpoons L$

共晶点

六、按热力学参数变化特征，固态相变可以分为一级相变和二级相变两类。阐述发生一级相变和二级相变时热力学参数的变化特征及相关性质的变化特点。（10 分）

七、从热力学（能量）角度分析纯金属在凝固过程中均匀形核时的临界晶核形成过程。（10 分）

八、简述金属和合金回复与再结晶概念，并讨论在回复与再结晶过程中组织与性能的变化情况。（10 分）

九、讨论点缺陷与位错的交互作用及对位错运动的影响。这种交互作用在低碳钢应力-应变曲线和材料加工过程中会出现什么现象？有何防止方法？（10 分）

十、液体冷却时形成晶体或非晶玻璃体的内部原因和外部条件是什么？解释为什么金属材料凝固时大多形成晶体，而陶瓷材料易于形成非晶玻璃体？（10 分）

内部原因 黏度 外部原因 冷却速度.

当冷却速度足够快 原则上任何液体均可形成玻璃.

特别是对于结构较复杂 材料熔点较高时黏度较大，即液体间的内摩擦较大 或结晶动力学迟缓的物质. 冷却时扩散困难. 则晶体的组成过程很难进行，容易形成过冷液体. 随温度下降 过冷液体黏度增大 原子间的运动受律更加困难，当温度下降至某一临界温度即固化为玻璃.

对于金属材料. 晶体结构比较简单. 因此高熔点时黏度比较小. 冷却时很难阻止结晶过程的产生. 因此不同金属一般为晶体.

陶瓷材料结构较复杂. 基本结构单元是[SiO4]4- 四面体 几乎不能改变 迟缓的以陶瓷材料 容易形成非晶玻璃体

2014

1、空间点阵：为便于分析研究晶体质点有规排列规律，可先将实际质点晶体抽象为规则排列的几何点，称之为阵点。这些阵点在空间中呈周期性规则排列并具有完全相同的周围环境。这种由它们在三维空间规则排列形成的阵列称为空间点阵。

2、临界分切应力：晶体的滑移系是在切应力作用下进行的，但其中各种滑移系并非同时呈现滑移，而只有当处于某一滑移系中的分切应力达到某一临界值时，该滑移系方开始发生滑移。

$\tau_c = \sigma_s \cos\phi \cos\lambda$　　$\sigma_s = \frac{F}{A}$　　$\cos\phi \cos\lambda$ 为取向因子。

3、滑移系：一个滑移面和此滑移面上的一个滑移方向称一个滑移系。

每一个滑移系表示晶体在进行滑移时可能采取的一个空间取向。

4、堆垛层错：实际晶体中结构中密排晶面上的正常堆垛顺序有可能遭到破坏或错排，称为堆垛层错，简称层错。

5、调幅分解：分解时无形核所致，通过组元成分之张落，由上坡扩散使溶质成分不断增加，分解成结构与母相相同的两种相干晶体。

（一般固溶体析出无需形核，而是通过溶质原子的上坡扩散形成结构与母相相同的小组织区域）

6、脱溶：当固溶体因温度变化等原因而析出溶质相时，将首先生成分解产物，其所含的溶质原子通过扩散而形成新的相析出，此过程称为脱溶。

7、上坡扩散：指物质自发地从浓度低向高浓度扩散的现象。

扩散驱动力实质上是化学位梯度，只是大多时候化学位梯度与浓度梯度方向相同，表现为下坡扩散。当两者不一致时表现为上坡扩散。

8、再结晶温度：冷变形金属经开始进行（规定时间内完成）再结晶的最低温度，也可用金相法或硬度法测定，即显微镜中出现第一批新晶粒时的温度或从硬度下降50%所对应的温度。定义为再结晶的温度。工业上，以经大变形量（>70%以上）的冷变形金属，经1h退火能完全再结晶（$\varphi_R \geq 95\%$）所对应的温度称为再结晶温度。

二、

NaCl　立方晶系　面心立方点阵。Na^+位于Cl^-形成的八面体间隙中（$\frac{r_{Na^+}}{r_{Cl^-}} = 0.525$）$Na^+$位于$Cl^-$形成的八面体空隙中，NaCl结构可看成两个面心立方结构。一个钠离子的一个氯离子相互在棱边上穿插而成。其中每个钠离子被6个氯离子包围，反过来氯离子也被等数量的钠离子包围。每个晶胞的离子数为8。即4个Na^+　4个Cl^-

CsCl　立方晶系　简单立方点阵。$\frac{Cs^+}{Cl^-} = 0.933$　Cl^-离子构成正六面体，Cs^+在其中心，Cs^+与Cl^-配位数均为8，立方体共面连接。一个晶胞内含Cs^+和Cl^-各一个（CsBr　CsI也是）

ZnS　立方晶系　面心立方点阵。S^{2-}位于立方晶胞的顶角与面心，构成一套完整的面心立方晶格，而Zn^{2+}也构成一套面心立方格子，在体对角线方向互相穿插。

Zn^{2+}配位数4　S^{2-}配位数也是4。一个晶胞的正离子个数为4　负离子个数也为4。

CaF_2　立方晶系　面心立方点阵。正负离子数1:2　~~正6个　负12个~~

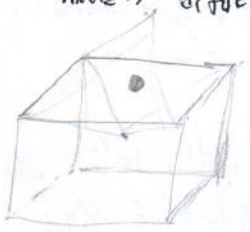
Ca 4　F 8个

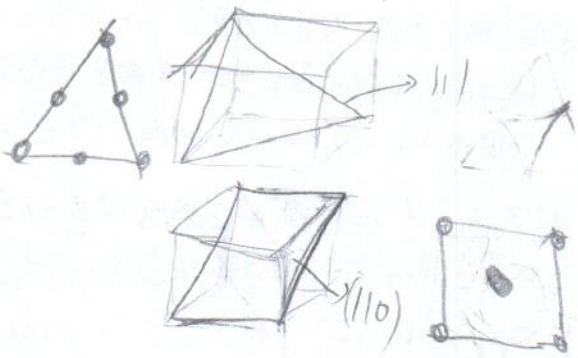
$CaTiO_3$　~~理想情况~~　立方晶系　Ca 1个　Ti 1个　O 3个

2011-1

三. 面心立方 密排面 {111} 密排晶向 <110>

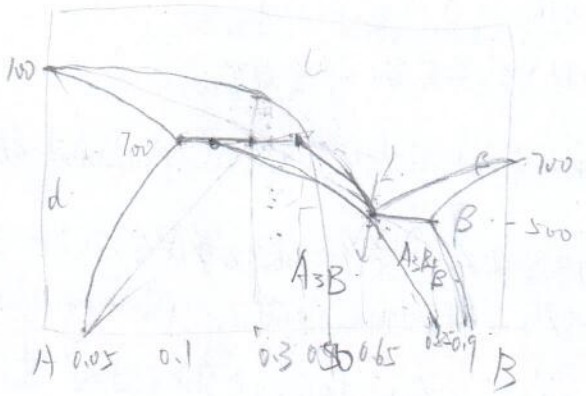
体心立方 密排晶面 {110} 晶向 <111>





四.

0.3、高于700 d+L 低于700 L+A_3B



L+d → L+A_3B

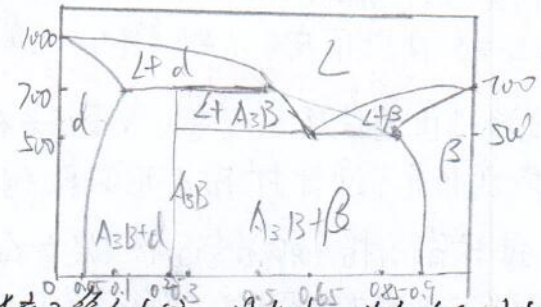
d+L 包晶 → A_3B

$\frac{1}{4}$ $\frac{1}{4}$ $\frac{3}{4}$

$\frac{1}{4}$

体心立方八面体在 {110} 面中心

$\frac{1}{4}$ $\frac{3}{4}$ $\frac{1}{4}$ $\frac{1}{4}$ $\frac{3}{4}$



五.

一级相变：系统的两相化学势相等 但一阶偏微商不等的相变，具体表现为有潜热引起的体积或成分连续的类型变化的固态相变 伴随体积或热量的释放 所以有一级相变均需经形核和长大

$u^\alpha = u^\beta$ $\left(\frac{\partial u^\alpha}{\partial T}\right)_p \neq \left(\frac{\partial u^\beta}{\partial T}\right)_p$ $\left(\frac{\partial u^\alpha}{\partial p}\right)_T \neq \left(\frac{\partial u^\beta}{\partial p}\right)_T$

但 $\left(\frac{\partial u}{\partial T}\right)_p = -S$ $\left(\frac{\partial u}{\partial p}\right)_T = V$ 表明一级相变伴有熵变和体积变化

二级相变 在相变时两相化学势相等 一阶偏微商相等 但二阶偏微商不等

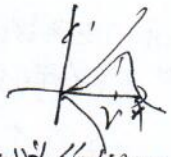
的相变 如磁性转变 有序转变

6 晶体熔化后的液态结构 α 长程无序 允许有序但不稳定。由于液体中原子热运动较为强烈 在其平衡位置停留时间甚短 故这种局部有序原子集团此消彼长 形成动态结构起伏 当温度降到熔点T 这种短程有序原子集团就可能成为结晶的形核的晶胚 其中原子呈现晶态的规则排列，其外层原子与液体中不规则排列的原子相接触而构成界面。因此当在液体中形成晶胚时 一方面由于在这个区域中原子由液态的聚集状态变为晶态排列 此为相变驱动力 另一方面 晶胚形成新的表面 又会引起表面自由能的增加 构成相变阻力

假设晶胚为球形 半径为r 在液体中出现一个晶胚

其自由能变化 $\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$ $\Delta G_v = -\frac{2m\Delta T}{T_m}$

一个温度下 ΔG_v 与 σ 为定值 ΔG 为 r 的函数 有一个最大值



对应 r^* 为临界形核半径 $r > r^*$ 时 $\Delta G < 0$ 晶胚才能成为稳定晶核

$r^* =$

$\frac{d\Delta G}{dr} = 4\pi r^2 \Delta G_v + 8\pi r \sigma = 0$

$r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_v}$

2011-2

①. 八. 回复：指新的无畸变晶粒出现以前所产生的亚结构和性能变化的阶段；

再结晶：指从现有的无畸变的等轴新晶粒通过取代变形晶粒的过程

晶粒长大：指再结晶结束后晶粒的继续长大

① 回复与再结晶过程：随着退火温度的提高或温度升高，形变组织中位错发生形成亚晶，亚晶合并长大。回复所致主要是点缺陷的运动，不涉及大角度晶界迁移，所以晶粒形状大小仍与变形前开始相同；再结晶阶段首先是畸变度大的区域发生新的无畸变晶粒的形核，然后逐步消耗周围的形变基体长大，直至形变组织完全转变为新的无畸变等轴细晶为止。取代了拉长的位错密度低的形变晶粒，最后在晶界表面能驱动下，新的相晶粒相互吞食长大。

② 性能变化：强度、硬度下降，塑性上升（回复所致明显）。电阻率、密度已成回升趋势。再结晶所致也有下降。密度在回复过程中逐渐降低，再结晶过程基本完成后才降。内应力：回复所致可消除大部分宏观内应力，然而微观内应力只有通过再结晶过程

九. 在固溶体金属中，溶质原子或杂质原子可以与位错交互作用形成溶质原子即材料的气团。

从理论上讲，溶质原子在位错应力场中以区域为形成应力，而溶质原子可以为其运动。

特别是间隙原子 C、N 等比溶剂原子尺寸大的置换溶质原子存在 ~~[illegible]~~ 排列

交互作用偏聚于刃型位错下方，以抵消部分或全部的张应力，从而使位错弹性应变能降低。当位错处于较低能量状态时，位错被钉扎住。不管运动，即对位错有钉扎作用。位错要运动需在很大应力下，作用相当于解除了钉扎作用。位错要运动需在很大应力下，作用相当于解除了钉扎而开始运动，这就形成上屈服点。而一旦摆脱后位错的运动就比较容易，因此应力减小，出现下屈服点和屈服平台。

防止：~~减少杂质含量~~。① 预变形法：预先进行适量的冷变形，使位错脱离气团。② 消除溶质元素，减少气团出现，或加入一些固定溶质元素的元素

十. 决定液体冷却是否结晶或形成玻璃的内部条件是熔体黏度随温度的变化情况，也就是冷却速度。如果冷却速度足够快，液体来不及结晶，成玻璃。特别是对那些分子结构复杂，材料大、熔点高、黏度大的，即液体原子间的摩擦力很大，或是结晶动力学迟缓的物质，冷却时原子扩散困难，则晶体的组成过程很难进行，容易形成过冷液体。随着温度的降低，黏度迅速增大，原子间的相互运动变得更加困难，在临界温度下降到某一临界温度时即固化为玻璃

对于金属材料，其晶体结构比较简单，且熔点高、黏度低，冷却时很难形成结晶过程的条件。在较低温度下的金属大多为晶体。但也只有在极快冷速（10^8~10^{10} K/s）时才能出现玻璃相

对于陶瓷材料来说，晶体结构一般比较复杂，特别是能形成三维网络的 SiO_2，所谓材料中基本的结构单元是 SiO_4^{4-} 四面体，原子排列不规则，难以进行结晶。因此，陶瓷材料冷却时容易形成非晶玻璃体

2011-3

六、能够引起化学成分和结构变化的一级相变。从热力学函数角度说，一级相变中新旧两相的化学势相等，但化学势的一阶偏微商不等。

二级相变是除一级相变以外的其它相变。二级相变过程中新旧两相化学势相等，一阶偏微商也相等但是其二阶偏导不等。

一级相变时有体积、自发化学时有热量的吸收或释放。所有一级相变均需要经过形核长大过程。例如，火箭化等。

二级相变相变时没有体积变化和相变潜热，在相变点，两相的体积、火箭和比热的变化是连续的。例如顺磁体与铁磁体之间的相变，合金的有序与无序状态之间的转变。

八、当金属或合金经变形后能量升高，处于不稳定的高自由能状态，具有向变形前低自由能状态自发回复的趋势，但受动力学条件限制。原子具有一定扩散能力时，形变后的金属或合金便自发的向自由能降低的方向转变，此过程称为回复再结晶。

其中回复过程主要是点缺陷的运动，再结晶过程则是原子迁移形成新的晶粒。

影响再结晶的因素

小结：① 预变形量越大，晶粒越细小，再结晶温度越低 ② 变形温度上升。

③ 回复阶段消除宏观内应力，再结晶阶段消除微观内应力

④ 金属尺寸变大

2011-4

北 京 科 技 大 学
2010 年硕士学位研究生入学考试试题

试题编号: 814　　试题名称: 材料科学基础　　（共 2 页）

适用专业: 材料科学与工程

说明: 所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、分析发生下列现象的原因（30 分）

1. 低碳钢应力-应变曲线的屈服现象（10 分）
2. 金属及合金凝固时形成树枝状晶（10 分）
3. 上坡扩散（5 分）
4. 二次再结晶（5 分）

二、在面心立方结构的金属中(111)面上运动着柏氏矢量为$b=a/2[\bar{1}10]$的位错，位错线方向也是$[\bar{1}10]$，请在单胞中画出(111)晶面和$[\bar{1}10]$晶向，并说明该位错属于什么类型？如果该位错的运动受到阻碍后，请判断是否有可能转移到$(\bar{1}11)$、$(1\bar{1}1)$、$(11\bar{1})$各晶面上继续运动？说明为什么？（15 分）

三、以含 Al-4wt%Cu 合金为例，给出其经过不同固溶时效工艺处理后的脱溶贯序；定性说明各阶段脱溶相的尺寸及分布特点、与母相的界面匹配关系及其强化效果等。（20 分）

四、讨论晶体结构和空间点阵之间的关系。（15 分）

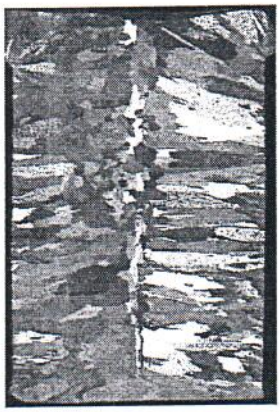
五、与液态结晶过程相比，固态相变有什么特点？这些特点对固态相变后形成的组织有什么影响？（15 分）

① 新旧相变阻力，因为相变除界面能阻碍外还多一项应变能
② 大多以非均匀形核
③ 核心与母相存在一定的取向关系
④ 新旧相界面与母相存在某种关系
⑤ 存在过渡相
⑥ 晶粒长大时存在小晶粒吞噬

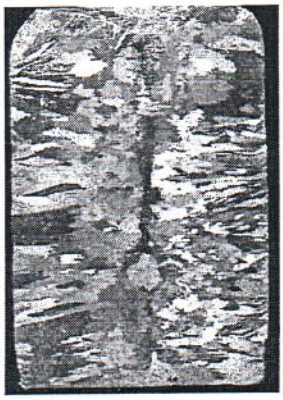
六、叙述离子晶体的结构规则（15 分）

① 负离子配位多面体
② 共面棱顶面
③ 电价规则
④ 节约规则
⑤ 不同种类正离子配位多面体相连接规则

七、分析形成下列不同铸态组织的可能原因，并说明要得到细小的等轴晶，可采取哪些办法？（20分）

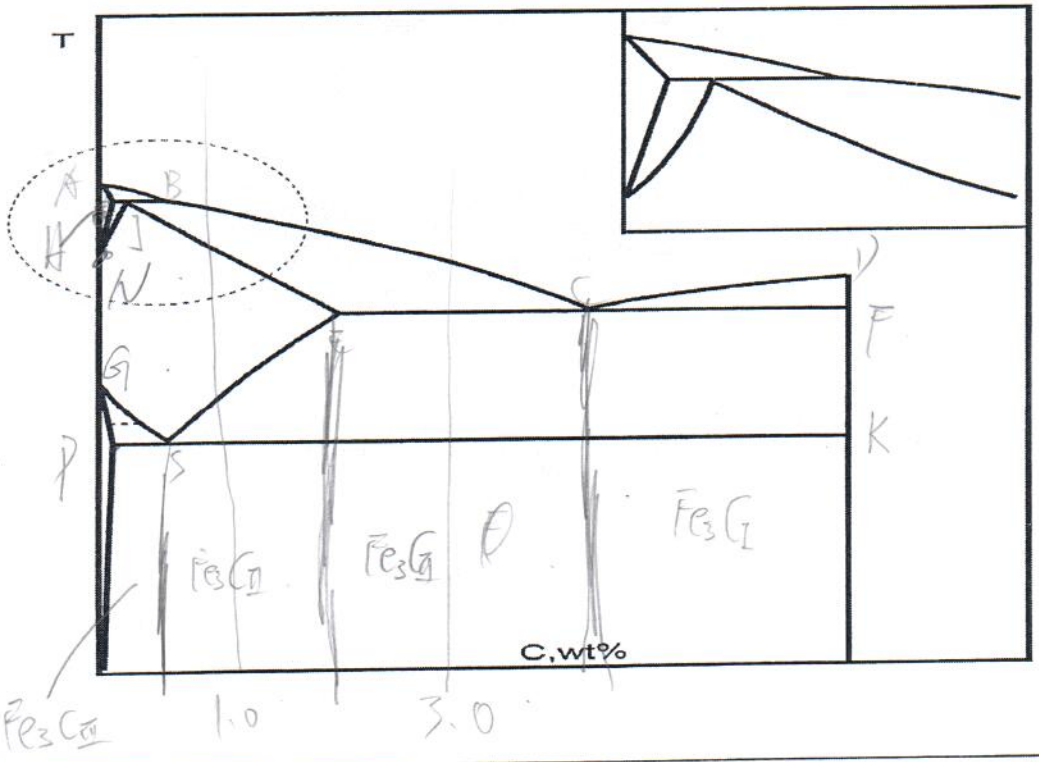


(a)



(b)

八、参考下面提供的示意图，画出按组织分区的 Fe-Fe_3C 相图，写出各三相反应，并说明分别为 1.0wt%C 和 3.0wt%C 的铁碳合金经过缓慢冷却在相关三相反应完成后形成的各组织特点（20分）。



2010

一、

1、低碳钢的应力-应变屈服现象的原因

答：低~~碳钢中应力应变~~屈服现象的原因是位错与溶质原子（低碳钢中的C）形成柯氏气团，阻碍单位位错运动。当金属中的位错应力场与溶质原子形成应力场（例刃型位错滑移面以上位错中心区域为压应力，而滑移面以下为拉应力，若间隙原子或比溶剂尺寸大的置换溶质原子存在就大总是与位错交互作用偏聚于刃位错的下方，以抵消部分或全部的张应力，从而使位错应变能降低，趋于稳定不易运动。位错要运动则须在更大应力作用下才能挣脱气氛的束缚而移动，形成上屈服点。一旦脱离了就位错运动就很容易，因此应力减小，出现了不屈服点和屈服平台。

2、大部分金属及其合金是属于d<2的晶体（d≤2晶面不相遇）。这类晶体在低温或高应变下晶面一旦出现突出就进入迅速发展的区域，晶体越凸出的地方就越长大，晶面就大以相对较的棱柱体伸长或缩小，形成相对较晶粒了。

3、发生扩散现象的真正原因是化学势梯度，一般情况下，化学势梯度与浓度梯度成正比，就表现为从高浓度向低浓度扩散，称正扩散。当化学势梯度与浓度梯度不一致时，表现为低浓度向高浓度扩散，为上坡扩散。

4、二次再结晶：正常晶粒长大过程被抑制而出现的少数晶粒异常长大的现象（条件：正常晶粒长大过程被分散相弥散粒子或织构或表面的热蚀沟等强烈阻碍晶界移动）。再结晶驱动力是由畸变能差，阻力是晶界能；二次再结晶驱动力是晶界面能的降低，阻力主要为晶界阻力。

由于①一次再结晶出现织构②弥散质点钉扎晶界③木纹材表面的沟槽而导致大部分晶粒长大受阻而使得个别晶粒在降低晶界面能的驱动力下通过不断吞食别的晶粒长大，形成粗大晶粒。

二、木纹线是晶体的滑移方向，即位错的方向，可以利用位错线区分刃型位错和螺型位错。对于刃型位错，木纹线垂直于位错线，与位错运动方向平行；对于螺型位错，木纹线与位错线平行，与位错运动方向垂直。设位错木纹[1̄10]与$\vec{b}=\frac{a}{2}[1̄10]$方向平行，则为螺型位错。

对于螺型位错可以产生交滑移。但要满足交滑移平面必须包含该位错线。此题图中(1̄11)、(11̄1)、(111̄)三个晶面均不包含[110]晶向，因此不能移动到这三个晶面上运动。

在脱溶过程中一般不直接析出新相，而是通过亚稳定的过渡相逐步演变而来，而这些亚稳定的过渡相具有一定的惯习面

三、脱溶贯序就是随时间和温度变化，溶质中相的变化过程。

将溶质加热到α区使其均匀化后，分别以不同的冷却速度进行淬火。当淬火速度很缓慢，接近平衡冷淬时，只会出现所得的原子脱溶也就是θ相沿α相晶界析出，最后形成θ颗粒晶界分布的网状组织，此时的脱溶贯序就是α→θ；当淬火速度很快时，则不会根据这七条途径（或者这两条）出现α→α'→θ''→θ'→θ这样一个脱溶贯序，其中GP区，θ''、θ'都是过渡相。这个脱溶过程概括成分析具体的脱溶条件可能保留在其中一个或几个过渡阶段

2010-1

各所致明光学相特点

(1) GP区：GP区是纯原子富集区，尺寸很小，图谱特征，光学显微镜无法观察。GP区与基体并未分开，无界面，可以看完全共格，弥散在α基体中。

(2) θ"相：尺寸比大于GP区，但仍然无法用光学显微镜观察与基体共格，图谱特征，弥散分布。

(3) θ'相：尺寸大于θ"相，可以用光学显微镜观察到与基体半共格，图谱特征分布很不均匀

(4) θ相：尺寸大于θ'相，图谱呈不规则形状，分布不均匀，与基体非共格

其中过渡相以及GP区者可以看一定的图谱特征

四. 空间点阵是几何点，在三维空间作周期性规则排列所形成的点阵列，是晶体结构的抽象表示；晶体结构是将空间点阵中的几何点换成具体的原子、分子、离子或物质的点阵。

二者共同之处是都是由点构成的空间结构，不同之处在于空间点阵只有一个，都是一样的，因此具有完全相同的周边环境，所以只有14种空间点阵。但是对于晶体结构而言，不同阵点位置上的原子不同，周围环境也就不同，存在无限种可能。

两者具体关系可以表达成：晶体结构=空间点阵+结构基元

五. 与液态结晶过程相比，固态相变特点：①相变阻力较高，除晶界自发外，固态相变过不多了，相变应变能，从而导致引起界面形核能和形核功较大。

② 固态相变多以非均匀形核形式形核 ✓

③ 固态相变核心与母相之间存在一定取向关系 ✓

④ 新旧两相界面存在共格、半共格关系 ✓

⑤ 新相形成长大过程中母相存在惯习现象 ✓

⑥ 新相可以以过渡相的形式存在 ✓

⑦ 出现非扩散型转变——马氏体转变 ✓

对固态相变后形成的组织结构的影响：新相组织形态是为了降低固态相变结构和组织特点，克服相变阻力而表现出来的综合结果。既受应变能和界面能的影响，也受母相组织结构的影响

(1) 单从应变能角度出发，片状最小，球状最大

(2) 单从界面能考虑，球状最小，片状、针状最大

(3) 所以新相的组织形状主要是取决于两种相变因素中应变能和界面能谁占主导位置。如果固态相变，以新相晶核全共格，如果应变能是主要因素，则倾向形成片状、针状，若界面能主导，则倾向形成球状

2010-2

六、离子晶体的结构规则

(1) 负离子配位多面体原则：离子晶体中，正离子的周围形成一个负离子配位多面体，负离子间平均距离取决于离子半径之和。

(2) 电价规则：稳定的离子晶体结构中，每个负离子的电价等于与之临接的各正离子静电键强度之和；

(3) 负离子多面体共用顶角面原则：共用棱、特别是共用面会降低结构稳定性

(4) 不同种类正离子配位多面体间连接规则：在含有两种以上正离子的离子晶体中一些电价较高，配位数较低的正离子配位多面体之间空隙不连续连接。

(5) 节约规则：在同一晶体中，同种正离子和同种负离子结合方式应该最简单的一致

七、(1) 几乎全是材料制品主要原因之一是 (1) 液体过热度大，这样有利于形成晶核的形成。(2) 温度梯度应该很大，全部光滑结晶。凝固区 ΔT_f 小。(3) 没有搅拌或者加速液体运动

图6中的位置主要是等轴晶区，要得到这样的组织，主要是上述情况相反。要获得组织等轴晶的方法 (1) 降低液体过热度，以保证晶核的形成。(2) 凝固范围尽量大有利于细密纤维晶的枝晶发展 (3) 加成核剂 温度梯度 (4) 全部光滑结晶 (5) 加强液体运动，促进等轴晶的发展。

八、Q4f → γ (包晶) γ → α+Fe_3C (共析) L → γ+Fe_3C (共晶)。

1.0wt%C 在缓慢冷却时形成过共析钢的组织。冷却时从液相中结晶出单相奥氏体，到达线以下开始析出二次渗碳体，二次渗碳体在奥氏体晶界析出，呈网状分布。到727℃时过共析钢主要保留网状二次渗碳体和珠光体。

3.0wt%C 先从液相中析出奥氏体，液相成分到达共晶成分时，发生共晶转变形成奥氏体，在共晶温度以下，先共晶的奥氏体和共晶奥氏体都析出二次渗碳体。到达共析温度后发生共析转变，所有奥氏体都变成珠光体。最后共析奥氏体转变成的珠光体呈大块状，其余部分是变态奥氏体

北 京 科 技 大 学
2009 年硕士学位研究生入学考试试题

试题编号：814　　试题名称：金属学　　（共 2 页）

适用专业：材料科学与工程

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一. 从下面所示 A 和 B 原子排列示意图抽象出其二维空间点阵，并选取出最具有代表性的晶胞，写出其计量成分式(或分子式)。（20 分）（注：假设 A、B 原子半径相等，相邻原子之间相切。）

ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB

二. 讨论具有面心立方（A1）和密排六方（A3）晶体结构的金属其原子排列特点，如：异同点、结构相关性等,并预测两金属因结构不同在机械性能上可能有哪些区别，说明其原因。（20 分）

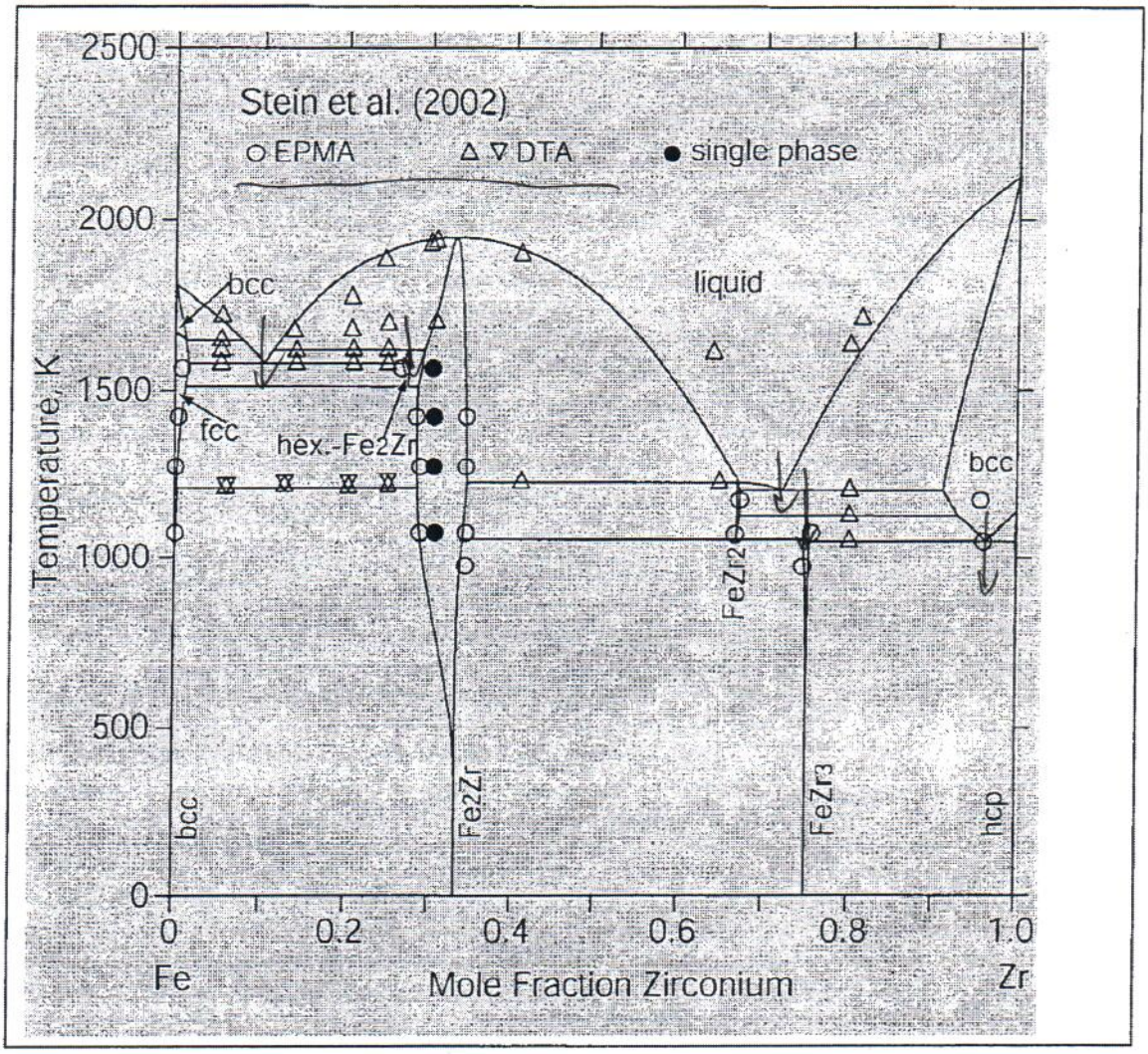
三. 叙述常见的晶体缺陷。（10 分）

四. 讨论纯金属或合金结晶时的生长形貌。（15 分）（提示：从液-固界面的微观结构和界面前沿液相中的温度分布两方面考虑。）

五. 利用铁碳相图和扩散的基本知识给出低碳钢进行渗碳处理工艺的制订原则，如：渗碳温度、时间等确定依据。（15 分）(提示：零件表面碳含量约为 1.0% 及一定厚度的渗碳层。)

六. 解释低碳钢的典型应力-应变曲线出现的屈服现象，探讨上、下屈服点与材料的临界分切应力之间的关系。（20 分）

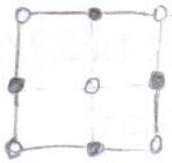
七. 写出下面所附 Fe-Zr 相图(引自 Calphad, vol.32, p637-649, 2008)中的三相反应。（10 分）



八. 分别指出凝固、脱溶、再结晶和二次再结晶等几个转变过程的驱动力和阻碍力。（20 分）

九. 写出扩散第一定律的表达式，说明表达式中各符号的意义，并解释由 Fe-C 合金和 Fe-C-Si 合金构成的扩散偶中出现的碳“上坡扩散”现象。（20 分）

一、



AB　　A_nB_n

二、具有面心立方晶体结构的金属排列为ABCABC，密排六方为ABAB

相同点：在面心立方和密排六方结构中，密排面上的每个原子和最近邻间都是相切的

致密度均为0.74，是纯金属中最密集的结构

差异：面心立方的堆垛方式为ABCABC，密排六方结构原子堆垛方式为ABAB

面心立方结构金属较密排六方结构金属，塑性更好

面心立方密排面为{111}，密排方向为<110>共12个滑移系

密排六方结构金属密排面为{0001}，密排方向为<11$\bar{2}$0>有3个滑移系

面心立方结构滑移系可开动机会大

三、点缺陷：三个方向尺寸都很小，不超过几个原子间距，包括空位原子间隙原子引起的畸变区

空位、间隙原子及其复合体

线缺陷：缺陷在两个方向上的尺寸很小，第三个方向尺寸很大，可贯穿整个晶体，主要有位错

面缺陷：缺陷在一个方向尺寸很小，其余两个方向尺寸很大，以表面、各种内界面（晶粒、亚晶粒、孪晶面、亚晶界、孪界）

体缺陷：缺陷在三个方向尺寸都很大，固溶体的偏聚区、分布极为弥散的第二相颗粒、显微裂纹、粗大显微孔

四、结晶界面的温度分布大致有两种情况：一种是由界面至液相温度随离界面越远，液相温度越高；另一种是由界面至液相具有负的温度梯度，即$dT/dx<0$，离界面越远，液相中温度越低。

晶体在正温度梯度条件下成长时，对α>2的晶体来说，晶体界面是平滑的，整体看，大多晶体界面主要取决于结构，不管成长有无杂质，都是一刀齐。晶体等轴状生长的高度

多差不齐。对于α<2的晶体来说，晶体界面虽然粗糙，但从整体来看大多是一个晶粒沿方向垂直的平面，这种晶体的亚结构比较(ΔTx)很小，界面上的杂质

局部有突出便迅速长大，所以晶体的成长界面只能随着晶体的这部分与液相一致的固液相时维持一致

晶体界面主要取决于结构，不管成长有无杂质，都是一刀齐。晶体等轴状生长的高度

[正温度梯度时随着液固界面距离增大，液相的温度增高，$dT/dx>0$，在这种情况下

结晶潜热只通过固相散出，相界面的推移速度受固相传热速度所控制。由于是正温度

梯度，当界面上偶有凸起部分伸入温度较高的液体中时，这时的生长速度就会减缓或停止

因凸起部分的过冷度较小，凸起部分大部分会熔化掉，这种过程使固液界面保

持稳定的平面形态。若为光滑界面结构的晶体，其生长形状组成部分

的界面是晶体的一定晶面。若为粗糙界面，其生长平面大，界面与液相等温面平行。

在负温度梯度中，液相温度随离液固界面距离增大而降低，因此面积比较大时若有

凸起则凸起部分生长增大，粗糙界面为枝状生长，光滑界面也会成枝状生长，但是不是由于

五. 扩散方程应用题：一种处方法：是将工件放入含碳气氛中或固体介质中，而后进行加热(900-950℃)保温，使其发生扩散，经过一定时间渗碳下来，这样就可使工件表层一定深度范围内达到渗碳目的 $C_0=1.0\%$ $C_{(x=0)}=C_s$. $C_{(x=\infty,t)}=0$ 渗碳方程为 $C_{(x,t)}=C_s\left(1-\mathrm{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)\right)$ 表面浓度始终保持一定值 C_s. 这里指定浓度 所需扩散时间与扩散距离的平方成正比

六. 某些含有密堆结构的单晶体或多晶的体在一定条件下进行形变时，会发生变形区上会出现明显的上下两个屈服点，滑移启动的抗力较大(上屈服点)，而滑移进行的抗力较小(下屈服点)

位错与溶质原子由于存在(N)等溶质原子，使其与位错产生交互作用，形成柯氏气氛，会引起位错被牢牢钉住，在一般应力下不能脱开位错，从而形成上下屈服现象。但一旦脱开后，便可在正常应力下运动。

七.

$L \rightarrow$ hex-Fe_2Zr + Fe(fcc)　　$L \rightarrow$ ~~Fe_2Zr~~ $FeZr_2$ + Zr(bcc).

L + $Fe_2Zr \rightarrow$ ~~$FeZr_3$ + hcp~~ Zr(hcp) hex-Fe_2Zr.

bcc $\rightarrow FeZr_3$ + hcp　　$FeZr_2$ + bcc-$FeZr_3$.

八. ~~凝固~~. 驱动力　　阻力.

凝固　液固两相间的自由能差　　界面能

脱溶　新旧两相间的自由能差　　两相界面能 应变能.

再结晶　形变组织中未变形部分的位错储存能　　晶界能

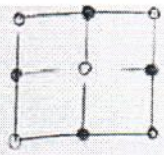
二次再结晶　晶粒长大到后的界面能差

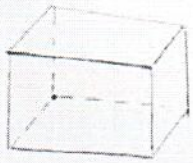
九. 菲克第一定律：在扩散过程中，物质的扩散流量，即单位时间内通过单位横截面积所输送的扩散组元物质的质量，和这个物质总浓度梯度成正比例的

$J=-D\frac{\partial C}{\partial x}$　J表示某一组元的扩散流量，单位时间内通过垂直于扩散方向x的单位面积所输送的物质质量 kg/m^2s　D为扩散系数 m^2/s　$\frac{\partial C}{\partial x}$ 为沿着x方向浓度梯度，负号表示扩散方向与浓度梯度方向相反。第一定律描述了一种稳定扩散即质量浓度不随时间变化。

在一对含碳量基本相同的钢材中，一个含有4%的铬，它们被焊接在一起，在长时间扩散后，不含Cr的一端含碳量反而出现偏低，而达到显著偏高，说明(以含Cr一侧为不含Cr的一侧进行扩散)时，扩散总是向着高浓度方向而进行的，这是扩散方向正好相反，称上坡扩散。这是扩散的驱动力不是由浓度梯度而是由位置梯度。扩散之所以会出现是由于存在化学位梯度，只是一般条件下化学位梯度与浓度梯度一致，所以看起来扩散总是向着浓度高的方向进行，化学位梯度与浓度梯度一致就表现为下坡扩散

不一致就表现为上坡扩散





ABA
BAB
ABA

A_nB_n

二、具有面心立方晶体结构的金属原子排列为ABCABC，密排六方为ABABAB

相同：在面心立方和密排六方结构中，密排面上的每个原子和最邻近的原子之间都是相切的

致密度均为0.74，是纯金属中最密集的结构。

差异：面心立方结构的堆垛方式为ABCABC，密排六方结构原子的堆垛方式为ABABAB

面心立方结构金属较密排六方结构金属，塑性较好。

面心立方金属密排面为{111}，密排方向为<110>，共12个滑移系。

密排六方结构金属密排面为{0001}，密排方向为{11$\bar{2}$0}，有3个滑移系，面心立方结构滑移系多

可开动的机会大，因此塑性较好。

三、点缺陷：三个方向的尺寸都很小，不超过几个原子距离；包括溶质原子引起的畸变区、空位、间隙原子及其复合体

线缺陷：缺陷在两个方向上的尺寸很小，第三方向尺寸很大，可贯穿整个晶体，主要有位错。

面缺陷：缺陷在一个方向上尺寸很小，其余两个方向上尺寸很大，外表面、各种内界面（晶界、相界、孪晶界、亚晶界）

体缺陷：缺陷在三个方向上尺寸都很大：固溶体内偏聚区，分布极弥散的第二相、超显微微粒、超显微

四、结晶界面的温度分布大致有两种情况：一种是由界面到液相具有正的温度梯度，即$dT/dx>0$，离界面越远，液相中的温度越高，另一种是由界面到液相具有负的温度梯度，即$dT/dx<0$，离界面越远，液相中的温度越低。

晶体在正温度梯度条件下成长时，对$\alpha>2$的晶体来说，晶体界面是平滑的，整体看，大致等温不齐的

对$\alpha<2$的晶体来说，晶体界面虽然粗糙，不具有晶体学小晶面的特征，但从整体来看大致是一

与散热方向垂直的平面。这种晶体的亚稳极限（ΔT_x）很小，界面温度差不多与熔点相重合。

所以晶体的成长界面只能随液体的冷却而均匀一致的向液相推移，一旦局部偶有凸出，那么

便进入亚稳极限以上甚至熔点以上的温度区域，成长会立刻停止，甚至被熔化掉，所以液固界

始终可以近似的保持平面。这种条件下，由于晶体界面主要取决于散热方向，不管成长有无差别，都

"一刀齐"，因此晶体易于成长为任意形的晶粒。

若晶体在负温度梯度条件下成长，$\alpha<2$的晶体界面一旦局部凸出，便进入过冷度较大的区域

晶体越凸出的地方，成长速度越快，界面很难保持平面，大致以树枝状的形式快速伸入液相

因而易形成树枝状晶。对$\alpha>2$的晶体，负温度梯度条件下，α不甚大时，也可发展为枝状晶，

α很大时，仍会形成规则的晶体，或具有小晶面的枝晶

低碳钢渗碳组织、表层为珠光体和网状渗碳体的过共析组织，往里为亚共析组织，[illegible]

五、扩散方程应用3：一般方法是将工件放入渗碳气氛中或固体介质中，而后进行加热（900℃-950℃）保温，使其发生扩散，经过一定时间后，再冷却下来，这样就可如使工件表层一定深度范围内达到渗碳目的。$C_s=1\%$。

$C(x=0,t)=C_s$，$C(x=\infty,t)=0$，渗碳方程 $C(x,t)=C_s[1-\mathrm{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}})]$ 界面浓度始终保持一个定值 C_s，达到指定浓度所需扩散时间与扩散距离的平方成正比。 $\rho(x,t)=$

六、某些含有溶质组元的单晶体或多晶体，在一定条件下进行形变时，应力-应变曲线上会出现明显的上下两个屈服点。滑移启动的执力较大（上屈服点），而滑移进行的执力则较小（下屈服点）

原因：由于位错与溶质原子交互作用而形成柯氏气团钉扎位错，要位错与柯氏气团分开或强行脱钉，它是位错运动的额外阻力，故出现柯氏气团时，必施加比正常位错运动高的应力才能使位错开动，即上屈服点、执力较大的原因；位错移动一定距离后，一旦摆脱钉扎后便在正常应力下运动，即下屈服点、应力较小的原因。

上、下屈服点与临界分切应力的关系：

七. ~~L→bcc+hcp-Fe_2Zr~~ $L+Fe_2Zr \rightarrow hcp-Fe_2Zr$ $L\rightarrow Fe_2Zr_3+bcc$ $L\rightarrow fcc+hcp-Fe_2Zr$

$bcc\rightarrow Fe_2Zr_3+hcp$ $Fe_2Zr_3+bcc\rightarrow Fe_2Zr_3$

八.

	驱动力	阻力
凝固：	液固两相间的自由能差	界面能
脱溶：	新旧两相间的自由能差	两相界面能，应变能
再结晶：	形变过程中未被释放的储存能	晶界能
二次再结晶：	晶粒长大前后的界面能差	界面能 ?

九、菲克第一定律：在扩散过程中，物质的扩散流量，即单位时间内通过单位横截面积所输送的物质的量是和这个物质横跨这一截面的浓度梯度成比例的。$J=-D\frac{dc}{dx}$

J：表示某一组元的扩散流量，单位时间通过单位面积扩散的物质量 $g/s\cdot m^2$

D：这个组元的扩散系数 m^2/s。 $\frac{dc}{dx}$：表示这个组元沿着扩散方向 X 的浓度梯度

负号表示扩散方向与浓度梯度的方向正好相反，即扩散向着浓度梯度减小的方向而进行。

第一定律描述了一种稳态扩散，即质量浓度不随时间而变化。

在一对含碳量基本相同的钢试样中，一个含有4%Si，将它们焊接在一起，在长时间扩散后不含Si的一端含碳量反而由偏低而达到显著偏高，说明C由含Si一侧向不含Si的一侧进行扩散[illegible]

5) 提高了碳在铁中的化学位而引起的. 对于扩散的驱动力不是浓度梯度而是化学位梯度. 普通煮处说. 决定组元扩散的基本因素是化学位梯度. 不管是上坡扩散. 还是下坡扩散. 其结果都是导致扩散组元化学位梯度减小, 直至化学位梯度为零, 在一般条件下化学位梯度与浓度梯度相一致. 故看起来向浓度梯度减小方向而进行, 相反时. 化学位梯度本质作用就显露出来了.

$J=-M\frac{\partial\mu}{\partial x}=-M\rho\frac{\partial\mu}{\partial c}\frac{\partial c}{\partial x}$. $D=M\rho\frac{\partial\mu}{\partial c}$. $D>0$时, J与$\frac{\partial c}{\partial x}$方向相反. 符合菲克定律. 下坡扩散.

$D<0$时, J与$\frac{\partial c}{\partial x}$方向相同. 扩散向浓度增大方向进行. 上坡扩散.

北 京 科 技 大 学
2008 年硕士学位研究生入学考试试题

试题编号: 814　　试题名称: 金属学　　（共 3 页）

适用专业: 材料加工工程、材料学、材料科学与工程、材料物理与化学

说明: 统考生做一至五题，单考生做一至三，六，七题。若四，五任做一题，按一至五题计分；所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一. 简述题（6 分/小题，共 60 分）

1.扩散第一定律

2.位错

3.二次再结晶

4.晶体结构与空间点阵

5.二级相变

6.孪生

7.成分过冷

8.堆垛层错

9.液固界面微观结构

10.临界分切应力

二. 叙述相平衡，相平衡条件和相律的基本概念。（20 分）

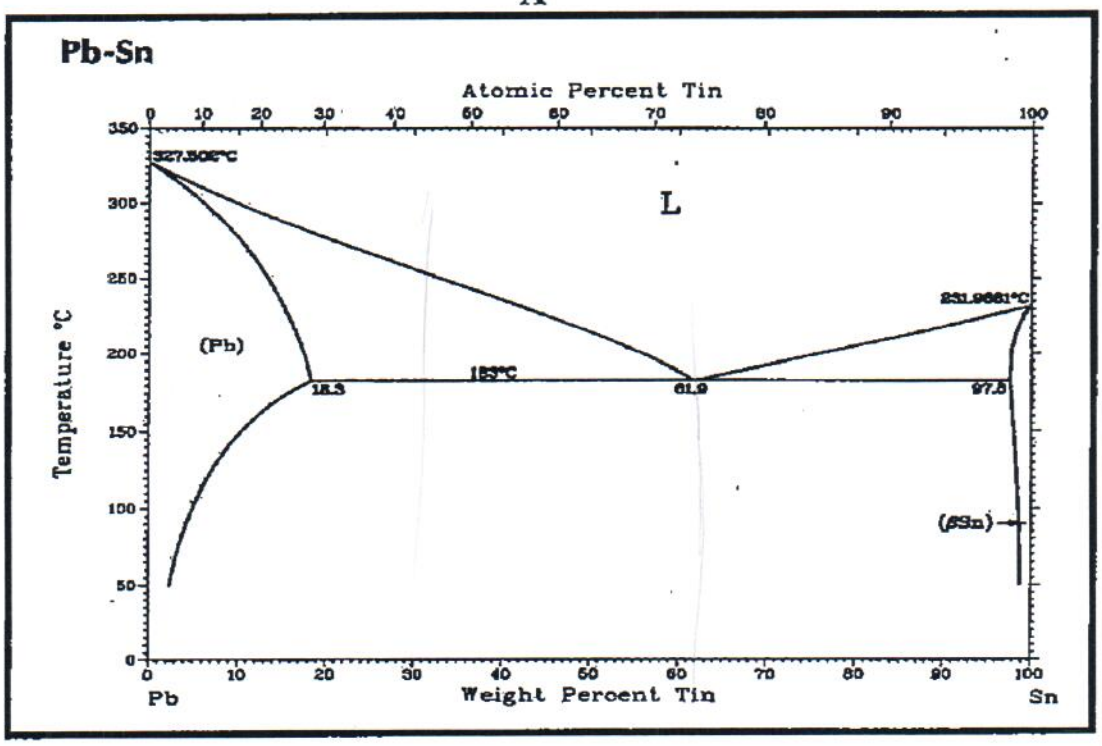
三. 分别画出点阵常数为 a、具有 A2 晶体结构纯金属的八面体间隙、四面体间隙位置及（110）晶面原子的排列情况。（20 分）

四. 根据所附图 A 为 Pb-Sn 二元相图，B 和 C 是成分为合金(I) 38.1%Pb + 61.9%Sn 或(II)70%Pb + 30%Sn 合金缓冷时的金相组织，回答下述问题：

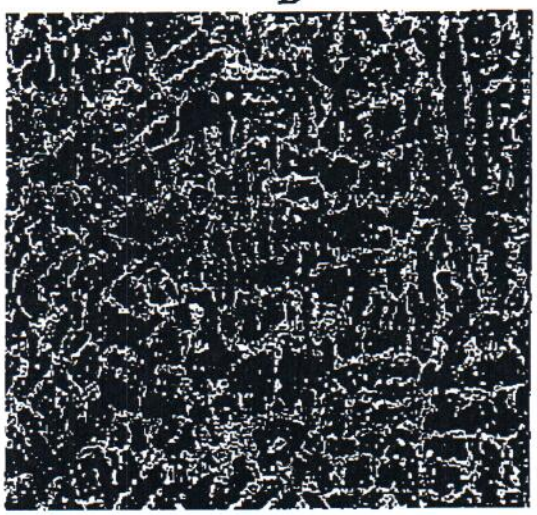
1. B 和 C 合金成分分别是(I)和(II)，还是(II)和(I)；
2. 分析 B 和 C 合金金相组织形态特征和形成过程；
3. 分别计算 B 和 C 合金在室温组织相对量。(30 分)

(仅统考生做，单考生不做，B 和 C 图清晰程度不影响分析计算结果)

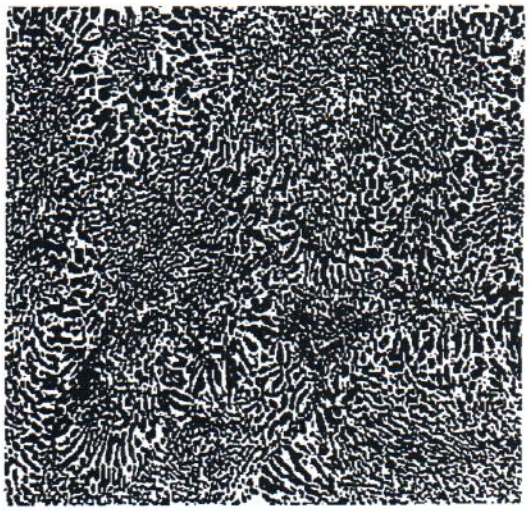
A



B

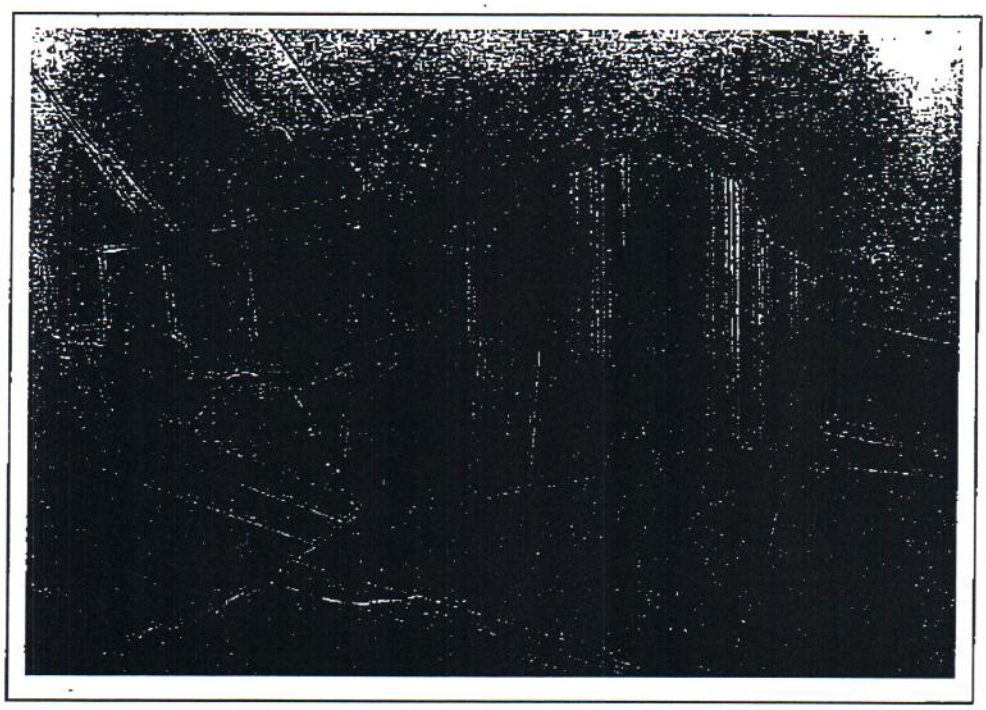


C



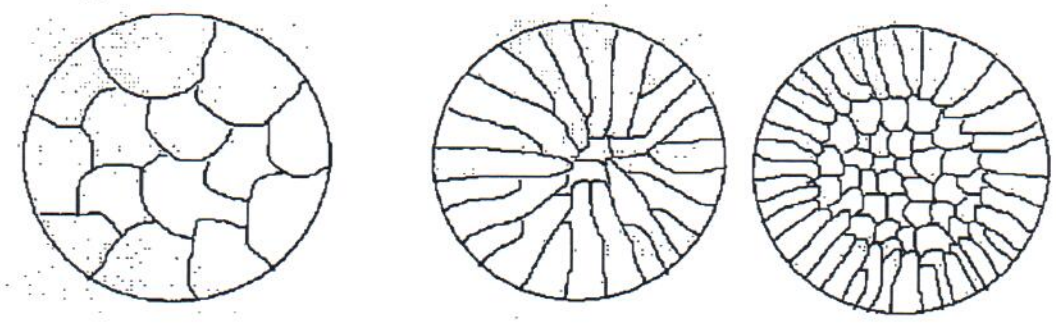
30 61.9

五. 下图为黄铜(Cu-Zn 合金),经压缩量为 60%的冷变形后,在 750°C 保温 30 分钟后形成的组织,试分析形成原因及过程。(20 分)(仅统考生做,单考生不做)



六. 讨论金属单晶体和多晶体的典型应力-应变曲线特点。(20 分)
(仅单考生做)

七. 下图为在不同浇铸条件下纯铝铸锭组织示意图,分析外界条件对铸锭组织的影响。(30 分) (仅单考生做)



砂模 680℃浇铸　　钢模 780℃浇铸　　钢模 680℃浇铸

2008年.

一、

1. 扩散第一定律：在扩散过程中，物质的扩散流量，即单位时间内通过单位横截面积所转移迁移的物质的量，与横截面处一截面的浓度梯度成正比。$J=-D\frac{dc}{dx}$.

J表示某一组元的扩散流量，单位时间内通过垂直于扩散方向x单位面积的扩散物质质量。单位 kg/(m²·s)　D为扩散系数 m²/s.　$\frac{\partial c}{\partial x}$ 表示扩散组元沿x方向的浓度梯度。负号表示扩散方向与浓度梯度方向相反。

2. 位错：一种线缺陷，其特点是晶体一条很长的线，在一定范围内原子发生有规律的错动，者隔开了平滑区与位置，称位错。

3. 二次再结晶：再结晶结束后，正常长大被抑制而发生的少数晶粒异常长大的现象，即少数某些大的晶粒优先快速成长，逐步吞食其周围的大量小晶粒来长，最后形成非常粗大的组织。

4. 晶体结构与空间点阵：空间点阵是晶体中质点排列的几何图象，用以描述和分析晶体结构的周期性和对称性。由于点阵点的周围环境相同，故只有14种类型。而晶体结构是晶体中实际质点（原子分子离子）的具体排列情况。14种点阵的点阵参数 a b c 和非特定角度 α β γ 可随各类晶体的不同而变化，自由质点既可以是单原子或离子，也可以是分子或原子群。因此能组成各种类型的排列，实际存在的晶体结构是无限的。

晶体结构是具有物质内容的空间点阵结构，当晶体用完全相同的原子组成，每个原子就是一个基元，原子可以和点阵一一对应重合。如果晶体结构基元由1个以上原子组成，则每个结构基元相应等同的原子都可作为等同点阵点，构成点阵。

5. 二级相变：从相变热力学上讲，相变前后两相的化学势一阶偏微商相等，但二阶偏微商不等的相变称二级相变。

6. 孪生：在切应力作用下，晶体的一部分相对另一部分沿一定晶面和晶向发生均匀切变，这样的切变并未使晶体的点阵类型发生变化，但使均匀切变区域的晶体取向发生改变，变为与未切变区晶体呈镜面对称的取向，这一形变过程称孪生。

7. 成分过冷：合金凝固时，由于液固界面处溶质浓度分布不均，使其实际温度低于理论结晶点所造成的一种特殊过冷现象。（低于由溶质分布所决定的凝固温度时产生的过冷）。

8. 堆垛层错：实际晶体结构中密排面的正常堆垛顺序有可能遭到局部破坏，或者重排，称堆垛层错，简称层错。层错几乎不产生点阵畸变，但它破坏了晶体的完整性和正常的周期性，故使能量有所增加。

9. 固液界面微观结构：$\alpha \le 2$ 界面为粗糙型，界面上固相原子只占其位置的一半。$\alpha > 2$ 且与2相差较大时，界面为平滑型，具有平整界面特征，可出现小台阶。$\alpha > 2$ 且与2相差较小时，界面为平滑与粗糙型的过渡型。

宏观又光滑，界面上原子排列，不能以肉眼所看的小平面。

微观又光滑，是完全的宏观上由不同位向小平面组成。

10. 临界分切应力：晶体在切应力作用下开始滑移，但其中许多滑移系并非同时多于滑移，只有当外力在某一滑移系中的分切应力达到某一定临界值时，该滑移系方发生滑移。

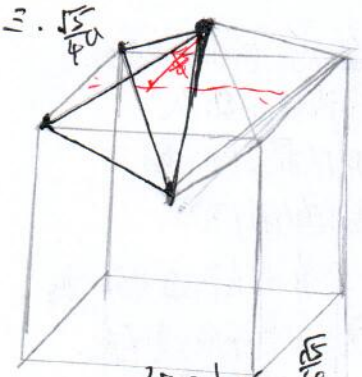
该分切应力称临界分切应力 $\tau_c = \frac{F}{A}\cos\varphi\cos\lambda = \sigma_s\cos\varphi\cos\lambda$.

二、相平衡：在给定的温度和压力下，若多相体系的各相中每一组元的浓度均不随时间而变化，则体系达到相平衡

相平衡条件：在无化学反应时，每一组元各自在各相的化学位处处相等

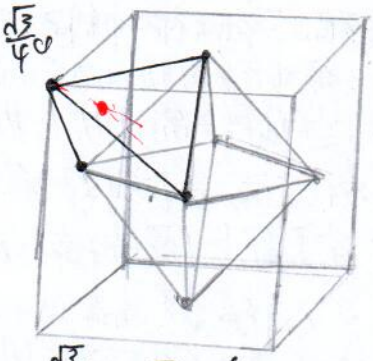
相律：判断平衡下的一个定律，在平衡条件下系统的自由度数 $f=C-P+2$ 组元数和平衡相之间关系式　f - 系统的自由度数，即不影响系统状态的条件下，有独立可变参数的数目如温度、压力、成分参数的数目。C - 组成物的组元数，即系统组成物质的个数。P - 系统中能够分别存在的相数。2表示温度压力两个参数。

三、



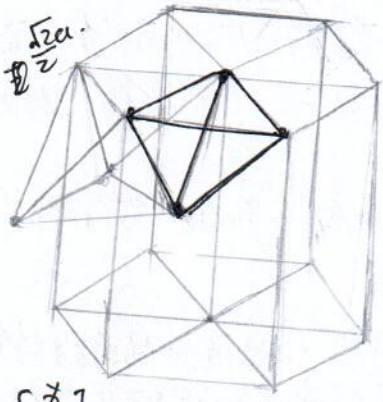
体心bcc　$\frac{\sqrt{3}}{4}a$

图面体 $(\frac{1}{4},\frac{1}{4},\frac{1}{4})$



$\frac{\sqrt{3}}{4}a$　面心fcc

$(\frac{3}{4},\frac{1}{4},\frac{1}{4})$



hcp　$\frac{\sqrt{8}}{4}a$　$\frac{\sqrt{2}a}{2}$

图面体 $(\frac{2}{3},\frac{1}{3},\frac{1}{3})$

四、1. B为Ⅱ　C为Ⅰ

2. B合金 液相沿L逐渐冷却至与液相线相交时，即Pb析出，Pb沿固相线成分变化，L沿液相线成分变化，继续冷却时析出量，液相不断减少，固相成份不断增多，当液相成份达到共晶成分时，发生共晶反应 $L\rightleftharpoons Pb+\beta_{Sn}$，随后继续冷却时Pb和$\beta_{Sn}$成分各自沿固相线变化

金相组织：共晶组织在先生成的组织晶界析出，组织分布不均匀。

C合金 液相缓慢冷却至共晶点发生共晶反应，生成共晶组织 $Pb+\beta_{Sn}$

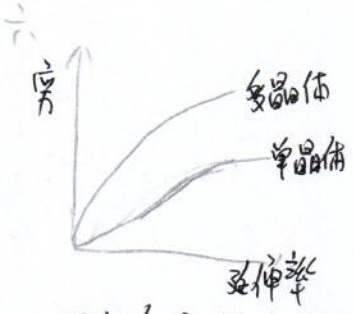
金相组织形态，共晶合金层片交替分布的室温组织

3. $W(Pb)=\frac{61.9-30}{61.9-18.3}$　$W(Pb+\beta_{Sn})=\frac{30-18.3}{61.9-18.3}$

$C(Pb+\beta_{Sn})=100\%$

五. 退火孪晶：许多不易于产生形变孪晶的，具有面心立方结构的金属或合金，例如铜、α黄铜、奥氏体钢等经常在退火组织中发现孪晶，这种在退火过程中形成的孪晶称为退火孪晶。

面心立方结构的孪晶面为{111}，即图中长带间的界面。在再结晶过程中，当一个核晶粒的界面恰为{111}面时，则这个晶粒正常成长是其界面按ABC ABC…序列向前推移，如果在界面推移中发生层错致命，例如C层不是A而是B，则变为ABCABCB，这样即产生孪晶界面，接以ABCABCBAC B序列推移，直到恢复正常排列。如此反复，可在一个晶粒内形成大黄豆状晶粒的许多孪晶带，相邻两个层错和孪晶



单晶体塑性变形主要的三阶段组成：易滑移阶段、线性硬化阶段、抛物线硬化阶段。

多晶体的塑性变形由于晶界的阻碍作用和晶粒之间协调配合要求，各晶粒不能以单一滑移系动作，而必须有多组滑移系同时作用。

因此多晶的应力应变曲线不会出现单晶的线的易滑移阶段，且硬化曲线更平缓。细晶粒多晶体在变形开始阶段尤为明显。

2008

一、简述题：

1. 扩散第一定律：在扩散过程中，物质的扩散流量，即单位时间内通过单位横截面积所输送的物质的量，是和这个物质横跨这一截面的浓度梯度成正比例的。$J=-D\frac{\partial c}{\partial x}$

J表示某一组元的扩散流量，单位时间通过单位面积扩散的物质量 $g/s\cdot m^2$

D表示这个组元的扩散系数 m^2/s，恒为正值

$\frac{\partial c}{\partial x}$表示这个组元沿着扩散方向x的浓度梯度

负号表示扩散方向与浓度梯度方向相反

2. 位错：一种线缺陷，其特点是围绕晶体一条很长的线，在一定范围内原子发生有规律的错动，都离开了平衡位置，称位错。

3. 二次再结晶：再结晶结束后，正常长大被抑制，而发生的少数晶粒异常长大的现象，即出现少数较大的晶粒优先快速成长，逐步吞食其周围的大量小晶粒，最后形成非常粗大的组织。

4. 晶体结构与空间点阵：空间点阵是晶体中质点排列的几何学抽象，用以描述和分析晶体结构的周期性和对称性。由于各阵点的周围环境相同，故只有14种类型，而晶体结构是晶体中实际质点（原子离子分子）的具体排列情况。① 每种点阵的点阵参数a,b,c和非特定夹角度α,β,γ可随各类晶体的不同而变化。② 每个阵点既可以是单原子或单离子，也可以是分子或原子群。因此，能组成各种类型的排列。实际存在的晶体结构是无限的。

晶体结构是具有物质内容的空间点阵结构，当晶体由完全相同的原子组成，每个原子就是一个基元，原子可以和一一对应的点阵重合。如果晶体结构基元由1个以上原子组成，则每个结构基元相应等同的原子都可作为等同点抽象构成点阵。

5. 二级相变：从相变热力学上讲，相变前后两相的化学势相等，一次偏微商相等，但二次偏微商不等的相变称为二级相变。如磁性转变，有序无序转变，常导—超导转变。

6. 孪生：在切应力作用下，晶体的一部分相对于另一部分沿一定的晶面和晶向发生均匀切变，这样的切变并未使晶体的点阵类型发生变化，但使均匀切变区的晶体取向发生变更，变为与未切变晶体呈镜面对称的取向，这一形变过程称孪生。

7. 成分过冷：合金凝固时由于液固界面前沿溶质浓度分布不均，使其实际温度低于理论熔点所造成的一种特殊过冷现象。

8. 堆垛层错：实际晶体结构中密排面的正常堆垛顺序有可能遭到破坏或错排，称堆垛层错，简称层错。层错几乎不引发点阵畸变，但它破坏了晶体的完整性和正常的周期性，故使晶体能量有所增加。

9. 液固界面微观结构：α<2 界面为粗糙型，界面上固相原子P.5其位置的一半

α>2且与2相差较大时，界面为平滑型，具有平整界面特征，可出现小台阶。

α>2且与2相差不大时，界面为平滑与粗糙的可逆转。

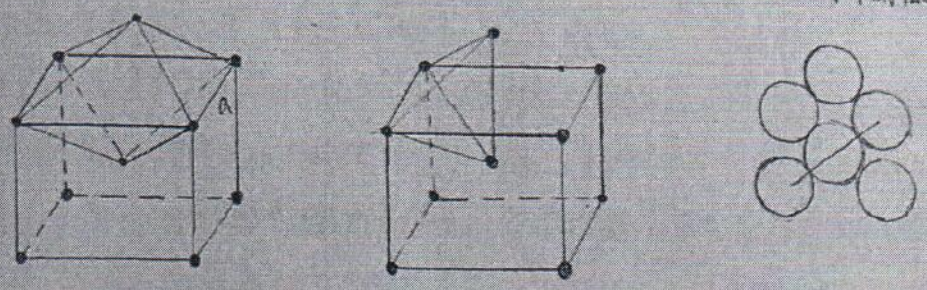
10. 临界分切应力：滑移系开动所需要的最小分切应力，τ_k是一个定值，是真正表示晶体屈服强度的物理量，不随试样取向而变化，只取决于晶体内部实际状态。

二、相平衡：在指定的温度和压力下，若多相体系的各相中每一组元的浓度均不随时间而变化，则体系达到相平衡。

相平衡条件：在无化学反应时，每一组元各自在各相中的化学位处处相等。

相律：判断相平衡的一个定律，在平衡条件下系统的自由度数 $f=C-P+2$，组元数和平衡相之间的关系式。

三、



四、1. B合金成分是Ⅱ，C合金成分是Ⅰ

2. B合金：液相逐渐冷却至与液相线相交时，即Pb固体析出，(Pb)沿固相线成份变化，点L沿液相线成份变化，继续冷却过程，液相不断减少，固相不断增多，当液相成份达到共晶成分时，发生共晶反应 $L \rightleftharpoons Pb+\beta Sn$，随后继续冷却，Pb和$\beta Sn$各自沿固相线成份变化。

金相组织形态：共晶组织在初共晶、亚共晶组织的晶界析出，各组织分布不均匀。

C合金：液相缓慢冷却至共晶点，发生共晶反应 生成共晶组织 $Pb+\beta Sn$。

金相组织形态：共晶合金层片交替分布的室温组织。

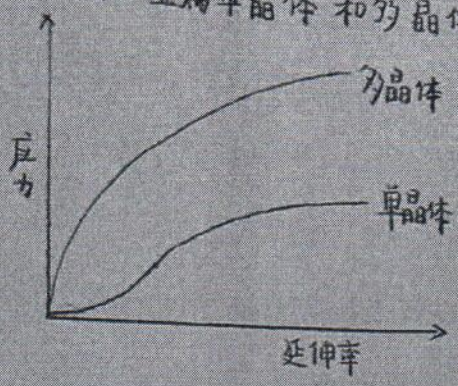
3. B合金 $W(Pb+\beta Sn)=\frac{30-18.3}{61.9-18.3}\%=$ $W(Pb)=\frac{61.9-30}{61.9-18.3}\%=$

C合金 $W(Pb+\beta Sn)=100\%$

五、退火孪晶：许多不易于多形变孪晶的，具有面心立方结构的金属或合金，例如铜，α黄铜，奥氏体钢等经常在退火组织中发现孪晶。这种在退火过程中形成的孪晶称退火孪晶

面心立方结构的孪晶面为{111}，即图中长带间的界面，在再结晶过程中，当一个新晶粒的界面恰为{111}面时，则这个晶粒的正常成长是其界面按ABCABC…序列向前推移，如果在界面推移中发生层错现象，例如，假设第七层不是A而是B，则变为ABCABCB这样的序列，这样即出现孪晶界面，以下将按照ABCABCBACB序列向前推移，直到恢复正常序列，ABCABCBACBACBABC，便形成一个带，如此反复，可在一个晶粒内形成横跨晶粒的许多带，相邻两个带合称孪晶。

六、讨论金属单晶体和多晶体的典型应力-应变曲线特点.



单晶体塑性变形部分由三个阶段组成：易滑移阶段、线性硬化阶

多晶体的塑性变形由于晶界的阻碍作用和晶粒之间的协调配合要求，各晶粒不能以单
动作，而必然会有多组滑移系同时作用，因此多晶体的应力-应变曲线不会出现单晶曲线的
而且其硬化曲线通常更陡，细晶粒多晶体在变形开始时尤为明显.

2007.10.31 材料

北 京 科 技 大 学
2007 年硕士学位研究生入学考试试题

试题编号: 414　　试题名称: 金属学　　(共 2 页)

适用专业: 材料加工工程、材料学、材料科学与工程、材料物理与化学

说明: 统考生做一至八题，单考生做一至七和九题。若七至九题全做，三题均按零分计;
所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、简述题（5 分/小题，共 50 分）

1. 调幅分解
2. 再结晶温度
3. 晶体缺陷
4. 马氏体相变
5. 滑移系
6. 影响扩散的主要因素
7. 布拉菲（Bravais）点阵
8. A1 和 A3 晶体结构中原子的堆垛方式
9. 金属键
10. 固溶体

二、从热力学方面分析金属结晶均匀形核时临界晶核的形成过程。（15 分）

三、分别画出铁碳合金相图和 3.0wt%C 亚共晶白口铸铁从液相缓慢冷却到室温时组织转变示意图，并计算在室温时各组织的相对量。（20 分）

四、论述扩散第一定律及对“上坡扩散”现象的解释。（10 分）

五、分析冷变形金属或合金的回复与再结晶过程及相关性能变化。（15 分）

六、写出所附 Pd-Zr 相图(Fig. 1，摘引自 Calphad, 2006, v30, p486)中的不变反应。(10 分)

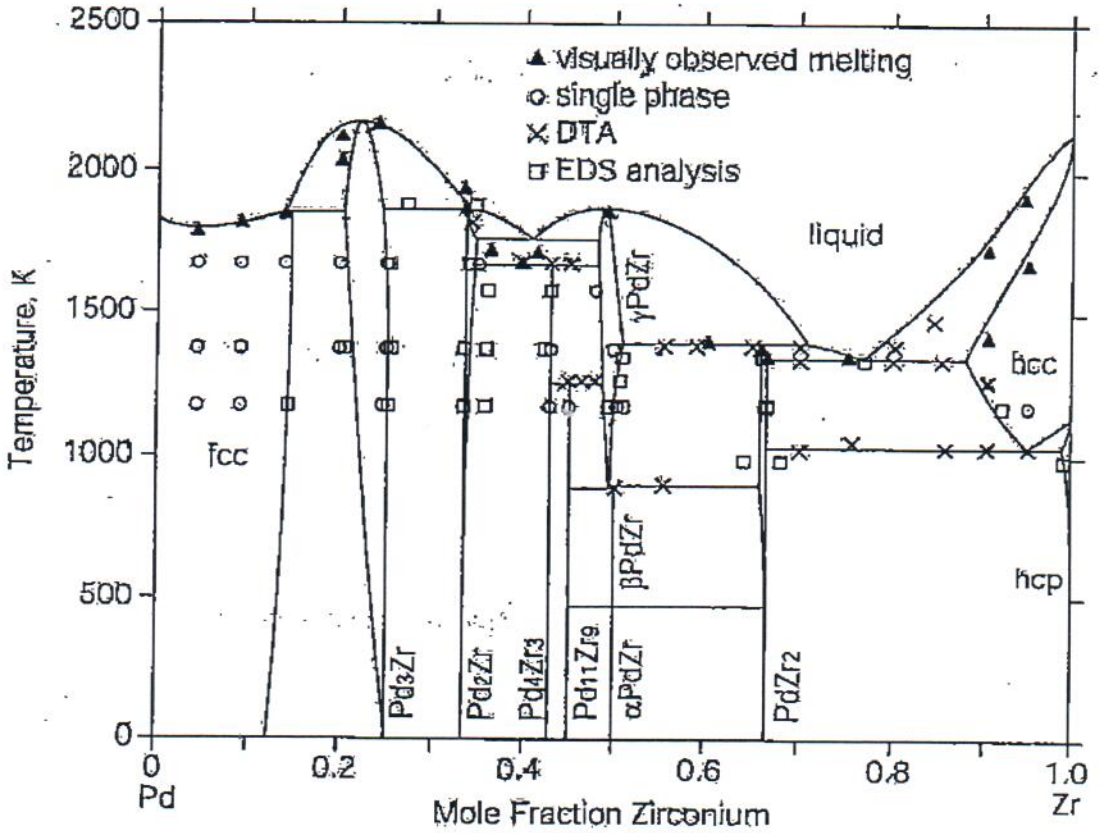


Fig. 1. Calculated Pd-Zr phase diagram by the present thermodynamic description with the experimental data measured by Waterstrat et al. [15].

七、分别画出点阵常数为 a、具有 A1 晶体结构金属的八面体间隙、四面体间隙位置及（110）晶面原子的排列情况。(15 分) (仅统考生做，单考生不做)

八、讨论具有 A1、A2 和 A3 结构金属单晶体典型的应力-应变曲线特点。(15 分) (仅统考生做，单考生不做)

九、分析金属铸锭的低倍组织、常见缺陷及形成原因。(30 分) (仅单考生做)

2007年.

一、

1. 调幅分解：分解时无形核所需，过饱和固溶体在一定条件下，通过原子成分起伏，由上坡扩散使溶质成分不断增加，分解成结构与母相相同，但成分不同的两种固溶体（使体系自由能下降）

2. 再结晶温度：冷变形金属在规定时间内完成再结晶或达到规定再结晶程度的最低T

在显微镜可用金相法或硬度法识别，以显微镜下出现第一批再结晶晶粒或硬度降低刚刚开始的温度

工业上以经大变形量（>70%以上）的冷变形金属，经1h退火能完成再结晶（φk≥95%）所对应的温度

3. 晶体点阵畸变：在实际晶体中，由于原子（或离子、分子）的热运动，以及晶体的形成条件、冷热加工过程和其他热辐射、杂质等因素的影响，实际晶体中原子的排列不可能那么规则整齐，常存在各种偏离理想结构的情况，即晶体点阵畸变

4. 固溶体相变：固态相变由于温度降低，原子扩散困难而无法进行，但几种相以双相平衡共存时，可从通过切变方式无扩散的转变成另一新的相，一子晶体，这类相变称固溶体相变

5. 滑移系：晶体中一个可滑移的晶面和其上一个可滑移的晶向合称为一个滑移系

6. 影响扩散速度因素：①温度 ②界面 ③缺陷 结构 应力 ④化学成分 ⑤晶体结构 ⑥化学键

7. 布拉菲点阵：除考虑晶胞外形外，还不考虑阵点位置的构成的点阵

（按照每个阵点周围环境相同的要求，用数学方法推导出能反映空间点阵全部特征的平面六面体14种，这14种空间点阵也称布拉菲点阵）

8. A_1 和 A_3 晶体中原子堆垛顺序：A_1（面心立方 fcc）ABCABC…方式堆垛

A_3（密排六方）按AB方式堆垛

9. 金属键：聚集在的金属原子，全部或绝大多数贡献出价电子，形成电子云，金属原子以失去价电子后成离子状态浸在电子云中，依靠电子云静电作用而结合（最外层电子离核较远，核对其束缚较小，极易挣脱成为自由电子）也说浸在金属正离子组成晶格中的形成电子云，由金属中自由电子与金属正离子相互作用而形成的结合称为金属键，特点：电子共有化，无方向性无饱和性

10. 固溶体：以某一组元为溶剂，在其晶体点阵中溶入溶质组元，所形成均匀混合固溶体，保持原溶剂组元晶体结构

二、热力学角度分析金属均匀形核时临界晶核形成过程

液态金属中存在结构起伏和能量起伏，可以形成不稳定的晶核，这个过程中系统自由能变化 $\Delta G = -V\Delta G_p + S\sigma = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_p + 4\pi r^2 \sigma$

ΔG 随 r 变化，存在一个对应的最大值，此时 r 称为临界形核半径，只有达到临界形核半径 r_c，晶核才能稳定生长 $\Delta G_p = \frac{2\sigma T}{\Delta H T_c}$

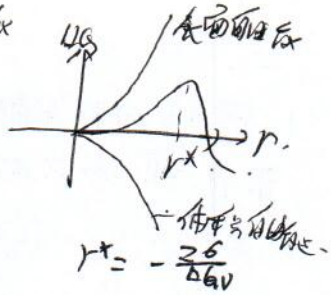
（晶体液相结构长程无序短程有序，但液体中原子热运动剧烈，在其平衡位置停留时间很短，这种局部有序排列的原子集团此消彼长，即前述的结构起伏，当温度降到临界温度以下，在液相中时聚时散的原子集团就成为均匀形核的晶胚，当过冷液体中出现晶胚时，一方面由于在这个区域内液态聚集状态转变为晶态排列状态，使体系的自由能降低，这是相变驱动力，另一方面生成晶胚新界面引起表面自由能的增加，这是形核相变阻力。

假定晶胚为球形，半径为r，过冷液体中出现一个晶胚，总自由能变化

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \sigma \qquad \Delta G_V = -\frac{L_m \Delta T}{T_m}$$

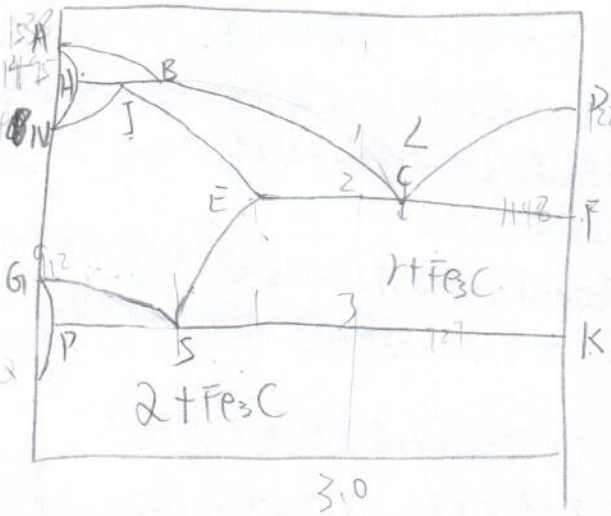
一定温度下 ΔG_V 与 σ 是与角定值，ΔG 是 r 的函数，有一个最大值，如图，最大值对应的 r^* 为临界形核半径。$r < r^*$ 晶胚不稳定。

$r > r^*$ 时，$\Delta G < 0$ 晶胚有能成为稳定晶胚

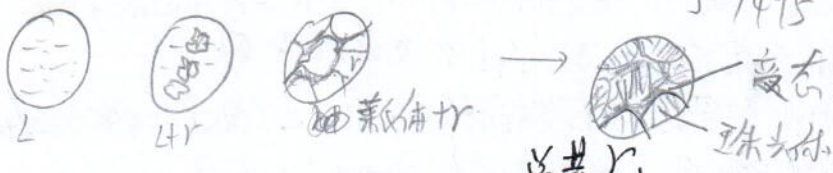


$$r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_V}$$

三



A	1538	0	K	727
B	1495	0.53%	N	1394 0
C	912	43%	S	727 0.77
D	1227	6.69%		
E	1148	2.11%		
F	1148	6.69%		
G	912	0		
H	1495	0.09%		
J	1495	0.17		



~~珠光体组织~~ ~~3.0~~ ~~6.69-3.0~~ 共晶γ：

~~6.69-0.77~~ ~~共析~~ $\frac{6.69-3}{6.69-2.11} \times 100\% = 80.6\%$ ~~59.4%~~

γ析出 Fe_3C_{II} $80.6\% \times \frac{2.11-0.77}{6.69-0.77} = 18.2\%$ 为二次渗碳体。

珠光体完全由γ转变而成 先共析γ $= \frac{4.3-3}{4.3-0.77} = 59.4\%$

~~珠光~~ 珠光体：$\frac{6.69-2.11}{6.69-0.77} \times 59.4\% = 46\%$ [(1-Fe_3C_{II})×共析γ]

四 扩散 第一定律及对上坡扩散现象的解释

① 扩散第一定律：物质的扩散流量（单位时间内通过单位横截面积所迁移的物质的量）与该物质横截面的浓度梯度成正比

数学表达式 $J=-D\frac{\partial \rho}{\partial x}$ J是扩散流量 D是扩散系数. $\frac{\partial \rho}{\partial x}$是浓度梯度.

负号代表从扩散组元从高浓度向低浓度扩散.

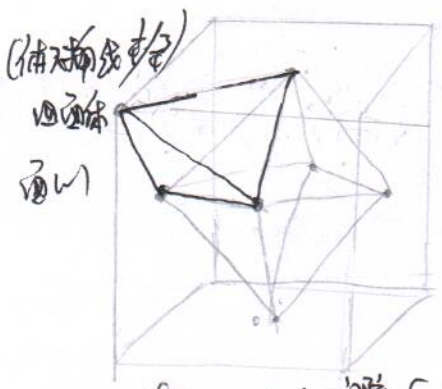
上坡扩散：指物质自发地由低浓度向高浓度扩散的现象.

扩散的驱动力实质上是化学位梯度. 只是大多时候化学位梯度与浓度梯度方向相同. 表现为下坡扩散，当两者方向不一致时，即表现为上坡扩散.

五. 冷变形金属 · 金属 回复 与再结晶的特征及相关性能变化.

① 回复与再结晶的特征：除消除退火时间过长或温度升高. 形变组织中位错缠结形成亚晶，亚晶合并，长大。回复阶段主要是点缺陷的运动. 不发生大角度晶界迁移，所以晶粒形状大小保持变形态未改变；再结晶时 首先是畸变度大的区域产生新的无畸变晶粒核心，然后通过消耗周围形变基体长大，直到形变组织完全转变为新的无畸变等轴细晶为止，取代了纤维状高位错密度的形变晶粒。最后在晶界表面能驱动下，新的晶粒会相互吞食长大.

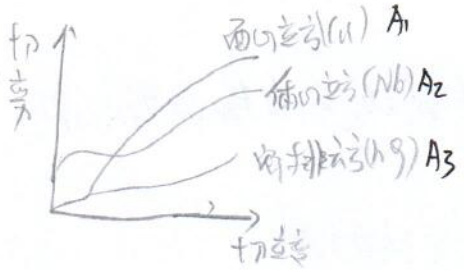
② 性能变化：a 强度 硬度下降. 塑性恢复（再结晶阶段 回复阶段）. b. 电阻在回复阶段 电阻率下降趋势 再结晶阶段 电阻下降. 位错在回复过程通过滑移 再结晶的过程 急剧增加 d. 内应力 回复阶段可消除大部分宏观内应力. 残余应力只在通过大结晶的过程



八面体 (棱中间点)
面心

八面体
体心

fcc 四面体 间隙 fcc $(\frac{3}{4},\frac{1}{4},\frac{1}{4})$ bcc $(\frac{1}{2},\frac{1}{4},1)$ hcp $(\frac{2}{3},\frac{1}{3},\frac{1}{8})$



各种晶体的实际曲线因其晶体结构类型、晶体位向、杂质含量以及试验温度等因素的不同而有所变化，但所的表现基本相似。

图中面心立方和体心立方显示出典型的三阶段加工硬化情况。只是当含有微量原子的体心立方晶体，则因杂质原子与位错交互作用，将产生前面所述的屈服现象，并使曲线有所变化。

至于密排六方金属单晶体的易滑移阶段很长，这是由其晶体结构决定的，以至于线性硬化阶段还未充分发展，便已接近破坏。单晶体典型拉伸曲线如图

第I阶段 易滑移阶段。当应变量到晶体的屈服点，便产生较大的变形，其斜率 θ_1 ($\theta = \frac{d\tau}{d\gamma}$ 或 $\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$) 即加工硬化率低。

第II阶段 线性硬化阶段 随应变量的增加应力线性增长此段呈直线，且斜率越大，加工硬化率越高。

第III阶段 抛物线硬化阶段 随应变的增加应力增长变慢呈抛物线，这是由于滑移面上塞积的位错群中出现位错交滑移，使塞积群前的应力集中得以释放，故使硬化率下降。可见越易发生滑移的材料第III阶段开始越早。

2007年.

1、调幅分解：分解时无形核所段，过饱和固溶体在一定条件下通过自身成分涨落，由上坡扩散使溶质成分波幅不断增加，分解成结构与母相相同，但成分不同的两种固溶体.（使体系自由能下降）.

2、再结晶T：冷变形金属在规定时间内完成或达到所规定再结晶程度的最低T.

3、晶体缺陷：实际晶体中原子排列不可能那样规则完整，常存在各种偏离理想结构的情况，称为晶体缺陷.

4、马氏体相变：固态相变由于温度低、原子扩散困难而无法进行，且旧相又难于稳定保存时，可以通过切变方式无扩散的转变成另一新相，马氏体，这类——

5、滑移系：晶体中一个可滑移的晶面和其上一个可滑移的晶向称为一个滑移系.

6、影响扩散主要因素：①温度；②界面；③其它结构缺陷；④化学成份（第三组元）⑤晶体结构；⑥熔点.

7、布拉菲点阵：除考虑晶胞外形外，还考虑阵点位置所构成的点阵

8、A1和A3晶体中原子堆垛方式：~~都是最密堆垛，配位数都是12，不同的是A1中~~ A1沿{111}面按ABCABC方式堆垛，A3沿{0001}按ABAB方式堆垛

9、金属键：聚集态的金属原子，全部或部分的价电子，形成电子云，金属原子则变成离子，沉浸在电子云中，依靠电子云静电作用而结合.

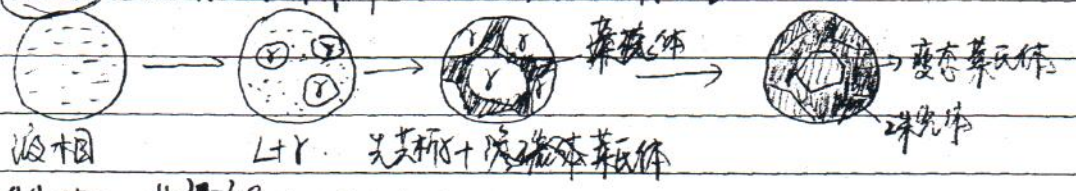
10、固溶体：以某一组元为溶剂，在其晶体点阵中溶入溶质组元的原子所形成的均匀混合固溶体，保持原溶剂组元晶体结构.

二、从热力学角度分析金属结晶均匀形核时临界晶核形成过程

答：液态金属中存在结构起伏和能量起伏，可由此形成稳定的晶核，这个过程中系统的自由能变化 $\Delta G = -V\Delta G_p + S\sigma = -\frac{4}{3}\pi r^3\Delta G_p + 4\pi r^2\sigma$

ΔG随r变化，存在一个对应的最大值，此时的r称为临界形核半径，只有达到临界形核半径后，晶核才能稳定出现 $\Delta G_p = \frac{L\Delta T}{T_E}$

三、分别画出Fe-C合金相图3.0% wt亚共晶白口铸铁从液相缓慢冷却至室温时组织转变示意图并计算室温时各组织相对量



~~珠光体：$\frac{4.3-3.0}{4.3-2.11}\times100\%=60\%$~~

~~变态莱氏体：$\frac{3.0-0.77}{4.33-0.77}\times100\%$~~ 变态莱氏体：40%

二次渗碳体=

讨论

先算出总共有多少奥氏体。因为二次渗碳体是从奥氏体中析出的，不论是先共析γ还是L中的γ。

$\gamma\% = \frac{6.69-3}{6.69-2.11} = 80.6\%$ 这80.6%的奥氏体会析出多少二次Fe_3C呢？

$80.6\% \times \frac{2.11-0.77}{6.69-0.77} = 18.2\%$ 的二次渗碳体

珠光体完全由先共析γ转变而成 先共析γ：$\frac{4.3-3}{4.3-2.11}\times100\% = 59.4\%$

全转变成珠光体呢？$\frac{6.69-2.11}{6.69-0.77}\times59.4\% = 46\%$

变态L：$1-18.2\%-46\%=35.8\%$

四、论述扩散第一定律及对"上坡扩散"现象的解释

答：扩散第一定律：物质的扩散流量（单位时间内通过单位横截面积所传输的物质的量）与该物质横穿这一截面的浓度梯度成正比。

数学表达式：$J=-D\frac{\partial c}{\partial x}$ J是扩散流量，D是扩散系数，$\frac{\partial c}{\partial x}$是浓度梯度，负号代表从高浓度流向低浓度

上坡扩散是指物质自发由低浓度向高浓度扩散的现象。

扩散的驱动力实质上是化学位梯度，只是大多时候化学位梯度与浓度梯度方向相同，表现出下坡扩散，当两者方向不一致时即表现出上坡扩散。

五、分析冷变形金属或合金回复与再结晶过程及相关性能变化

答：①回复与再结晶过程：随着退火时间延长或温度升高，形变组织中位错缠结成形成亚晶，亚晶合并、长大。回复阶段主要是点缺陷运动，不发生大角度晶界迁移，所以晶粒形状、大小仍与变形态相同；再结晶阶段，

48 位错发因与亚晶界的关系？P188

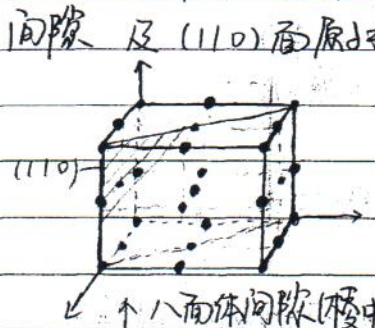
首先是畸变度大的区域产生新的无畸变晶粒核心，然后逐步消耗周围形变基体长大，直到形变组织完全成为新的、无畸变的等轴细晶为止，取代了长条状高位错密度的形变晶粒，最后在晶界表面能驱动下，新相晶粒互相吞食长大。

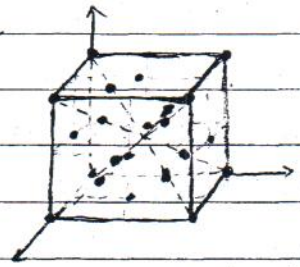
3 性能变化：① 强度、硬度下降，塑性上升（再结晶阶段）；② 电阻在回复阶段已成明显下降趋势，再结晶阶段也有下降；③ 密度在回复过程逐渐升高，再结晶过程急剧增高。

④ 内应力：回复阶段可消除大部分宏观应力，微观内应力只有通过再结晶过程。

~~四、晶粒尺寸：~~ 六、讨论

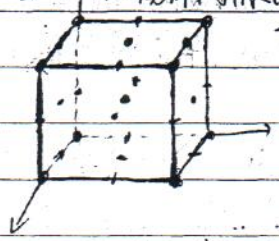
七、分别画出点阵常数为a，具有A1晶体结构金属的八面体间隙、四面体间隙及(110)面原子排列情况。

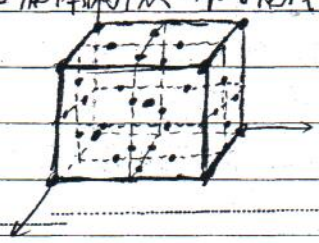




八面体间隙（棱中间+中心）

四面体间隙（体对角线 $\frac{a}{4}$）



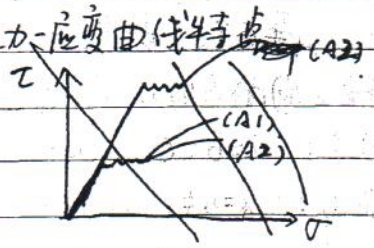


体心八面体间隙（棱中间+面中心）

体心四面体

八、讨论具有A1、A2、A3结构金属单晶体典型的应力-应变曲线特点

猜测：



八：见PPt(本)

2006年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目： 金属学

适用专业： 材料加工工程、材料学、材料科学与工程

说　　明： 统考生做一至八题；单考生做二、三、四（2）、五、六、七（1）、八至十一题

一、晶体结构（20分）

1.（以面心立方晶胞为例）描述晶体结构（晶胞）特征的常用参数有哪些？

2. 在体心立方晶胞中画出一个最密排方向并标明晶向指数；再画出过该方向的两个不同的低指数（简单）晶面，写出对应的晶面指数。这两个面和与其平行的密排方向构成什么关系？

二、合金相（20分）

1.（以金属为基的）固溶体与中间相的主要差异（如结构、键性、性能）是什么？

2. 纯金属中溶入另一组元后（假设不会产生新相）会带来哪些微观结构上的变化？这些变化如何引起性能上的变化？

三、晶体缺陷（20分）

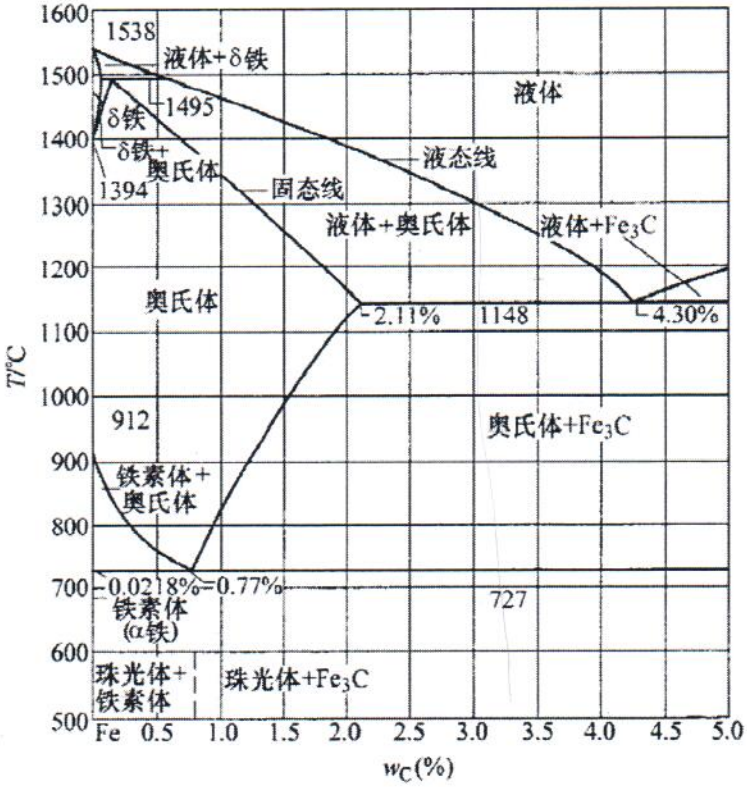
1. 点缺陷（如间隙原子或代位原子）和线缺陷（如位错）为何会发生交互作用？这种交互作用如何影响力学性能？

2. 举例或画图说明什么是小角晶界的位错模型？描述大角晶界有何模型？其含义是什么？

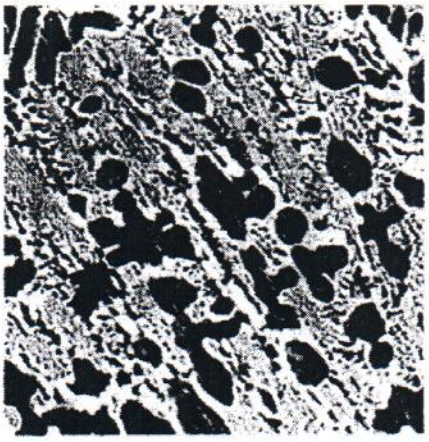
四、相图及凝固（30分）

1. 图11-1为铁碳相图和一个含3.5%C的铁碳合金缓冷凝固组织。说明或示意画出此合金由液相缓冷到共析温度以下的组织变化过程，并说明图11-1b的最终组织；计算图11-1b中箭头所指的树枝状组织的重量百分量；再分别计算共析转变后合金中铁素体和全部的珠光体组织重量百分量（Fe_3C含6.69%C）。

2. 图11-2为一连铸坯低倍组织照片，说明各晶区的名称及成因；若想得到更多的等轴晶粒，可采用哪些方法或措施？



a)



b)

图 11-1　第四题第 1 小题图

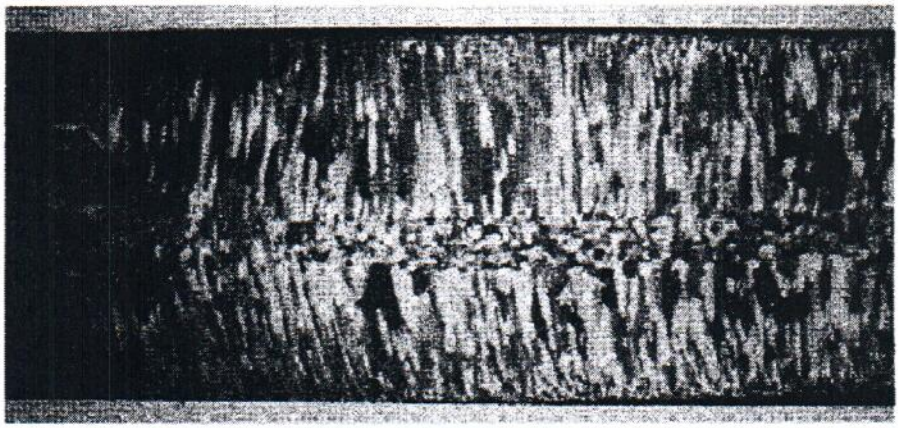


图 11-2　第四题第 2 小题图

五、扩散（10 分）

扩散的微观机制有哪些？一般情况下，哪种机制扩散快一些？一个经凝固而有微观非平衡偏析的合金，采用哪些措施可加速扩散使合金均匀化？描述该过程应用哪种扩散第二定律的解？

六、形变（20 分）

1. 写出面心立方金属的一个具体的滑移系；多晶体变形时，在一定的形变量下，为何有的晶粒内是单系滑移而另一些晶粒内是多系滑移？为何有的晶粒内滑移量大而另一些晶粒内滑移量小？

2. 什么是形变织构？有哪几类？如何表示？

七、再结晶（20分）

1. 简述回复再结晶退火时材料组织和性能变化的规律；为何实际生产中常需要再结晶退火？

2. 再结晶形核地点有什么特点或特征？哪些地点可能是优先的形核地点？

八、固态相变（10分）

什么是连续脱溶？若一个过饱和固溶体在不同时效条件下分别得到如图 11-3 所示的规则形状和不规则形状析出物，该现象说明什么？形成两种组织的大致条件（或工艺）各是什么？

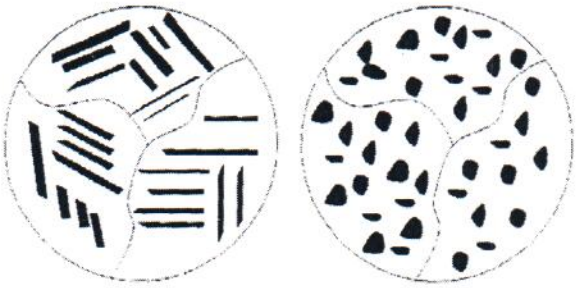


图 11-3　第八题图

九、晶体结构（20分）

1.（以体心立方晶胞为例）描述晶体结构（晶胞）几何特征的常用参数有哪些？

2. 在面心立方晶体结构晶胞中画出一个最密排方向并标明晶向指数；再画出过该方向的两个不同的低指数（简单）晶面，写出对应的晶面指数。这两个面和与其平行的密排方向构成什么关系？

十、相图及凝固（20分）

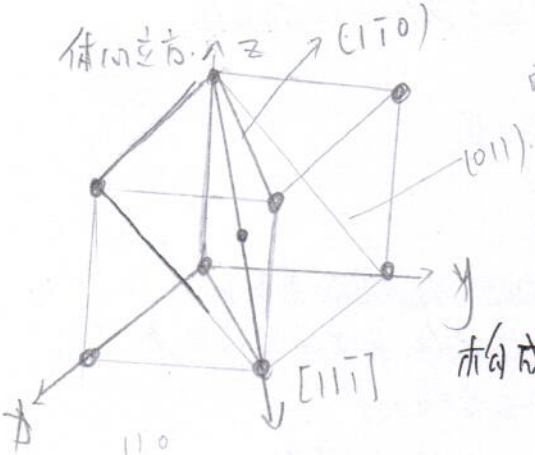
参照图 11-1a（第四题）提供的铁碳相图，说明并示意画出含碳 1.3% 的铁碳合金由液相缓冷到共析温度以下的组织变化过程；计算该合金二次渗碳体的最大重量百分量；再分别计算共析转变后合金中铁素体和珠光体组织重量百分量。

十一、再结晶（10分）

再结晶完成后的晶粒长大过程中，晶粒的平衡形貌（二维条件下）是直的六边形；多于六边的晶粒将吞并少于六边的晶粒而长大。解释原因。

2006

	面心 fcc	体心 bcc	密排 hcp
点阵参数	a	a	a c c/a=1.633
原子半径	$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	$\frac{2}{4}a=\frac{1}{2}a$
原子数	6	2	4
配位数	12	8	12
致密度	0.74	0.68	0.74
间隙 (1)间隙数量	8	12	12
大小	0.225 R	0.291 R	0.225 R
(2)间隙间隙数量	4	6	6
大小	0.414 R	{100}0.154 R {110}0.633 R	0.414 R



面心立方 密排面 {111}
密排向 [110]
体心立方密排面 {110}
密排面 [111]

构成晶带关系

二、1. 固溶体与中间相差异

固溶体保持纯金属的晶体结构，中间相的结构一般与组成元素的结构都不同；
固溶体原子间以金属键结合，中间相以共价键及离子键结合。固溶体塑、韧性好，中间相强度高、韧性较差。

2. 引起点阵畸变，点阵常数会改变；对于置换固溶体当原子半径 $r_B>r_A$（溶质>溶剂）
纯金属溶入另一组元后不产生新相说明形成了固溶体
溶质原子周围点阵畸变平均点阵常数增大，当 $r_B<r_A$ 时溶质原子周围点阵收缩点阵常数减小；对于间隙固溶体而言，点阵常数随着溶质原子的溶入会是增大的。

除会生点阵畸变以外，还会发生局部偏聚和有序化甚至出现超点结构。
会生固溶强化，致使强度提高，塑性降低。
物理性能变化：电阻率一般会增大，电阻温度系数降低，还可以提高磁导率。

三、1. 点缺陷与线缺陷会发生交互作用：

点缺陷会产生点阵畸变，使局部能量提高，附近有弹性应变场；位错也是如此，但位错周围不同位置应力场状态不同，有的为压应力，有的为拉应力；点缺陷会聚集到位错上使应变能降低，使系统的能量降低。吸附溶质的位错是一种稳定组态；此时位错被钉扎而难以运动，使强度提高，会产生上下屈服点现象

2、小角度晶界可看成是由大量的、两个侧原子完全对应/匹配的好区和一组平行或相互垂直的位错组成。取向差完全是靠位错产生的，晶界能是位错能量的加和。

小角度晶界分为（位错模型）

- 对称倾侧晶界：可看成由一系列平行的同号刃位错垂直堆积而成
- 不对称倾侧晶界：可看成由一系列相互垂直的刃位错交叉堆积而成
- 扭转晶界：由一系列螺位错组成

大角度晶界模型有

- 过渡模型：晶界处原子处于两晶粒结构取向折中位置
- 小岛模型：晶界区一部分原子是两晶粒结构匹配较好区，另一部分不匹配较差区。
  差区/好区如小岛状的分布在晶界处。
- 重合点阵模型：一些大角度晶界上一部分原子同属于两个侧点阵结构的交叉点，其密排程度时能量最低。

大角度晶界能：断键数目以及临近层，原子键转变化产生的能量。

四、1、铁碳相图中含3.5%C的铁碳合金缓冷凝固组织。

① 液相冷却时，先形成共晶奥氏体枝晶，剩余的液相进行结晶形成莱氏体。凝固完毕，继续冷却时，奥氏体枝晶周围析出二次渗碳体，到共析温度后，奥氏体转变为珠光体，最后得到枝晶状分布的珠光体和变态莱氏体

黑色为枝晶状珠光体它是由奥氏体枝晶共析转变而来，其相对量为

$$W_{奥氏体} = \frac{4.3-3.5}{4.3-2.11} \times 100\% = 36.36\%$$

平板计算时还应扣除二次渗碳体即

$$W_{奥氏体} - W_{奥氏体} \times \frac{(2.11-0.77)}{6.69-0.77} = 36.36\% - 8.17\% = 28.19\%$$

$$W_{铁素体} = (6.69-3.5)/(6.69-0.0218) \times 100\% = 47.84\%$$

$$W_{珠光体} = (6.69-3.5)/(6.69-0.77) \times 100\% = 53.89\%$$

2、该照片显示出沸腾区、柱状晶区和等轴晶区。①由于铸模温度低造成离铸模近区形成陡峭的温度梯度因此会迅速冷凝，使内部液体加快冷却，模壁提供非均匀形核场所，所以铸件外层迅速形成细晶粒的外壳

②柱状晶区：由于外壳将模壁与液体分离，冷却速度降低加之金属结晶和结晶潜热的释放使液相温度梯度变小，形核率下降，使得靠近液相的小晶粒可以以枝晶的形式充分延展，其中主枝方向垂直于模壁的枝晶生长迅速并伸出二级枝，生长迅速，排挤其它枝晶，最终形成沿垂直大的方向的柱状晶。

③. 柱状晶生长到一定长度，由于前沿液体远离模壁，散热困难，因此冷速慢了柱状晶生长，液体温度降低到液体内部出现许多晶粒核并自各个方向生长，就形成了等轴晶区。

④晶粒方法：加强电磁机械搅拌加入非均匀形核剂或孕育剂。

小结：可扩大等轴晶区。

五、

微观机制有 ①交换机制 ②间隙机制 ③空位机制

①交换机制：相邻原子互换位置，会引起大的畸变和大的能量变化，不太可能

②间隙机制：间隙扩散中，原子从晶体中间间隙位置迁移到另一个间隙位置（即溶质原子存在于晶格间隙中，扩散过程是间隙原子从所处的晶隙挤过晶格原子空隙，到达相邻的另一个间隙）

③空位机制：在~~置换固溶体中~~，由于晶格中存在空位，空位周围的原子由热运动可能进入空位，即利用空位最后达到迁移。

④晶界扩散及表面扩散。

间隙机制扩散速度快，因间隙原子尺寸小，又不需要空位。

偏析的合金可以采用扩散退火，形变后再退火，高能量粒子轰击，满足因应有观察非平衡了偏析的合金，提高空位浓度加速扩散（但不经济，不实用）。这用于正弦解可描述扩散过程，晶体

取上偏析合金中某点成分与合金平均成分相似，作为坐标原点，因其组元成周期性变化，此时浓度分布类似于一正弦曲线 $C=C_m \sin\frac{2\pi}{\lambda}x$

由于浓度梯度存在，在扩散过程中，溶质由高浓度向低浓度迁移，将逐渐均匀化。

扩散方程的解 $C=C_m \sin\frac{2\pi}{\lambda}x\, e^{-\pi^2 Dt/\lambda^2}$ 随着时间t的增加，每一点浓度都逐渐减小，并趋平坦。

$D=D_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$

在浓度峰值处 $C/C_m=e^{-t/\tau}$ $\tau=\frac{\lambda^2}{\pi^2 D}$ $\sin\frac{2\pi}{\lambda}x=\pm1$

τ的降低可加快均匀化速度，a增加通过温度T→D↑，为改进减小机组成品率。

六、~~(111)~~ fcc (111) [110] 一个滑移系，晶粒中某一个滑移系相对于力轴的取向因子大的先滑移开动，取向因子小的后滑移开动。拥有多组滑移系的晶体，滑移首先在取向最有利的滑移系中进行，但由于变形时晶面转动的结果，另一组滑移面上的分切应力也可能逐渐增加到足以发生滑移的临界值以上，于是晶体的滑移就大可能在两组或更多的滑移面上进行或交替进行，从而产生滑移。这也是为何晶粒内有的是单系滑移而有的是多系滑移——晶面转动的结果。

除会发生多系滑移外，还可能发生交滑移，即两个或两个滑移面沿着一个方向组成交替滑移，这就可以使得其在一个面上遇到阻碍从而位错可从原滑移面转移至相交的另一滑移面上继续滑移，这也是为何有的晶粒，内滑移量大而另一些晶粒内滑移量小的原因。

2、形变织构：在塑性变形过程中随着形变~~量增~~不断增加，各个晶粒的滑移面和滑移方向都要朝主形变方向转动，逐渐使各晶体在空间取向上呈现一定规律性这一现象称择优取向，这种组织状态称形变织构。

由加工变形方式不同分板织构与丝织构。拉丝时形成的织构称为丝织构，用<UVW>特征晶向表示，某晶向大致与拉丝方向相平行；轧板时形成的织构称为板织构，其主要特征：各晶粒的某一晶面和晶向基本平行轧面和轧向相平行，用{HKL}<UVW>

七、1、随退火温度的升高或退火时间的延长，形变组织中的位错缠结演变为亚晶，亚晶进行合并并长大；在形变不均匀及变形再结晶形核及长大，等轴晶取代形变长条晶粒；随后是晶粒正常长大；在恢复阶段，强度硬度下降，电阻下降，塑韧性提高，密度提高。这些过程在再结晶阶段比回复阶段更显著。材料不断塑性变形逐渐强烈的加工硬化又使以继续加工；同时，形变组织不稳定，韧性、塑性差，使用性能不好；再有，强烈形变织构的形成也是不希望的。

2、后者晶粒的位错密度/形变储存能低，或有大的位错密度差异；高迁移率大角晶界所扫过优先形核生长；原始晶界，形变时形成的亚晶大角晶界处或通过亚晶的长大逐步形成大角晶界，第二相粒子阻碍迁移。

八、连续脱溶，脱溶均匀地在晶内进行，基体成分在脱溶时连续平缓地由过饱和状态变为饱和状态，这种脱溶称为连续脱溶。

图①从图中两个图不同，可知，因为图示析出物受新相形状与析出物变形能力有关，当界面能主导受能走到作用相近时，易形成针状 图①；当界面能起主导作用时易形成球状。若是脱溶完成后，可能会发生新相聚集的现象，新相逐渐变为球状，所以图②。脱溶完成后的稳定相，图①可能是仍有无取向关系的亚稳定相。图②若是完成了脱溶过程，那么可能是高温时效或者低温下长时间时效，时效效果基本已经消失。图③若是连续析出则应为是低温时效或高温短时间时效，时效效果存在

十一、晶粒呈直六边形且两边界成120°夹角时，各界面张力平衡，晶界稳定，如图a。若晶粒呈七边形，则夹角小于120°而造成过大的向外的界面张力，从而使三叉晶界结点外面晶粒外形多云力使B，以保持结点处的界面张力平衡，至保持120°的夹角关系；其结果使相邻两个晶粒界为向外凹的弯曲界面，产生向外的压应力作用的结果，从而使这晶粒1变大，2、3晶粒缩小，如图b c所示。

参 考 答 案

一、

1. FCC 晶胞中的原子个数 4，密排面 {111} 及密排方向 < 110 >，配位数 12，原子半径$\sqrt{2}a/4$；间隙位置（八面体间隙在体心及等效位置）及个数 4，堆垛顺序 *ABCABC*，致密度 0.74。

2. 如图 11-4，构成晶带关系。

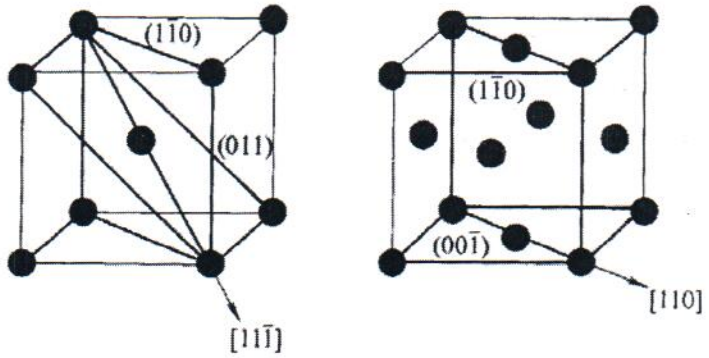


图 11-4　第一题第 2 小题解答图

二、

1. 固溶体保持纯金属的晶体结构，中间相的结构一般与两组元的结构都不同；固溶体原子间以金属键为主，中间相以共价键及离子键为主；固溶体塑、韧性好，中间相的强度高，韧性较差。

2. 引起点阵畸变，点阵常数会改变；会产生局部偏聚或有序，甚至出现超结构。因固溶强化使强度提高，塑性降低；电阻一般增大。

三、

1. 点缺陷产生畸变，使局部能量提高，附近有弹性应变场；位错也是如此，但位错周围不同位置应力场状态不同，有的为压应力，有的为拉应力；点缺陷会聚集到位错上使应变能降低，使系统的能量下降，吸附溶质的位错是一种稳定组态；此时位错被钉扎而难以运动，使强度提高，会产生上下屈服点效应。

2. 小角晶界可看成是由大量的、两侧原子完全对应/匹配的好区和一组平行或相互垂直的位错组成，取向差完全是靠位错产生的；晶界能是位错能量的加和。大角度晶界模型有非晶模型、小岛模型、重合位置点阵模型，后者的含义是特殊的大角晶界内一部分原子同属界面两侧点阵，重合点本身构成一超点阵，晶界过其密排面时能量较低。

四、

1. 液相冷却时，先形成先共晶奥氏体枝晶，剩余的液相进行共晶形成莱氏体，凝固完毕。继续冷却时奥氏体枝晶周围析出二次渗碳体，到共析温度后，奥氏体转变为珠光体，最后得到枝晶状分布的珠光体和变态莱氏体。

箭头所指的是枝晶状珠光体，它是由奥氏体枝晶转变来的，其相对量为：

$$w_{奥氏体} = (4.3 - 3.5)/(4.3 - 2.1) \times 100\% = 36.36\%$$

严格计算时还应扣除二次渗碳体，即：

$$w_{奥氏体} - w_{奥氏体} \times (2.1 - 0.77)/(6.69 - 0.77) = 36.36\% - 8.17\% = 28.19\%$$

$$w_{铁素体} = (6.69 - 3.5)/(6.69 - 0.0218) \times 100\% = 47.84\%$$

$$w_{珠光体} = (6.69 - 3.5)/(6.69 - 0.77) \times 100\% = 53.89\%$$

2. 该照片显示出激冷区、柱状晶区和粗等轴晶区。因铸模温度低造成激冷而形成细等轴晶区；因正的温度梯度和固定的散热方向而形成平行的柱状晶区；因中心液相区内的过冷或冲刷过来的碎枝晶而独立形核形成中心粗等轴晶。

加强电磁或机械搅拌，加入非均匀形核剂或孕育剂，预热钢模快冷，可扩大等轴晶区。

五、扩散的微观机制主要有间隙机制和代位机制。按间隙机制扩散时更快，因间隙原子尺寸小，又不需空位的存在。可通过加热退火、形变后再退火、高能粒子辐射提高空位浓度加强扩散（但不经济不实用）。用正弦解可描述扩散时的浓度分布。

六、

1. 如（111）[$\bar{1}$10]；这是形变的不均匀性；晶粒中某一滑移系相对于力轴的取向因子大时先滑移开动，取向因子小时后滑移开动，所以各晶粒的形变量不同；硬取向力轴引起多系滑移，如 <111>、<100>、<110> 方向，软取向力轴对应单系滑移，如 <123> 方向。

2. 形变过程导致晶粒发生转动，最后各晶粒内的某些晶向趋于平行，这种因形变而导致取向择优称为形变织构。织构分为板织构和丝织构；板织构表示为 $\{HKL\}$ $<UVW>$，表示经轧制变形后，晶粒的 $\{HKL\}$ 面转向平行于轧面，晶粒的 $<UVW>$ 方向转到平行于轧向。丝织构表示为 $<UVW>$。答轧制织构、拔丝织构也得分。

七、

1. 随退火温度的升高或退火时间的延长，形变组织中的位错缠结演变为亚晶，亚晶进行合并并长大；在形变不均匀区内发生再结晶形核及长大，等轴晶取

代形变长条晶粒；随后是晶粒正常长大；在性能上，强度、硬度下降，电阻下降；塑、韧性提高，密度提高。这些过程在再结晶阶段比回复阶段更显著。材料不断的塑性变形造成强烈的加工硬化，难以继续加工；同时，形变组织不稳定，韧性、塑性差，使用性能不好；再有，强的形变织构的形成也是不希望的。

2. 局部高的位错密度/形变储存能，或有大的位错密度差异；高迁移率大角晶界附近。优先形核地点为：原始晶界、形变时形成的新大角晶界处或通过亚晶长大而逐步形成的大角晶界、第二相粒子附近等。

八、脱溶均匀地在晶内进行，基体成分在脱溶时连续平缓地由过饱和状态变为饱和状态，这种脱溶称为连续脱溶。所示图说明有强烈的应变能或界面能的阻力作用，析出相形态可控制。左图说明新相与基体有特定的取向关系，可能是亚稳相；右图一般不存在特定的取向关系，多为稳定相。

左图组织可能在较低温度时效，或稍高温度短时间时效得到；右图可能为高温时效，或低温长时间过时效得到。

九、

1. BCC 晶胞中的原子个数 2，密排面 {110} 及密排方向 <111>，配位数 8+6，原子半径$\sqrt{3}a/4$；间隙位置（八面体间隙在面心及等效位置）及个数 6，致密度 0.68。

2. 见前面第一题第 2 小题答案。

十、液相冷却时，先形成先共晶奥氏体枝晶或等轴晶，直至凝固完毕。继续冷却时奥氏体枝晶无变化，到渗碳体在奥氏体的溶解度曲线后，沿晶界析出少量二次渗碳体。到共析温度后，剩余的奥氏体转变为珠光体，最后得到珠光体和少量网状渗碳体。

网状二次渗碳体的最大重量百分量：

$$w_{渗碳体} = (1.3 - 0.77)/(6.69 - 0.77) \times 100\% = 8.95\%$$

共析转变后合金中铁素体重量百分量：

$$w_{铁素体} = (6.69 - 1.3)/(6.69 - 0.0218) \times 100\% = 80.83\%$$

珠光体组织重量百分量：

$$w_{珠光体} = (6.69 - 1.3)/(6.69 - 0.77) \times 100\% = 91.05\%$$

十一、晶粒呈直六边形且两边界成 120°夹角时，各界面张力平衡，晶界稳定，如图 11-5a 所示；若晶粒呈直七边形，则外角小于 120°而造成过大的向外的界面张力合力，从而使三叉晶界结点 A 向晶外移动到 B，以保持结[illegible]界面张力平衡到保持 120°的夹角关系；其结果使相邻两侧晶界为向外凹的[illegible]生向外的压应力并向外迁移，从而使该晶粒 1 变大，2、3 晶粒缩小[illegible]c 所示。少于六边晶粒的变化可类似讨论。

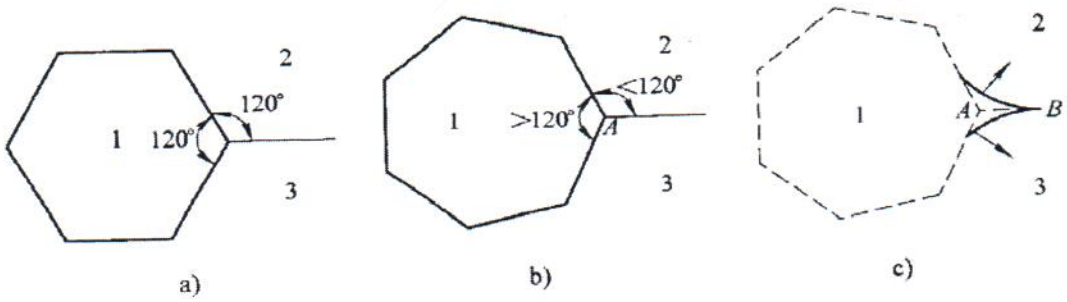


图 11-5　第十一题解答图

2005年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：金属学

适用专业：材料学、材料科学与工程、材料加工工程

说　　明：统考生做一至九题；单考生做一至六和十至十二题

一、晶体结构（20分）

1. 什么是晶面族？{111} 晶面族包含哪些晶面？

2. 面心立方结构金属的［100］和［111］晶向间的夹角是多少？{100} 面间距是多少？

3. 面心立方结构和密排六方结构金属中的原子堆垛方式和致密度是否有差异？请加以说明。

二、合金相（15分）

1. 解释间隙固溶体和间隙相的含义，并加以比较。

2. 为什么固溶体的强度常比纯金属高？

三、晶体缺陷（15分）

1. 晶体内若有较多的线缺陷（位错）或面缺陷（晶界、孪晶界等），其强度会明显升高，这些现象称为什么？强度提高的原因是什么？

2. 上述的两类缺陷是怎样进入晶体的？举例说明如何提高这些缺陷的数目？

四、相图热力学（10分）

利用图10-1的自由能-成分曲线说明，公切线将成分范围分成三个区域，各区域内哪些相稳定？为什么？

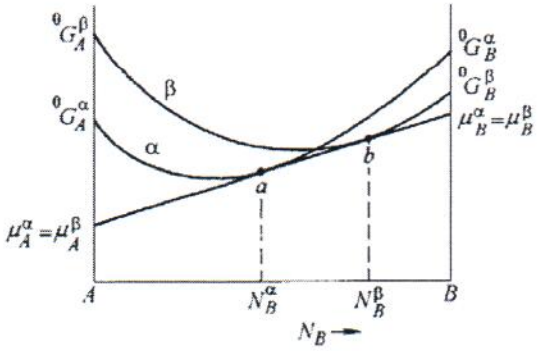


图10-1　第四题图

五、凝固（20分）

1. 相同过冷度下比较均匀形核与非均匀形核的临界半径、临界形核功、临界晶核体积，哪个大？

2. 合金凝固时的液/固界面前沿通常比纯金属液/固界面前沿更容易出现过冷？为什么？

3. 典型的金属（如铁）和典型的非金属（如硅，石墨）在液相中单独生长时的形貌差异是什么？

六、扩散（20分）

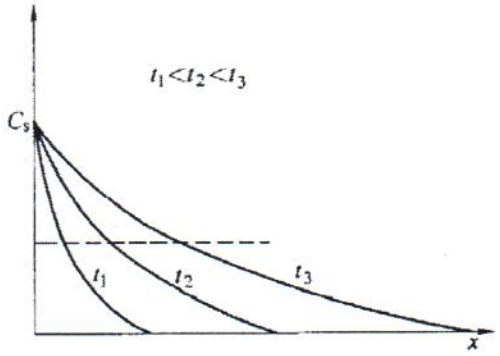


图 10-2　第六题第 1 小题图

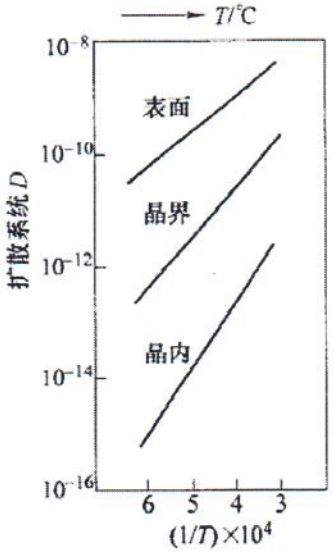


图 10-3　第六题第 2 小题图

1. 菲克第二定律的解之一是误差函数解，$C = A + B\mathrm{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$，它可用于纯铁的渗碳过程。若温度固定，不同时间碳的浓度分布则如图 10-2。已知渗碳 1 小时后达到某一特定浓度的渗碳层厚度为 0.5mm，问再继续渗碳 8 小时后，相同浓度的渗层厚度是多少？

2. 图 10-3 为测出的钍在不同温度及以不同方式扩散时扩散系数与温度的关系，从该实验数据图中能得出哪些信息？

七、形变（20分）

1. 常温下金属塑性变形有哪些主要机制？它们间的主要差异是什么？

2. 面心立方金属铜在三种不同条件下的真应力-应变曲线如图 10-4。说明它们可能是在怎样的温度和应变速率下形成的？为何有

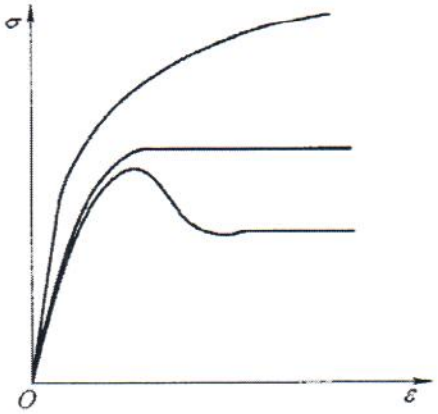


图 10-4　第七题第 2 小题图

这样的形状？

3. 什么是上、下屈服点效应（在纯铁或低碳钢中）？原因是什么？

八、再结晶（20 分）

1. 给出金属发生再结晶的基本条件（驱动力）。

2. 指出再结晶、结晶、固态相变之间的主要区别。

3. 图 10-5 示意画出一种常见的再结晶形核机制，请解释该地点优先形核的原因和形核过程。

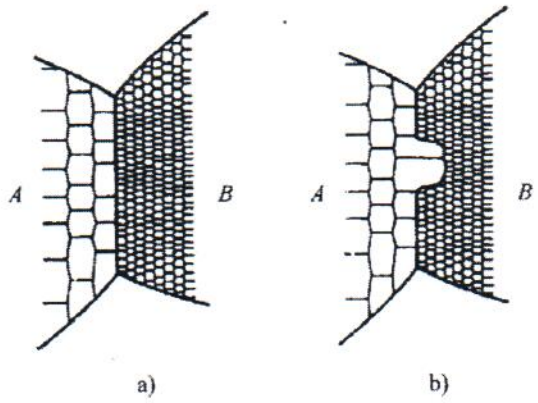


图 10-5　第八题第 3 个小题图

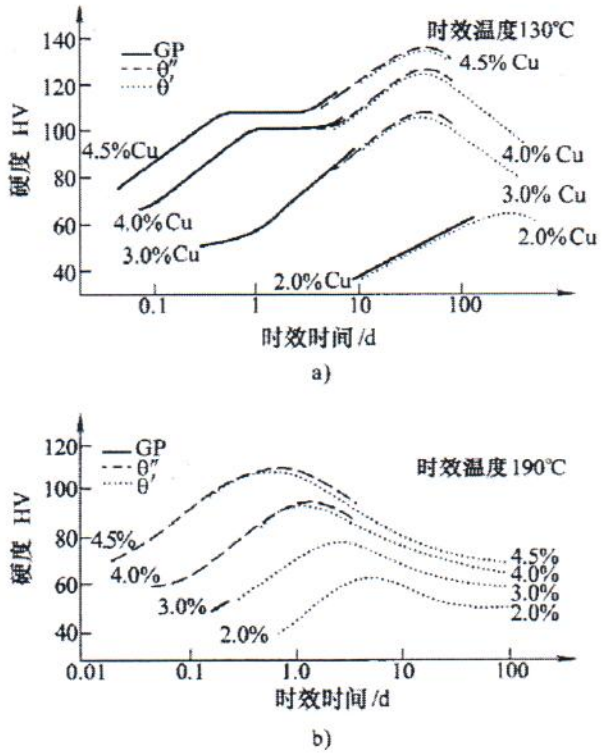


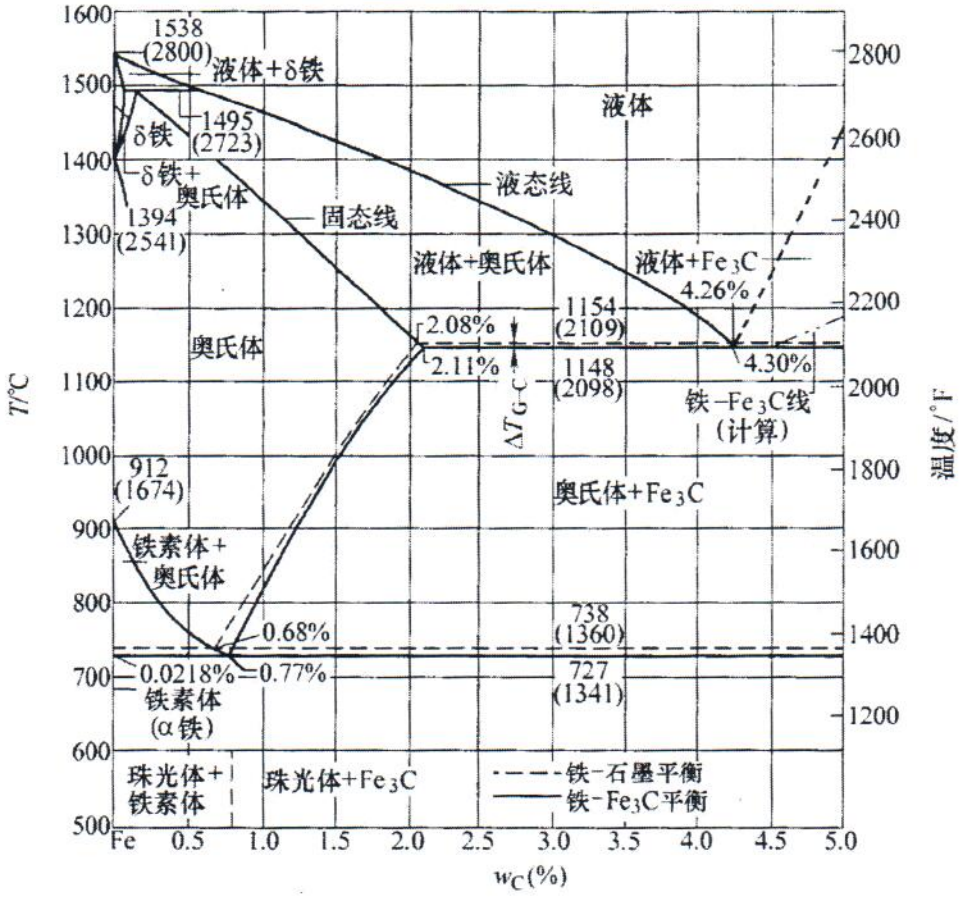
图 10-6　第九题图

4. 再结晶动力学公式为 $X = 1 - e^{-kt^n}$，各参数表示的含义是什么？以 X-t 的关系作图，曲线的形状大致是怎样的？如何处理可得一条直线？处理成直线有何用途？

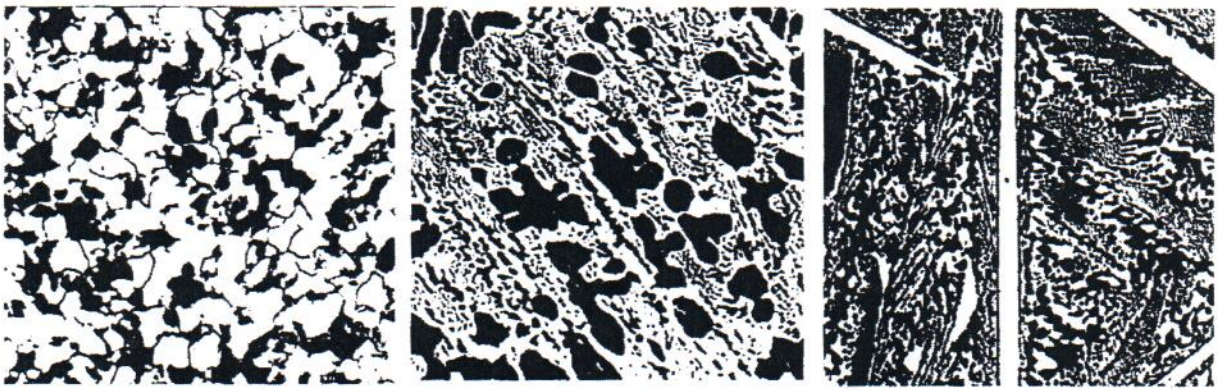
九、固态相变（10 分）

图 10-6 为两组铝铜合金的时效强化曲线；讨论成分变化及时效温度对力学性能（这里是硬度值）的影响，分析可能的原因。

十、固态相变（15 分）



a)



b) c) d)

图 10-7 第十二题图

2025

一、

1. 晶体中原子或分子排列相同的晶面的组合称为晶面族。因对称关系，这些面间距不必一样。立方系{111}晶面族包括(111)(\bar{1}11)(1\bar{1}1)(11\bar{1})四个。

2. 面心立方结构金属的[100]和[111]晶向间夹角是多少？{100}面间距是多少？

$\cos\varphi = \frac{1}{1\cdot\sqrt{3}} = \frac{\sqrt{3}}{3} \Rightarrow \varphi = 54.7°$　　面间距：{100}。$d = \frac{1}{\sqrt{(\frac{h}{a})^2+(\frac{k}{b})^2+(\frac{l}{c})^2}}$

$d = \frac{a}{\sqrt{1^2+0^2+0^2}} = a$　　所有晶面 { 体心立方 hkl 之和 = 奇数；面心立方 hkl 不全为奇或不全为偶；密排六方 h+2k=3n (n=1,2…) 且l为奇数 }

$d = \frac{a}{2}$.

3. 面心立方 fcc 以ABCABC…排列，致密度 $\frac{nv}{V} = \frac{4\times\frac{4}{3}\pi r^3}{a^3}$　$r = \frac{\sqrt{2}}{4}a$.

密排六方 hcp 以ABAB…排列，致密度 $\frac{nv}{V} = \frac{6\times\frac{4}{3}\pi r^3}{6\times\frac{1}{2}a\cdot\frac{\sqrt{3}}{2}a\cdot c}$　$r = \frac{a}{2}$　$c = a\times1.633$

两者致密度均为0.74

二、

4. ① 间隙固溶体是固溶体：溶质溶入溶剂晶体结构中取代溶剂部分点阵位置，所形成的固溶体，它保留了溶剂的晶体类型。

间隙相：属于化合物（与原子尺寸因素相关的化合物），且AB原子数成比例。

两者性能上有很大差异，前者韧塑性好，后者硬，塑性差。

共性：两者中的金属元素原子在间隙位置，本身尺寸很小。

② 固溶中两类原子尺寸不同引起点阵畸变造成固溶强化，阻碍了位错的运动，造成强度硬度上升。（固溶体强度比纯金属强度大的原因）

三、

1. 这些现象称形变强化和晶界强化。原因：这些缺陷的存在会阻碍位错的运动。例如：①线缺陷的存在，位错运动时相互其发生交互作用而使运动的位错被钉扎，而致使需更大的外力才能使其脱去钉扎，造成强度升高。例如：面缺陷，面缺陷处位错聚集被堆积，而相邻晶界取向不同而无法直接运动进去，造成晶界处应力提高，对晶内产生反作用力，阻止位错运动。

2. 位错的生成

① 1) 晶体生长过程中产生位错

① 由于熔体中杂质原子在凝固过程中不均分布，使晶体先后凝固部分的成分不同，从而点阵常数也有差异，形成的位错可称之为溶质浓度。

② 由于温度不均匀，冷速不均匀，机械振动等的影响，致使生长着的晶体偏离或弯曲，引起相邻晶块之间有位相差，它们之间就会形成位错。

③ 在晶体生长过程中，由于相邻晶粒之间互相挤压或因液流冲击，以及凝固时体积变化的热应力的等原因，会使晶体表面产生台阶或受力变形而形成位错。

(2) 由于自高温极快淬冷时，反应来不及，晶体内存在大量过饱和空位，空位的聚集易形成位错。

(3) 晶体内部的某些界面（如第二相质点、孪晶、晶界等）和位错交叉的附近，由于热应力和组织应力的作用，往往会引起应力集中现象，当此应力高至足以使该局部区域发生滑移时，就在该区域形成位错。

位错的增多主要靠形变，通过萌生与增殖在晶粒内不断产生位错；晶粒细化可以通过凝固时加非均匀形核剂或高的冷却速度获得，也可通过大形变，或再结晶，或相变的方法。

四.

在 $A-N_B^{\alpha}$ 中 α 的自由能明显低于 β 因此在此区域 α 相稳定。

在 $N_B^{\beta}-B$ 中 β 相的自由能明显低于 α，因此此区域中 β 相稳定。

而在 $N_B^{\alpha}-N_B^{\beta}$ 成分区域中 斜线在 A 轴上的截距为 A 组元在 α 相与 β 相中化学势相同 在 B 成分轴上截距为 B 组元在 α 相与 β 相中化学势一样

（在任意一相的吉布斯自由能成分曲线上自一点的切线，其两端分别与纵坐标相截，A 组元的截距表示 A 组元在固溶体成分为切点成分时的化学势 μ_A；B 组元在固溶体成分为切点成分时化学势 μ_B）。

在二元系中当两相（如图中的 α 和 β）平衡时满足条件 $\mu_A^{\alpha}=\mu_A^{\beta}$ $\mu_B^{\alpha}=\mu_B^{\beta}$。即两组元分别在两相中化学势相等。

在 $N_B^{\alpha}-N_B^{\beta}$ 成分时 此时化学势为混合物 即两相共存时最低

因此在 $N_B^{\alpha}-N_B^{\beta}$ 中 $\alpha+\beta$ 最稳定。

五. 1. 临界半径相同；临界形核功是均匀形核的十倍；临界晶核体积只是均匀形核的十分之一。

~~2. 在金属界面前沿会出现组成过冷，即界面前沿液体的富集导致高于固溶度的成分过冷。~~

$R^*=-2\sigma/\Delta G_V$ $\Delta G_V=-2\times10^{7}\,J/m^3$

临界半径为过冷度决定。而临界形核功对非均匀形核来说很小，因为非均匀形核是在母相中存在的异质处形核，使得母相与核的表面。所以所需形核功小。

临界半径相同 但均匀形核时形成球状晶体，非均匀形核形成球冠状晶体 因此两者之间均匀形核时临界晶核体积大。

六

1. 根据题意 ~~温度与扩散系数均不变~~ 可得 $C=A+B\,\mathrm{erf}\left(\frac{0.5}{2\sqrt{Dx_1}}\right)$ ①

$C=A+B\,\mathrm{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dx_9}}\right)$ ②

由①②可式可得 $x=1.5\,mm$.

2. ① 随温度升高，扩散速度加快；

② 表面扩散最快，晶内扩散最慢.

③ 扩散系数与温度是指数关系，即设图是 $D=D_0\exp(-Q/RT)$ 对数处理结果

④ 利用直线关系可求常数 D_0 和激活能 Q.

七、塑性变形的形变机制为滑移与孪生.

差异：

	滑移	孪生
晶体中的位向	晶体中已滑移部分与未滑移部分位向相同	孪晶和基体的位向不同，两部分有特定位向关系
位移的量	原子位移是沿滑移方向上原子间距整数倍，且在同一滑移面上	原子位移是原子间距的 $\frac{1}{n}$
塑性变形的贡献	贡献大 即总变形量大	贡献小 即总变形量小
变形应力	有确定的分切应力	所需分切应力一般高于滑移分切应力
变形条件	一般情况下先进行滑移	当滑移很难进行时或晶体对称度很低、温度很低、加载速度高时
变形机制	滑移是位错运动的结果	孪生是分位错运动的结果.

2. (1) 最上面的一条曲线具有明显加工硬化现象，说明它是在低温或高应变速率下变形的强度显著提高，而塑性下降很快，即产生了加工硬化现象. 产生这种现象的原因是因为塑性变形时晶界的阻碍和晶粒之间的相互协调困难. 要求晶粒不可能以单一的滑移系变形，而是多组滑移同时发生作用，因此硬化曲线较陡峭.

(2) 中间的曲线具有明显的动态回复现象，因此中间的曲线是在中温或中等应变速率下变形的. 出现这种现象的原因是在微应变阶段 ~~应力增大很快，出现加工硬化，随应变增加而迅速增加，不发生动态再结晶，即微应变加工硬化阶段~~ 应力增大很快，出现加工硬化，之后才开始塑性变形，同时出现动态回复，在后面的稳流变阶段，加工硬化与动态回复接近平衡，加工硬化率基本不变，出现应力不随应变增加的稳定状态

微应变阶段 → 均匀应变阶段 → 稳定流变阶段

(3) 最下面的一条曲线具有明显的动态再结晶现象，因此是在高温或低应变速率下变形，这种现象的原因主要是材料随应变的增加而迅速增加，不发生动态结晶，即应变~~很小~~ 微小~~硬化~~ 加工硬化阶段，随后出现动态再结晶软化作用，但是加工硬化仍占主导地位，当应力至达某一值后由于结晶加剧应力随应变降低，最后加工硬化与动态再结晶软化达到平衡，进入稳定流变阶段

微应变加工硬化阶段 → 动态再结晶软化阶段 → 稳定流变阶段

3. 因为低碳钢中存在C、N等间隙原子，间隙原子与位错交互作用形成间隙原子气团，即不可见的气团。它对位错有钉扎作用。对于低碳钢进行拉伸时，位错要从气团中挣脱出来需要较大的力。这就形成了上屈服点。而一旦从气团中挣脱开之后，位错的滑移就比较容易。因此应力下降，出现下屈服点。

八.

1. 基本条件(再结晶)：有一定的形变储存能，一定的温度

2. (1) 将冷变形金属加热到一定温度之后，在原变形组织中产生了无畸变的新晶粒取而代之，性能也发生了明显的变化并恢复到变形前的状态，这个过程称为再结晶。再结晶只是组织变化，没有结构变化，驱动力是形变中的储存能

(2) 结晶是从非晶态的液相/气相或固态非晶体中产生了晶体的过程，这是一种结构变化，驱动力为化学自由能差。

(3) 固态相变是一种固态组织在温度压力变化时，转变为另一种或多种固态相组织的过程，固态相变主要形成分结构、原子排列、均发生改变，并且具有一系列热、力学、性质特征。其驱动力是新旧两相的自由能差。

3. 晶界形核过程，晶界两侧应变量不同，位错密度不同，形变储存能也不同，这就高应变能的一侧被低应变能的一侧吞噬形成新晶粒。

[对于变形度较小(一般小于20%)的金属，其再结晶晶核大多以晶界弓出方式形成，即应变诱导晶界移动，或称凸出形核机制。当变形量较小时，各晶粒之间位于形变不均匀而引起位错密度不同。为了降低系统自由能，在一定温度条件下，晶界处位错密度较低晶粒区中，吞食B晶粒中位错密度较大的某些亚晶粒开始通过晶界弓出凸入到高位错密度晶粒区中，吞食B晶粒中亚晶粒形成无畸变的再结晶形核]。

4. $\varphi_R = 1-\exp(-Bt^K)$ / $X = 1-e^{-kt^n}$

X为再结晶分数，t是时间，K、n都是常数。K主要与形核率和长大速率有关，n主要和形核机制、晶粒和新相形状有关。以X-t的关系作图，曲线的形状是S或G形状，50%转变量时转变速度最快。对数处理可得一条直线；处理成直线，可通过测不同时间的再结晶量求出K n值。

九. 随着合金中合金元素量提高，迁移率减小，K增加，因此驱动力增大，形核率增加，速度加快。

石英变体增加。时效温度越高，扩散速度加快，形核率加快，但迁移率减小，因此驱动力也减小，GP区或亚稳相可能不出现。时效强化主要靠GP区和θ'相，因两者细小弥散，有共格或半共格界面，强化效果好。

十. 1. 时效强化的工艺路线：

经高温加热及快速冷却的固溶处理得到过饱和单相组织，然后在一定温度和时间内时效到最高硬度/强度，得到析出的强化相。

2. 同素异晶转变主要是纯铁或固态下出现的相变，没有成分变化，受扩散过程控制。

马氏体相变，是无扩散，切变型相变，在纯金属及合金中都会出现，是界面控制的。

脱溶出现在合金中，有成分变化，主要是长程扩散控制。

十一. 单向压缩条件下，从例1的观察，随形变量↑，晶粒由等轴状变为长条状，晶粒内部位错增多，形成位错缠结，亚晶界或高角晶界，强度硬度提高，塑性下降。形变温度提高，晶粒变成长条状的速度变小，因热激活作用增强，亚晶界的通开形成亚晶，对强度稳定，甚至出现动态再结晶的组织。强度提高和塑性下降的速度都变小。

十二. 图b组织为0.40%C合金，即共析钢；先共析铁素体（白色）和珠光体（黑色）组成。在缓冷过程中合金液相反应结晶出奥氏体，接着在727℃下发生奥氏晶反应，由于已晶的析出使液相成分还有剩余液相，因此以液相继续凝固成奥氏体，继续冷却时，这奥氏体析出铁素体随温度下降铁素体增多，当温度降至727℃时剩余奥氏体发生共析转变形成珠光体。

图c组织为3.4%C合金，即亚共晶白口铸铁。图中析出块状的大块黑色组织是先共析奥氏体转变成的珠光体，其余白色为变态莱氏体。先共晶奥氏体析出的二次渗碳体和共晶渗碳体难以区分。

图d. 组织为4.7%C合金，即过共晶白口铸铁。合金液首先冷却到1148℃时发生共晶转变形成莱氏体，继续冷却，共晶体中的奥氏体不断析出二次渗碳体，当温度降至727℃时共晶奥氏体中含碳量降至共析点0.77%，此时在恒温下发生共析转变，形成珠光体。最后得到的组织室温莱氏体，称变态莱氏体，用Ld'表示，它保持原莱氏体的形态只是共晶奥氏体转变为珠光体。

1. 简述时效（强化）处理的工艺路线及原理。

2. 同素异晶转变、马氏体相变、脱溶转变有何主要区别?

十一、形变（15分）

简述单向压缩条件下，形变量、形变温度对金属组织及性能的影响（包括晶粒形状和位错亚结构的变化)? 可用示意图表示。

十二、铁碳相图（20分）

1. 图10-7a为铁碳相图，图10-7b、c、d分别为3个不同成分（设为0.45%C、3.4%C、4.7%C）的铁碳合金缓冷凝固组织（包括随后的固态相变、硝酸酒精浸蚀)。说明它们各是哪个成分的合金，为什么?

2. 分析图10-7d组织的凝固过程，并计算该合金中白色长条状组织的重量相对量（Fe_3C含6.69%C)。

参 考 答 案

一、

1. 晶体中原子或分子排列相同的晶面的组合称为晶面族。因对称关系，这些面往往不止一种。立方系｛111｝晶面族包括(111)、$(\bar{1}11)$、$(1\bar{1}1)$、$(11\bar{1})$四个。

2. 晶面间夹角 $\cos\varphi = 1/\sqrt{3}$；$\varphi = 54.7°$。面间距 $d = a/2$（a 为点阵常数)。

3. FCC按 *ABCABC* 方式堆垛，而HCP按 *ABABAB* 堆垛；致密度无差异，都是0.74。

二、

1. 前者为固溶体，保持溶剂的晶体结构，且溶解度很低；后者是中间相(尺寸因素化合物)，且A、B原子数成比例。性能上有很大差异，前者韧、塑性好；后者硬，塑性差。共性是两者中的合金组元都在间隙位置，本身尺寸很小。

2. 因合金中两类原子尺寸不同，引起点阵畸变，阻碍位错运动，造成固溶强化。

三、

1. 称形变强化和晶界强化（或细晶强化)。原因是两类缺陷的增多都明显阻碍位错的运动，从而提高强度。

2. 位错的增多主要靠形变，通过萌生与增殖在晶粒内不断产生位错；晶粒细化可通过凝固时加非均匀形核剂或高的冷却速度获得，也可通过大形变，或再结晶，或相变的方法。

四、左侧 $A \sim N_B^\alpha$ 范围是α相稳定，因它的自由能最低；右侧 $N_B^\beta \sim B$ 范围是β相稳定，也因其自由能最低；两公切点之间 $N_\beta^\alpha \sim N_\beta^\beta$ 范围是α+β两相共存稳定，因任意一个单相存在时的自由能都不如它分解为成分为公切点处的α+β时

两相自由能的加权值（在公切线直线上）低。

五、

1. 临界半径相同；临界形核功是均匀形核时高；临界晶核体积也是均匀形核时大。

2. 合金界面前沿会出现组成过冷，即界面前溶质的富集提高了局部区域的熔点，所以更易出现过冷。

3. 因两者分别是粗糙型（铁）和光滑型界面（硅等），前者是外形均匀的等轴晶或枝晶，后者为规则多边形、有棱角的形状。

六、

1. 因浓度 C、扩散系数 D 都不变，有 $\frac{X_1}{X_2}=\sqrt{\frac{t_1}{t_2}}$，代入相应值得：$X_2=3X_1=1.5\text{mm}$。

2. 随温度升高，扩散速度加快；表面扩散最快，晶内扩散最慢。扩散系数 D 与温度 T 是指数关系，即该图是 $D=D_0\exp(-Q/RT)$ 对数处理的结果；利用直线关系可求常数 D_0 和激活能 Q。

七、

1. 主要形变机制是滑移和孪生；滑移产生的切变量是原子间距的整数倍，孪生产生的切变量是原子间距的一个分数；由此产生一系列其他方面的差异。答其他方面差异的也酌情赋分。

2. 有明显加工硬化的是在低温（或高应变速率）下变形；出现硬化、软化抗衡（动态回复）的是在中温（或中等应变速率）下变形；有一明显软化阶段（动态再结晶）的是在高温（或低应变速率）下变形。

3. 含 C、N 间隙原子的低碳钢形变时，滑移启动时的抗力较大（上屈服点），滑移进行时的抗力较小（下屈服点），在应力应变曲线上可明显看出。原因是间隙原子聚集在位错上（柯氏气团）钉扎了位错，出现上屈服点，位错一旦摆脱钉扎后便不受影响（对应下屈服点）。

八、

1. 要有一定的形变储存能，一定的温度。

2. 再结晶只是一种组织变化，没有结构变化，驱动力是形变储存能；结晶是从非晶态的液相、气相或固态非晶体中形成晶体的过程；固态相变是固/固相的结构变化。后两者的驱动力都是化学自由能差。

3. 这是应变诱导晶界迁移机制；晶界两侧应变量不同，位错密度不同，形变储存能不同，造成高应变能的一侧被低应变能的一侧吃掉，形成新晶粒。

4. X 是再结晶分数，t 是时间，k、n 都是常数，k 主要与形核率和长大速度有关，n 主要和形核机制、地点和新相形状有关。以 X-t 的关系作图，曲线的

形状是 S 或 σ 形状，50% 转变量时转变速度最快。对数处理可得一条直线；处理成直线可通过测不同时间的再结晶量求出 k、n 值，了解更多的微观信息。

九、随铝中含铜量提高，过饱和度加大，脱溶驱动力加大，析出速度加快，硬度值增加。时效温度越高，扩散速度加快，析出加快，但过饱和度减小，脱溶驱动力也减小，GP 区或亚稳相可能不出现。时效强化主要靠 GP 区和 θ''相，因两者很细小弥散，有共格或半共格界面，强化效果好。

十、

1. 经高温加热及快速冷却的固溶处理得到过饱和单相组织，然后在一定温度和时间内时效到最高硬度/强度，得到弥散、共格析出的强化相。

2. 同素异晶转变主要是纯组元固态下出现的相变，没有成分变化，短程扩散过程控制；马氏体相变是无扩散、切变型相变，在纯金属及合金中都会出现，是界面过程控制的。脱溶出现在合金中，有成分变化，主要是长程扩散控制的。

十一、从侧面观察，随形变量加大，晶粒由等轴状变为长条形，晶粒内部位错增多，形成位错缠结、亚晶界或新的大角晶界；强度、硬度提高，塑性下降。形变温度提高，晶粒变成长条状的速度变慢，因热激活作用增强，亚晶界加速形成，亚晶尺寸趋于稳定，甚至出现动态再结晶组织。强度提高和塑性下降的速度都变慢。

十二、

1. 图 10-7b 组织为 0.45%C 合金，即亚共析钢，因其由等轴铁素体（白色）和珠光体（黑色）组成。图 10-7c 组织为 3.4%C 合金，即亚共晶白口铸铁，因其有枝晶状珠光体（黑色，原奥氏体晶粒形状）和变态莱氏体组成。图 10-7d 组织为 4.7%C 合金，即过共晶白口铸铁，因其由板条状白色一次渗碳体和变态莱氏体组成。

2. 液相冷却时，先形成板条状一次渗碳体，再形成共晶莱氏体，冷至室温后莱氏体变为变态莱氏体。一次渗碳体的相对量为：$(4.7-4.3)/(6.69-4.3)=16.7\%$。

2004年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目： 金属学
适用专业： 材料学、材料科学与工程、材料加工工程
说　　明： 统考生做一至十一题；单考生做一至八和十二至十四题

一、简述题（4分/小题，共40分）

1. 滑移临界分切应力
2. 金属键
3. 中间相
4. 布喇菲（Bravais）点阵
5. 再结晶温度
6. 滑移系
7. 位错
8. 二次再结晶
9. 偏析
10. 马氏体相变

二、单相金属或合金各晶粒间的界面一般称之为晶界，通常晶界又分为小角度晶界和大角度晶界两大类，试问：划分为两类晶界的依据是什么？并讨论构成小角度晶界的结构模型。(10分)

三、分别画出立方晶系晶胞内的(110)、(112)晶面和[110]、[111]晶向。（10分）

四、讨论晶体结构和空间点阵之间的关系。(10分)

五、什么是固溶体？讨论影响固溶体溶解度的主要因素。(10分)

六、分析和讨论冷加工金属或合金塑性变形后回复再结晶过程中组织和性能的变化特征。(10分)

七、画出 $Fe\text{-}Fe_3C$ 相图，分析含碳量为1.1wt%（重量百分比）的铁碳合金从液相平衡凝固到室温时的转变过程，画出组织转变示意图，并计算出室温时各组织的相对含量。(20分)

八、分析和讨论影响金属或合金中原子扩散的主要因素。(10分)

九、以Al-4.5%Cu合金为例，分析过饱和固溶体的脱溶分解过程（脱溶贯序），并讨论脱溶温度对脱溶贯序的影响。(10分)

十、金属的固态相变与金属的结晶过程基本一样，大多也包括形核和生长两个基本阶段，但在固态相变过程中新、旧两相的比容不同，使系统额外增加了应变能以及由相界面上的原子不匹配而引起的弹性应变能，因此固态相变在许多方面与结晶过程有着显著的差异。试分析固态相变的一般特点。(10分)

十一、写出所附 Au-Hf 体系相图（图 9-1）中的三相反应，并划出虚线框内部分的相平衡关系局部扩大示意图。(10 分)

十二、分析固态相变和回复再结晶过程的驱动力。(10 分)

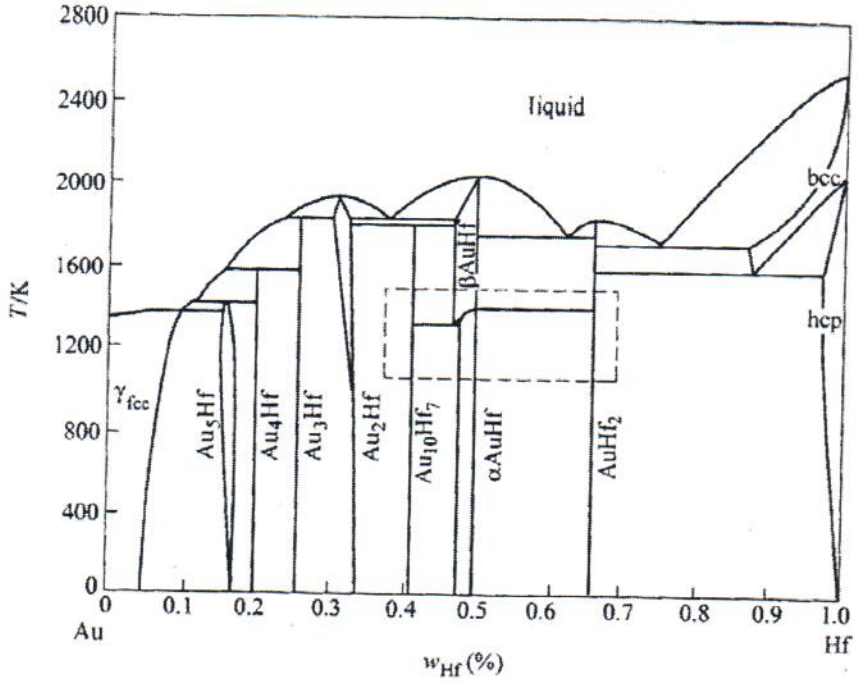


图 9-1　第十一题图

十三、叙述钢锭中常见的宏观组织缺陷，消除或改善方法。(10 分)

十四、叙述常见的金属晶体中的内外界面。(10 分)

参 考 答 案

一、

1. 滑移临界分切应力：滑移系开动所需的最小分切应力；它是一个定值，与材料本身性质有关，与外力取向无关。

2. 金属键：自由电子与原子核之间静电作用产生的键合力。

3. 中间相：合金中组元之间形成的、与纯组元结构不同的相。在相图的中间区域。

4. 布喇菲点阵：除考虑晶胞外形外，还考虑阵点位置所构成的点阵（或：除考虑旋转对称性外，还考虑平移对称性，经有心化后构成的全部阵点）。

5. 再结晶温度：形变金属在一定时间（一般 1h）内刚好完成再结晶的最低温度。

6. 滑移系：晶体中一个可滑移面及该面上一个可滑移晶向合称一个滑移系。

7. 位错：是晶体内的一种线缺陷，其特点是沿一条线方向原子有规律地发

2004

一、1. 临界分切应力 滑移：晶体在切应力作用下沿滑移面滑移，但其中许多滑移系并非同时参与滑移，而只有外力在某一滑移系中的分切应力达到一定临界值时，该滑移系方可发生滑移。这分切应力称滑移的临界分切应力。 $\tau_c = \frac{F}{A}\cos\varphi\cos\lambda = \sigma_s\cos\varphi\cos\lambda$，$\cos\varphi\cos\lambda$ 为取向因子

2. 金属键：~~在金属中~~自由电子与原子核之间静电作用产生的吸引力。

3. 中间相：合金中各组元之间形成的与纯组元结构不同的相，在相图的中间区域。

4. 布喇菲点阵：除考虑晶胞外形外，还考虑阵点位置所构成的点阵（按单个阵点周围环境完全相同的要求用数学方法推导出的能够反映空间点阵全部特征的单位平面六面体，有14种，这14种空间点阵也称布喇菲点阵）

5. 再结晶温度：冷变形金属发生再结晶的最低温度，可用金相法或硬度法测定，即以显微镜中出现第一批无畸变晶粒时的温度或以硬度下降50%所对应的温度称再结晶温度

工业上：以经大变形量（>70%）的冷变形金属经退火后能完成再结晶（>95%）所对应的温度

6. 滑移系：晶体中一个可滑移面及该面上一个可滑移晶向合称一个滑移系

7. 位错：是晶体内的一种线缺陷，其特点是沿一条线附近的原子有规律地发生错排。这种缺陷可用一线方向和一个柏氏矢量共同描述

8. 二次再结晶：再结晶结束后，正常长大过程被抑制而进入异常长大阶段的少数晶粒异常长大现象。

9. 偏析：合金中化学成分的不均匀性

10. 孪晶相变：是一类非扩散型的固态相变，其特点产物（孪晶）通常为亚稳相。

二、 相邻晶粒位向差小于10°的晶界 —— 小角度晶界

相邻晶粒位向差大于10°的晶界 —— 大角度晶界

小角度晶界模型为位错模型。

对称倾侧晶界 由一系列平行同号位错垂直堆积而成

不对称倾侧晶界：由一系列垂直的同位错交叉堆积而成 柏氏矢量相互

扭转晶界：—— 可看成由互相交叉的螺型位错组成。

大角度晶界

重合位置点阵模型。

三、

四. 两者之间关系可用"空间点阵+基元=晶体结构"来描述

空间点阵是晶体中质点排列的几何抽象，用以描述和分析晶体结构的周期性和对称性。由于点阵点的周围环境相同，故它只能有14种，而晶体结构则是指晶体中质点（原子、离子或分子）的具体排列情况，它们能组合成各种类型排列。例如面心立方点阵的 Cu NaCl CuZn 三种晶体结构有很大差异，又如 Cr CsCl 的晶体结构，虽同是体心立方结构但 Cr 属体心立方，CsCl 为简单立方

五、固溶体：溶质原子以原子态溶入溶剂的晶格点阵中形成的单一、均匀的固态溶体，其特点是保有溶剂的~~晶体结构~~点阵类型。

影响固溶度因素

① 晶体结构：拥有相同的晶体结构是组元间形成无限固溶体的必要条件。

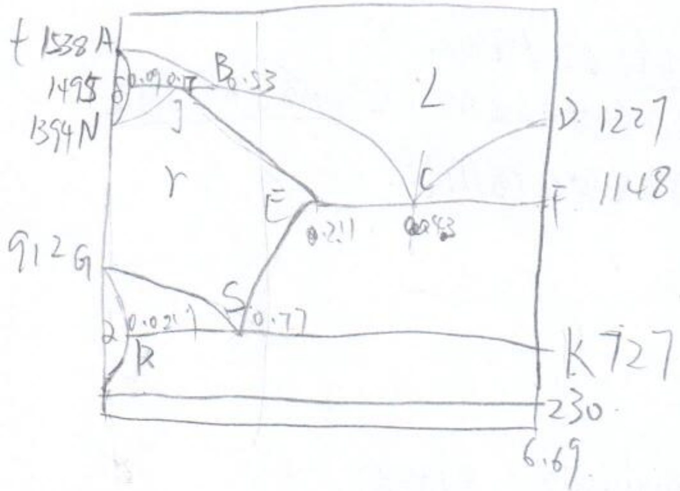
② 原子尺寸因素：在其他条件相近情况下，原子半径差小于15%更易形成溶解度大的置换固溶体

③ 电负性因素：溶质与溶剂电负性差越小，溶解度越大

④ 原子价因素：{同一溶剂金属，溶质的原子价越高，溶解度越小。高价溶质溶入低价溶剂溶解度较反之要大。

六、回复再结晶时材料组织变化：退火过程主要分为回复、再结晶、晶粒长大三个阶段。回复阶段由于发生大角度晶界迁移，所以晶粒的形状大小与变形态相同，仍保持着纤维状或扁平状，从显微组织上几乎看不出变化，但亚结构发生变化，在再结晶阶段，首先在畸变度大的区域产生新的无畸变晶粒核心，然后逐渐消耗周围的变形基体而长大，直到形变组织完全改组为新的无畸变等轴晶粒为止，最后在表面能的驱动下，新晶粒相互吞食长大，从而得到在该条件下一个比较稳定的尺寸。

回复再结晶材料性能的变化：在回复阶段金属仍保持很高的位错密度，所以强度硬度变化很小；但是再结晶后位错密度显著降低，从而导致了强度硬度明显下降。回复阶段由于晶体点阵中点阵缺陷的存在浓度减少，使电阻率显著下降。回复阶段大部分或全部宏观内应力消除，而微观内应力则只有通过再结晶方可消除。回复前期亚晶粒尺寸变化不大，但在后期尤其接近再结晶时，亚晶粒尺寸就显著增大。变形金属密度在再结晶阶段显著上升。



八 影响扩散的主要因素

① 温度 是影响扩散的最主要因素，温度越高，原子热激活能越大，越容易发生迁移，扩散系数也越大

② 固溶体类型。间隙固溶体的扩散激活能一般较小，置换扩散激活能较大。

③ 晶体结构对扩散有影响，当晶体结构改变后，扩散系数也发生越大变化

④ 晶体缺陷。晶体缺陷处能量高，激活能小，扩散系数大

⑤ 化学成分 一般对扩散影响较为复杂

⑥ 应力作用 应力会提供原子扩散的驱动力。

九. Al-4.5%Cu 合金固溶处理后，在最佳时效温度 150℃时效，会出现两种沉淀强化

过饱和固溶体 → GP区 → θ'' → θ' → θ

其中 GP区是铜原子富集区。

θ''、θ' 是四方结构正方结构 圆盘状，沿基体的 {100} 面析出，具有共格/半共格界面

与基体存在一定的取向关系

θ 是四方结构 不规则形状

提高时效温度，扩散加快，但过饱和度减少，相变驱动力减少，可能导致直接析出平衡相θ，时效强化能力减弱。时效温度过低，则小者沉淀相，达到最佳强化时间长

生错排；这种缺陷用一线方向和一个柏氏矢量共同描述。

8. 二次再结晶：再结晶结束后，正常长大过程被抑制而发生的少数晶粒异常长大的现象。

9. 偏析：合金中化学成分的不均匀性。

10. 马氏体相变：其过程遵循无扩散、切变方式的相转变。

二、依据是按界面两侧晶粒间的取向差，<15°的称小角度晶界，>15°的称大角度晶界。小角度晶界的结构模型是位错模型，比如对称倾转晶界用一组平行的刃位错来描述。

三、见图 9-2。

四、两者之间的关系可用“空间点阵 + 基元 = 晶体结构”来描述。

空间点阵只有 14 种，基元可以是无穷多种，因而构成的具体的晶体结构也是无穷多种。

五、溶质原子以原子态溶入溶剂点阵中而组成的单一均匀固体；溶剂的点阵类型被保留。

影响固溶度的因素有：

①原子尺寸因素。当溶剂、溶质原子直径尺寸相对差小于 ± 15% 时，有利于大的代位固溶体溶解度；当两组元的直径相对差大于 41% 时，有利于高的间隙固溶体溶解度。

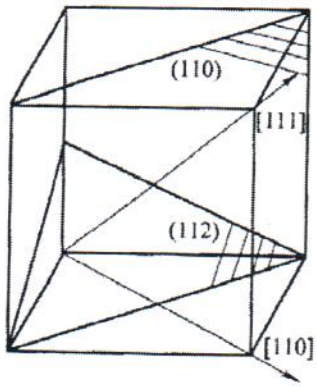


图 9-2　第三题解答图

②负电性因素。溶剂、溶质的负电性差越小溶解度越大，一般小于 0.4 ~ 0.5 会有较大溶解度。

③电子浓度因素。有两方面的含义：一是原子价效应，即同一溶剂金属中，溶质的原子价越高，溶解度越小；二是相对价效应，即高价溶质溶入低价溶剂时的溶解度高于相反的情况。

六、随退火温度的升高或时间延长，出现亚晶合并长大，再结晶形核及长大，无（或低密度）位错的等轴再结晶晶粒取代长条状高位错密度的形变晶粒，然后是晶粒正常长大。储存能逐渐被释放，特别是再结晶阶段释放的最显著；硬度及强度下降，伸长率上升；电阻降低，密度提高。再结晶时各种性能变化都比回复时强烈得多。

七、铁碳相图略。

1.1%C 的钢由液相冷却时先进入 L + γ 奥氏体两相区，形成枝晶或等轴状 γ 奥氏体，然后进入奥氏体单相区；继续冷却到 ~ 760℃，沿晶界析出二次渗碳体，在 727℃剩余的奥氏体转变为珠光体，最后的组织是珠光体 + 网状二次渗碳体，如图 9-3 所示。

珠光体相对含量为：$\frac{6.67-1.1}{6.67-0.77}\times 100\% = 94.4\%$

网状渗碳体相对含量为：$\frac{1.1-0.77}{6.67-0.77}\times 100\% = 5.6\%$

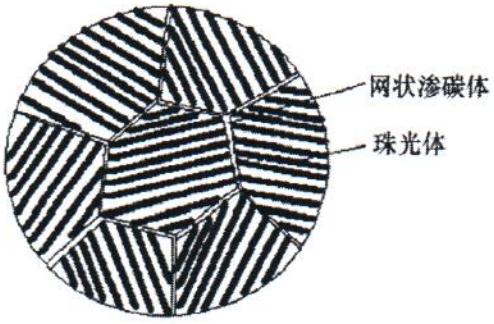


图 9-3　第七题解答图

八、影响扩散的因素有：

温度：满足 $D = D_0 e^{-Q/RT}$的关系，温度升高，扩散加快。

界面、表面及位错：它们是扩散的快速通道。

第三组元：可对二元扩散有不同影响，如 Mo、W 降低 C 在 γ-Fe 中的扩散系数；Co、Si 加速 C 的扩散；Mn、Ni 的影响不大。

晶体结构：低对称性的晶体结构中，存在扩散系数的各向异性，如六方结构晶体，平行与垂直于基面(0001)的扩散系数不同。

熔点：同一合金系中，同一温度下熔点高的合金中扩散慢，熔点低的扩散快。

九、Al-4.5%Cu 合金固溶处理后，在最佳时效温度≈150℃时效，会出现脱溶贯序：

过饱和固溶体→GP 区→θ''→θ'→θ。

其中 GP 区是铜原子富集区；θ''、θ'是四方结构亚稳相，圆盘状，沿基体的{100}面析出，具有共格/半共格界面，与基体存在特定的取向关系；θ 是四方结构稳定相，不规则形状。

提高时效温度，脱溶加快，但过饱和度减少，相变驱动力减少，可能导致直接析出平衡相 θ，时效强化能力减弱；时效温度过低则情况相反，达到最佳性能的时间过长。

十、

①相变阻力中多了应变能一项。

②形核方面：非均匀形核为主；具有特定的取向关系；相界面常为共格或半共格的。

③生长方面：具有惯习现象，有特定的组织形态，如片状、针状。

④有亚稳相。

十一、

$L + Au_5Hf \rightarrow FCC(Au)$

$L + Au_4Hf \rightarrow Au_5Hf$

$L + Au_3Hf \rightarrow Au_4Hf$

$L + Au_2Hf \rightarrow Au_3Hf$

$L \rightarrow Au_2Hf + \beta\text{-}AuHf$

$Au_2Hf + \beta\text{-}AuHf \rightarrow Au_{10}Hf_7$

$\beta\text{-}AuHf \rightarrow Au_{10}Hf_7 + \alpha\text{-}AuHf$

$L \rightarrow \beta\text{-}AuHf + AuHf_2$

$\beta\text{-}AuHf + AuHf_2 \rightarrow \alpha\text{-}AuHf$

$L \rightarrow AuHf_2 + BCC(Hf)$

$BCC(Hf) \rightarrow AuHf_2 + HCP(Hf)$

虚线框内部分可能的相平衡关系局部扩大示意于图 9-4。

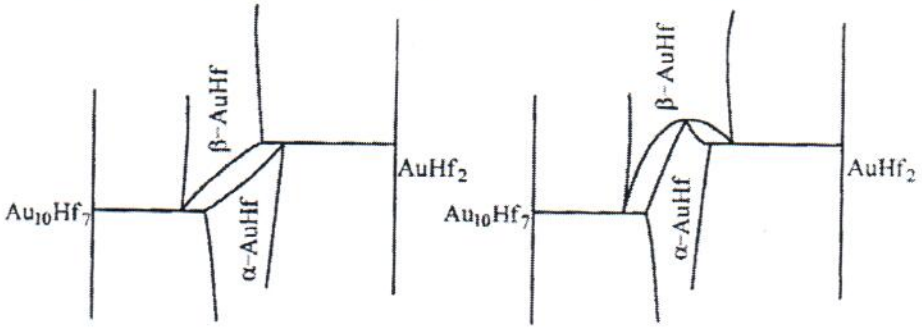


图 9-4　第十一题解答图

十二、固态相变的驱动力是新、旧两相间的自由能差，回复再结晶的驱动力是形变储存能。

十三、宏观缺陷有：宏观偏析（如正常偏析、反常偏析、比重偏析）和带状组织以及缩孔、疏松、气泡等。严格讲，也包括三晶区的组织不均匀性。

宏观缺陷（化学不均匀性、物理不均匀性和组织不均匀性）往往是相互联系的，一般希望尽可能多而细的中心等轴晶，可采用加孕育剂、加大冷速、加强液体运动（如电磁搅拌、机械搅拌）等方法，细化晶粒，消除柱状晶，这样，与柱状晶/枝状晶区相伴随的宏观偏析和缩孔、气泡也就明显改善了。

十四、它们包括晶界、相界、表面、孪晶界、层错。

晶界是同种晶粒之间的交界面；相界是结构、成分不同的相间的交界面；表面是晶体与大气或外界接触的界面；孪晶界是发生孪生后产生的新界面，是特殊的大角晶界，可是共格的或半共格的；低能层错是单相晶体内因堆垛顺序反常变化后出现的新界面，也是低能界面，与孪晶界能量相近。

2003年攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目： 金属学

适用专业： 科学技术史、冶金物理化学、钢铁冶金、有色金属、材料加工工程

说　　明： 统考生做一至十一题；单考生做一至七、十二至十五题

一、名词解释（30分）

1. 刃型位错和螺型位错模型　　2. 晶界与界面能

3. 同分凝固与异分凝固　　4. 形变织构

5. 二次再结晶　　6. 淬透性与淬硬性

二、简述二元系中共晶反应、包晶反应和共析反应的特点，并计算其各相平衡时的自由度。（12分）

三、什么是点阵参数？正方晶系和立方晶系的空间点阵特征是什么？画出立方晶系中（$12\bar{3}$）的晶面。（12分）

四、凝固过程中形核和长大与再结晶过程中形核和长大主要区别是什么？简述再结晶过程中核心的产生方式。（12分）

五、简述菲克第一定律和菲克第二定律的含义，写出其表达式，并标明其字母的物理含义。（12分）

六、简述晶界和晶粒大小对多晶体范性变形的作用与影响。（12分）

七、什么是一次带状组织和二次带状组织？分析一次带状组织和二次带状组织形成的原因。（12分）

八、画出Fe-C相图，标明Fe-C相图中各点的温度和含碳量。（12分）（统考生做，单考生不做）

九、简述固态相变的一般特点。（12分）（统考生做，单考生不做）

十、简述凝固过程的宏观特征，叙述凝固过程中晶体成长的机理。（12分）（统考生做，单考生不做）

十一、什么是固溶体？影响固溶度的原因有哪些？固溶体与其纯溶剂组元相比，其结构、力学性能和物理性能发生了哪些变化？（12分）（统考生做，单考生不做）

2003年.

一、

1. 刃型位错：将晶体上半部切开，插入半个晶面，再粘合起来；这样，在相当于刃口端部位置为中心线的附近一定范围，原子发生有规则的错动。其结果是上半部受压，下半部受拉。这与实际晶体中刃位错造成的情景相同，称刃位错模型。

螺型位错：将晶体的前半部切开，以刃口端为界，使左右两部分沿上下线一原子间距的相对切变，再粘合起来，则对在已切动和未切动交界线附近原子错动情况与真实的螺位错相似，称螺位错模型。

2. 晶界是成分结构相同的晶粒取向不同而出现的界面称晶界。

晶界上的原子处在断键状态，具有超额自能。平均在界面单位面积上的超额自能叫界面能

3. 同分凝固：结晶出的晶体和母液化学成分完全一样，即在结晶过程中只发生结构的改组而无化学成分变化

异分凝固：结晶出的晶体和母液化学成分不一样，即在结晶过程中成分结构同时发生变化。

4. 形变织构：在塑性变形中，随着变形量的增加，原来取向不同的晶粒随着变形方向的转动使其空间取向趋于一定规律，这种现象称择优取向，这种组织状态称形变织构

5. 二次再结晶：再结晶结束以后，正常晶粒的正常长大被抑制而出现少数晶粒异常长大的现象。

6. 淬透性与淬硬性：

淬透性：指钢淬火时能淬成马氏体的能力，主要与临界冷速有关，大小用淬透层深度表示。

淬硬性：指钢淬火后能达到的最高硬度，主要与钢的含碳量有关。

二、

共晶反应：液相同时凝固出两个不同成分的固相，两固相相互紧密生长，一般长成片层状。

共析反应：母相为固相，一定条件下一个固相同时生成另两个成分不同的固相。

包晶反应：液相与一个固相反应生成另一个固相，新生成的固相包住原有的固相，反应需要老固相中扩散，速度慢

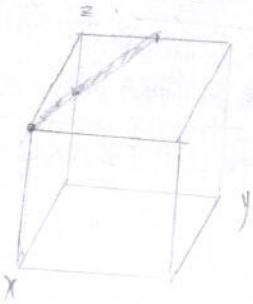
$f=C-P+2$ 以铁碳合金中 $C=1$ $f=3-P$ $f\geq 0$ $P\leq 3$ 可知 发生上述反应 $P=3$ 则 $f=0$ 自由度为0

三、

点阵参数：描述点阵单胞几何形状的基本参数，由六个参数组成，即 a, b, c 三个边长；α β γ（这些角的三个夹角）

正方晶系 点阵参数特点 $\alpha=\beta=\gamma=90°$ $a\neq b\neq c$

立方 $\alpha=\beta=\gamma=90°$ $a=b=c$



四、凝固过程：形核和长大的驱动力是新旧相化学位差。

形核通常为均匀形核，形核与母相无取向关系。

再结晶过程：形核与长大驱动力是形变过程中的储存能

形核为不均匀形核常在形变不均匀区中，晶界附近，切变带，形变带第二相粒子周围。

再结晶长大时可能存在一定的取向关系。

再结晶形核的产生方式：①晶界弓出形核 即原有晶界推移成核也称应变诱导晶界迁移式形核

②正常成核，即通过亚晶合并或长大形成新晶粒

五. 菲克第一定律 数学形式 $J=-D\frac{dC}{dx}$，J代表扩散通量 即单位时间内通过垂直于扩散方向的x的单位面积的扩散物质质量. 其单位为 kg/(m²·s)，D为扩散系数 单位(m²/s). $\frac{dC}{dx}$ 表示浓度梯度 C是扩散物质的质量浓度 单位 kg/m³. 负号表示物质的扩散方向是从高的质量浓度区向低质量浓度区扩散.

菲克第二定律 $\frac{\partial C}{\partial t}=D\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$ $\frac{\partial C}{\partial t}$：浓度随时间变化率 $\frac{\partial J}{\partial x}$：流量浓度梯度.

六. 多晶中. 每个晶粒与周围相邻晶粒取向不同，滑移多开始的晕色不同. 滑移系数目不同. 晶粒之间的协调. 是靠有被选定滑移系 的开动来实现的，即某一晶粒在一特定力轴作用下，取向因子大的滑移系先开动，当相邻晶粒相接触 的区域受周围晶粒的影响 而不能随自己主滑移系开动 进行变形时 可开动次生的 新的滑移系，以协调各种晶粒的形变方式；fcc bcc 结构 都有五个独立的滑移系 平均至少任一种方式的形变。晶界两侧滑移面不平行，晶界一方面 是位移运动的障碍 造成堆积和强化. 同时要求 晶界附近多系滑移的出现，以协调晶界两侧的形变。

晶粒大小 对形变的影响是：晶粒细小 整个晶粒可被形变均匀，不同的滑移系组合少；晶粒大时，形变过程中晶内不同区域，不能相互协调. 要求不同的滑移系 组合并开动 常一些晶粒"石化"，即一个大晶粒，随形变的进行 石化成几部分，不同部分内不同滑移系开动。对性能的影响 遵循霍尔-佩奇公式 $\sigma_s=\sigma_0+kd^{-\frac{1}{2}}$ 即晶粒越细 界晶界越多 晶界对运动位错阻碍越显著，提高了强度 幅度越大.

七.

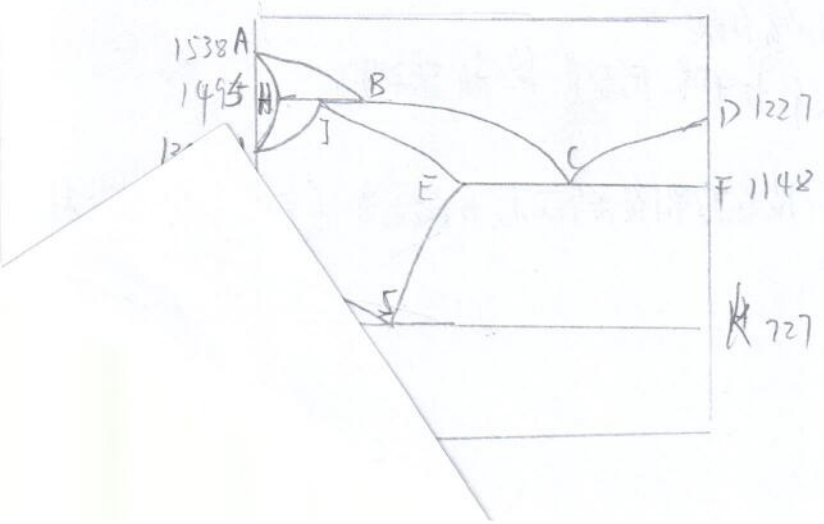
一次带状组织. 是浇注时形成枝晶. 轧制后成带状而产生的.

在 $CuCl_2$ 浸蚀下，黑色条带是枝晶干(含溶质少)，白色条带是富集杂质的枝晶间 也称原始带状。

二次带状组织是固态转变的产物. 在硝酸酒精 浸蚀下. 白色带状是先析铁素体. 黑色带状是珠光体. 也称假带状组织。只存在一次带状的基础上 才会产生二次带状。这些带状都与元素的偏析 和夹杂物的特殊分布有关.

一次带状组织产生的原因：枝晶偏析 或夹杂物在压力加工过程中被拉长 所造成的.

八 铁碳



A	1538 ℃	0	S727	0.77
B	1495 ℃	0.53	K727	6.69
C	1148 ℃	4.3		
D	1227 ℃	6.69		
E	1148 ℃	2.11		
F	1148 ℃	6.69		
G	912	0		
H	1495	0.09		
J	1497	0.17		
N	1394	0		
P	727	0.0218		

九、固态相变一般特点

① 相变阻力中多了一项应变能（由新旧两相比容差不同所引起的）

② 形核方面：非均匀形核，存在特定的取向关系（K-S关系 相变要克服阻力小 位错力少的道路），一般会选择界面能低的界面作为形核）常为共格或半共格界面。

③ 生长方面：出现小晶粒现象，即有明显溶质富集；特别缺陷处的组织形态如片状、针状。

④ ~~出现小晶粒现象，即有明显溶质富集~~ 有亚稳相出现以减少相变阻力。

十、

溶质固的宏观特征是：要有一定的过冷度，会放出明显的结晶潜热。

成长机理有三种：连续式成长，二维形核及借助力台阶侧向生长，借助螺旋位错生长。

① 连续长大：粗糙界面上一半位置正虚位以待，液相原子可进入这些位置，与晶体结合。晶体便连续向液相中生长。

② 二维晶核 指一定大小的单层或单原子的平面薄层。若为光滑界面，二维晶核在相界面上形成后，液相原子沿着二维晶核侧边所形成的台阶不断地附着上去，使此薄层很快扩展而铺满整个表面，又很快长出一层，如此重复。

③ 借助螺位错长大：若光滑界面上存在螺型位错时，垂直于位错线的表面呈现出螺旋形的台阶，晶体借助台阶进行生长。

十一、~~什么是~~ 固溶体：溶质原子溶入溶剂原子晶格点阵所形成的单一~~相~~均匀的固态溶体，它保持着溶剂的晶格点阵。

影响固溶度的因素：

① 晶体结构：晶体结构相同是无限固溶的必要条件。

② 原子尺寸：当溶剂原子与溶质原子半径差 Δr < 15% 易形成溶解度大的置换固溶体

③ 电负性因素：电负性相差大易形成化合物，溶剂与溶质电负性差越大，溶解度越小

④ 电子浓度因素：固-溶剂金属，溶质原子价越高，溶解度越小。高价溶质溶入低价溶剂时的溶解度高于相反情况。

结构：点阵常数发生变化：产生点阵畸变，出现原子偏聚或有序化，甚至形成有序固溶体。

力学性能：强度、硬度提高，塑性下降

物理性能的变化：电阻增大，导电率下降。

十二、列举三种增加凝固过程中核心数的方法，简要分析其增加核心数的原因。(12分)（单考生做，统考生不做）

十三、简述含碳量为0.25%钢的结晶过程和固态组织转变过程。（12分）(单考生做，统考生不做)

十四、简述连续脱溶和不连续脱溶的含义。(12分)（单考生做，统考生不做）

十五、根据缺陷相对于晶体尺寸和其影响范围的大小，缺陷可以分为哪几类？简述这几类缺陷的特征。(12分)（单考生做，统考生不做）

参 考 答 案

一、

1. 刃型位错和螺型位错模型：将晶体上半部切开，插入半个晶面，再粘合起来；这样，在相当于刃端部位为中心线的附近一定范围，原子发生有规则的错动。其特点是上半部受压，下半部受拉。这与实际晶体中的刃位错造成的情景相同，称刃型位错模型。同样，将晶体的前半部切开，以刃端为界使左右两部分沿上下发生一个原子间距的相对切变，再粘合起来，这时在已切动和未切动交界线附近，原子错动情况与真实的螺位错相似，称螺型位错模型。

2. 晶界与界面能：晶界是成分结构相同的同种晶粒间的界面。界面上的原子处在断键状态，具有超额能量。平均在界面单位面积上的超额能量叫界面能。

3. 同分凝固与异分凝固：凝固时不发生成分变化的称同分凝固；反之，凝固时伴随成分变化，称异分凝固。

4. 形变织构：多晶形变过程中出现的晶体学取向择优现象。

5. 二次再结晶：再结晶结束后正常长大过程被抑制而发生少数晶粒异常长大的现象。

6. 淬透性与淬硬性：淬透性指合金淬成马氏体的能力，主要与临界冷速有关，大小用淬透层深度表示。而淬硬性指钢淬火后能达到的最高硬度。主要与钢的含碳量有关。

二、共晶反应是：液相同时凝固出两个不同成分的固相，两固相相互配合生长，一般长成片层状。

共析与共晶相似，只是母相是固相，即一个固相同时生成另两个不同成分的固相。

包晶反应是：液相与一个固相反应生成另一个固相，新生成的固相包住原有的固相，反应需要固相中的扩散，速度较慢。

这三种反应出现时，自由度都是0，即三相成分固定，温度也固定。

三、点阵参数是描述点阵单胞几何形状的基本参数，由六个参数组成，即三个边长 a、b、c 和它们之间的三个夹角 α、β、γ。

正方晶系的点阵参数特征是 $a \neq b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90°$。

立方晶系的点阵参数特征是 $a = b = c, \alpha = \beta = \gamma = 90°$。

立方晶系中（$12\bar{3}$）的晶面如图 8-1 所示。

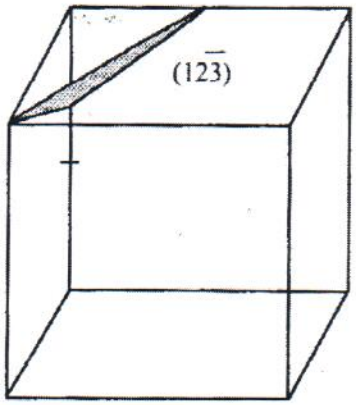


图 8-1　第三题解答图

四、凝固时形核和长大的驱动力是新、旧相化学位差，再结晶形核和长大的驱动力只是形变储存能。

凝固时的形核常为均匀形核；再结晶形核常在现有的形变不均匀区中，如晶界附近、切变带、形变带、第二相粒子周围；凝固长大时与母相不会有取向关系，再结晶长大时可能有一定的取向关系。

再结晶核心产生方式：① 原有晶界推移成核，也称应变诱导晶界迁移式形核；② 亚晶成核，即通过亚晶合并或长大形成新晶粒。

五、菲克第一定律 $J = -D\dfrac{\mathrm{d}c}{\mathrm{d}x}$。$J$：扩散流量，即单位时间通过单位面积的物质量，$\mathrm{g/m^2 \cdot s}$；$D$：扩散系数，$\mathrm{m^2/s}$；$\dfrac{\mathrm{d}c}{\mathrm{d}x}$：浓度梯度，$\mathrm{g/m^4}$。

菲克第二定律 $\dfrac{\mathrm{d}c}{\mathrm{d}t} = \dfrac{\mathrm{d}}{\mathrm{d}x}\left(D\dfrac{\mathrm{d}c}{\mathrm{d}x}\right)$。$\dfrac{\mathrm{d}c}{\mathrm{d}t}$：浓度随时间的变化率，$\mathrm{g/m^3 \cdot s}$；$\dfrac{\mathrm{d}J}{\mathrm{d}x}$：流量的梯度，$\mathrm{g/m^3 \cdot s}$。

六、多晶中，每个晶粒与周围相邻晶粒取向不同，滑移开始的早晚不同，滑移系数目也不同；晶粒间的协调是靠有足够的独立滑移系的开动来实现的，即某一晶粒在一特定力轴作用下，取向因子大的滑移系先开动，当相邻晶粒相接触的区域受周围晶粒的影响而不能随自己主滑移系开动进行形变时，可开动次生的、新的滑移系，以协调各种复杂的形变方式；FCC/BCC 结构都有 5 个独立滑移系，可实现任一种方式的形变。晶界两侧滑移面不平行，晶界一方面是位错运动的障碍，造成塞积和强化；同时要求晶界附近多系滑移的出现，以协调晶界两侧的形变。晶粒大小对形变的影响是：晶粒细小，整个晶粒可较形变均匀，不同的滑移系组合少；晶粒粗大时，形变过程中晶内不同区域，不能相互协调，要求不同的滑移系组合并开动，常常出现晶粒“碎化”，即一个大晶粒，随形变的进行“碎化”成几部分，不同部分内有不同的滑移系开动。

对性能的影响遵循 Hall-Petch 关系 $\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$，即晶粒越细，晶界越多，晶界对运动位错阻碍越显著，提高强度幅度越大。

七、一次带状组织是凝固时形成枝晶，热轧后成带状而产生的；在 $CuCl_2$ 浸