

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 $x(\text{Zn})$ 随扩散距离 d 的变化曲线及相应出现的物相。(10 分)

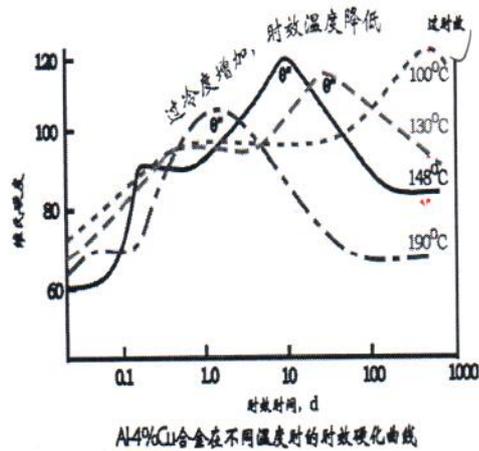
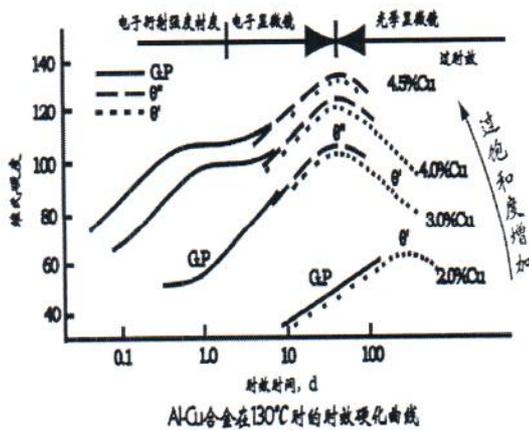
七、一个多晶体试样经变形后，在再结晶温度以上退火，请画出位错密度、晶粒（不包括亚晶）平均尺寸、强度、塑性以及电阻率随退火时间变化的示意图（把各种变化分别画一个图，注意它们的对应关系），并对其作出简单说明。(10 分)

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)

通过图例中原的组织形貌和转变与中充及相变节律表示出来的综合结果

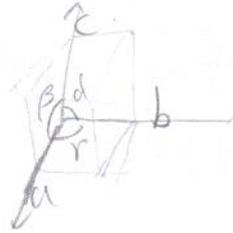
十、结合下面给出的 Al-Cu 合金时效硬化曲线，讨论在不同成分和热处理条件下可能出现的脱溶贯序，各阶段脱溶相的大小、形状和分布特点、与母相的界面关系及强化效果。(10 分)





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: 晶体的滑移是在切应力作用下进行的但其中沿滑移系并非同时发生滑移, 而只有当外力在某滑移系中的分切应力达到一定临界值时该滑移系才可以发生滑移. 该分切应力亦称为临界分切应力. 该分切应力与正应力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. 但一阶偏微熵不等. (相变时会有体积熵的突变. 晶体凝固升华熔化和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. 一阶偏微熵也相等但是二阶偏微熵不等. 相变中例如顺磁态与铁磁态之间的转变
 二级相变无体积变化和相变潜热释放但一级有.
 一级 $\mu^\alpha = \mu^\beta$ $(\frac{\partial \mu^\alpha}{\partial T})_P \neq (\frac{\partial \mu^\beta}{\partial T})_P$ $(\frac{\partial \mu^\alpha}{\partial P})_T \neq (\frac{\partial \mu^\beta}{\partial P})_T$
 二级 $(\frac{\partial^2 \mu^\alpha}{\partial T^2})_P \neq (\frac{\partial^2 \mu^\beta}{\partial T^2})_P$ $(\frac{\partial^2 \mu^\alpha}{\partial P^2})_T \neq (\frac{\partial^2 \mu^\beta}{\partial P^2})_T$

4. (平面片状和树枝状)
 对于 $\alpha < 2$ (粗糙) 在正温度下生长形式是平面状. 晶体生长相等温度下在负温度下形成树枝状.
 对于 $\alpha > 2$ (光滑) 在正温度下生长形式是平面状. 晶体生长的速度是晶体的一阶晶面. 在负温度下也会出现树枝状但不明显.
 α 接近 2 时

5. 再结晶温度: 在规定的时间内完成再结晶的最低温度. 可用金相组织硬度法测得, 可以在显微镜中观察到. 第一级再结晶晶粒所对应的温度亦为再结晶温度. 工业上常以较大变形量 (大于 70%) 的金属经 1 小时并退火能完成再结晶 (大于 90%) 所对应的温度称为再结晶温度.

2012-1

二. 金属铜 Cu · a = 0.3615 nm

② 112

1. Cu 面心立方 ~~晶格~~ 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.

3. $d = \frac{0.3615}{\sqrt{1^2+1^2+1^2}}$ $r_1+r_2 = \frac{\sqrt{3}}{4}a$ $r_1+r_2 = \frac{a}{2}$



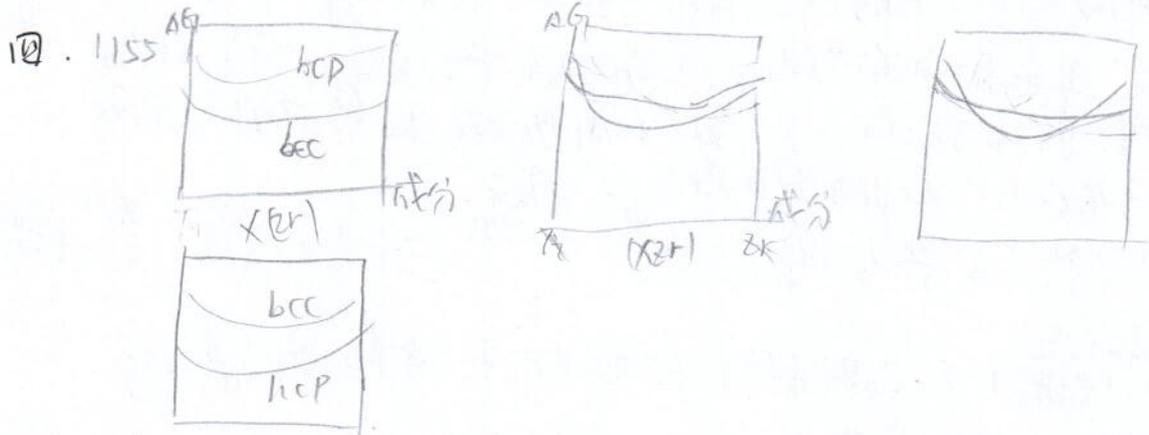
致密度 $S = \frac{4\pi r^2 \cdot 2}{\frac{1}{2}(\sqrt{2}a)^2 \cdot \sin 60^\circ} = \frac{8\pi \cdot (\frac{\sqrt{2}}{4}a)^2}{\frac{\sqrt{3}}{2}a^2} = \frac{2\sqrt{3}\pi}{3}$

2.5

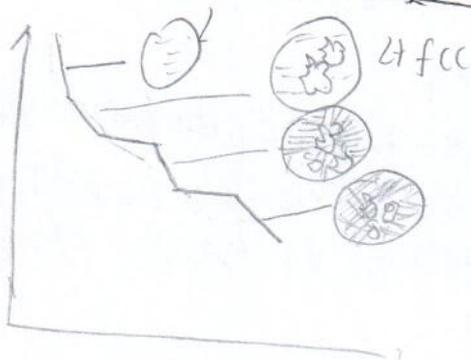
三. 1. NaCl 面心立方. Na⁺和Cl⁻形成的小四面体间隙

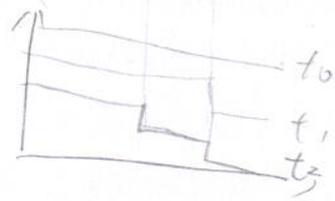
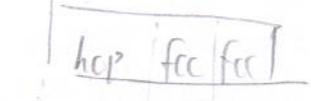
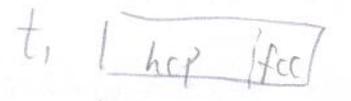
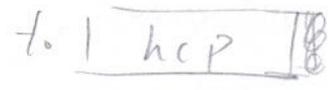
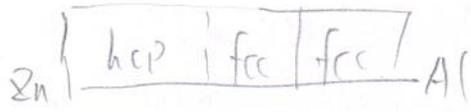
2. CaF₂ 面心立方 Ca²⁺位于顶角和面心 F⁻位于四面体间隙.

3. CuTiO₃ 简单立方. Ca²⁺与O²⁻构成面心立方 Ti位于四面体间隙



五. $t \rightarrow Al + Zn$ $t \rightarrow fcc + hcp$. 654° liquid \rightarrow fcc 0.67 hcp 0.97
 $fcc \rightarrow Al \rightarrow Zn + Al_2Zn_3$ 550 $fcc_{0.59} \rightarrow fcc_{0.16} hcp_{0.98}$.



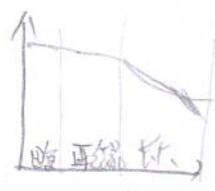


t. (1) 位错密度在回复阶段有所减少，但幅度不大，仍保持较高的位错密度，在再结晶之后位错密度显著降低。

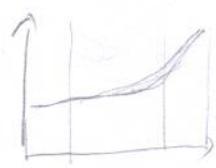
(2) 在回复阶段，由于不受大角度晶界的迁移，晶粒的形状和大小仍保持变形前的状态（纤维状或扁平状）。在再结晶之后，在畸变能高的区域形成无畸变的新的纤维晶，并逐渐消耗周围畸变晶粒而长大，最后在晶界处与周围晶粒互相吞食而长大。

(3) (4) 由于回复阶段位错密度下降不大，强度下降不大，在晶界下降阶段位错显著降低。对位错密度明显下降。同时，在回复阶段升高不大，在再结晶阶段明显下降。

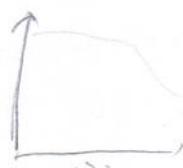
(5) 由于晶界消失了，晶粒尺寸增大，晶界电阻率升高，在回复阶段晶界电阻率已有下降，电阻率下降。再结晶阶段，晶界电阻率下降显著，电阻率也明显下降。



位错密度



晶粒尺寸



强度



伸长



电阻率

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的晶型，也不影响晶体的取向，只是在晶体表面留下切变痕迹。孪生：晶体在切应力作用下，一部分相对于另一部分沿某一孪生面发生切变，切变量是原子间距的分数，这种切变不改变晶体的晶型，但改变晶体的取向，使对未切区呈完全对称的取向的切变过程。

Al fcc $\{111\}$ <110>

变 bcc $\{112\}$ <111>

Mg hcp $\{10\bar{1}0\}$ <1120>, $\{10\bar{1}1\}$ <1120>

fcc $\{111\}$ <112>

$\{10\bar{1}2\}$ <1011>

$\{10\bar{1}2\}$ <1120>

在Al合金中易于形成滑移带或滑移线。原因：晶体受到拉伸时首先在表面形成
对的小垂直滑移线

一些分布较细的细散的小位错和为超显微滑移线而组成一些巨大的位错分布
不均。每一个位错相当于一条滑移线几个相邻的位错组成一个滑移带

Mg合金中会出现孪晶 原因在密排六方金属中由于对称性低滑移系少。滑移过
程难以进行故容易发生严重变形。使得

月兴强化的时存在时致已变化曲线中, 否更时随时间变化, 从增大. 达到山峰个值逐渐降低
否更在印区时致时达到峰个值逐渐降低否更在印区时致时达到第一峰个值. 降致
延长时间. 由于 α 个值的析出, 否更更年次升高, 对于时致曲线的第一峰个值, 但是
过长的时致时间. 使 α 个值溶解 α 个形成, 否更下降. 年致时致时致
即 α 个值时致效果大于印区. α 个值的时致效果最差

总结: ① α 是于基体系统, 时致效果最好 因此时致时致时致是 α 时致 α 个值
最好 随着 α 个值的增大, 时致时致时致时致增大, 否更时致时致时致

虽然保护壳控在一定的弹性范围内



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

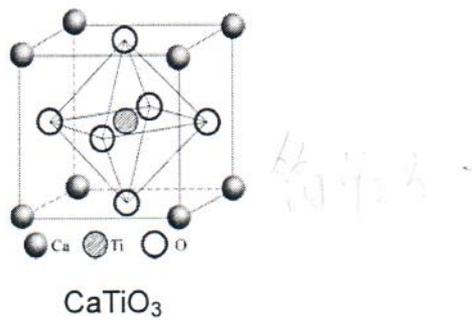
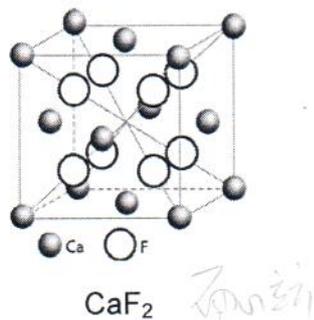
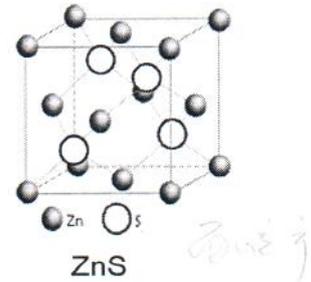
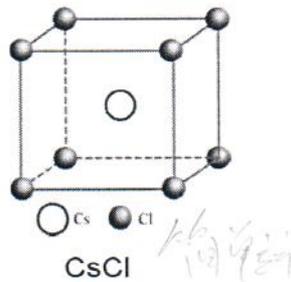
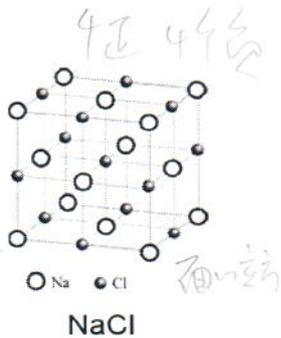
说明: 所有答案必须写在答题纸上, 做在试题或草稿纸上无效。

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 $a=b=c$, $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$) (15 分)





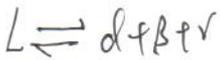
三、写出面心立方结构和体心立方结构金属的密排面(或相对密排面)的晶面指数、画出密排面(或相对密排面)上原子的具体排列情况,并在晶胞中标出所有八面体间隙的位置。(15分)

四、组元 A 和组元 B 的熔点分别为 1000°C 和 700°C , 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°C 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°C 时存在 50% α 相和 50% 液相, 在稍低于 700°C 时则存在液相和化合物 A_3B 两相; 在 500°C 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)

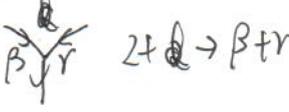
$x_B = 0.3$

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 Equilib. Diff. 2009,30(5):462-479)

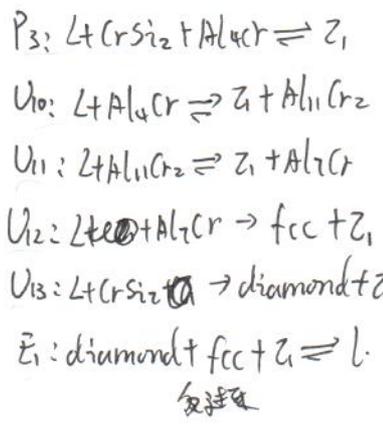
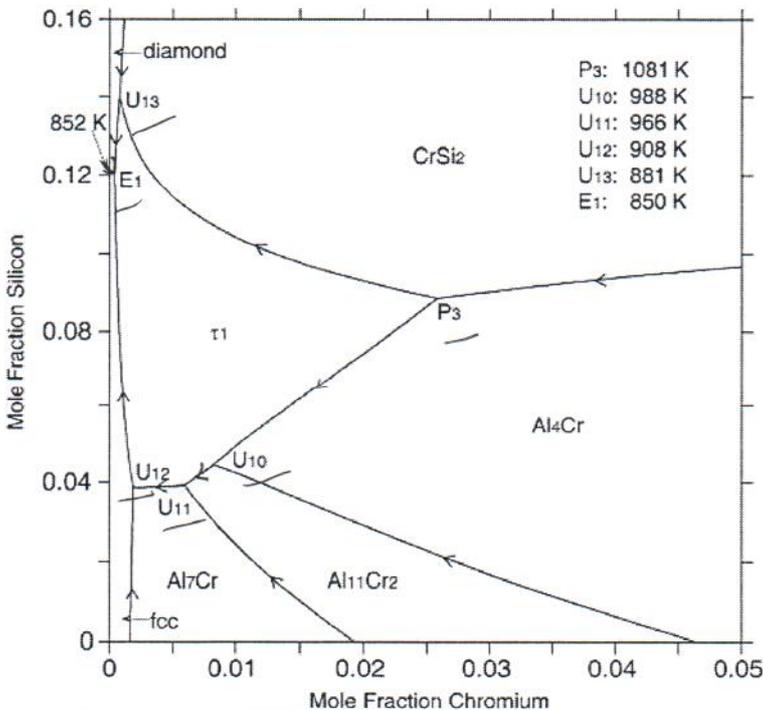
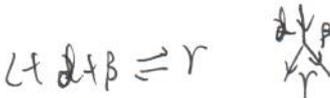
① 三个方向的指向 - 6



② 两个方向的指向 - 4 - 自析出



③ 一个方向的指向 - 4 - 两个方向



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）

内因原因 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。

特别是对干结构较复杂材料凝固时黏度较大，即液体内部摩擦大

或结晶动力学速率慢的物质，冷却时扩散困难，则液体内部成核

过程很难进行，写再结晶过液体。随温度下降过冷液体黏度增大，原子的

运动变得愈加困难，当温度下降到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，且凝固时黏度比较小，冷却时

很难阻止结晶过程的产生。因此下的金属一般成晶体。

陶瓷材料结构较复杂，基本结构单元是 $[SiO_4]^-$ 网络，几乎不能发生

迁移，所以陶瓷材料易形成非晶玻璃体。



2014

1. 空间点阵: 为便于分析晶格点阵的排列次序规律, 首先将实际晶体相系为堆积排列于空间的几何点系称为阵点, 这些阵点在空间中呈周期性规则排列并存在完全相同的周围环境. 这种由它们在三维空间规则排列的阵列

2. 临界分切应力: 晶体的滑移是在切应力作用下进行的, 但其中许多滑移系并非同时发生滑移, 而只有当在某一滑移系中的分切应力达到某一临界值时, 该滑移系方可首先发生滑移
 $\tau_c = b_s \cos \phi \cos \lambda$ $b_s = \frac{F}{A}$ $\cos \phi \cos \lambda$ 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的总称. 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取向.

4. 堆垛层错: 实际晶体中结构中, 密排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. 肖尔层错.

5. 调幅分解: 分解时无形核阶段. 过饱和固溶体在一定条件下通过成分涨落, 由上坡扩散使溶质成分不断增加. 分解成结构与母相相同, 但成分不同的两种相. 上坡扩散过程, 而溶质原子的上坡扩散形成上坡扩散过程, 其所有自

6. 脱溶: 当固溶体因温度变化等原因而呈过饱和状态时, 将自发地分解过程. 其所有自溶质原子通过扩散而形成新相析出, 此过程称为脱溶.

7. 上坡扩散: 指物质自发地由低浓度向高浓度扩散的现象. 扩散驱动力实质上是化学位梯度, 只是大多数时候化学位梯度与浓度梯度的方向相反. 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: 冷变形金属在(规定时间内完成)再结晶的最低温度. 它可用金相法或硬度法测定. 即显微组织中开始出现第一颗新晶粒时的温度或以硬度下降50%所对应的温度. 定义为再结晶温度. 工业上, 以较大变形量(20%以上)的冷变形金属, 经再退火能完全再结晶(95%)所对应的温度称为再结晶温度.

NaCl 立方晶系 面心立方点阵. Na^+ 位于 Cl^- 形面心的四面体空隙中 ($\frac{r_{Na^+}}{r_{Cl^-}} = 0.525$) Na^+ 位于 Cl^- 形成的四面体空隙中, NaCl 结构可看成两个面心立方格子. 一个钠离子与一个氯离子相互在棱边上交插而成. 其中每个钠离子被6个氯离子包围, 反过来氯离子也被6个钠离子包围. 每个晶胞的离子数为 4. $4 \times Na^+ + 4 \times Cl^-$

CsCl 立方晶系 简单立方点阵. $\frac{r_{Cs^+}}{r_{Cl^-}} = 0.933$ Cl^- 离子构成正立方体, Cs^+ 在其中心, Cs^+ 与 Cl^- 配位数均为 8, 晶胞体角连接. 一个晶胞内含有 Cs^+ 和 Cl^- 各一个 ($CsBr$ CsI 也是)

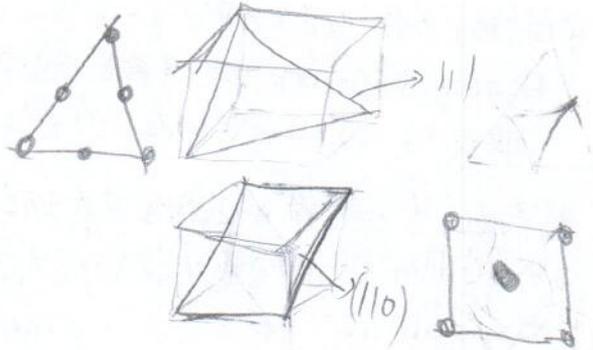
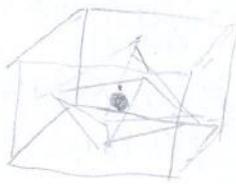
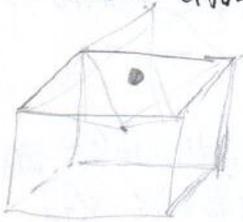
ZnS 立方晶系 面心立方点阵. S^{2-} 位于立方晶胞的顶角与面心构成一套面心立方格子. 而 Zn^{2+} 也构成一套面心立方格子, 在体对角线处互相穿插. Zn^{2+} 配位数 4 S^{2-} 配位数也是 4. 正离子个数为 4 负离子个数为 4.

$CuFe$ 立方晶系 面心立方点阵. 正离子数 1:2 Cu 4 Fe 8

$CuTiO_3$ 理想情况 立方晶系 Cu 4 Ti 4 O 39

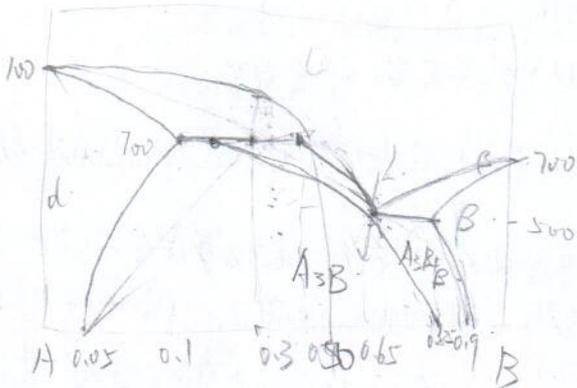
三. 面立方 密排面 $\{111\}$ 密排面 $\{110\}$

面立方 密排面 $\{110\}$ 面立方 密排面 $\{111\}$



四.

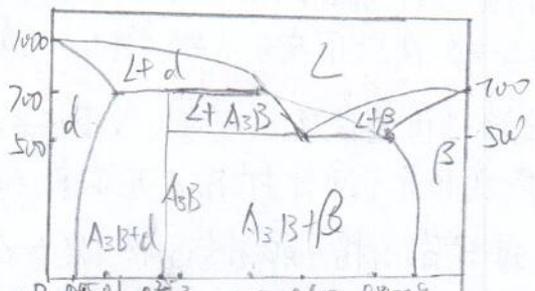
0.3
高于700
d+L
低于700
L+A β



L+d \rightarrow L+A β $\xrightarrow{\text{冷却}}$ L+A β

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

体心立方, 四面体在四面体中心
 $\frac{1}{4} \frac{3}{4} \frac{1}{4} \frac{1}{4}$



五.

一级相变, 新旧两相化学势相等但一阶偏微分不相等, 具体表现为能自发引起成分或结构的类型变化的自发转变, 伴随体积与熵的释放. 故有一级相变均需经形核过程.

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

二级相变, 在相变时两相化学势相等, 一阶偏微分也相等, 二阶偏微分不相等

的相变如石墨与金刚石转变有序转变

七. 晶体熔化后的液态结构. 晶体中有序性并不完全. 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. 称为结构起伏. 当温度降到熔点下. 这种短程有序原子集团. 有可能成为晶核. 其中原子呈近晶格的规则排列, 其外层原子对液体中不规则排列的原子相对接而发生晶面. 因此当过冷液体中形成晶核时. 一方面由于在这个区域中原子由液体的聚集状态变为晶格排列. 此为相变驱动力.

另一方面. 晶核形成晶格的表面. 又会引起表面自由能的增加. 构成相变阻力.

假设晶核为球形. 半径为r. 过冷液体中产生一个晶核.

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma \quad \Delta G_v = -\frac{2m\Delta T}{T_m}$$

一个过冷度 ΔT 与 σ 为定值. ΔG 为r的函数. 有一个极值.

对应r*为临界晶核半径. $r > r^*$ 时 $\Delta G < 0$. 晶核能稳定存在.

$$r^* =$$

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

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

2011-2

① 1. 回复: 指新的无应变晶粒出现之前所产生的亚结构性能变化的阶段; 再结晶: 指出现新的无应变的等轴晶粒逐步取代变形晶粒的过程
晶粒之长大: 指再结晶结束后晶粒的继续长大

① 回复与再结晶过程: 随再退火温度及时间延长或温度升高, 形变组织中位错继续开成亚晶, 亚晶合并长大。回复阶段主要是空位扩散的运动, 不发生大角度晶界迁移, 所以晶粒之形状大小, 仍与变形前开成相同; 再结晶阶段首先是应变能大的区域产生新的无应变晶粒的核心, 然后逐步消耗周围的形变基体长大, 直到形变组织完全转变为新的无应变等轴细晶为止。取代了长条状位错密度的形变晶界, 最后在晶界表面能驱动下, 新相晶粒相互吞食长大。

② 性能变化: 延展性下降 塑性上升 (回复阶段明显) 比中性的回复阶段已成明显下降趋势, 再在再结晶阶段也有下降, 密度在回复过程中逐渐提高, 再在再结晶阶段略有升高。应力: 回复阶段应力消除, 再结晶阶段应力消除, 应力只有通过再结晶过程。

九. 在固溶体合金中, 溶质原子或杂质原子可以与位错交互作用形成溶质原子 (即柯氏气团)。刃型位错应力场 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。在间隙原子 (C, N) 等比溶质原子尺寸大的置换溶质原子存在 ~~在~~ 溶质原子作用偏聚于刃型位错下方, 以抵消在应力场或全部的张力, 从而使位错弹性应变降低。当位错处于较低能态时, 位错在热运动, 不另运动, 即对位错有钉扎作用。位错若要运动需在很大应力下, 作用相平衡关系由柯氏气团钉扎而示运动, 这就形成上屈服点。而一旦挣脱后, 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 预防措施: 预先进行超退火, 减少位错密度, 使位错容易脱气。② 消除溶质元素, 减少气团出致。或加入一些固溶溶质元素。

十. 决定液体冷却是否结晶或成玻璃的内部条件是冷却速率及冷却速度是冷却速度。如果冷却速度是均匀的, 任何液体原则上都可形成玻璃。特别是对那些分子结构复杂, 材料又重, 冷却时黏度很大, 即在液体层间的摩擦阻力很大, 或是结晶动力学缓慢的物质, 冷却时原子扩散困难, 结晶

六. 能够引起化学成分和结构变化的一级相变。从热力学角度看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~~化学势相等。一阶偏微商也相等但其二阶偏导不等。

一级相变时有体积的变化同时有热量的吸收或释放。所有一级相变均需要越过形核长大过程。例如，熔化等。

二级相变相变时没有体积变化和相变潜热在相图上，两相的体积、热容和长度的变化是连续的。例如顺磁体于铁磁体之间的转变，合金的有序和无序态之间的转变。

八. 当金属或合金经变形后内能增高。处于不稳定的高自由能状态。具有向变形前低自由能态自发回返的趋势。一旦热力学条件允许。原子具有一定扩散能力时。形成新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移。再结晶过程则是原子迁移形成晶核的。无畸变晶粒的诞生。

特点：① 温度重要影响因素。且随温度升高而加速。② 密度不变。

③ 回复阶段消除应力。再结晶阶段消除位错。降低内能。

④ 晶粒尺寸变大。

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 $(\bar{1}\bar{1}1)$ 、 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 、 $(1\bar{1}\bar{1})$ 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 新相变阻力, 固液相交界界面能阻碍外延生长
- ② 大多以非均匀形核

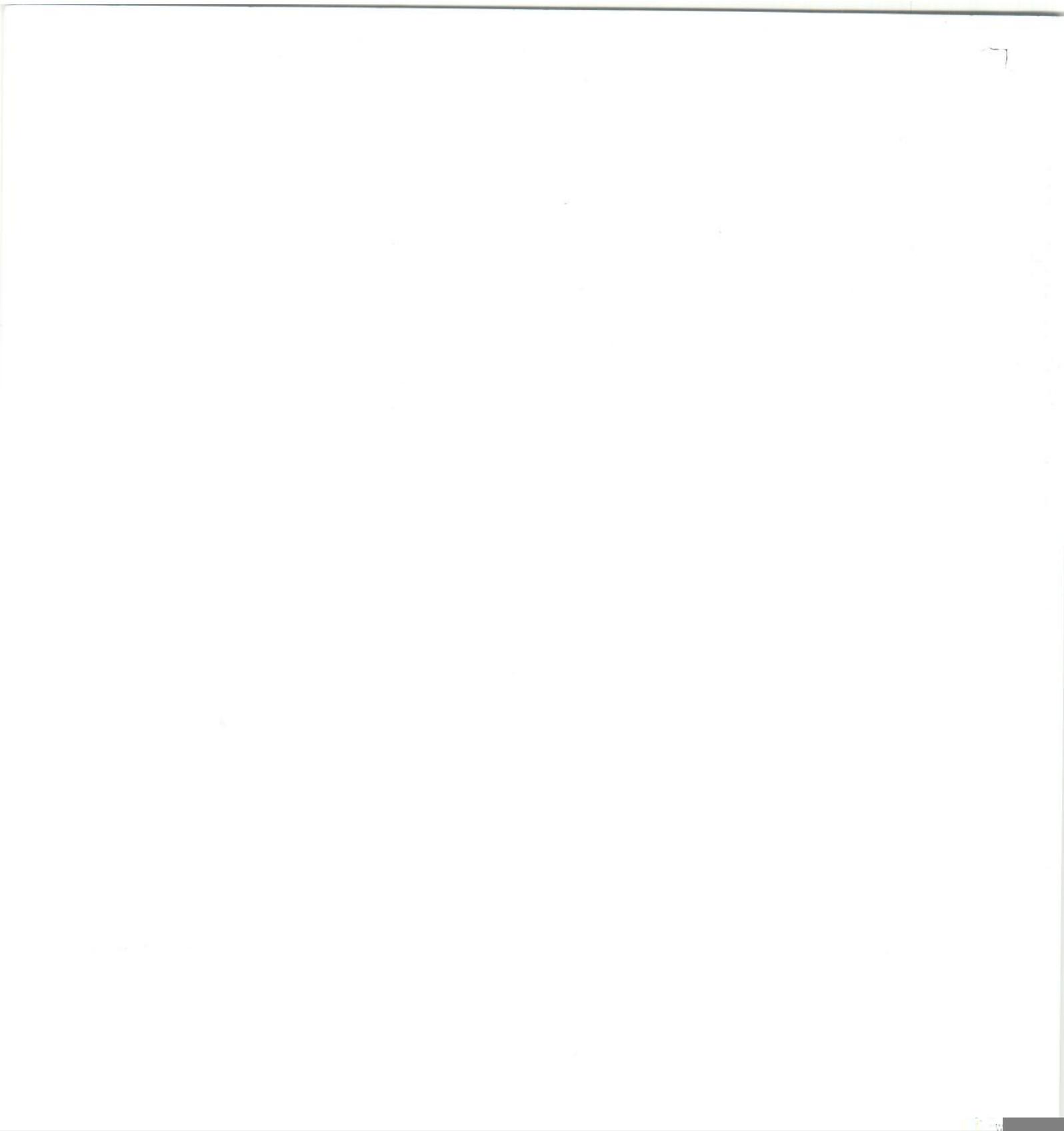
六、叙述离子晶体的结构规则 (15分)

- ① 负离子配位多面体
- ② 正离子配位多面体
- ③ 极性与旧相存在一定的取向关系
- ④ 新相界面与旧相存在共格与半共格
- ⑤ 存在过渡相
- ⑥ 晶粒长大存在小角度亚晶

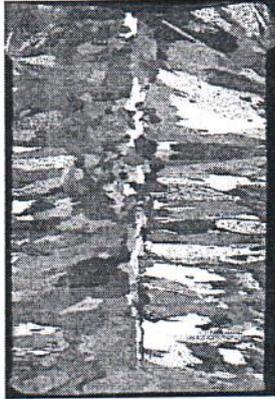
③ 电荷规则

④ 节约规则

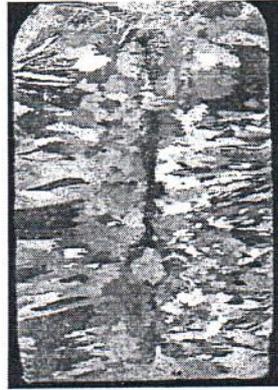
⑤ 不同种类正离子配位多面体连接规则



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）

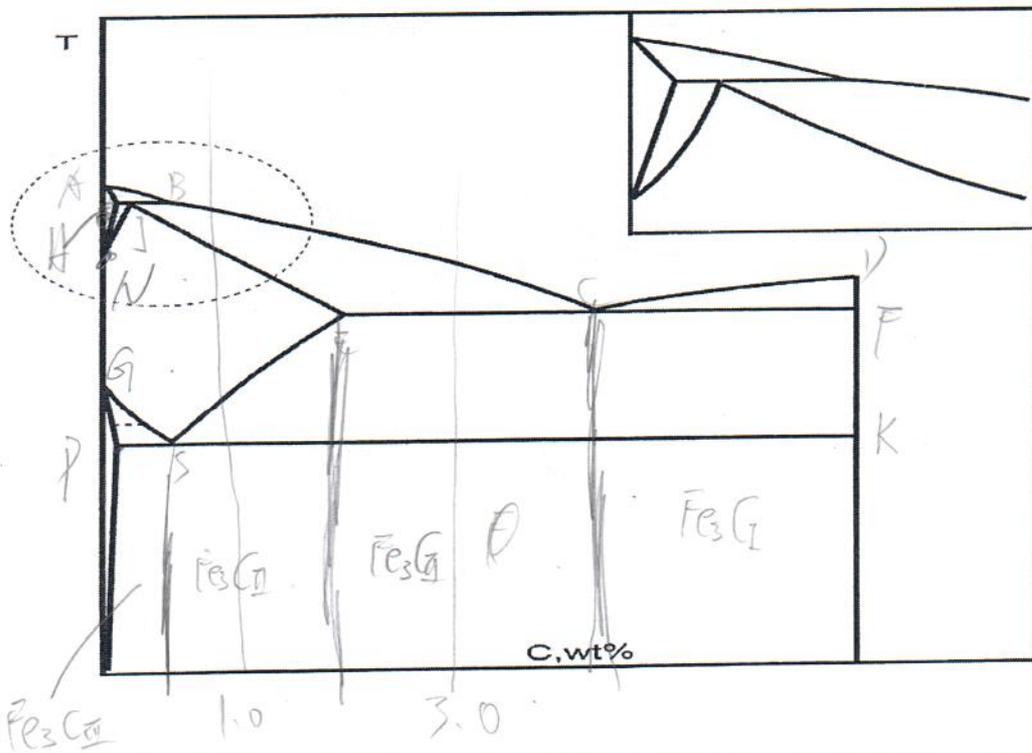


(a)



(b)

八、参考下面提供的示意图，画出按组织分区的 Fe-Fe₃C 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）。





1. 低碳钢应力-应变屈服现象的原因

答 低碳钢应力-应变屈服现象的原因是位错和溶质原子(低碳钢中的C)

形成柯氏气团。阻碍位错运动。当金属中的位错与溶质原子形成应力场(例如刃型位错滑移面以上位错中心区为压应力,而滑移面以下为拉应力。

若间隙原子或比溶质尺寸大的溶质原子存在,大会对位错运动作用偏重,刃型位错的不,从而消除部分或全部的张应力,从而使位错应变能降低,趋于平衡不易运动。位错运动必须在更大应力作用下才能挣脱柯氏气团的束缚而运动,形成上屈服点。一旦脱钉就位错运动就很容易,因此应力减小,出现屈服点和屈服平台。

2. 大部分金属及其合金是属于 $d < 2$ 的晶体($d \leq 2$ 晶面间距)。此类晶体在低温或快速下变形,一旦出尖峰就进入应变硬化区域,晶体越凸出的地方伸长越大,导致永久相对较的木料伸向液体中,形成树枝晶。

3. 发生扩散现象的真正原因是化学势梯度,一般情况下,化学势梯度与浓度成正比,就表现为从高浓度向低浓度扩散,称为下坡扩散。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,称为上坡扩散。

4. 二次再结晶的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微粒阻碍或表面的热力学平衡强烈阻碍等)。再结晶驱动力是晶界能,阻力是晶界能,二次再结晶的驱动力是界面能的降低,阻力主要为界面阻力。

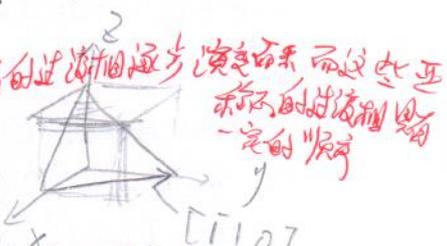
由于①一次再结晶出现组织 ②弥散分布的晶界能阻碍材料表面的沟壑而致大量晶粒长大受阻而使个别晶粒在降低晶界能的驱动力下,通过不断吞食别的晶粒,形成粗晶粒。

5. 木的矢量是晶体的滑移方向,即为力的方向,可以利用伯氏矢量刃型位错和螺型位错。对于刃型位错,木的矢量与位错线垂直,与位错运动方向平行;对于螺型位错,木的矢量与位错线平行,与位错运动方向垂直。刃型位错的 $[110]$ 与 $b = \frac{1}{2}[110]$ 方向平行,则为螺型位错。

对于螺型位错可以产生滑移,但要求滑移面必须包含位错线。此晶面中 $(111), (1\bar{1}1), (11\bar{1})$ 三个晶面均不包含 $[110]$ 晶向,因此不能滑移到这三个晶面上运动。

三. 脱溶次序就是随饱和度变化,合金中相的演变过程。

将合金加热到液相使其均匀化后,分别以不同的冷却速度进行冷却。当冷却速度很缓慢,接近平衡冷却时,只会出现所滑的局部平衡相,也是由相沿 d 相晶界析出,最后形成由 d 相晶界分布的网状组织,此时脱溶次序就是 $d \rightarrow \theta$, 当冷却速度很快时,则会根据过冷度不同(或者过冷度)出现 $d \rightarrow \alpha' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta'''$ 这样一个脱溶次序,其中 α' 和 θ' 都是过冷相。整个脱溶过程根据成分和具体的脱溶条件可能保留在某一个过冷阶段。



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负离子配位多面体，正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接触的相邻正离子电价总和。

(3) 负离子堆积共用顶角面原则。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，配位数较低的离子配位多面体之间互量不连续接触。

(5) 节约规则。在同一晶体中，同种正离子和同种负离子的配位方式没有最限制的。一致。

七. 欠圆几乎全是柱状晶主要原因就是 (1) 液体过热度大，这样可以除去杂质颗粒。

(2) 晶体生长速度应该很大，过热度越高， ΔT 越大，凝固区 ΔT 小。因此晶体生长速度高。

(3) 没有搅拌或者加速液体运动

图6中中心位置主要是单轴晶区，要得到这样的组织，条件是上述情况都有。

要获得单轴单轴晶区 (1) 降低液体过热度，以减少杂质颗粒。 (2) 凝固区 ΔT 要大

有利于纤维状晶区生长 (3) 成核温度低 (4) 过热度低

(5) 加强液体运动，促进单轴晶生长。

八 $4f \rightarrow r$ (包晶) $r \rightarrow dtFe_3$ (共析) $dt \rightarrow Fe_3C$ (共晶)。

1.0wt% (在缓慢冷却过程中形成过共析铁素体，冷却过程中从液相中析出单相奥氏体，到ES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°C 时发生共析转变，得到网状二次渗碳体和珠光体。

3.0wt% (先从液相中析出奥氏体，液相成分到达共晶成分时，发生共晶转变形成珠光体，在共晶温度以下，先共晶奥氏体和共晶奥氏体相继析出二次渗碳体，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。整个过程是奥氏体转变。



44. 0171

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
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
```

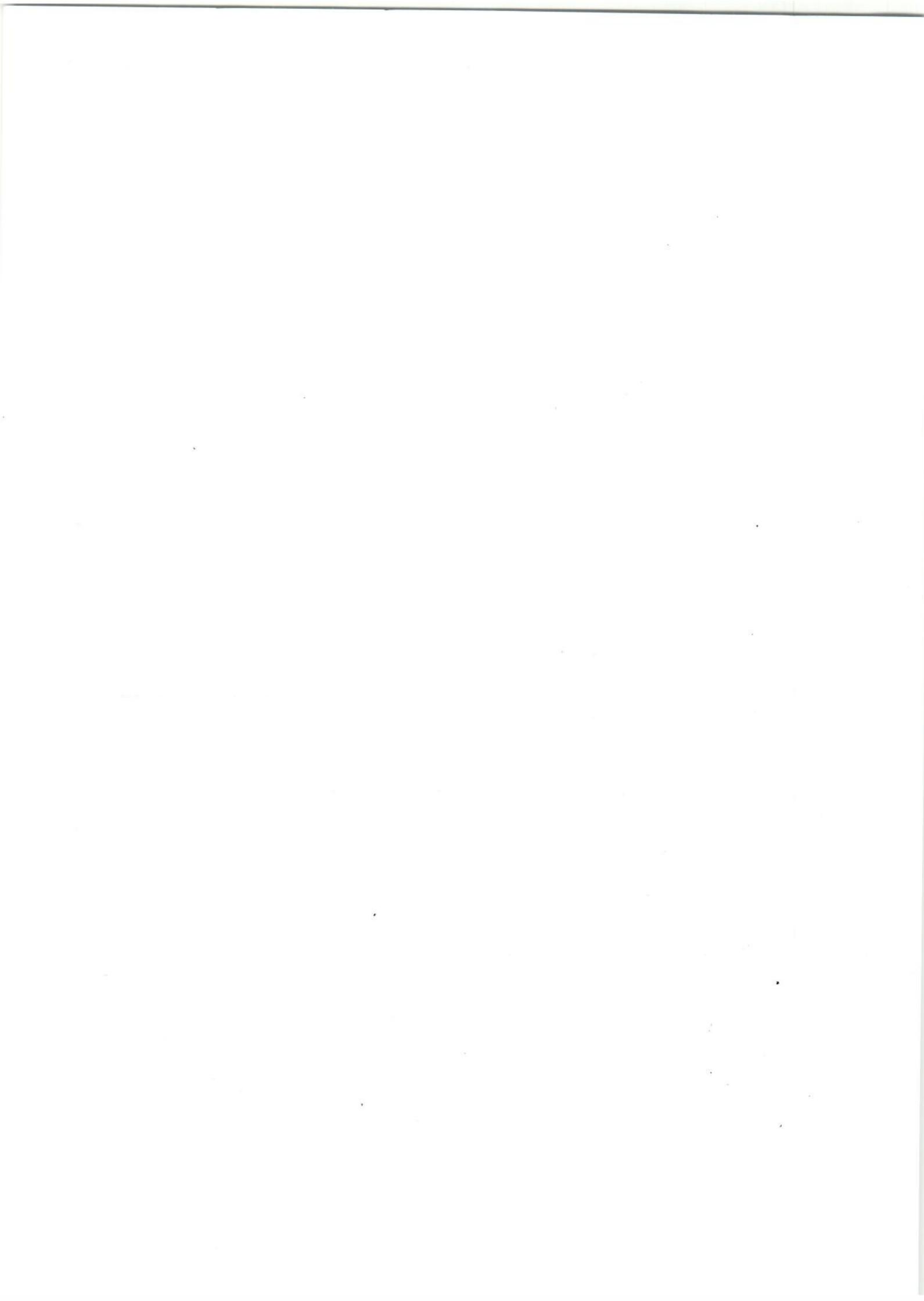
- 二. 讨论具有面心立方(A1)和密排六方(A3)晶体结构的金属其原子排列特点, 如: 异同点、结构相关性等, 并预测两金属因结构不同在机械性能上可能有哪些区别, 说明其原因。(20 分)

- 三. 叙述常见的晶体缺陷。(10 分)

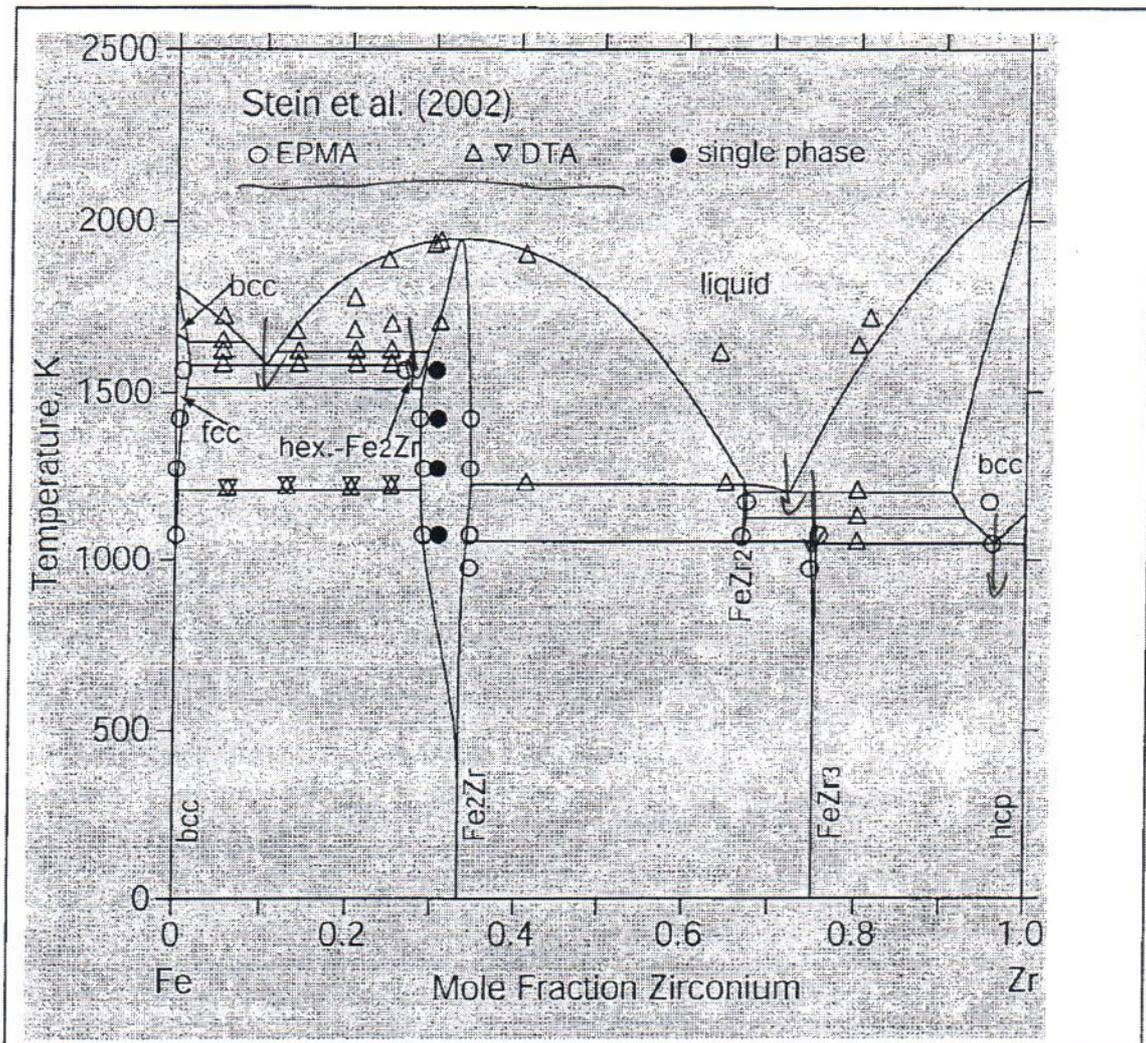
- 四. 讨论纯金属或合金结晶时的生长形貌。(15 分)(提示: 从液-固界面的微观结构和界面前沿液相中的温度分布两方面考虑。)

- 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)



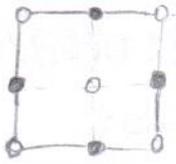
七. 写出下面所附 Fe-Zr 相图(引自 Calphad, vol.32, p637-649, 2008)中的三相反应。(10分)



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)





AB $A_n B_n$

二. 具有面心立方晶体结构的金属排列为ABCABC. 密排方向ABAB
 相同即在面心立方和密排立方结构中, 密排面上的每个原子和最邻近间都是相同的
 在密度均为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 密排立方结构的原子堆垛方式为ABAB

面心立方^{结构}金属较密排立方结构金属. 塑性更好.

面心立方密排面为 $\{111\}$, 密排方向为 $\langle 110 \rangle$ 若以 $\{111\}$ 为参考

密排立方结构金属密排面为 $\{100\}$, 密排方向为 $\langle 110 \rangle$ 有了位错容易.

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. 包括空位原子和间隙原子.
 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. 外表面. 晶界. 晶内相界面. 晶内相界面.
 亚晶界.

体缺陷: 体缺陷在三个方向尺寸都很大, 晶体体内偏聚区. 分布不均匀的第二相. 粗大颗粒. 显微缺陷.

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是在正的温度梯度中.
 离界面越远液相温度越高; 另一种是由界面到液相具有负的温度梯度. 即 $\frac{dT}{dx} < 0$
 离界面越远液相中温度越低.

晶体在正温度梯度条件下生长时, 对刃状的晶体来说, 晶体界面是平整的. 整体看, 大致
 呈平齐. 对平面的晶体来说, 晶体界面是平整的. 晶体界面是平整的. 晶体界面是平整的.
 但从取向来看大多是一付垂直于界面的平面. 这种晶体的亚晶相界面(晶界)很细; 晶界或
 晶内相界面. 所以晶体的生长界面只能随液体的冷却而均匀一致的向前推进. 这种条件下
 局部有突起即被液相吃掉. 所以液相界面总是可以近似的保持平面. 这种条件下
 晶体生长主要取决于热传导. 不管生长有无台阶. 晶体生长为平面的. 晶体生长为平面的.

正温度梯度条件下, 晶体生长为平面的. 晶体生长为平面的. 晶体生长为平面的.
 晶体生长为平面的. 晶体生长为平面的. 晶体生长为平面的.
 晶体生长为平面的. 晶体生长为平面的. 晶体生长为平面的.

在负温度梯度中, 晶体生长为树枝状. 晶体生长为树枝状. 晶体生长为树枝状.
 晶体生长为树枝状. 晶体生长为树枝状. 晶体生长为树枝状.

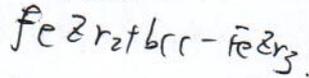
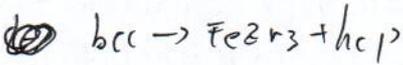
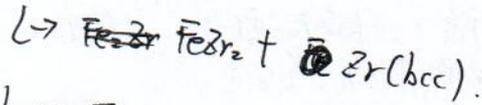
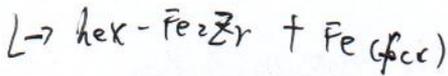
晶体生长为树枝状. 晶体生长为树枝状. 晶体生长为树枝状.
 晶体生长为树枝状. 晶体生长为树枝状. 晶体生长为树枝状.

五. 扩散方程的应用: 一角方法. 是将工件放在一定浓度的气氛中或固溶体中, 而后进行加热 (900-950°C) 保温. 使其发生扩散, 经过一定时间冷却下来, 这样就可得到工件表面一定深度范围内达到指定浓度的 $C_0 = 1.0\%$ $C_{(x=0, t)} = C_s$. 该扩散方程为 $C(x, t) = C_s [1 - \text{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}})]$ 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. 某些含有间隙元素的单晶或多晶固体在一定条件下进行形变时, 由于应变由位上会出现明显的上下两层脱层. 滑移层运动的阻力较大 (上层脱层), 而滑移进行的阻力较小 (下层脱层).

低合金钢中由于存在 (N) 等间隙元素使其对位错产生交互作用, Fe 或 Fe₂ 原子与位错交互作用使位错钉扎住. 在一般压力下不能消失, 从而自形成上下层脱层现象. 但一旦脱层后便可在正常应力下运动.

t.



1. ~~凝固~~ 驱动力

阻力.

凝固 液固两相间的自由能差

界面能

脱溶 新固两相间的自由能差

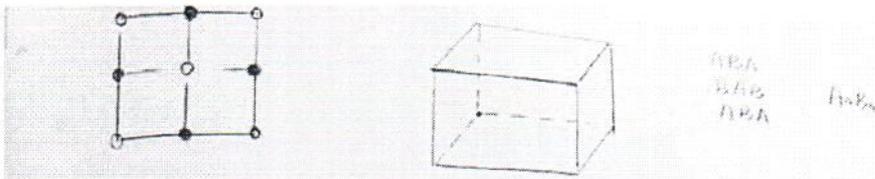
两相界面能差

再结晶 形变时系统中未被释放的位错能

晶界能

二次再结晶 晶粒长大时晶界的自由能差

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...



- 具有面心立方晶体结构的金属原子排列为ABCABC, 密排方向为ABABAB
- 相配: 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间都是相切的
 致密度均为0.74, 是纯金属中最密集的结构。
- 堆垛: 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<1120>, 有3个滑移系, 面心立方结构滑移系可开动的机会大, 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颗粒超显微
- 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, 大约参考不研



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,往里为共析组织,再往里为铁素体。

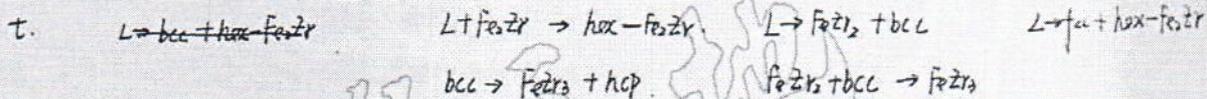
五. 扩散方程应用: 一般方法是将工件放入渗碳气氛中或固体介质中, 齐后进行加热 (700-900) 保温, 使其发生扩散, 经过一定时间后, 再冷却下来, 这样就可使工件表层一定深度范围内达到渗碳目的 $C_s=1.0\%$.

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

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. 滑移启动的抗力较大(上屈服点), 而滑移进行的抗力则较小(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必须做功, 它是位错运动的额外阻力, 故出现柯氏气团时, 必须施加比正常位错运动高的应力才能使位错启动, 即上屈服点、抗力较大的原因; 位错启动一定距离后, 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:



- 八. 驱动力: 液固两相间的自由能差. 阻力: 界面能.
 凝固: 液固两相间的自由能差. 驱动力: 界面能.
 脱溶: 新旧两相间的自由能差. 阻力: 两相界面能, 应变能.
 再结晶: 形变过程中未被释放的储存能. 驱动力: 晶界能.
 二次再结晶: 晶粒长大前后的界面能差. 阻力: 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, 扩散的物质质量 $g/s \cdot cm^2$.

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中进行.

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 的一端含碳量反而偏低.



北科大《材料科学基础》考研全套视频,真题、考点、典型题、命题规律独家视频讲解!
详见:网学天地(www.e-studysky.com);咨询QQ:2696670126

51 提高了碳在铁中的化学位所引起的。对于扩散的驱动力不是浓度梯度而是化学位梯度。普通意义上说,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大致一致,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。

$T = -M \frac{\partial \mu}{\partial x} = -M P \frac{\partial G}{\partial C} \frac{\partial C}{\partial x}$, $D = M P \frac{\partial G}{\partial C}$. $D > 0$ 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

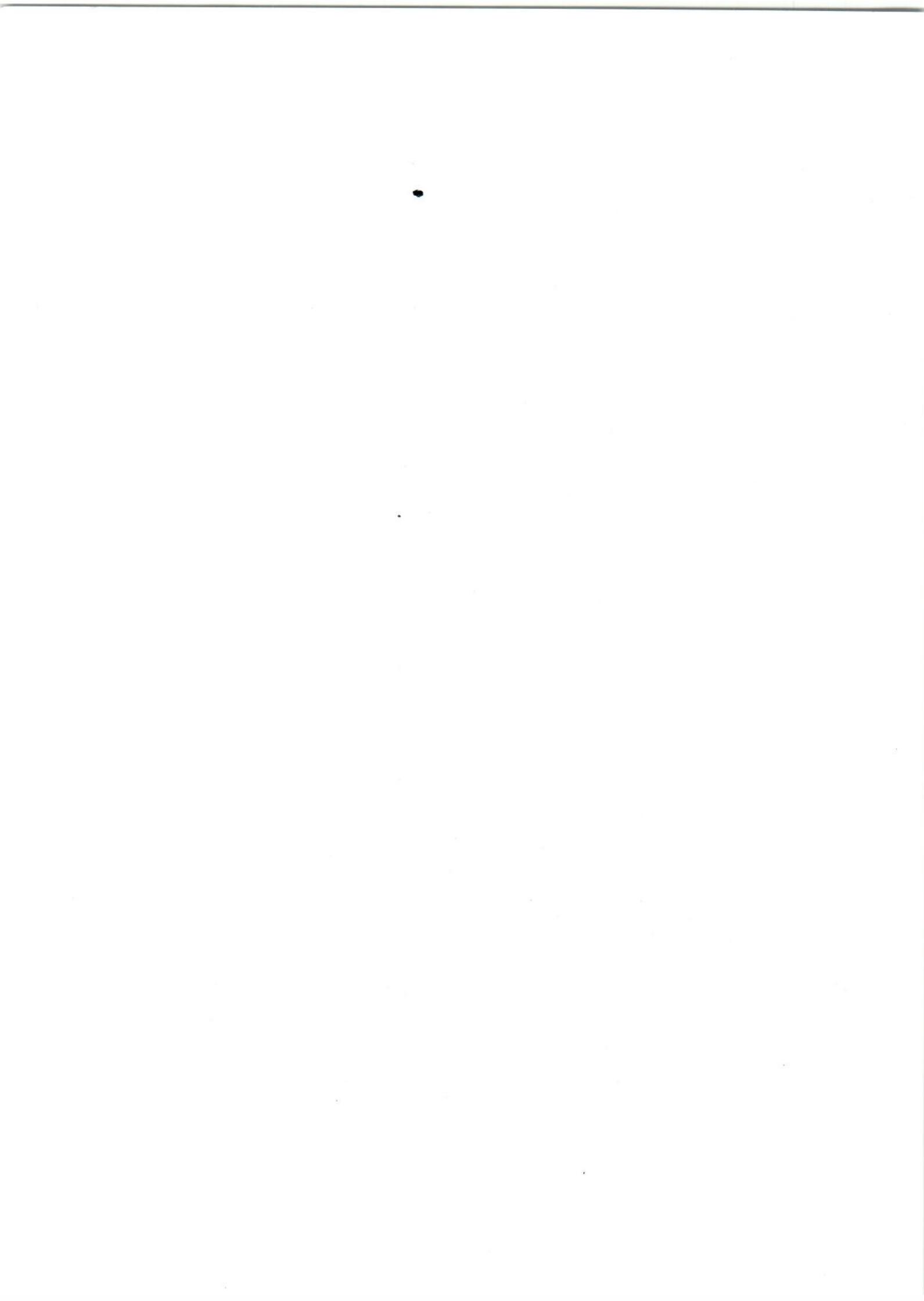
说明: 统考生做一至五题, 单考生做一至三, 六, 七题。若四, 五任做一题, 按一至五题计分;
所有答案必须写在答题纸上, 做在试题或草稿纸上无效。

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)

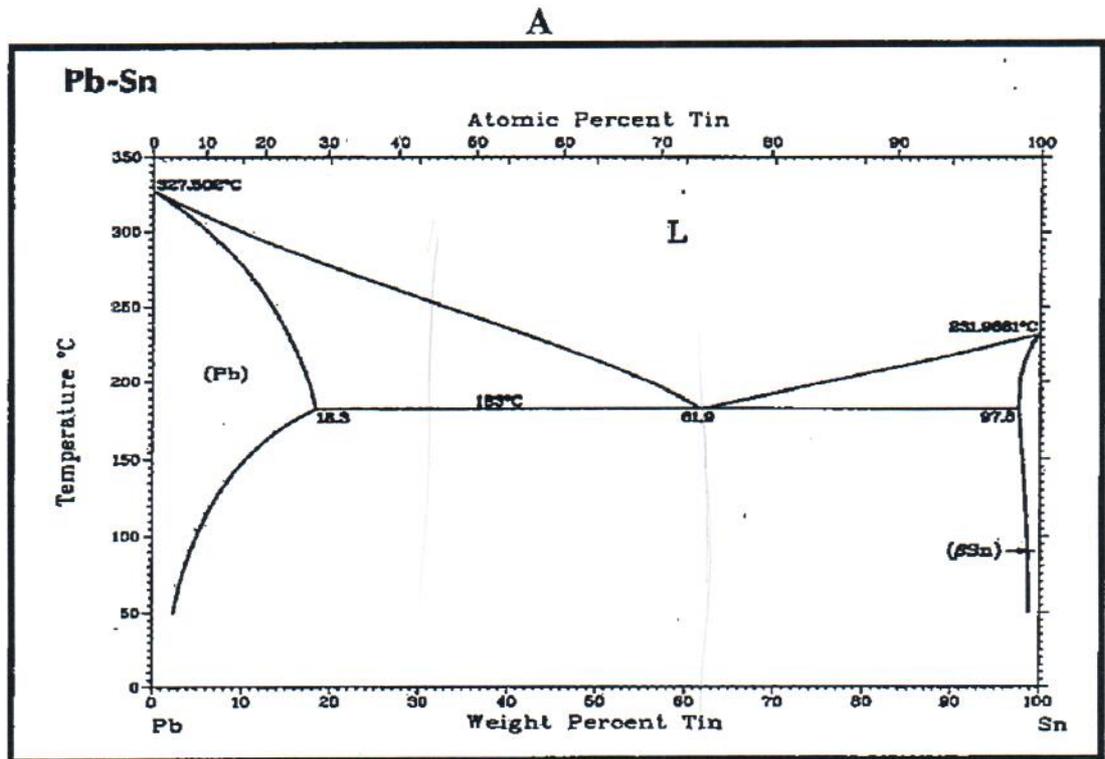
三. 分别画出点阵常数为 a 、具有 A2 晶体结构纯金属的八面体间隙、四面体间隙位置及 (110) 晶面原子的排列情况。(20分)



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)

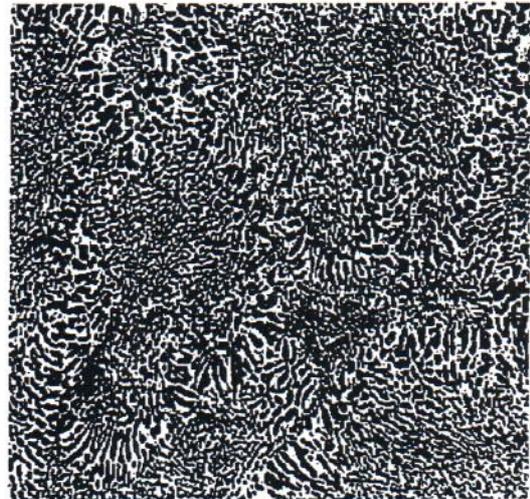
(仅统考生做, 单考生不做, B 和 C 图清晰程度不影响分析计算结果)



B



C









2008年

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与横截面积-截面的浓度梯度成正比. $J = -D \frac{dc}{dx}$.

J 表示某-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 $\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$. D 为扩散系数 m^2/s . $\frac{dc}{dx}$ 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, 其特征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. 者离开了平衡位置. 称为位错.

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. 即出现少数大的晶粒优先快速生长, 逐步吞食周围的大量小晶粒. 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抽象, 用以描述和解释晶体结构的周期性性和对称性. 由于点阵点的周围环境相同, 故只有几种类型.

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. ① 每种点阵的长阵参数 a, b, c 和非特定角 α, β, γ 可随各晶体的不同而变. ② 质点既可以是一个原子或离子, 也可以是几个原子. 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.

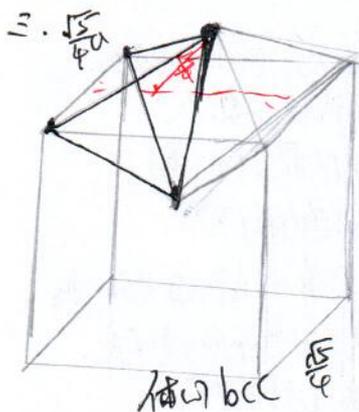
晶体结构是具有物质内容的空间点阵结构, 当晶胞用完全相同的原子组成, 每个原子就是一个质点. 晶胞的边长 a, b, c 和夹角 α, β, γ 是晶胞的几何参数.

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

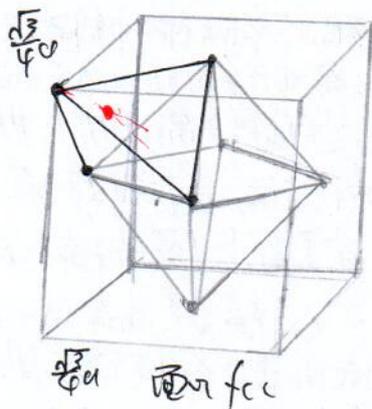
相平衡条件：在化学势上时，每一组元各自在各相的化学势处处相等

相律：判断平衡的一个定律。在平衡条件下系统的自由度 $f = C - P + 2$ 组元数和平衡相

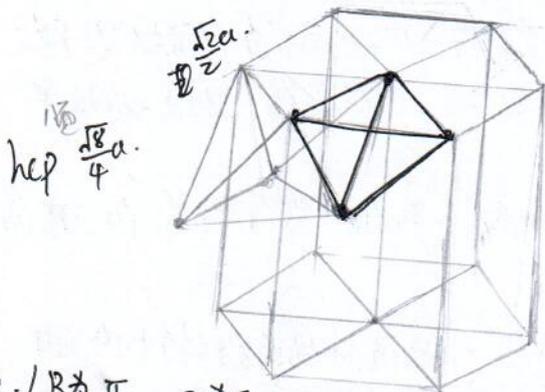
之间关系式 f - 系统的自由度，即不影响系统状态的条件下所有独立变量的数目
如温度压力成分个数的数目。 C - 组成物的组元数即系统组成物质的个数。
 P - 系统中能够同时存在的相数。 2 表示温度压力两个数。



四面体 $(\frac{1}{4}, \frac{1}{4}, \frac{1}{4})$



$(\frac{1}{2}, \frac{1}{4}, \frac{1}{4})$



四面体 $(\frac{2}{3}, \frac{1}{3}, \frac{1}{8})$

④ - 1. B为II C为I.

2. B合金液相缓慢冷却至液相线相变时即 Pb析出，Pb沿固相线成分变化，液道相线成分变化，继续冷却过程，液相不断减少，固相成分不断增高，当液相成分达到共晶成分时，发生共晶反应 $L \rightarrow Pb + \beta_{Sn}$ ，Pb随后继续冷却 Pb和 β_{Sn} ，成分各自沿固相线新金相组织；共晶组织在亚共晶组织晶界析出，呈层状分布不均。

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+ β_{Sn} ，金相组织形成，共晶合金层片交替分布的室温组织

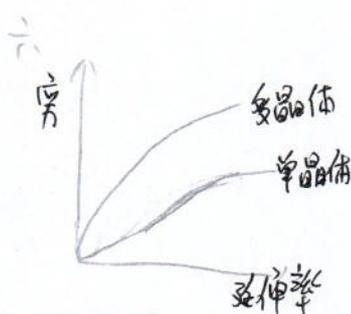
$$3. B W_{(Pb)} = \frac{61.9 - 30}{61.9 - 18.3}$$

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

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

五. 退火孪晶: 许多金属产生形变孪晶的. 具有面心立方结构的金属或合金, 例如铜或黄铜. 奥氏体钢等通常在退火组织中发生孪晶. 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, 当一个晶粒的界面与 $\{111\}$ 面时, 则这个晶粒的正常生长是其界面按 ABC ABC... 序列向前推移的. 如果在界面推移中发生层错现象, 例如某层不是 A 而是 B... 则变为 ABCABCBA 这样层错导致孪晶. 按以下 ABCABCBA 序列推移直到恢复正常序列. 如此反复可在一个晶粒中形成交替孪晶层. 相邻两个层错和孪晶.



单晶体塑性变形过程的三个阶段组成: 易滑移阶段
线性硬化阶段 抛物性硬化阶段.

多晶体的塑性变形由于晶界的阻碍作用和晶粒之间的协调
运动要求, 各晶粒不能以单晶的 ~~方式进行变形~~
~~单一滑移系~~ 动作而必须还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曲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、简答题：

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质量 g/cm^2
 D 表示这个组元的扩散系数 m^2/s 。 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 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 和非特定角角度 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. 一级相变：从相变热力学上讲，相变前后两相的位能相等，一级相变。

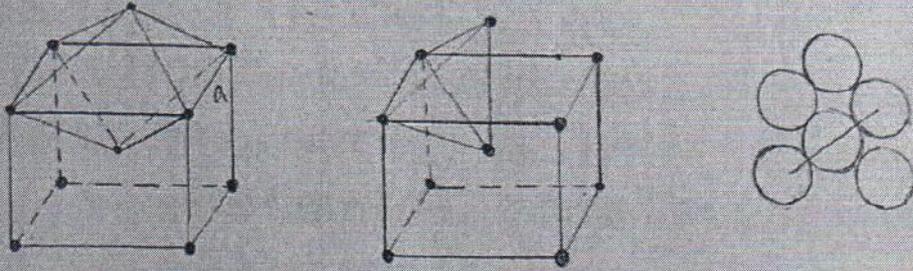


10. 临界分切应力：滑移系开动所需的最小分切应力，它是一个定值，是真正表示晶体屈服实际的物理量，不随试样取向而变化，只取决于晶体内部实际状态。

相平衡：在指定的温度和压力下，若多相体系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，每一组元各相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 $f = C - P + 2$ ， C 为组元数， P 为平衡相之间的总数。



四. 1. B合金成分是 L ，C合金成分是 L

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，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份时，发生共晶反应 $L = Pb + \beta_{Sn}$ ，随后继续冷却，Pb 和 β_{Sn} 各自沿固相线变化。

金相组织形态：共晶组织在共晶点，共晶组织的晶界析出，各组织分布不均。

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 $W(Pb + \beta_{Sn}) = \frac{30 - 183}{61.9 - 183} \% =$ $W(Pb) = \frac{61.9 - 30}{61.9 - 183} \% =$

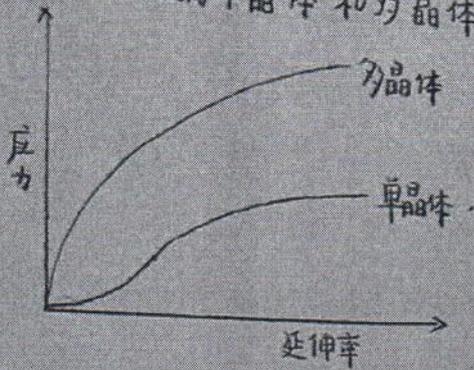
C合金 $W(Pb + \beta_{Sn}) = 100\%$

1. 退火孪晶：许多易于孪生形变金属的，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。以下再按照 ABCABCACB 序列向前推移，直到恢复正常序列 ABCABCACBACBABC，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

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，各晶粒不能以独立动作，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，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。



北京科技大学 2007.10.21
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。



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

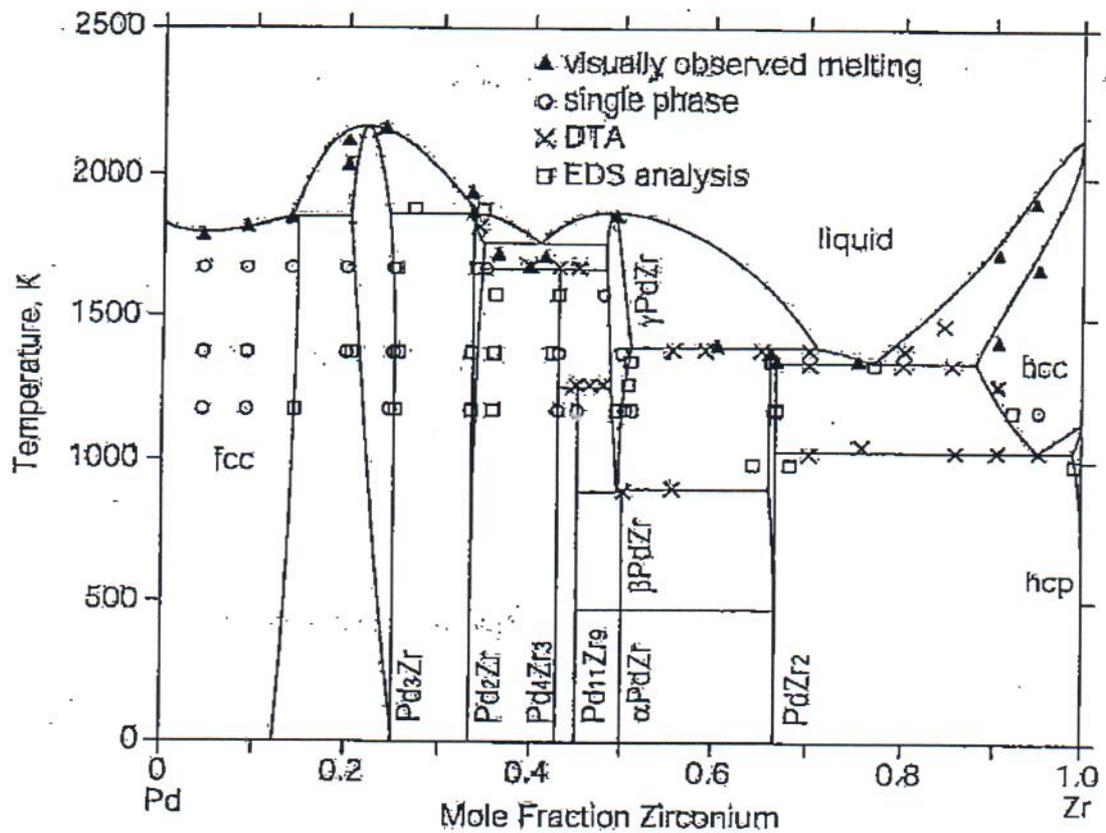
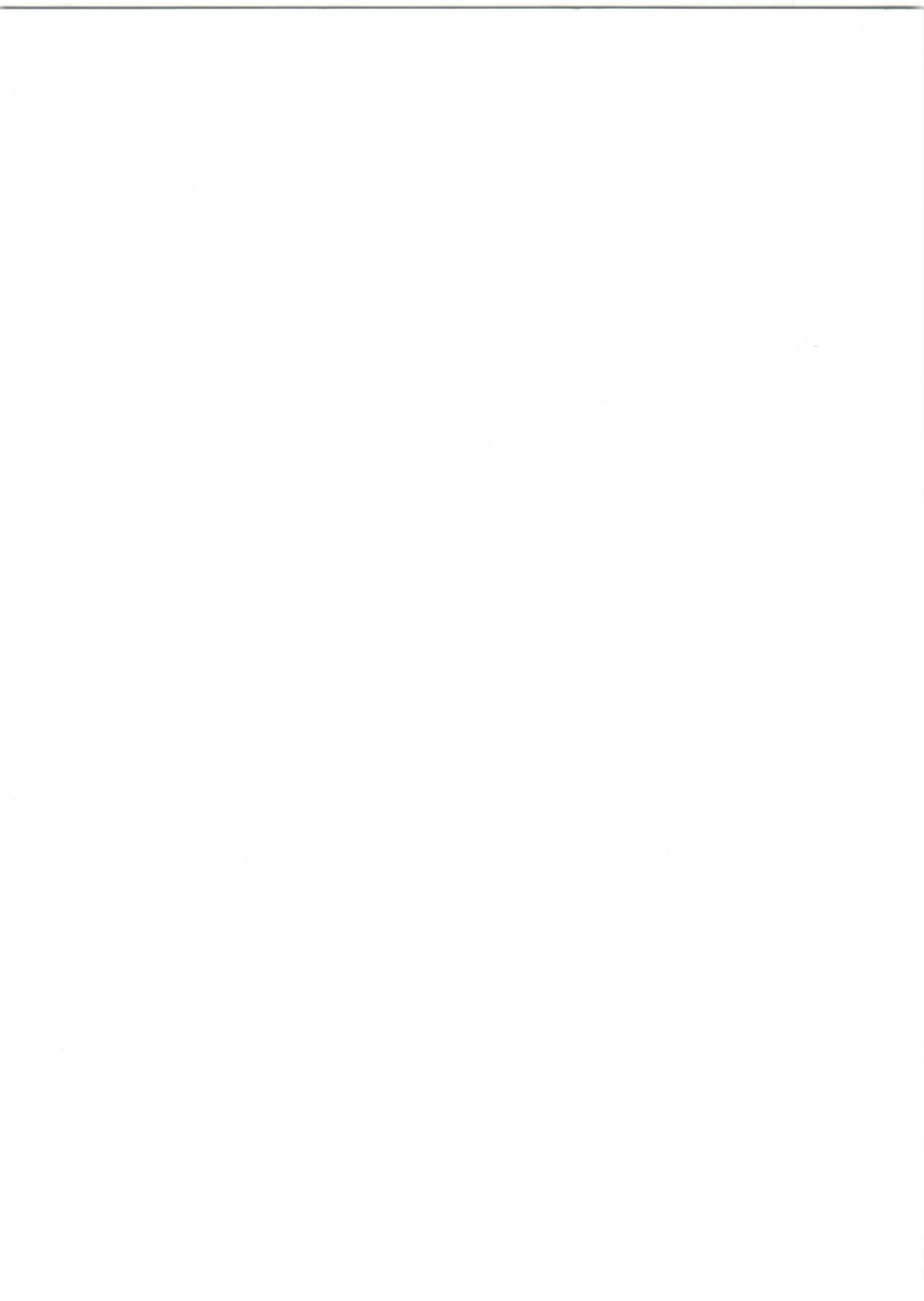


Fig. 1. Calculated Pd-Zr phase diagram by the present thermodynamic description with the experimental data measured by Waterstrat et al. [15].

- 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. 固相分解: 分解时天形成所需, 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不断增加, 分解成结构与母相相同, 但成分不同的两相固溶体 (使体系的熵下降)
2. 再结晶: 冷变形金属在规定的时间内完成再结晶或达到规定再结晶率及的最低T, 在显微镜可用金相法或透射法识别, 以显微镜下不出第一畴再结晶畴或硬点难以通过, 工业上以较大变形量(20%以上)的冷变形金属, 经1h退火能完成再结晶($P_{R2} = 94\%$)所以把自扩散
3. 晶体缺陷: 在实际晶体中, 由于原子(或离子)的热运动, 以及晶体的形成条件, 过热处理过量和热辐射, 杂质等因素的影响, 实际晶体中原子的排列不可能再按规则完整, 常存在各种偏离理想结构的情况即晶体缺陷。
4. 固相相变: 固相相变由于温度变化, 原子扩散困难而无法进行, 且母相又难于会定保有时, 可通过切变方式无扩散的转变为另一新相, 一与母相这类相变称为固相相变。
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. 影响扩散主要因素: ①温度 ②界面 ③其它结构因素 ④化学成分 ⑤晶体结构 ⑥晶体
7. 布拉菲晶系: 除考虑晶胞外形外, 还考虑晶胞内原子的排列。
(按照每个晶胞内原子数目的要求, 用数学方法推算出能成立之晶胞晶系) ~~晶胞~~
8. A_1 和 A_3 晶体中原子堆垛顺序: A_1 (面心立方 fcc) ABCABC... 式堆垛。
 A_3 (000) 式 AB 式堆垛。
9. 金属键: 聚集的金属原子, 全部或部分的贡献出价电子, 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。(最外层电子层s很小, 极易挣脱成为自由电子) 沉浸在金属正离子组成晶格中而形成电子云, 由金属中自由电子与金属正离子静电作用而形成的键称为金属键, 键合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, 在其他晶格中溶入溶质组元所形成的均相固溶体保持原溶剂组元晶体结构。

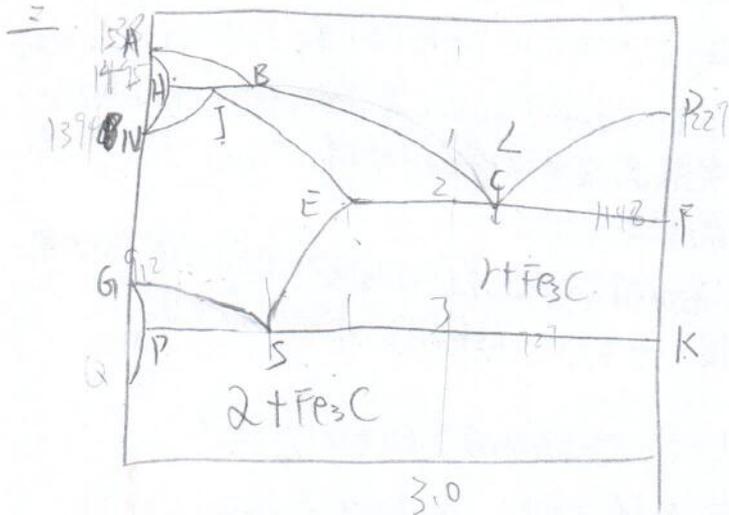
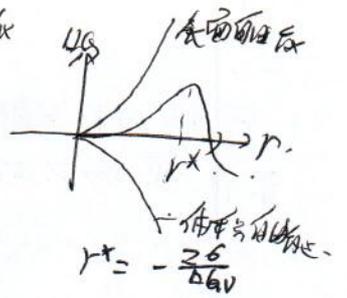
二. 热力学角度分析金属固相形成时晶核形成过程

液态金属中有在结构涨落和能量涨落, 可自发形成不稳定的晶核, 这个过程中系统的自由能变化 $\Delta G = -V\Delta G_p + S\sigma = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_p + 4\pi r^2 \sigma$

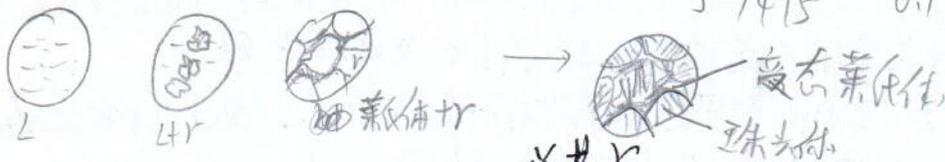
ΔG 随 r 变化, 存在一对应的最大值, 此时称为临界形核半径, 只有达到临界形核半径后, 晶核才能稳定存在 $\Delta G_p = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_p}$

晶体液相结构有长程有序在短程有序, 但液相中原子热运动较为强烈, 在其平衡位置停留的时间短, 因此这种局部有序排列的原子集团此消彼长, 即前述的晶核起伏, 当温度降到熔点以下, 在液相中时聚时散的原子集团就可成为均相形成的晶核, 由于过冷液体中出现晶核时, 一方面由于在这个区域由液相聚集状态转变为晶体排列状态, 使体系的熵能降低, 这是相变驱动力, 另一方面在晶核表面引起表面自由能的增加, 这构成了成核阻力。

假定晶胚为球形半径为 r 过该液体中形成一个晶胚总的自由能变化
 $\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$ $\Delta G_v = -\frac{2m\Delta T}{T_m}$
 温度下 ΔG_v 与 σ 是各自定值 ΔG 是 r 的函数 有一个最大值, 如图, 最大值
 对应的 r^* 为临界晶核半径 $r < r^*$ 晶胚不能长大.
 $r > r^*$ 时 $\Delta G < 0$ 晶胚可成长为稳定的晶胚



A	1538	0	K	727
B	1495	0.53%	N	1394
C	912	4.3%	S	727
D	1227	6.69%		0.77
E	1148	2.11%		
F	1148	6.69%		
G	912	0		
H	1495	0.09%		
J	1495	0.17%		



珠光体组成: $\frac{6.69 - 3.0}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 80.6\%$
 γ 珠光体 Fe_3C : $80.6\% \times \frac{2.11 - 0.77}{6.69 - 0.77} = 18.2\%$ 例: 二次渗碳体.
 珠光体完全由 γ 转变而成 先共析 $\gamma = \frac{4.3 - 3}{4.3 - 0.77} = 59.4\%$
 $\frac{6.69 - 2.11}{6.69 - 0.77} \times 59.4\% = 46\% [(1 - \text{Fe}_3\text{C}) \times \text{共析} \gamma]$

1. Fe_3C 组成: $\frac{6.69 - 3.0}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 80.6\%$
 γ 珠光体 Fe_3C : $80.6\% \times \frac{2.11 - 0.77}{6.69 - 0.77} = 18.2\%$
 珠光体完全由 γ 转变而成 先共析 $\gamma = \frac{4.3 - 3}{4.3 - 0.77} = 59.4\%$
 共析 $\gamma = \frac{6.69 - 2.11}{6.69 - 0.77} \times 59.4\% = 46\%$

④ 扩散 第一定律及对上坡扩散 现象的解释

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）与这物质横截面的浓度梯度成正比

数学表达式 $J = -D \frac{dC}{dx}$ J 是扩散流量 D 是扩散系数 $\frac{dC}{dx}$ 是浓度梯度。

负号代表从浓度高向低浓度扩散。

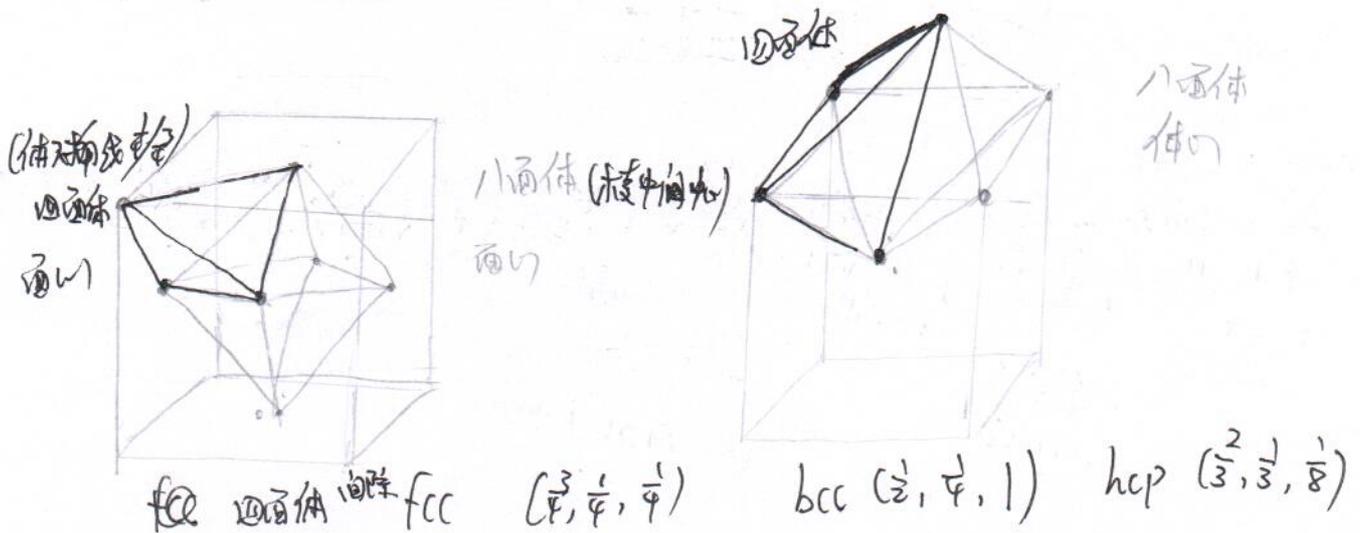
上坡扩散：指物质自由低浓度向高浓度扩散的现象。

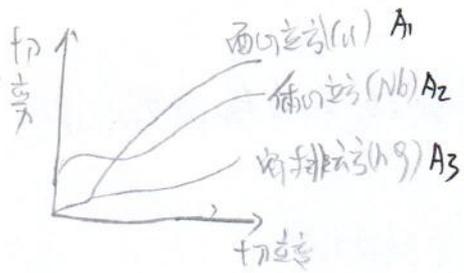
扩散的驱动力实质是化学位梯度。只是大多数时候化学位梯度与浓度梯度相同。表现为下坡扩散，当两者方向不一致时，即表现为上坡扩散。

五. 冷变形金属 合金 固溶 与再结晶过程及相关性变化。

冷①固溶与再结晶过程：随着退火时间延长或温度升高，形变组织中位错缠结形成亚晶，亚晶合并，长大。固溶阶段主要是合金元素的运动，不发生大角度晶界运动，所以晶粒形状大小仍保持不变；再结晶阶段首先是晶界变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，直到形变组织完全转变为新的无畸变晶粒为止，取代了长条状高密位错密度的形变晶粒。最后在晶界表面能与驱动力，新晶相晶粒之间相互吞食长大。

② 性能变化： α 强度硬度下降，塑性增加（再结晶阶段，明显）。 β 屈服在固溶阶段之前是下降趋势，再结晶阶段也有下降，但在固溶阶段通过冷加工富集再结晶过程会急剧增高。 α 以总加工量所起到的消除大位错密度的作用。冷加工与再结晶只在通过再结晶过程





各种晶体的实际曲线因其晶体结构类型、晶体的晶粒尺寸以及试验温度等因素的不同有所变化，但总的来还是符合上述规律的。

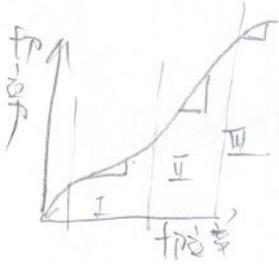
图中面心立方和体心立方显示出典型的三阶段加工硬化情况。只是当含有微量原子的体心立方晶体，因为杂质原子与位错交互作用，将产生前面所述的屈服现象，并使曲线有所变化。

至于密排六方金属单晶体的屈服阶段很长远超过其他结构的晶体，以至于线性硬化阶段还未充分发展，曲线就中断。单晶体的屈服特征曲线如图。

第一阶段 屈服阶段。当已达到晶体的屈服点时，应力增加不大的情况下，应变却增加很大。其余率以 $\sigma = \sigma_0 + k\epsilon$ 或 $\sigma = \sigma_0 + k\epsilon^n$ 即加工硬化率化。

第二阶段 线性硬化阶段。随应变量的增加应力线性增长，此阶段曲线。且其余率越大，加工硬化率越高。

第三阶段 抛物线硬化阶段。随应变的增加应力增长越来越慢（主要机制之是在晶粒和晶界中产生位错交滑移，使晶界前的应力集中得以释放，故使硬化率下降。可见越是多晶滑移的材料第三阶段开始越早。



2007年

过饱和固溶体在一定条件下

1. 调幅分解：分解时无形核阶段，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）。

再结晶

2. 再结晶：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

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：固态相变中由于温度低、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. 影响扩散的主要因素：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晶体中原子堆积方式：都是最密堆积，配位数都是12，不同的是：A1中
A1沿{111}面按ABCABC方式堆积，A3沿{001}按ABAB方式堆积

9. 金属键：聚集态的金属原子，全部或部分的外层电子，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的
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涨落和能量涨落，可由此形成稳定的晶核，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， $\Delta G_p = \frac{16\sigma^3}{3\Delta G_p}$

对晶核



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: $\frac{4.3-3.0}{4.3-2.11} \times 100\% = 60\%$

变态莱氏体: $\frac{3.0-0.77}{4.33-0.77} \times 100\% = 40\%$

二次渗碳体 = 讨论

先算出点共有多少奥氏体。因为二次渗碳体是从奥氏体中析出的，不论是共析析出还是 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 Fe₃C 呢？

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

珠光体完全由共析析出转变而成 共析析出: $\frac{4.3-3}{4.3-2.11} \times 100\% = 59.4\%$

共析析出会转变或珠光体呢? $\frac{6.69-2.11}{6.69-0.77} \times 59.4\% = 46\%$

变态 L: $1 - 18.2\% - 46\% = 35.8\%$

四、再讨论扩散第一定律及“上坡扩散”现象的解释。

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

数学表达式： $J = -D \frac{dc}{dx}$ J 是扩散流量，D 是扩散系数， $\frac{dc}{dx}$ 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，只是大多数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：随退火时间延长或温度升高，变形组织中位错缠结或形成亚晶，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，

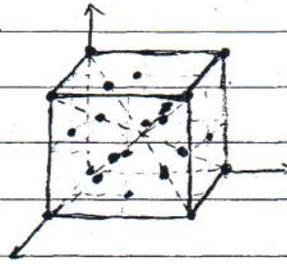
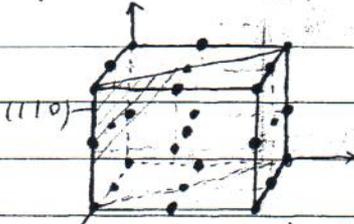
48 位错与亚晶界的关系？P188



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

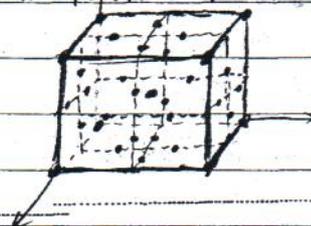
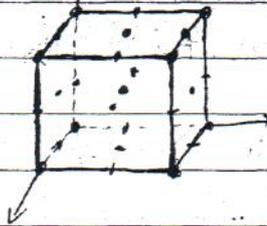
~~再结晶~~ 六、讨论

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(棱中点+中心)

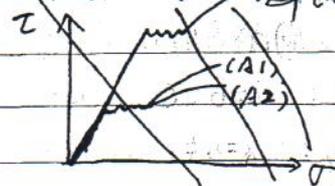
四面体间隙(体对角线 $1/4$)



体心八面体间隙(棱中点+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：(A1) (A2) (A3)



八：见P40(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？

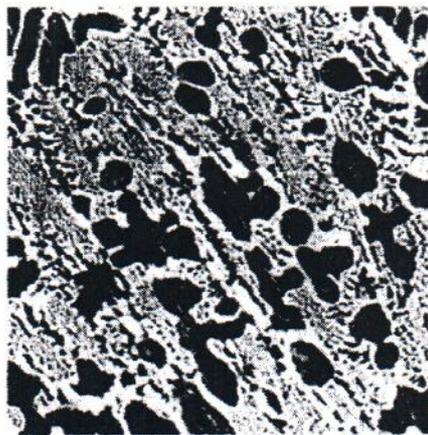
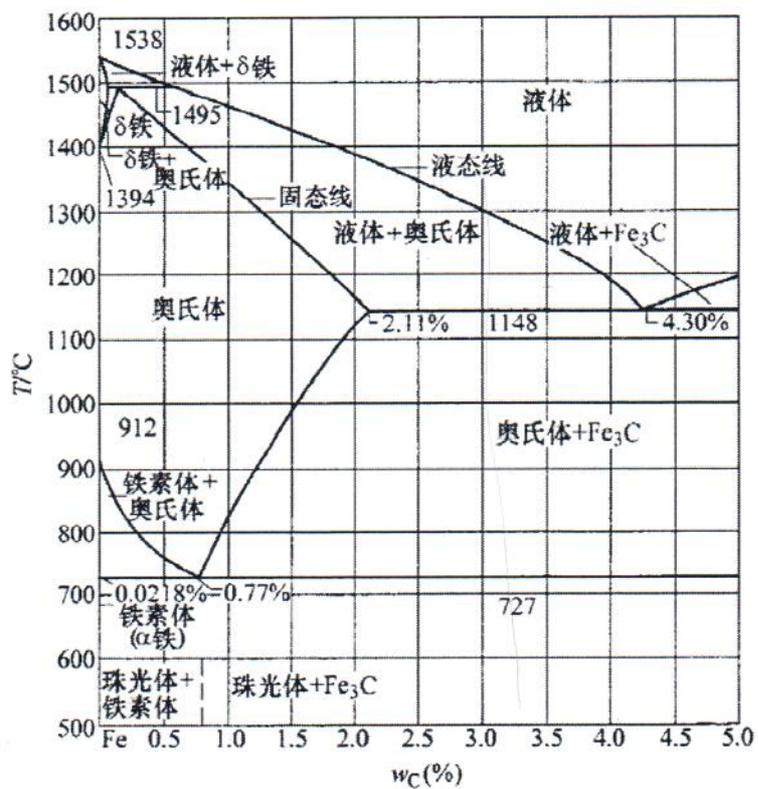
2. 举例或画图说明什么是小角晶界的位错模型？描述大角晶界有何模型？其含义是什么？

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

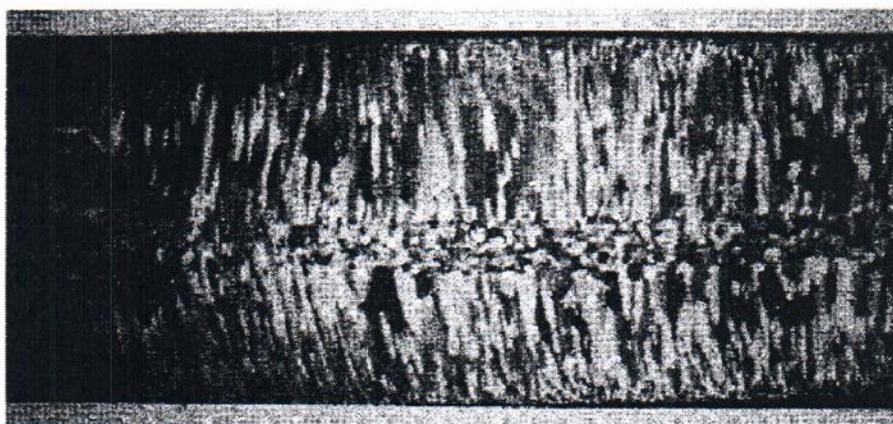


图 11-2 第四题第 2 小题图

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？

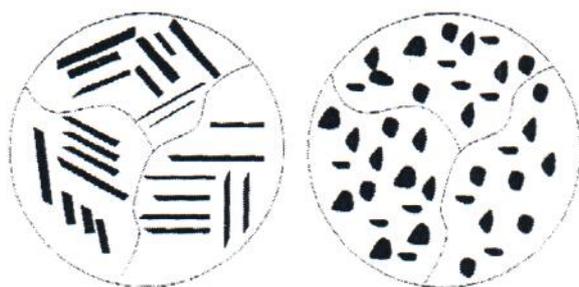


图 11-3 第八题图

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)

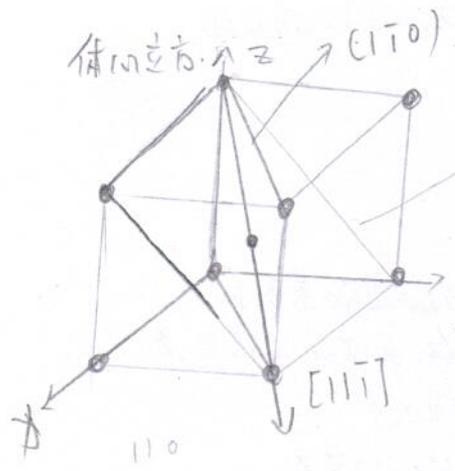
参照图 11-1a (第四题) 提供的铁碳相图，说明并示意画出含碳 1.3% 的铁碳合金由液相缓冷到共析温度以下的组织变化过程；计算该合金二次渗碳体的最大重量百分量；再分别计算共析转变后合金中铁素体和珠光体组织重量百分量。

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。



	面心 fcc	体心 bcc	密排 hcp
点阵常数	a	a	a $c/a=1.633$
原子半径	$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	$\frac{2}{3}a = \frac{1}{3}c$
原子数	6	2	4
配位数	12	8	12
致密度	0.74	0.68	0.74
四面体间隙大小	8 $0.225R$	12 $0.291R$	12 $0.225R$
八面体间隙大小	4 $0.414R$	6 $0.154R$ $0.633R$	6 $0.414R$



面心立方 密排面 $\{111\}$
 密排面 $\{110\}$
 体心立方 密排面 $\{110\}$
 密排面 $\{111\}$
 构成晶带关系

二、固溶体与中间相

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，中间相强度高，韧性较差。

2. 引起点阵畸变，点阵常数改变；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。溶质原子周围点阵膨胀平均点阵常数增大，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总是增大的。

除发生点阵畸变以外，还会发生局部偏聚和有序化过程，甚至出现有序结构。发生固溶强化导致强度提高，塑性降低。

物理性能变化：电阻率一般增大，电阻温度系数降低，还可以提高磁导率。

三、点缺陷与线缺陷的交互作用：

点缺陷的产生点阵畸变，使局部能量提高，附近有原子位置空位，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，使系统的能量平衡。吸附溶质的位错是一类特殊位错，此时位错被钉扎而难以运动使强度提高，会产生上下屈服点交叉。