

## 真题

说明:

从此页开始至下一张说明,为1999-2016年真题.

1999-2009年真题和答案均有电子版打印,但我在复习过程中觉得答案不全,另手写了一份答案.

2010-2015年真题为打印版,答案手写.但部分手写在真题题中.另一部分手写在白纸上.

2016年真题和答案全为手写.

字丑 见谅

\* 1999-2009 答案夹在真题页中.

2010-2015 答案在打印真题的后面

~~說明~~

2016

# 1. 柯氏气团

柯氏气团是溶质原子比晶体间隙原子~~多~~溶质原子与位错形成交互作用 推动进行 弹性交互作用 结果间隙原子在位错附近聚集形成小原子集团。

# 2. 离异共晶

(可在平衡条件下获得也可在非平衡条件下获得)  
由于非平衡共晶体数量较少, 通常共晶体中  $\alpha$  相依附初生  $\beta$  相生长, 将晶体中另一相  $\beta$  推到最后凝固的晶界处, 从而使共晶体组成相的相对特征消失, 这种两相分离的共晶体称离异共晶。

# 3. 共析转变

(两相分离的共晶组织对于某些成分远离共晶点的亚共晶合金共晶合金由于初相的量大而共晶体量很小。...)

# 3. 共析转变

由一个固相在恒温下转变为另两个固相表达式  $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$  由于是固相转变原时比共晶转变时固又位需要较大的过程。共析转变的组织为两相交替排列混合组织但比共晶组织细密。~~在铁碳合金中~~

# 4. 上坡扩散

在扩散过程中扩散驱动力是化学势梯度, 但在通常化学势梯度与浓度梯度相同时表现为由高浓度向低浓度扩散。如当两者不同时表现为由低浓度向高浓度扩散。致是两者都是使化学势降低但后者为上坡扩散。

# 5. 临界分切定律

~~在外力作用下晶体发生~~

滑移是在切应力作用下发生。当晶体受力时, 晶体中的某个滑移系是容易发生滑移取决于该滑移系分切应力的大小, 当分切应力达到某一临界值时滑移系才发生。

$\tau = \tau_c \cos \phi \sin \lambda$ 。  $\phi$  与  $\lambda$  分别是滑移面法线<sup>切应力</sup>与施密特角和与滑移方向的夹角。  
~~临界~~ 临界分切应力与取向有关。

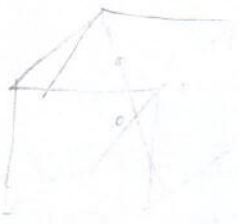
# 6. 二次再结晶

(少数晶粒异常长大的现象)  
当细小的一次再结晶组织被继续加热时, 阻止正常晶粒长大的因素一旦消除, 少数特殊晶粒将迅速生长, 这些晶粒一旦长到已生长之周围的晶粒时由于大晶粒的晶界能比小晶粒的晶界能低, 晶界总是向外迁移的结果它越长越大直至相互接触为止。形成二次再结晶再结晶出现的少数晶粒很快长大, 逐步吞并周围大量小晶粒, 最后形成非常粗大的晶粒称为二次再结晶。

2016-1



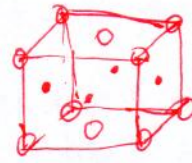
二. A-B二元系中的AB型合金是面心立方结构. 当它有序化后A原子和B原子在(100)面按一层A-一层B排列. 画出有序化后的示意图. 并画出布拉菲点阵类型.



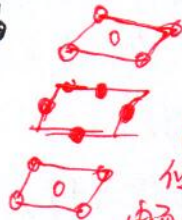
chix.



OA OB



有序化后布拉菲点阵为简单四方.



王宝迪.

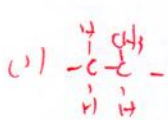
设A为0, B为1. 原立方晶胞方面心结构.

即  $a=b=c$ ,  $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$ . 但A与B明显原子大小不等, 即  $a \neq b, c$ ,  $d = \frac{a}{2}$ . 由面心变为四方结构. 但晶体学中要求每个原子周围的环境完全相同. 因此可以把A、B合在一起看成一个原子. 简化示意图为: 在空间排列后呈简单四方点阵结构.

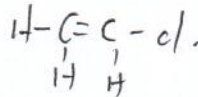
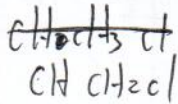
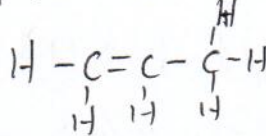
王宝迪

设A、B有序化后. 由面心结构变为简单四方. 且是简单四方.

三. 写出两个聚合物 (1) 天然橡胶  $(C_4H_8)_n$  和全同聚丙烯  $(C_3H_6)_n$  的结构式并说明理由. 更好的玻璃形成体材料并说明理由.



$(C_4H_8)_n$



天然橡胶是更好的玻璃形成体材料. 因为天然橡胶是非晶态的, 具有长程无序. 而聚丙烯是结晶态的, 具有长程有序. 所以天然橡胶更容易形成玻璃体.

在通过结构式可以看出天然橡胶的结构更简单. 更易于液体中. 因为天然橡胶是非晶态的, 具有长程无序. 而聚丙烯是结晶态的, 具有长程有序. 所以天然橡胶更容易形成玻璃体.

相对来说天然橡胶更易形成玻璃体

四. 将石墨加热到  $900^\circ C$  石墨 10 d. 12 时. 成本 1000 元/d. 12 时. 相同条件下. 从经济角度看. 哪个温度更合理. 除经济角度. 石墨时还要考虑哪些因素.

$$P(x,t) = P_s - \left( \frac{P_s - P_0}{2} \right) \operatorname{erf} \left( -\frac{x}{2\sqrt{D_1 t}} \right) = \frac{P_s}{2} + \frac{P_s}{2} \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{D_1 t}} \right).$$

石墨气氛为  $P_s$ .

$P_s \rightarrow P_0$   $P_0 = 0$ .

$P(x,t) = P_s - (P_s - P_0) \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{D_1 t}} \right).$

其他条件相同. 当  $T = 900^\circ C$  时.

$\frac{x_1}{x_2} = \frac{\sqrt{D_1 t_1}}{\sqrt{D_2 t_2}} = \frac{1}{1} \Rightarrow \sqrt{D_1 t_1} = \sqrt{D_2 t_2} \Rightarrow D_1 t_1 = D_2 t_2.$

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

1. 为  $900^\circ C$  10 d. 12 时

$t_1 = 10 \times 24 \times 60 \times 60 = 86400 \text{ s}$   $T_1 = 900^\circ C = 1173 \text{ K}$

$t_2 = 10 \times 24 \times 60 \times 60 = 86400 \text{ s}$   $T_2 = 1000^\circ C = 1273 \text{ K}$

$\frac{t_1}{t_2} = \frac{\exp \left( -\frac{Q}{RT_1} \right)}{\exp \left( -\frac{Q}{RT_2} \right)} = \exp \left( \frac{Q}{R} \left( \frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right) \right)$

2016-2



# 影响扩散的因素

- ① 温度 温度越高 原子的热激活能越大, 扩散越快
- ② 晶体结构 晶体结构不同 原子间距不同, 致密度小的扩散更快
- ③ 晶体类型 不同晶体类型 扩散机制不同: 间隙扩散 < 空位扩散 < 晶界扩散
- ④ 缺陷 晶体表面 晶界 内表面 扩散速度不同. 缺陷对扩散起快速通道的作用.
- ⑤ 化学成分 熔点高的原子 自扩散 激活能大, 不易扩散.

⑥ 其他因素 如大的电场 应力等都对扩散有影响.

1000℃ 以上, 进入 FCC 转变区, 会形成体心立方晶粒, 因此通常在 900℃ 左右对铁

进行热处理, 防止产生马氏体, 性能变差

除了经济角度以外, 1000℃ 左右温度过高会引起氧化, 影响材料性能

通常温度一般控制在 920℃ 左右, 防止产生氧化皮

## 五 相同.

(1) 写出所有不变反应的类型

(2) 画出 0.35 的合金冷却时相变示意图.

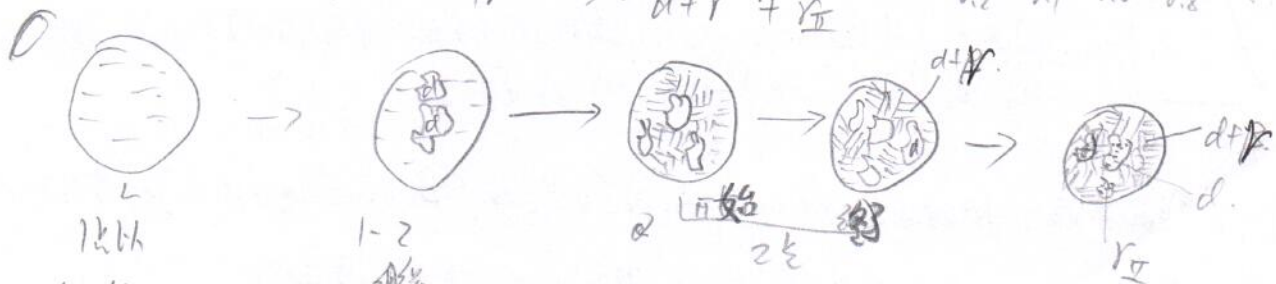
(3) 计算该合金在 1140℃ 时平衡组织的相对量及组织组成物名称

(4) 该合金在实际冷却中获得了完全共晶组织, 分析原因.

(1)  $L \rightarrow d + \gamma$  (共晶反应)

$L + \gamma \rightarrow \beta$  (包晶反应)

(2)  $L \rightarrow d \rightarrow L + d + \gamma \rightarrow d + \gamma + \beta$



(3) 稍低于 1140℃ 时 组织组成有  $d + (d + \gamma)$ . 相有  $d + \beta$ .

$$\text{相量} = \frac{0.35 - 0.2}{0.46 - 0.2}$$

$$d + \gamma = \frac{0.46 - 0.35}{0.46 - 0.2}$$

$$\text{组织} \quad d = \frac{0.4 - 0.35}{0.4 - 0.2}$$

$$d + \beta = \frac{0.35 - 0.2}{0.4 - 0.2}$$

(4) 1. 伪共晶. 在非平衡冷却中, 合金成分在共晶成分附近, 可以获得全部的共晶组织. 然而, 在非平衡冷却中

原因: 由于共晶中组成相的成分与液相成分不同, 它们形成于不同的温度. 若需要两相同时扩散, 而以低熔点相的组成相与液相成分相差较小, 则通过扩散而获得共晶组织的可能性较大. 共晶反应速度小, 所以在共晶成分附近低熔点相时, 为两相同时形成对扩散的

2016-3



要求 伪共晶区的范围小, 经偏析的高熔点相的一倍小, 因此合金在凝固时能形成伪共晶区

六 (1) 均匀形核和非均匀形核曲线半径明析, 为什么?

- 半径大. 假定一个晶核半径为  $r$   $\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \frac{\Delta G_v}{\Delta G} + 4\pi r^2 \sigma$

- 一定情况下,  $\Delta G_v$  和  $\sigma$  是定值.  $\Delta G$  是  $r$  的函数.

临界形核半径 可通过求极值得到  $\frac{d\Delta G}{dr} = 0$  得  $r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_v}$   $\Delta G_v = -\frac{\ln \Delta T}{T_m}$

非均匀形核  $r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_v}$   $\Delta G = \left( \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma \right) \left( \frac{2 - 3\ln \Delta T + \ln \sigma}{4} \right)$

由此可得 非均匀形核与均匀形核的临界速率半径相同.

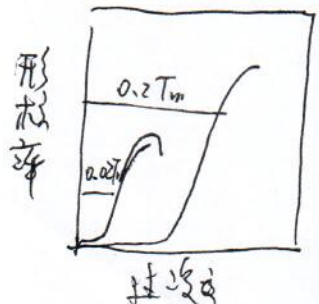
(2) 均匀形核形成球状 非均匀形核形成球冠状

可从上述  $\Delta G$  中看出

均匀形核功大. 因为非均匀形核是依靠外来表面使形核界面能降低. 在较低过冷度中即可而均匀形核必须在一定过冷度中形成. 还需要继续起伏才能继续提供均匀形核的能量.

(3) 非均匀形核率不一定比均匀形核率时更大. 理由.

如图为均匀形核和非均匀形核率随过冷度变化的对比图.



由图可以看出, 在一定过冷度范围内, 非均匀形核率更大, 但非均匀的形核约在  $0.02 T_m$  时达到最大值, 而形核率开始下降. 而均匀的形核率在  $0.2 T_m$  时才达到最大值. 因此当过冷度走出  $0.2 T_m$  时, 均匀形核的形核率有可能更大. 所以非均匀的形核率不一定比均匀形核时更大.

七. 为什么会发生晶界偏析. 根据图例已知 Cu 和 Au 完全互溶. Sb 和 Bi 在 Cu 合金中最大溶解度分别为  $10^{-2}$

和  $10^{-4}$ . 比较 Au Bi Sb 在 Cu 中晶界偏析和浓度的大小. 并作简要解释.

1. 为什么发生晶界偏析

偏析是指化学成分的不均匀性. 合金在冷却过程中, 均存在着偏析. 这是由于合金凝固时的特性决定的.

合金凝固时, 溶质原子富集在最后的凝固的边造成的.

晶界偏析有两种: 一种是在凝固过程中形成的晶界溶质富集. 非平衡偏析

一种是在凝固后, 在弹性驱动下, 溶质原子排列较松散处, 晶界处溶质原子富集. 平衡偏析



当  $k_0 < 1$  时合金在凝固时使溶质富集在液相中，又当相邻晶粒长大至相互接触时，把富集溶质的液体集中在晶粒之间，凝固成为具有溶质偏析的晶界。

## 2. 非平衡 提高温度偏析更严重

Al, Sb 和 Bi 在铝中的晶界偏析程度大小排序为  $Bi < Sb < Al$

一般来讲，晶界结构比晶内松散，具有一定的表面能，溶质原子处在晶界的能量比处在晶内的能量高，所以溶质原子有向晶界偏聚的趋势这就造成晶界偏析。是为了使体系能量更低（晶界处晶阵畸变严重，存在着晶界能晶界吸附使面积减小，体系能量降低）。因此在晶界偏析的溶质原子越多晶界偏析越严重。

影响晶界偏析的因素

提高温度原子更加活跃，在晶内和晶界的能量差降低，但是晶界能降低的更快，溶质原子还是会偏聚到晶界，只是程度有所降低，所以降低温度，偏析完全消除。

① 溶质含量越高，偏析程度越大。

② 非平衡凝固时晶界偏析程度增加。（枝晶偏析可减弱晶界的偏析）

原因：由于枝晶尖端深入液体中，但枝晶间仍有液体存在，所以枝晶主要依靠枝晶之间的液体来扩散而扩展，所以致使液体已发生偏析的液体变为次要，这样枝晶间的溶质浓度逐步增大，其相变的驱动力降低，凝固时间会推迟。

③ 凝固速度越快溶质原子有足够的时间扩散并富集在凝固界面前沿的液相中从而增加晶界偏析程度。

晶界偏析往往造成引起晶界脆化。

方法 控制溶质含量 加第三种元素来减小晶界偏析的程度

11. 下表是某合金（假设合金不发生固相相变）冷却以后在不同温度退火 1 小时后的电导率。

屈服强度和晶粒尺寸与电导率有关。根据表中的实验数据作图，再根据晶粒长大的温度，并说明理由，推荐一个适当的加热温度。

退火温度 $^{\circ}C$	电导率 $ohm^{-1}m^{-1}$	屈服强度 (MPa)	晶粒尺寸 $\mu m$
400	3.04	86	0.100
500	3.05	85	0.100
600	3.36	84	0.100
700	3.45	83	0.098
800	3.46	52	0.30
900	3.46	47	0.31
1000	3.47	44	0.070
1100	3.47	42	0.120

2016-5

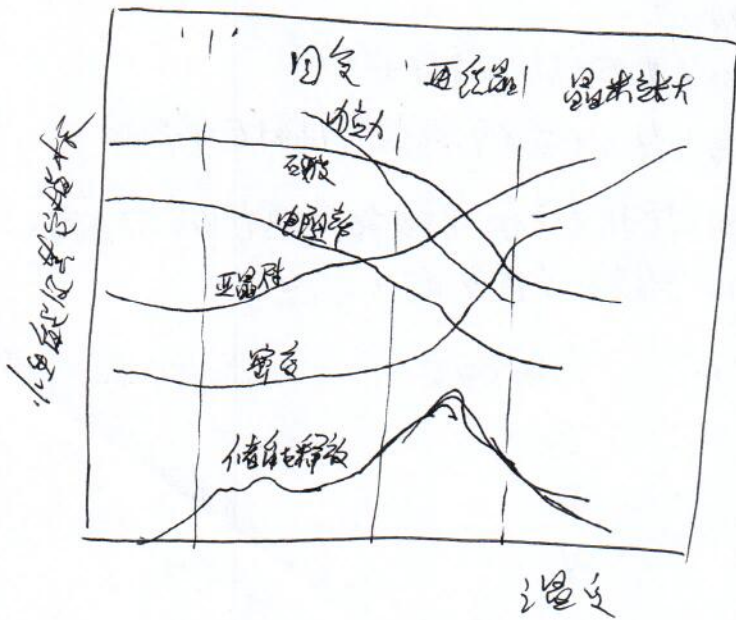


1. 固液是指新的无畸变晶粒出现之前所产生亚结构和性能的变化阶段。在固液阶段，由于不发生大角度晶界的迁移，所以晶粒的长大和不变形生长相同。保持纤维状或者扁平状，从光学显微镜组织上看不会变化。形变金属的电阻率在固液阶段会表现出明显的下降趋势，所以电阻率是明显上升。因为电阻率与晶体缺陷中的点缺陷密切相关。~~由于~~点缺陷引起的点阵畸变会使得电子产生散射，提高电阻率。

所以根据表格数据观察可知，固液温度为  $600^{\circ}\text{C}$

2. 再结晶是指出现无畸变等轴新晶粒逐步取代变形晶束的过程。如图所示，固液阶段强度变化很小，而再结晶阶段下降很多。这种情况主要是金属中的位错机制有关。固液阶段，变形金属保持很高的位错密度，而发生再结晶后，由于位错密度显著降低，强度明显下降。根据表格可知，再结晶温度是  $800^{\circ}\text{C}$

3. 晶粒长大阶段在晶界表面能的驱动下，新晶粒逐步相互吞食长大，从而得到一定尺寸的晶粒。根据表格可知，晶粒长大温度为  $1000^{\circ}\text{C}$ 。



2016-6



# 高分子结晶性

## 1. 相似性

- (1) 晶体尺寸受过冷度影响 过冷越大, 晶体尺寸越大, 结晶度越高, 密度也越高。  
过冷度小时形成的大球晶, 其晶片较厚, 晶片内部缺陷较少, 但晶片之间的联结较少。  
过冷度大, 形成小球晶, 晶片较薄, 晶片内部缺陷较多, 但晶片之间和球晶之间的联结较多。  
联结增多可提高结晶高分子的力学强度。
- (2) 高分子的结晶过程是包括形成与生长。  
均匀形成: 以熔体中高分子链段运动形成有序排列的链束为晶核。  
非均匀形成: 以外来的杂质, 未完全熔化的残余结晶高分子, 分散的小颗粒或管壁的型壁为中心, 吸附熔体中高分子链段作有序排列而形成晶核。
- (3) 非均匀形成的晶核过冷度较均匀形成小。

## 2. 差异性

高分子结晶具有不完全性。

### (1) 链的对称性。

高分子链对称性越高越易结晶。(聚乙烯 对称性强 结晶度高)。

### (2) 链的规整性。

对于主链里完全无规, 不对称的分子一般都不结晶(聚丙烯)。

### (3) 链的柔顺性——共聚物

两种或两种以上不同单体分子形成的高分子称为共聚物。无规共聚通常会破坏链的对称性和规整性, 从而使结晶能力降低甚至丧失结晶性。

### (4) 链的柔顺性。

链的柔顺性是结晶时链段向结晶表面扩散和排列所必需的。  
因此, 使链的柔顺性降低的因素, 都会降低高分子的结晶能力。

### (5) 结晶高分子在分子另一个重排 熔体中过冷升温现象。

原因: 高分子结晶速度很慢所致。通常降温速度太快以致高分子中的链段来不及扩散结晶。

# 高分子的分子运动

分子链运动起因：主链与侧链的旋转

侧链的内旋转是导致高分子链卷曲和柔性的原因，侧链越自由，柔性越好。侧链越长，柔性越好。侧链越多，柔性越好。

影响的因素

① 温度 温度越高 分子运动就有足够的动能

② 结构因素 (柔顺性的结构因素)

1) 主链结构 单链旋转好 柔顺性好，若环状 双键等差

2) 取代基极性 极性越强，其相互间的作用力越大，内旋转困难 柔顺性差

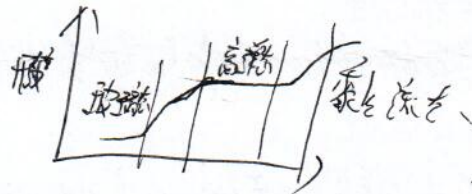
3) 链的长度 分子链越长，内旋转的单元数越多

4) 支链程度 高分子链间被支链，支链会阻碍单链的旋转

5) 结晶度 链段间受晶格能束缚，相互作用力大，故无柔顺性。

线性非晶态高分子

玻璃态



高分子态的高分子材料随着温度的降低会发生由高弹态向玻璃态的转变，这个转变称为玻璃化转变，它的转变温度称为玻璃化温度。

如果高分子材料温度升高，则高分子将发生由高弹态向黏流态的转变，其转变温度称为黏流温度。

所以在室温以下的是橡胶，室温以上是塑料。



# 北京科技大学

## 2015 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

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、解释下列术语并进行选择 (每小题 6 分, 共 42 分)

1. 电子化合物:  $MgCu_2$  相和  $CuZn$  相哪个是电子化合物?  $\frac{21}{12}$   $\frac{21}{13}$   $\frac{21}{14}$
2. 脱溶顺序:  $Al-2\%Cu$  和  $Al-4\%Cu$  哪个脱溶速度快?  $\frac{21}{12}$   $\frac{21}{13}$   $\frac{21}{14}$
3. 玻璃化温度: 冷速越快, 玻璃化温度越高还是越低?
4. 组分过冷: 其他参数固定时, 液相扩散系数大的合金容易出现组分过冷还是扩散系数小的?
5. 施密特因子 (取向因子): FCC 金属沿  $\langle 100 \rangle$  方向拉伸的施密特因子大还是沿  $\langle 111 \rangle$  取向大?
6. 形变组织: 丝组织的表示方式是  $[hkl]uvw$  还是  $\langle uvw \rangle$ ?
7. 聚合物的构型: 无视线团模型和全同立构, 哪个是描述构型的术语?

二、晶体结构 (20 分)

1. 如图 1 为两种 A-B 二元合金相晶胞 (类似于 NaCl 和 CuAu 结构), 分别抽象出其空间点阵, 并写出结构基元。

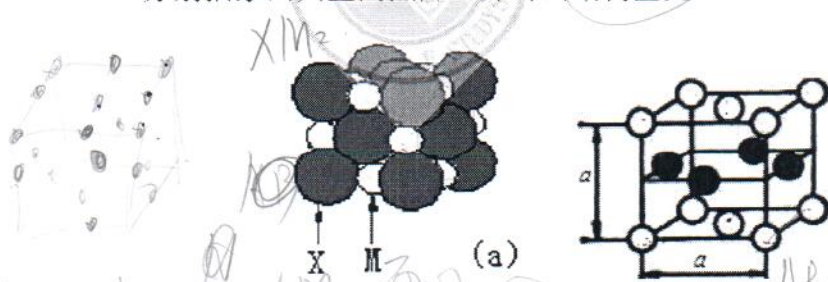


图 1 两种 A-B 二元合金相晶胞示意图

2. 对图 1 (a), 用原子 (离子) 半径表达出的点阵常数  $a$ ; 给出晶胞中的原子 (离子) 个数。指出小原子 (或正离子) 的配位数是多少?
3. 分别指出两种合金 A、B 原子完全无序占位时的晶体结构? 并说明原因。

A 为简单立方  
B 为面心立方

2015





### 三、晶体缺陷 (25 分)

1. 在点、线、面三种晶体缺陷中，它们在晶体中的出现都是热力学稳定的吗？为什么？
2. 各举出一个例子分别说明如何在晶体中大量引入这些缺陷？

3. 滑移和孪生的异同点？

4. 点缺陷与线缺陷，点缺陷与面缺陷，线缺陷与面缺陷相遇会发生什么？

### 四、固体中的原子及分子运动

1. 写出菲克第一定律的内容及式中字母的含义以及单位。
2. 一块厚度为  $d$  的薄板，在  $T_1$  温度下两侧的浓度分别为  $c_1, c_0$  ( $c_1 > c_0$ )，扩散到稳态后，温度为  $T_2$ ，稳态浓度为  $C$ ，若扩散系数为常数  $D$ ，求扩散在稳态时的扩散流量。
3. 影响扩散的因素以及如何影响。

### 五、材料的形变和再结晶

1. 画图表示退火孪晶的示意图，并描述退火孪晶的形成原因。
2. 轧制是现代材料加工技术中的重要工艺，简述温度对轧制工艺的影响，并描述退火孪晶的轧制温度。

### 六、相图 (20 分)

1. 画出铁碳相图，并标注各温度下的组织成分及写出等温反应式。
2. 画出在铁碳相图中 3.0 wt% 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。

$$V\% = \frac{6.69-3}{6.69-2.11} = 80.6\%$$

$$\text{从析出 } 80.6\% \times \frac{2.11-0.77}{6.69-0.77} = 18.2\%$$

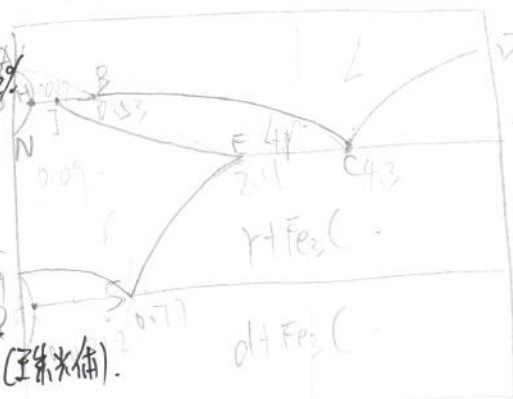
铁素体完全由共析析出。

$$\text{铁素体 } r: \frac{9.3-3}{4.3-2.11} \times 100\% = 59.4\%$$

$$\text{转变了 } \frac{6.69-2.11}{6.69-0.77} \times 59.4\% = 46\% \text{ (珠光体)}$$

$$\text{变化2: } 1 - 18.2\% - 46\% = 35.8\%$$

渗碳体 珠光体 铁素体



2015-2

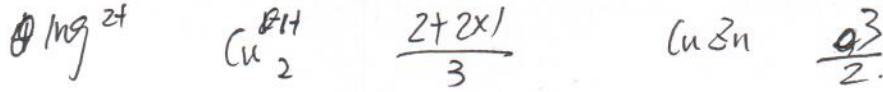




2015

电子化合物：中间相的一种，~~中间相~~ 电子浓度是决定它晶体结构的主要因素，具有相同电子浓度的相有相同的晶体结构。电子化合物用化合物中每个原子所占有的价电子数表示。

表示： $\frac{21}{12}$   $\epsilon$ 相  $\frac{21}{13}$   $\gamma$ 相  $\frac{21}{14}$   $\beta$ 相。 (Cu为-19)



### 脱溶次序

当固溶体由于温度变化等原因形成过饱和固溶体时，将直接分解平衡，析出新相。而在脱溶过程中一般不析出平衡相，而是通过亚稳态的过饱和相逐步演变而来。这些过饱和相的析出具有一定顺序称为脱溶次序。

玻璃化温度：如果材料从液体冷却的速度较大，冷却时可以不发生结晶，则在某一温度以下仍保持液体形式继续冷却。当液体冷却到某一温度后，原子团从非晶态的自由态转变为定域的团簇，原子被冻结在无序状态，体积-温度曲线将发生转折，自由体积不再变化，即为玻璃态。曲线发生转折的温度称为玻璃化温度。

组分过冷：其他参数一定时，溶相扩散系数大的合金容易出现组分过冷还是扩散系数的组成过冷即成分过冷。在凝固过程中，固相前沿液体的实际温度低于液相原子的分布所决定的凝固温度产生的过冷。扩散系数小的合金容易出现组分过冷。

施密特因子：外力在滑移面上沿着大的分切应力 $\tau = \frac{F}{A} \sin \phi$ 。

拉伸变形时，能够引起晶体滑移的分切应力的 $\tau$ 的大小，取 $\tau$ 与 $\sin \phi$ 和晶面的空间位置 $(\lambda$ 和 $\phi)$ 拉伸应力场间的关系 $\tau_k = \sigma_s \cos \lambda \sin \phi$  永被称为取向因子。或者施密特因子取向因子越大，则分切应力越大。

对于FCC 其密排面为 $\langle 110 \rangle$  在密排方向上分切应力 $\tau$ 取向因子

密排面  $\langle 110 \rangle$  取向因子大

$\sqrt{111}$ 面 滑移系 $\langle 110 \rangle$

$$\cos \phi_1 = \frac{\langle 110 \rangle \cdot \langle 100 \rangle}{\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{2}}{2} \quad \cos \lambda = \frac{\langle 111 \rangle \cdot \langle 100 \rangle}{\sqrt{3}} = \frac{1}{\sqrt{3}}$$

$$\cos \phi_2 = \frac{\langle 110 \rangle \cdot \langle 124 \rangle}{\sqrt{2} \cdot \sqrt{1+4+16}} = \frac{|-1|}{\sqrt{2042}} \quad \cos \lambda = \frac{\langle 111 \rangle \cdot \langle 124 \rangle}{\sqrt{3} \sqrt{1+4+16}} = \frac{7}{\sqrt{63}}$$

$$\frac{\sqrt{2}}{2} \cdot \frac{1}{\sqrt{3}} = \frac{\sqrt{6}}{6} \quad \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \frac{1}{\sqrt{4+16}} = \frac{\sqrt{6}}{18} \quad \frac{7}{\sqrt{63}} = \frac{7}{3\sqrt{3}} = \frac{\sqrt{3}}{3}$$

2015-1



形变织构：① 塑性变形中随着变形量增加，各个晶粒的滑移面和滑移方向都要随主变形方向转动。由此使各晶体中原来取向不同的各个晶粒在空间取向上呈现一定量度上的规律性。即择优取向。这种状态称为形变织构。

拉丝时形成的织构称丝织构用  $\langle U V W \rangle$

聚合物的构型

单体通过聚合反应相互连接形成线状大分子，由于键键固定的原子团排列方式称为构型

晶体结构描述物理的方法

三、不都是热力学稳定的

点缺陷：如空位、间隙原子或杂质原子是热力学稳定的。  
点缺陷只是温度的函数，当温度一定时，点缺陷的多少是一定的，因此整体上空位浓度在热力学上是稳定的。一方面点缺陷的存在引起了晶格畸变，降低了热力学稳定性。另一方面引起使晶格畸变增加，增强了热力学稳定性。

线缺陷：如位错是不稳定的缺陷。位错在外加应力下运动，位错运动引起的应变能导致的系统自由能的增加远大于位错增加所引起的外能的变化，所以位错和点缺陷不同，是热力学上不稳定的。

面缺陷：如晶界、相界、亚晶界、堆垛层错是不稳定的缺陷。晶界处晶格畸变较大，存在晶界能。晶界处原子排列不规律，原子偏离平衡位置，具有较高的能量，因此属于不稳定缺陷。

点缺陷：高能射线辐射、高温淬火、冷变形引起。

线缺陷：塑性变形

面缺陷：塑性变形

相同点：都是塑性变形的结果。都不改变晶体类型。

滑移：晶体的一部分相对于另一部分沿一定的晶面和晶向进行相对的切变，不改变晶体类型，不改变晶体取向，在表面出现台阶。

孪生：晶体的一部分相对于另一部分沿一定的晶面和晶向进行均匀的切变，不改变晶体类型，但改变晶体取向，形成沿一个晶轴成镜面对称的关系。

位错  
位错线  
塑性变形  
变形力  
变形条件

滑移  
不改变  
大  
有确定的临界切应力  
失稳滑移  
在晶界处运动的结果

变生  
改变  
小  
比滑移大

7015-7 不全位错运动的结果



1. 菲克第一定律表达式  $J = -D \frac{dc}{dx}$

菲克第一定律表示 扩散物质的按扩散通量与质量浓度成正比。

$J$  表示扩散组元通过垂直于扩散方向  $x$  的扩散物质的质量。

$D$  表示扩散系数 负号表示由低浓度向高浓度扩散。

### 3. 影响扩散的因素

- ① 晶体结构 晶体结构不同 温度不同 致密度不同 致密度小的扩散快
- ② 晶体类型 不同晶体扩散机制不同 置换晶体 空位机制 间隙晶体 间隙机制
- ③ 温度 温度越高 热激活能越大 越易扩散。
- ④ 化学成分 合金中的自扩散系数大 不易扩散。
- ⑤ 缺陷 铁缺陷 铁缺陷对原子扩散起快速通道的作用。
- ⑥ 其他 力的电场 磁场等。

辛

点缺陷与线缺陷：点缺陷

点缺陷

点缺陷扩散到大角度晶界上，使晶界处进一步开沟，晶界处原子排列疏松，动能大，扩散速度快，促进晶界运动，线缺陷与点缺陷相遇，即能扩展成晶界。

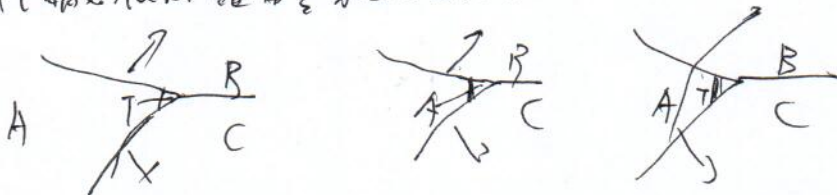
五 退火孪晶形成的原因：一般认为退火孪晶是在晶粒生长过程中形成的，如下图所示。当晶粒生长时，晶粒在运动而生长时，原子层在晶界处(111)面的堆积顺序偶然出错，由ABCABC

变成ABCBCACBACBC，就形成了一个具有完整晶界，并能在晶界处形成退火孪晶，这就能长大。

孪晶通过大角度晶界的运动而长大。

在长大过程中，如果原子(111)面再次发生错乱堆积，系入会恢复原来的堆积顺序，且又会形成一个孪晶带，这样系入会形成孪晶带。当然退火孪晶必须满足必要条件。

层错能低的晶体容易形成退火孪晶。



铜处于奥氏体状态时具有较好的塑性变形能力，所以铜的轧制一般在奥氏体单相区中适当的温度范围进行，一般开始轧制温度控制在再结晶线以下100℃-200℃不能过高，以免引起铜材氧化严重。过高的轧制温度也不能过高或过低，以免奥氏体粗大或铜材固溶度低而塑性变差，导致裂纹。退火孪晶的轧制温度控制在150℃-250℃。

低 > 再结晶 温度  
高 < 奥氏体粗大。

六 在试卷上

2015-04



# 北京科技大学

## 2014 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, 材料工程 (专业学位)

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. 简述题 (5 分/小题, 共 30 分)

1. 再结晶温度  $\left\{ \begin{array}{l} \text{最低温度} \\ \text{工业上 } 0.5\% \text{ 经 } 1h \text{ 退火 完成 } 95\% \text{ 的再结晶} \end{array} \right.$   
 2. 相平衡条件 浓度不随时间而变即各相中化学势相等。

3. 上坡扩散 低浓度  $\rightarrow$  高浓度 可能原因 弹性应力场, 晶界, 大的电势等。

4. 空间点阵 三维空间规则排列的原子 因完全相同的原因环境。

5. 堆垛层错 在密排面上原子的排列顺序出现石皮坏或排布不致其完整。

6. 临界分切应力 晶体在切应力下发生滑移, 但并不是所有的滑移系同时运动, 只有当某一滑移系上切应力达到一临界值时, 该滑移系首先发生滑移。这一临界值。

- 二、 分别回答后述几个问题: 1. 指出金属液相结晶时的热力学条件, 它一定需要过冷吗? 为什么? 2. 如何确定液相结晶时的临界晶核半径, 在相同的过冷度下, 均匀形核与非均匀形核的临界晶核半径和临界晶核形成能哪个大? 为什么? 3. 反过来, 结晶金属熔化时一定需要过热吗? 为什么?

$$\Delta G_1 = \Delta H - T\Delta S$$

$$\Delta G_s - \Delta G_l < 0$$

$$(H_s - H_l) - T(S_s - S_l) = \Delta G$$

4. 能否用经典形核理论讨论再结晶的形核, 为什么? (20 分)

$$H_s - H_l = - \frac{\Delta H}{V_m} \quad S_s - S_l = - \frac{\Delta S}{V_m}$$

- 三、 回答以下问题: 1. 晶体缺陷主要有哪几种? 2. 其中点缺陷主要有哪两种? 有哪些方法或手段可提高其数量? 3. 当点缺陷扩散到刃位错周围时, 会出现什么现象? 位错的运动受到怎样的影响? 4. 如果点缺陷扩散到一般大角晶界上, 又会出现什么现象? 晶界的运动受到怎样的影响? (20 分)。

$$\Delta G = - \frac{\Delta H}{T_m} < 0$$

$$\Rightarrow \Delta T > 0$$





$\frac{3}{2}$  体心  $CuZn$   $Cu_3Zn$

四、图 1 为由 A、B 原子组成的一个晶体单胞，点阵参数  $a=b=c$ ,  $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$ ;  
回答下列问题：1. 如果 A、B 原子可以随机占据所有可能的位置，该晶胞对应哪种布拉菲点阵？2. 如果 A 只在(0,0,0)位置，B 只在(1/2,1/2,1/2)位置，又对应哪种布拉菲点阵？3. 下列单质及化合物中哪些具有上面涉及到的晶体结构？Mg,  $\alpha$ -Fe,  $\gamma$ -Fe, Cu, CuZn, Cu<sub>3</sub>Zn, CsCl; 4. 两种情况下，{100}的面间距各是多少，用点阵常数表示；可能的位错柏氏矢量又分别是什么？5. 各结构对应的强度及塑性相对高低可能是怎样的，给出理由。(20 分)

面心  $\{111\}_4 \times \langle 110 \rangle_3 = 12$   
体心  $\{110\}_6 \times \langle 111 \rangle_2 = 12$   
+  $\{112\}_2 \times \langle 111 \rangle_1 = 12$   
+  $\{123\}_4 \times \langle 111 \rangle_1 = 12$   
48

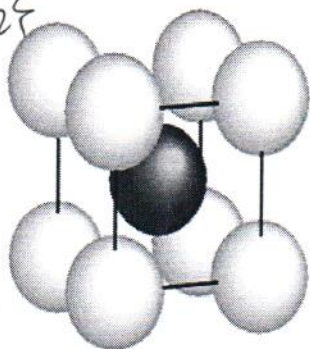
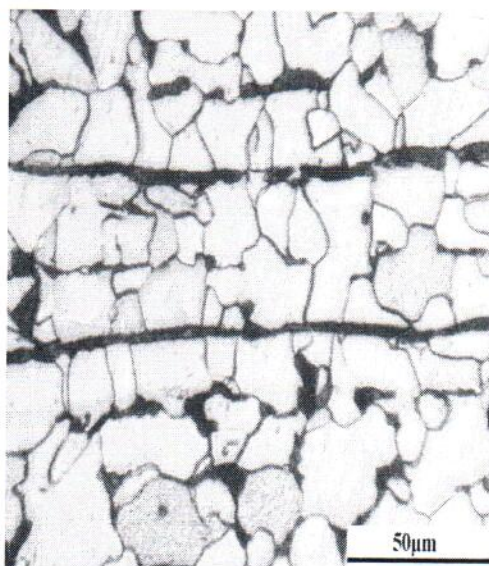
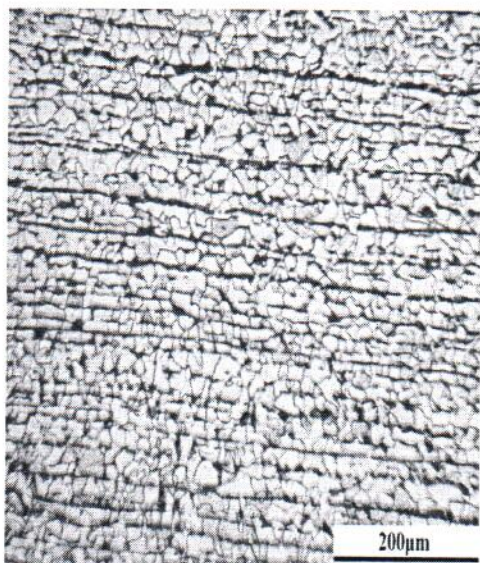


图 1 白色为 A 原子，黑色为 B 原子

体心  $d = \frac{a}{\sqrt{3}} = \frac{a}{\sqrt{3}}$   
面心  $d = \frac{a}{\sqrt{2}} = \frac{a}{\sqrt{2}}$   
体心  $d = \frac{a}{\sqrt{3}} = \frac{a}{\sqrt{3}}$   
面心  $d = \frac{a}{\sqrt{2}} = \frac{a}{\sqrt{2}}$   
所以强度较低，塑性较好

五、下图是低碳钢热轧板带状组织的金相和扫描电镜照片。从凝固、热加工及冷却相变等方面，分析带状组织的形成原因及可能的控制方法。(15 分)

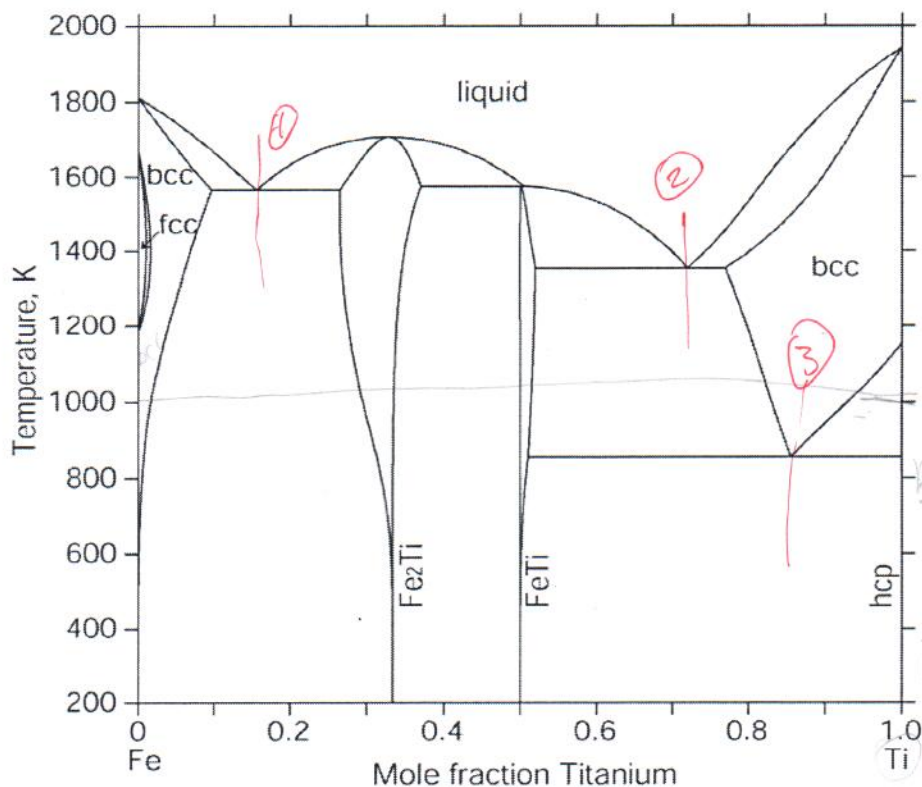


夹杂物  
两相区变形





六、根据下面所附的 Fe-Ti 相图[CALPHAD, 38 (2012) 155-160], 写出该体系随着温度的降低, 所涉及到的三相反应; 同时示意画出由大块纯 Fe 和纯 Ti 制作的扩散偶在 1000 K 保持足够长时间后, 扩散层中的成分分布曲线, 并标注相对应的相。(20 分)



扩散过程中  
不会有两相  
如果两相未达到平衡  
扩散层将不会出现  
力

FeTi bcc  
Fe FeTi Fe2Ti bcc Ti

七、分析 Al-Cu 合金中以 Al 为基过饱和  $\alpha$  固溶体在不同温度进行退火时发生的脱溶过程。(10 分)

八、块体非晶形成能力 (GFA) 判据研究目前是一个非常活跃的领域。A. Inoue [Acta Mater., 48(2002) 279.] 总结的块体非晶合金成分经验规则: 1) 多于三种元素组成的多元合金体系; 2) 构成合金体系的元素原子尺寸差较大, 主要元素之间的尺寸差比高于 12%; 3) 三个主要组元之间的混和焓为负值等得到非晶研究者的广泛认同。从非晶形成热力学、动力学、原子结构及堆垛拓扑关系等方面讨论 Inoue 规则为何具有较好的适应性。(15 分)

12/10-165-AG





九、图 6 为 3 个不同成分 (0.45%C, 3.4%C, 4.7%C) 的铁碳合金缓冷凝固组织 (硝酸酒精浸蚀样品), 回答以下问题 (共 20 分)。

1. 说明每个图对应的是哪个成分的合金, 为什么?
2. 分析图 6(c) 中组织的凝固过程, 并计算该合金中白色长条状组织的重量相对量。

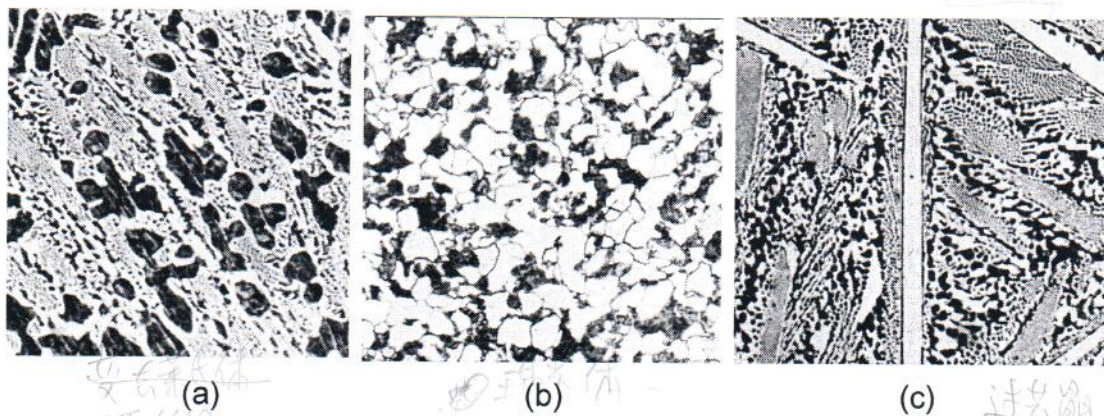


图 6 铁碳合金缓冷凝固组织 (第九题图)

$$Fe_3C\% = \frac{4.7 - 4.3}{6.69 - 4.3} = 16.7\%$$





## 1. 再结晶温度.

经冷变形的金属. 出现再结晶的最低温度称再结晶温度. 可用金相法和硬度法测定. 即在显微镜下出现第一颗再结晶晶粒时的温度. 在工业上以经过大的变形量 (大于70%) 的金属经1小时或硬度下降50% 完成再结晶95%以上的温度称再结晶温度.

## 2. 相平衡条件

指反应中各个相达到物理化学平衡不随时间而变化.

满足热力学条件和动力学条件.

热力学条件: 在所有相中温度压力都相等. 各个相的化学势相等.

动力学条件: 满足能量传递和物质传递的要求. 冷却速度极小量.

根据统计即熵最大率  $f = C - P + 2$ .  $f$  为自由度  $C$  为组分数  $P$  为相数 当  $f=0$  时达到相平衡

## 3. 上坡扩散

扩散的驱动力是化学势的降低. 在通常情况下化学势梯度与浓度方向一致表现为下坡扩散即由高浓度向低浓度扩散. 当化学势梯度与浓度梯度方向不一致时就表现为上坡扩散即由低浓度向高浓度扩散.

## 4. 空间点阵.

将实际晶体抽象为规则排列排列于空间的点阵. 这些点阵具有完全相同的几何环境. 这种由它们在三维空间中规则排列的阵列称为空间点阵.

## 5. 堆垛层错.

在实际晶体结构中密排面上的原子遭到破坏或错排. 这种堆垛层错简称层错. 层错并不改变周围原子的排列但破坏了晶体的完整性.

## 6. 临界分切应力.

晶体的滑移在临界分切应力下进行, 但其中许多滑移系并非同时发生滑移. 只有当某一滑移系中分切应力达到某一临界值时该滑移系方可首先发生滑移. 该分切应力称为滑移的临界分切应力. 其值与取向有关.



②

1. 一定需要过冷度

$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$  由液相到新相转变的单位体积自由能变化为  $\Delta G_v$ , 则  $\Delta G_v = G_s - G_l$

$\Delta G_v = (H_s - H_l) - T(S_s - S_l)$

恒压  $\Delta H_p = H_s - H_l = -L_m$        $\Delta S_m = S_s - S_l = \frac{-L_m}{T_m}$

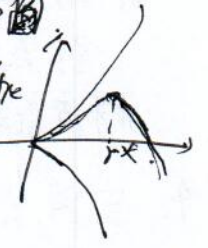
$\Delta G_v = - \frac{L_m \Delta T}{T_m}$        $\Delta G_v < 0 \Rightarrow \Delta T > 0$  即  $T < T_m$

晶体凝固的热力学条件表明, 实际凝固温度应低于熔点  $T_m$ , 即需要过冷度

2. 临界晶核形成半径 - 截木断大.

在晶核形成过程中, 一方面由液态聚集态转变为晶态的排列状态 ~~使~~ 使体系自由能降低; 另一方面, 晶核应构成新的表面, 又会引起表面自由能升高此为结晶阻力. 假定晶核为球形, 半径为  $r$ , 当过冷度中产生一个晶核时, 总的自由能变化  $\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$

一定温度下  $\Delta G_v$  与  $\sigma$  是定值  $\Delta G$  是  $r$  的函数.  $\Delta G$  随  $r$  变化如图  
 $\Delta G$  在  $r^*$  时达到最大值 当  $r < r^*$  时 其长大将导致体系自由能增加  
 $r > r^*$  时 其长大将导致自由能下降 这些晶核就成为稳定的晶核



由  $\frac{d\Delta G}{dr} = 0$  得  $r^* = - \frac{2\sigma}{\Delta G_v}$        $\Delta G_v = - \frac{L_m \Delta T}{T_m}$

而非均匀形核  $r^* = - \frac{2\sigma_{eff}}{\Delta G_v}$        $\Delta G = (\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma_{eff}) [\frac{2-3w_0+w_0^2}{4}]$

因此均匀形核与非均匀形核半径 - 截木断.

但由均匀形核与非均匀形核半径一致但均匀形核形成球状非均匀的形核为球冠状 因此非均匀形核体积小

3. 一定需要过冷. 处于亚稳态的状态, 既不能完全融化, 也不能完全结晶 只有高过冷度才能进行完全融化. (与第一题类似反过来说).

④

4. 不能用经典形核理论讨论再结晶的形核. 因为再结晶不是形成新相..

再结晶形核是在变形基体上形成的无畸变再结晶晶核. 依据变形度大小分为两种形核机制. ~~亚晶形核~~ 亚晶形核及亚晶形核

形核驱动力是变形金属中未被释放的内能存储  
 而经典结晶理论中的驱动力为吉布斯自由能的减小

2014-2



随着时效进一步发展(温度升高或时间延长),  $\theta'$  相将转变为  $\theta$ , 此时没有相变关系开始不再工作, 由完全共格转变至局部共格. 此时用  $\theta$  的共格应变来抵消对位错的阻碍作用. 此时, 由于完全共格应变不再继续降低, 合金此时处于时效反应所产生. 如果继续时效经过  $\theta$  和  $\theta'$  从  $\theta$  中析出完全共格, 形成与基体有明显界面. 此时析出完全共格  $\text{CuAl}_2$  成为  $\theta$ , 此时与基体完全失去共格关系, 共格应变也随之消失. 导致合金的强度和硬度进一步下降. 合金形成相图中未标定的亚稳态  $\theta$  相和  $\theta'$  相. 第二相为  $\text{CuAl}_2$  ( $\theta$ ) 相.

- 三. 1. 晶内缺陷包括: 点缺陷 线缺陷 面缺陷.
2. 点缺陷 { 肖脱基缺陷: 正常阵点上的原子跑到晶体内表面或位置在晶体内形成空位. 弗伦克尔缺陷: 正常阵点上的原子跑到晶格间隙在晶体内形成间隙原子.
- 提高浓度的方法: ① 应力 ② 高能粒子辐照 ③ 高温淬火.
- 点缺陷: 是指阵点上或者微小区域内偏离晶格位置. 以正位错为例, 在表面上是压应力.
3. 当间隙原子扩散到正位错周围, 因为正位错为压应力, 所以正位错原子下方为拉应力. 间隙原子一般比间隙大, 产生弹性应力, 所以正位错原子会跑到滑移面上以抵消部分或全部的拉应力. 使位错由能阱, 使位错不被钉扎, 不易运动. (相反, 屈服现象).
- 当位错扩散到正位错周围, 会使位错运动. (位错钉扎).
- (相反, 虫鼠, 氢气, 点与晶界缺陷).
4. 如果点缺陷扩散到大角晶界上.
- 间隙原子扩散到晶界会被吸附住, 因为晶界有高能, 晶界吸附晶界析出. 都是自发的. 因此, 同时间隙原子在晶界具有最大的势能. 因此在此处扩散较快. 间隙原子存在会致使晶界的运动受阻, 使晶界迁移率下降.
- 点缺陷扩散到大角晶界, 由于晶界原子排列不规则, 存在大量的空位. 例如空位, 当点缺陷经过空位, 原子扩散到大角晶界. 相对于基体将会大量存在, 出现偏聚现象. 出现偏聚现象会阻碍位错的运动. 使得形成与再结晶减慢, 会大大增加材料稳定性. 如果点缺陷在晶界大量存在, 晶界将会成为点缺陷扩散的快速通道, 使扩散速率提高.



四. 4. 决定金属强度和塑性主要取决于位错的滑移系. 具体表现在两个方面.

(1) 滑移系系的多少. 如果滑移系数量多, 既能满足金属的滑移而不必为滑移系过多产生滑移引起加工硬化的现象. BCC结构的滑移系数量多产生加工硬化的可能性很高.

(2) 晶体的滑移必须在一定的外力作用下才能进行. 即金属的滑移需要克服一定的阻力.

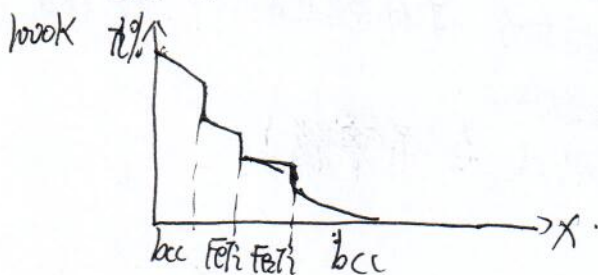
这力与晶体结构和原子间作用力有关  $\tau_p = \frac{\tau_0}{1-u} \exp \left[ \frac{2\pi \gamma b}{(1-u)b} \right]$

这里  $d$  为滑移面的面间距,  $b$  为柏氏矢量,  $\gamma$  表示切变的能量  $\mu$  为材料常数.

根据结果表明 简单晶体的滑移系数量多 易产生滑移 因此强度较低 塑性较好.

六. 有序扩散: 通过扩散

当某种元素在金属表面或内部渗透时 在将扩散层的厚度超过金属基体的溶解度 则随着扩散的进行在金属表层形成中间相或新相. 这种通过扩散形成新相的过程称为有序扩散.



$$f = C - p + 0.$$

温度压力一定,  $C=1$  则  $p=1-f=0$ .

无两相区.

随着Ti含量增加 相在变化.

但无两相区存在.



五. 低合金钢在冶炼浇注后绝大数所形成的压力加工可成型, 但是, 压力加工的低合金钢随着变形方向产生纤维组织, 纤维组织成带状分布组织, 即形成带状组织

1. 带状组织的成因主要有两个

(1) 由成分偏析引起的带状组织, 即当低合金钢零件中含有一定数量的夹杂物, 在成形时, 夹杂物沿着压延方向成流线性分布, 当低合金钢冷却到  $A_1$  温度以下时, 这些夹杂物就会成为铁素体形核核心, 使得铁素体在夹杂物周围生成, 形成带状组织分布, 随后剩余的奥氏体转变成珠光体, 使得原先的铁素体和珠光体形成带状分布的带状组织

(2) 由于热加工温度不当而引起的带状组织, 即当热加工温度在  $A_1 - A_3$  之间的奥氏体被轧成带状, 铁素体沿着金属流动方向从奥氏体中析出, 轧后的奥氏体被轧成带状, 当冷却到  $A_1$  温度时, 奥氏体转变成珠光体, 形成珠光体和铁素体带状组织

$d \rightarrow \gamma$  为  $A_3$   
 $\gamma \rightarrow \delta$  为  $A_4$

2. 控制方法

(1) 通过控制热加工温度避免在低合金钢零件, 带状组织的形成, 当低合金钢经过热轧或者冷轧后, 由于枝晶偏析, 合金元素的富化区和贫化区在轧变过程中沿着变形方向伸展, 由于合金元素的扩散均质化过程较慢, 这种合金元素的带状偏析分布不易消除, 这些带状组织分布的

减小偏析  
不在两相区变形

针对产生原因可以通过以下方法减小或消除带状组织: ① 控制合金元素偏析, 增大扩散能力, 控制铸锭的成分均匀, 或者控制在铁素体析出的变形量和停留时间, 减小带状组织

带状组织一旦形成, 可以通过高温扩散退火或热处理工艺处理带状组织

六. 以Al为基的Cu合金在过饱和固溶体, 以Cu为溶质原子的Al合金, 经过时效强化, 产生时效强化, 因为Al合金的时效过程不产生不同晶型的转变, 其主要的强化方式为过饱和固溶体时效析出, 不同温度会在不同的时间以产生不同的时效强化效果, 在Cu-Al合金系固溶体时效析出过程中产生一系列析出相

(1) 在室温时效过程中, 首先在基体中产生Cu原子的富集区, 其晶体结构与基体的d相相同, 不同之处在于Cu原子尺寸小, 而G.P.区尺寸较大, 与固溶体形成

的失配度较大, 引起基体的严重畸变, 阻碍早期时效运动, 因而合金的强度硬度提高

(2) 随着温度升高, G.P.区尺寸会急剧增大, 使Cu原子富集区形成“棒”状, 与基体完全共格, 正在长棒, 它比G.P.区尺寸大, 且随着尺寸增大, 时效区会进一步扩大, 对位错的阻碍作用进一步增加, 因此时效强化作用更大



## 1. 再结晶温度

再结晶温度是个热力学概念，理论上认为只要满足最小的形变量，既能保存了足够的形变能，满足再结晶的热力学条件，在合适的温度下，就可以发生再结晶。在工业上，通常以经过大的变形量（一般在70%以上）经过1小时退火，能完成再结晶（即 $\sigma_{\text{再结}} = 0$ ）时所对应的温度称为再结晶温度。

## 2. 相平衡条件

相平衡是指两相之间达到物理化学平衡，不再随时间的变化而变化。

包括热力学条件：各相的温度和压力相等，任一组元在各相中的化学势相等，体系的吉布斯自由能最小。

动力学条件：冷却速度满足能量传递和物质传递的要求，冷却速度越小。

根据热力学讲就是稳定条件： $f = G - P + \sum f_i$   $f$ 为自由能（为组元数  $P$ 为相数  $f=0$ 时达到相平衡

## 3. 上坡扩散

一般而言，扩散总是沿着浓度梯度进行（ $\partial C / \partial x$ ），而实际情况是决定扩散方向的是浓度梯度（ $\partial \mu / \partial x$ ）。扩散过程中，浓度梯度和化学势梯度统一时则表现为下坡扩散。当浓度梯度与化学势梯度相反时，则表现为上坡扩散。

## 4. 空间点阵

晶体结构的基本特征为质点（原子、离子）在一维空间呈现周期性重复排列，即存在长程有序。将实际晶体抽象为完整的理想晶体，并将其中每个质点抽象为规则排列于空间的几何点，称之为阵点，每个阵点具有完全相同的环境，这种由它们在这三维空间中规则排列的阵列称为空间点阵。

## 5. 堆垛层错

实际晶体结构中，密排面的正常堆垛顺序可能遭到破坏和错排，称为堆垛层错，简称层错。

## 6. 临界分切应力

晶体的滑移在切应力作用下进行，但其中许多滑移系并非同时启动，滑移系只有当其分切应力达到一定临界值时，该滑移系才可以首先启动，该分切应力称为滑移系的临界分切应力，其取值因元素而异。



# 北京科技大学

## 2013 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 4 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、简答题 (8 分/题, 共 40 分)

1. 超点阵;
2. 玻璃化转变温度;
3. 伪共晶;
4. 脱溶;
5. 二次再结晶。

### 二、图 1 是立方 ZnS 结构示意图, 回答以下问题 (共 20 分):

1.  $\text{Zn}^{2+}$  的负离子配位数是多少? 4
2.  $\text{Zn}^{2+}$  占据以  $\text{S}^{2-}$  密排结构的间隙位置, 写出  $\text{Zn}^{2+}$  占有位置的坐标;
3. 计算 ZnS 结构的晶格常数(已知  $\text{Zn}^{2+}$  和  $\text{S}^{2-}$  的离子半径分别为 0.06 nm 和 0.18 nm);
4. 计算 ZnS 结构的致密度 0.74.

$$r_{\text{Zn}^{2+}} + r_{\text{S}^{2-}} = \frac{\sqrt{3}}{4}a$$

$$\begin{aligned} & \left( \frac{3}{4}, \frac{1}{4}, \frac{1}{4} \right) \\ & \left( \frac{1}{4}, \frac{3}{4}, \frac{1}{4} \right) \\ & \left( \frac{1}{4}, \frac{1}{4}, \frac{3}{4} \right) \\ & \left( \frac{3}{4}, \frac{3}{4}, \frac{3}{4} \right) \end{aligned}$$

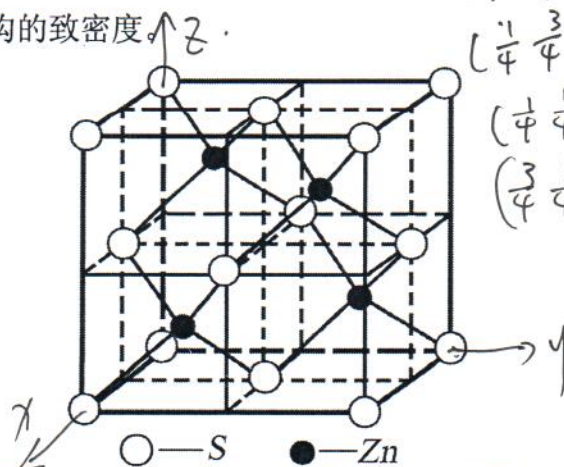


图 1 立方 ZnS 结构示意图 (第二题图)

### 三、图 2 是在同一滑移面上三组相互平行的相距为 $d$ 的直位错, 它们的柏氏矢





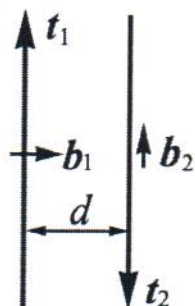
a. 两个相互平行的直位错其柏氏矢量互相垂直，二者所产生的应力场均不受对方干扰，故彼此不发生作用。

量  $b$  的模相等，箭头指向是柏氏矢量  $b$  和位错线  $t$  的方向。问每组的位错之

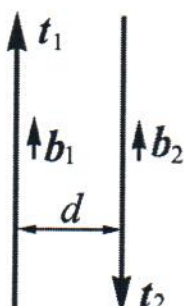
b. 异号平行直位错间是相互吸引还是相互排斥，为什么？（共 15 分）

相互吸引  $f = \frac{Gb_1b_2}{2\pi r}$

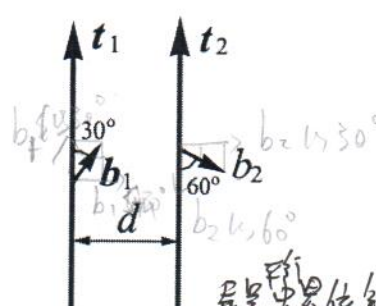
c. 进行分解



(a)



(b)



(c)

图 2 三组相互平行的直位错及其柏氏矢量（第三题图）

四、示意画出图 3 所示的 A-B 体系中各相在 T1、T2、T3 和 T4 温度时的 Gibbs 自由焓-成分曲线。（共 10 分）

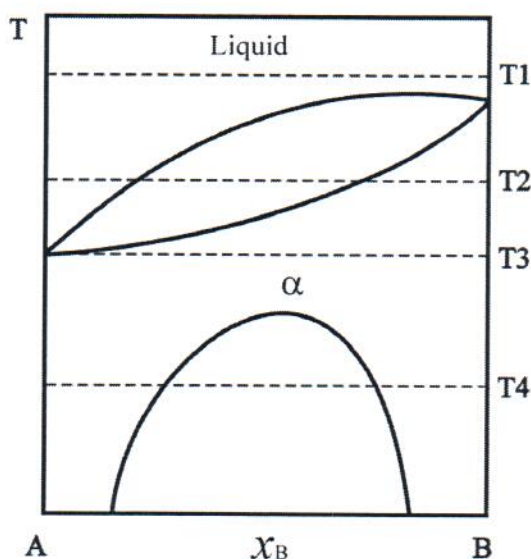


图 3 A-B 二元合金相图（第四题图）

五、图 4 为某三元合金系在 T1 和 T2 温度下的等温截面。若  $T1 > T2$ ，确定此合金系中存在哪种类型的三相平衡反应？说明判断理由，并写出三相反应式。（共 10 分）





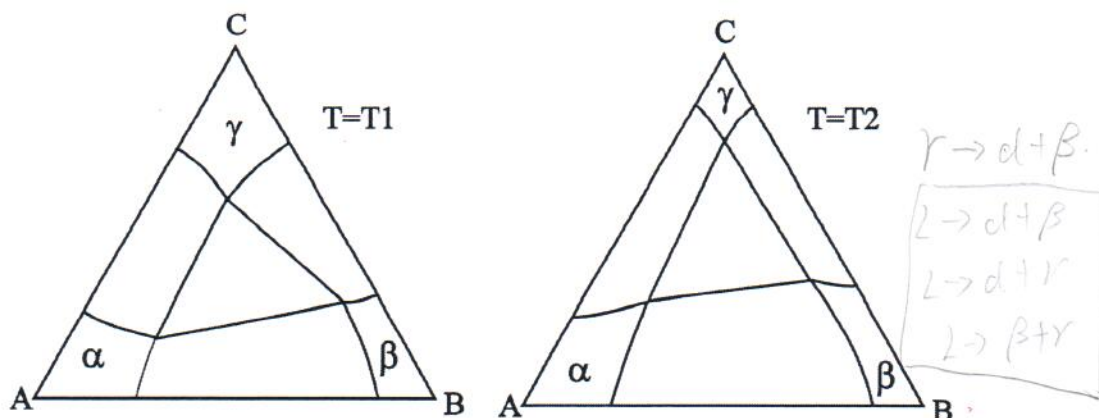


图 4 A-B-C 三元系等温截面 (第五题图)

六、由材料 A 和 B 组成双层平板，A 板厚度为  $L$ ，B 板厚度为  $2L$ ，如图 5 所示。扩散组元在 A 板一侧表面的浓度为  $c=c_0$  (常数)，在 B 板一侧表面的浓度一直保持为  $c=0$ 。假设：扩散组元不与 A 和 B 形成新相；在 A 和 B 中扩散系数均为常数，分别是  $D_1$  和  $D_2$ ；扩散组元在 A/B 界面浓度保持连续；A 和 B 相互之间不扩散。求扩散在稳态时的扩散流量。(共 15 分)

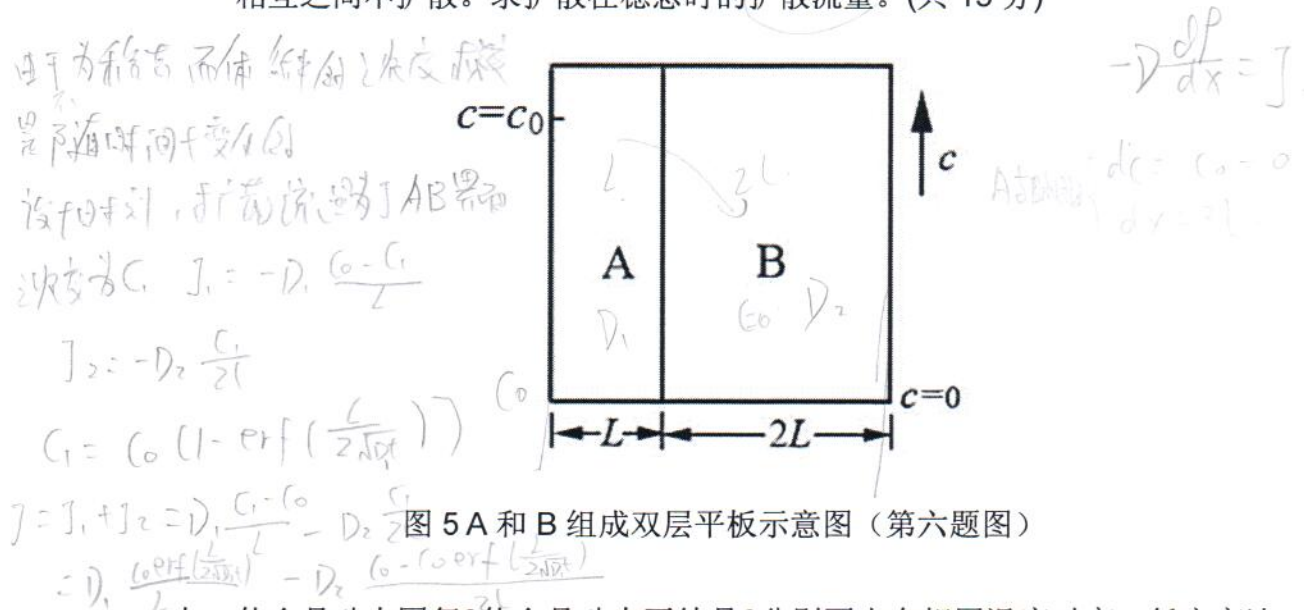


图 5 A 和 B 组成双层平板示意图 (第六题图)

七、什么是动态回复？什么是动态再结晶？分别画出在相同温度时高、低应变速率下动态回复和动态再结晶的真应变—真应力曲线示意图，并给出简单解释。(共 10 分)

八、常温下单相合金塑性变形有哪些主要方式，说明拉伸变形后相应的显微组织形貌特征。(共 10 分)





2013

1. 凝固过程.

对于某些成分接近于一定的原子比的合金凝固时, 当它从高温冷却到某一临界温度以下时, 液体原子就会从统计随机分布状态过渡到具有一定位置的规则排列状态, 即发生有序化的过程, 形成有序固溶体. 长程有序的固溶体在其射线衍射图会产生外加的衍射线系, 这称为超结构衍射线. 所以有序固溶体通常称为超结构.

2. 玻璃化转变温度.

对于一个体系, 随着温度的下降, 过冷液体的粘度迅速增大, 原子间的相互运动变得更加困难. 所以当温度降至某一临界温度以下时, 即固化为玻璃. 这一临界温度称为玻璃化温度  $T_g$ .

3. 脱溶.

过饱和固溶体不断析出成为不同的新相, 母相则逐渐由过饱和态变为饱和态, 当母相完全达到饱和状态时, 过程即告中止. 这个过程叫做脱溶. 当固溶体因温度变化等原因而呈过饱和状态时, 将自发地发生脱溶过程. 其析出的过饱和液体原子通过扩散而形成新相析出, 此过程称为脱溶.

4. 伪共晶.

在平衡凝固条件下, 只有共晶成分合金经凝固相变得到全部伪共晶组织. 然而, 在非平衡凝固条件下, 在共晶点附近的某些亚共晶成分合金或过共晶成分合金也能得到合金下的共晶组织. 这种由非共晶成分合金所得到的共晶组织称为伪共晶组织.

5. 二次再结晶.

在某些情况下, 再结晶完成之后, 晶粒长大出现的反常现象, 即出现少数粗大的晶粒优先快速生长, 逐步吞并其周围的小晶粒, 最后形成非常粗大的组织.

二. 三. 四. 五 六 画在试卷上



七 (1) 动力因素: 在塑性变形过程中发生的因素

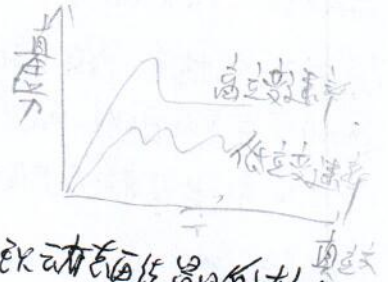
动力再结晶: 在塑性变形过程中发生的再结晶

特点 ① 反变形, 有限长, 晶粒较细。

② 包含亚晶粒, 位错密度较低, 弓形应变。

应用: 利用低的变形温度, 大的最终变形量, 快的冷却速度可获得细小晶粒。

第一阶段为微应变硬化阶段, 应力随应变增加迅速增加, 不发生动力再结晶



第二阶段为动力再结晶开始阶段, 此时虽已出现动力再结晶的软化作用, 但加工硬化仍有主导地位。后由再结晶力加快, 应力将发生显著增加而下降。

第三阶段为稳态流变阶段, 加工硬化与动力再结晶的软化达到平衡。在低应变率下, 稳态流变曲线出现波动, 这主要与变形速率的波动、再结晶和动力再结晶产生的软化交替作用及周期性变化有关。

1. 滑移: 滑移是产生晶体的两部分之间沿着一定晶面和晶向而发生的相对切变, 这种切变既不改变晶面类型, 也不改变晶体的取向, 只是在晶体表面出现台阶状的痕迹。这种形式为滑移。晶体受力后以产生孪晶的方式进行的切变过程是塑性变形的另一种机制即孪生。

(2) 组织与结构变化 晶状组织 位错密度低, 晶胞微小, 位相多。② 纤维状组织, 沿主应变方向被拉长。③ 晶粒尺寸粗化。与工件宏观形变相似, 晶粒尺寸粗化, 滑移带与孪生带亚晶粒结构的形成 位错密度高, 晶粒尺寸粗化, 滑移带与孪生带亚晶粒结构的形成。

显微组织的变化。

经塑性变形后, 金属材料显微组织发生明显改变。除了新晶粒内部出现的滑移带或孪晶带外, 随着变形量的增加, 原来的等轴晶粒将逐渐沿主应变方向伸长。当变形量很大时, 晶粒变得非常细长, 晶粒尺寸难以分辨而呈现一片如纤维状的组织称为纤维组织。

亚结构的形成 位错线通过相互运动交互作用呈弥散状的不均匀分布形成位错缠结进一步增加应变能, 大量位错聚集, 并由缠结的位错形成位错缠结。



# 北京科技大学

## 2012 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      材料工程(专业学位)

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、简答题 (8 分/题, 共 40 分)

1. 写出七种晶系的名称及点阵参数之间的关系;
2. 简述临界分切应力的概念;
3. 给出一级相变和二级相变的分类原则和相变特征;
4. 分析金属或合金的结晶形态;
5. 给出再结晶温度的定义。

三斜  $a \neq b \neq c$   $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$   
 单斜  $a \neq b \neq c$   $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$   
 正交  $a \neq b \neq c$   $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$   
 四方  $a = b \neq c$   $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$   
 立方  $a = b = c$   $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$   
 六方  $a = b \neq c$   $\alpha = \beta = 120^\circ \neq \gamma = 90^\circ$   
 三角  $a = b = c$   $\alpha = \beta = \gamma = 120^\circ$

### 二、纯 Cu 晶体在常温下的点阵常数为 $a=0.3615\text{nm}$ :

1. 指出其晶体结构类型和配位数 (3 分);
2. 简略计算 Cu 原子半径、原子致密度和两类间隙半径 (6 分);
3. 画出 Cu 原子在 (111) 晶面的分布情况, 并计算其晶面间距和原子在晶面上的致密度 (6 分)。(共 15 分)

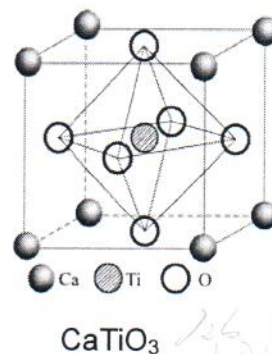
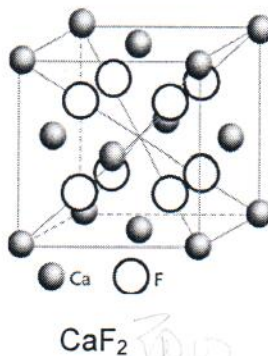
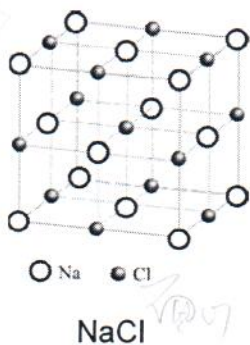
面心立方  
 $r_{\text{ion}} + r_{\text{Cu}} = \frac{a}{2}$   
 $r_{\text{ion}} + r_{\text{Cu}} = \frac{\sqrt{3}a}{4}$

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = \frac{a}{\sqrt{3}}$$

$$\sqrt{2}a = 4R \Rightarrow R = \frac{\sqrt{2}}{4}a$$

$$\frac{M}{V} = \frac{4 \times \frac{63.5}{2} \times 10^{-23}}{a^3}$$

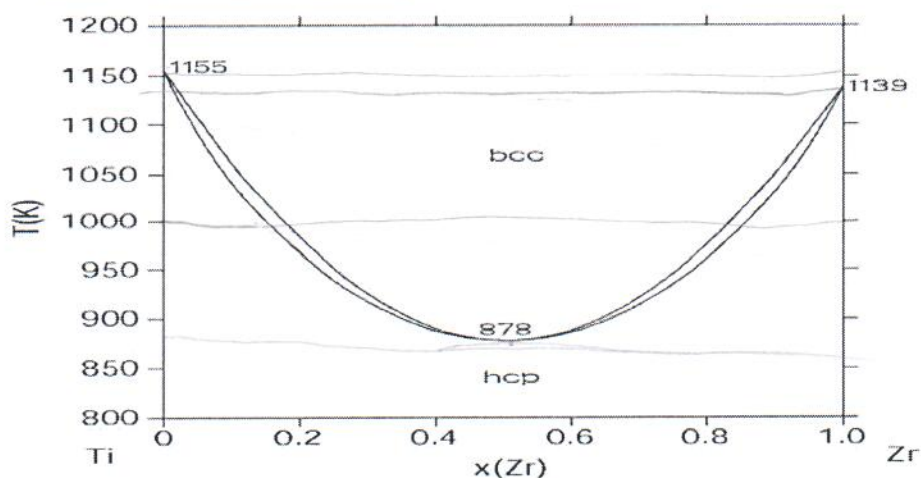
### 三、分别画出下列离子晶体的布拉菲点阵 (下图中的点阵参数均为 $a=b=c$ , $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$ )。(10 分)







四、示意画出下面的 Ti-Zr 体系中 bcc 和 hcp 相在 1155、1139、1000 和 878K 时的 Gibbs 自由焓-成分曲线。(15 分)



五、根据下面的 Al-Zn 相图，

1. 写出其中的三相反应式 (4 分);
2. 画出  $x(\text{Zn})=0.80$  合金的缓慢冷却曲线，并写出各阶段相对应的组织 (8 分);
3. 画出上述合金缓慢冷却到室温时的组织示意图，并计算各组织组成物的相对含量 (8 分)。(共 20 分)

