

# 金属学原理

金属学原理（物理冶金原理）为北航材料学院2009年考研新加科目，考试内容为大二必修课《物理冶金原理》，参考书目上海交通大学出版的《材料科学基础》。本资料参考物理冶金原理思考题整理，由朱言言录入，期间参考了魏然，郭旭东，赵觅等同学提供的相关资料。希望大家复习时仍以课件和教材为主，时间仓促，整理者水平有限，难免纰漏，本资料答案仅供参考。如发现错误或者对本资料有什么建议请直接联系朱言言zhuyanyanbuaa@126.com。祝愿大家取得好成绩。

## 目录

1. 晶体学基础、金属及合金相结构、固体金属原子扩散.....	1
2. 纯金属的凝固、二元合金、三元合金相图及凝固.....	8
3. 位错基本理论、界面 .....	14
4. 金属的塑性变形 .....	18
5. 变形金属的回复与再结晶 .....	22
6. 2008 年物理冶金原理期末考试试题 .....	25
7. 2001 年物理冶金原理期末考试试题 .....	29
8. 2003 年物理冶金原理期末考试试题 .....	30



[www.docin.com](http://www.docin.com)

# 1. 晶体学基础、金属及合金相结构、固体金属原子扩散

## 1、简述题及基本概念

### 1) 金属键及金属的性能特点:

在金属晶体中,自由电子是所有金属晶体所共有,并在金属正离子之间运动,形成所谓电子云,金属键就是电子云和金属正离子之间的静电引力。

金属键特点:自由电子公有化;无方向性;无饱和性;不选择结合对象;→种类及潜力无穷;→塑性变形及加工硬化

金属性能特点:

- 一、优异的物理性能:磁、光、电子、信息、储能等;优良的导电性及正的电阻温度系数;优异的导热性;.....
- 二、优异的力学性能配合:优异的强韧性配合(高强度~4000MPa;高塑性及加工硬化;高韧性及损伤容限);使用温度范围宽广(高温、中温、室温、低温)且力学性能优异;优异的耐蚀、耐磨、抗氧化、抗热腐蚀等性能
- 三、优异的成形加工性能 Processing ability: 优异与灵活的凝固加工成型性能(铸造成型:各种复杂形状及各种重量的零件;焊接成型:同种及异种金属材料的连接制造);独特的塑性变形及加工硬化特性与优异的冷加工成型能力(冷轧、冷冲压、冷旋压、冷拔、冷挤压...;冷加工过程中同时实现零件及材料的强化);优异的热加工成型能力(锻造、热轧、热挤压)
- 四、独特的抗过载能力及使用安全性(加工硬化): 零件局部过载◇塑性变形◇加工硬化◇材料强度提高◇不但不会失效、承载能力反而提高、使用安全;加工硬化◇避免变形集中、均匀变形、均匀承载、零件材料潜力得以充分利用;加工硬化◇避免变形集中、材料均匀变形◇冷加工热加工成型成为可能。

### 2) 金属晶体及其性质:

晶体:原子或原子集团在三维空间周期性无限重复排列的物质

性质:高的热力学稳定性;各向异性 (Anisotropy of Properties);宏观性质的均匀性;一定的熔点;规则的外形(外表面为往往低表面能的特殊晶面)

### 3) 金属非晶及性能特点:

- 原子排列长程无序或短程有序 Long-range disorder or short-range order
- 无晶界、无成分偏析、成分完全均匀
- 没有固定熔点(玻璃转化温度)
- 各向同性 (Isotropic)
- 高强度、无加工硬化、低塑性

- 高弹性、高耐蚀、高耐磨
- 优异的磁性、储氢性能、

#### 4)材料分类方法及各类材料的优缺点:

按功能分类: 结构材料(按组成、性质、用途.....); 功能材料(磁性材料、电子材料、超导材料、光电子信息材料、催化材料、储能材料、含能材料.....)。

陶瓷材料的性能优点:

- 共价键及离子键原子间结合键强、化学稳定性高
- 高温强度高、耐蚀性好、高温抗氧化性能好
- 硬度高、耐磨性优异
- 导热系数低、隔热性能好 (TBCs)
- 不导电, 绝缘材料

陶瓷材料的性能缺点

- 无塑性、几乎无韧性、脆性极大、难承受动载荷、应用面窄;
- 对缺陷极其敏感、无损伤容忍性 (No Damage-Tolerance)、使用不安全
- 加工制造困难 (切削加工困难; 无法焊接、锻压、轧制、锚接、无法修复等)
- 回收利用(Recycling)难度大、成本高

高分子材料的性能缺点: 使用温度范围窄 (高温软、低温脆); 高温力学性能低、高温老化; 低温韧性差、低温脆化; 长期化学及力学性能稳定性低  $\phi$  性能退化 (Degradation); 回收问题 (Recycling)

#### 5)复合材料性能特点及存在的问题:

复合材料的性能优点

- 有机结合充分发挥各种材料的性质
- 凭借高明的设计加工合成灵活控制各种性质
- 实现任何单一组成无法达到的性能

复合材料的性能缺点(金属基及陶瓷基):

- 材料制备工艺复杂、成本高;
- 性能一致性差、质量保障技术;
- 缺乏可靠的制造技术(Manufacturing Technologies)  
→ 切削加工、焊接与连接、锻压、轧制、表面处理、修复等长期性能稳定性及性能退化问题
- 无法回收利用(Recycling)

#### 6)空间点阵、晶胞及点阵常数:

把基元看成几何点, 这些点在三维空间构成空间点阵 (Space Lattice)

在晶格中, 能表现出其结构的一切特征的最小部分称为晶胞。

以三个平移基矢为棱所作的平行六面体称为点阵晶胞, 或称简单晶胞。

如果在点阵晶胞的范围内, 标出相应晶体结构中各原子的位置, 这部分原子构成了晶体结构中具有代表性的部分, 含有这一附加信息的晶胞称为结构晶胞。

三个棱长  $a, b, c$ , 和棱间夹角  $\alpha, \beta, \gamma$  共六个参数叫做点阵常数或晶格常数。

## 7) 晶体结构符号 (Pearson 符号):

第一个为小写字母代表所属晶系, 第二个为大写字母代表点阵类型

a 三斜 m 单斜 o 正交 h 六方 c 立方

P 简单 G 底心 I 体心 F 面心 R 菱方

## 8) 晶面指数及晶向指数的求法:

晶向指数及其求法

- 过坐标原点作晶向的平行线或将该晶向平移至坐标原点
- 在该晶向上任取一点并以晶格常数为单位求位置坐标值
- 将坐标值化成最小整数并放入方括号中  $[uvw]$
- 负号写在数字上方, 符号相反的两晶向方向相反:  $[112]$  与  $[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$

晶面指数的求法:  $(hkl)$

- 选定坐标系原点或移动晶面使晶面与三坐标轴相截
- 以晶格常数为单位求晶面与  $x$ 、 $y$ 、 $z$  三坐标轴的截距
- 取三截距的倒数并化成最小整数:  $h, k, l$
- 放入圆括号中(负号写在数字上方):  $(hkl)$

## 9) 晶面族与晶向族:

晶面族 (Family of Crystallographic Planes)

晶体中原子排列规律相同、位向不同的所有晶面 (数字相同但次序及负号不同的所有晶面) 表示符号:  $\{hkl\}$

晶向族 (Family of Crystallographic Directions) 原子排列特征相同、位向不同的全部晶向:  $\langle uvw \rangle$

## 10) 晶带、晶带轴及晶带定理:

如果一系列非平行晶面都平行于或包含某一特定方向, 则这些晶面  $(hkl)$  同属于一个晶带, 这个特定方向称为晶带轴  $[uvw]$ 。

晶带定理:  $hu + kv + lw = 0$

## 11) 三种典型晶体结构 配位数、致密度、原子半径:

晶体结构中任意原子最近邻的原子数目叫做该晶体结构的配位数

在相互接触圆球构成的晶胞模型内, 原子所占体积 ( $V_s$ ) 于晶胞体积 ( $V$ ) 的比值叫做致密度

体心立方 BCC: CN: 8 + 6;  $R = \sqrt{3}a/4$ ;  $\eta$ : 0.68,

面心立方 FCC: CN: 12;  $R = \sqrt{2}a/4$ ;  $\eta$ : 0.74

密排六方 HCP: CN:  $6+6$ ;  $R = a/2$ ;  $\eta: 0.74$

体心立方为非最紧密堆积结构, 面心立方和密排六方均为最紧密堆积结构。按照原子排列顺序面心立方为 ABCABCABC 结构, 密排六方为 ABABAB 结构。三种晶体结构各有一组原子密排面和密排方向, 分别是面心立方的  $\{111\} \langle 110 \rangle$ , 体心立方的  $\{110\} \langle 111 \rangle$ , 密排六方的  $\{0001\} \langle 1120 \rangle$ 。

原子半径: 根据晶体结构中最近邻原子之间的距离  $S$  求出  $r = S/2$ , 由于原子间距随配位数的减少而减少, 故不同结构的原子半径应该按照配位数 12 的标准密堆积结构进行修正后再进行比较。

## 12) 间隙、间隙半径:

密堆积结构中的间隙: 四面体间隙数(2)是八面体间隙数(1)的两倍, 也是原子数的两倍。四面体间隙:  $r \approx 0.225R$ ; 八面体间隙:  $r \approx 0.414R$ ;

FCC&HCP 结构中的间隙: 四面体间隙:  $r \approx 0.291R$ ; 八面体间隙:  $r \approx 0.155R$ ; 间隙数量少、尺寸大

BCC 结构中的间隙: 四面体间隙(6):  $r \approx 0.291R$ ; 八面体间隙(3):  $r \approx 0.155R$ ; 扁八面体

	面心立方 A1	体心立方 A2	密排六方 A3
点阵常数	$A$	$A$	$a, c (c/a=1.633)$
原子半径	$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	$\frac{a}{2} \left( \frac{1}{2} \sqrt{\frac{a^2}{3} + \frac{a^2}{4}} \right)$
晶胞内原子数	4	2	6
配位数	12	8	12
致密度	0.74	0.68	0.74
四面体间隙 数量 大小	8 0.225R	12 0.291R	12 0.225R
八面体间隙 数量 大小	4 0.414R	6 0.154R $\langle 100 \rangle$ 0.633R $\langle 110 \rangle$	6 0.414R

13 合金: 是指有两种或两种以上的金属或非金属晶熔炼‘烧结获其他方式组合而成并具有金属特性的物质

组元: 系统中表示处于平衡状态每个相成分的独立物质;

14)、相(系统中具有同一聚集状态和晶体结构, 均匀或连续变化的成分, 一致的性能并有界面与其他部分分开的均匀组成部分)

相变的三种情况: 晶体结构变化, 成分发生不连续变化, 发生有序程度变化。

15)、 固态下所形成的合金相包括固溶体和中间相两大类

固溶体(置换、间隙及有序固溶体);

置换固溶体: 溶质原子取代了溶剂原子在晶体结构中的位置

间隙固溶体: 溶质原子位于溶剂组元晶体中的间隙

有序固溶体: 异类原子趋于相邻

影响固溶强化的因素很多, 主要取决于以下几个因素:

a: 晶体结构: 晶体结构相同是组员间形成无限固溶体的必要条件



b: 原子尺寸因素: 大量试验表明, 原子尺寸差  $\Delta r < 15\%$  时, 容易形成溶解度较大的固溶体, 而当  $\Delta r > 15\%$  时,  $\Delta r$  越大, 则溶解度越小。

c: 化学亲和力 (电负性因素), 溶剂与溶质组元的化学亲和力越强, 即金属组元间电负性差越大, 倾向于生成化合物而不利于形成固溶体, 生成的化合物越稳定则固溶体的溶解度越小

d 原子价因素: 比较复杂详见上交教材 45 页

另外影响固溶度的因素除了上述讨论的因素外, 固溶度还与温度有关, 大多数情况下, 温度升高固溶度升高

16)、固溶强化 (以纯金属为溶剂的固溶体在具有较高强度及硬度的同时, 还保持良好的塑性的现象):

固溶强化的原因: 溶质原子由于原子尺寸与溶剂不一样, 引入晶格中后会造成晶格畸变, 造成很大的应变能以及内应力和弹性应力场会阻碍位错的运动, 另外溶质原子容易偏聚于位错线附近, 也会使位错在更大的应力下才能运动, 从而提高材料强度。详见上交教材 183 页

17)、中间相 (正常价化合物、电子化合物、间隙相、间隙化合物、拓扑密堆相 [TCP 相]) 的结构及其性能特点:

正常价化合物 ( $A_mB_n$ ): AB 型: NaCl 型、立方 ZnS、六方 ZnS; AB<sub>2</sub> 型: CaF<sub>2</sub> 型。通常熔点、硬度及脆性均较高。

电子化合物 ( $e = (xN + yM)/100$ ): 具有典型的金属性质

间隙相 ( $R_i/R_m < 0.59 \rightarrow$  间隙相 (FCC, BCC, HCP)) 高熔点、高硬度、高稳定性、高耐磨、各种强化相;

间隙化合物 ( $R_i/R_m > 0.59 \rightarrow$  间隙化合物 (复杂晶体结构)) 晶体结构复杂、稳定性相对较低、硬度相对较低;

拓扑密堆相 [TCP 相]:  $CN > 12$  (14, 15, 16); 间隙全部为四面体间隙; 无八面体间隙; 原子间结合力很强—共价键; 高硬度、高耐磨、高耐蚀等 (包括: AB<sub>2</sub> Laves Phases; AB  $\sigma$  phase; A<sub>3</sub>B: Cr<sub>3</sub>Si )

Laves Phases  $R_A/R_B = 1.225$  几何条件不是充分条件

$\sigma$  phase 成分不固定、结构很复杂、硬而脆、常常为有害相

Cr<sub>3</sub>Si  $R_A/R_B = 1.12 \sim 0.84$

18)、同素异晶转变及意义:

同素异晶性是指有些元素在温度或压力变化时, 晶体结构发生变化的一种特性

同素异构转变在固态相变中以及金属能否通过热处理操作来改变它的性能具有重要意义。

2、在面心立方晶胞中, ABCD 四点构成一个正四面体, 四点的坐标分别为 A (0, 1/2, 1/2), B (1/2, 1, 1/2), C (1/2, 1/2, 0), D (0, 1, 0), 写出该四面体中四个面的晶面指数及六条边的晶向指数:

答: 晶面指数 ABC(1 $\bar{1}$ 1), ABD( $\bar{1}$ 11), ACD(11 $\bar{1}$ ), BCD(11 $\bar{1}$ ),

晶向指数 AB[110], AC[10 $\bar{1}$ ], BC[0 $\bar{1}$ 1], BD[ $\bar{1}$ 0 $\bar{1}$ ], CD[ $\bar{1}$ 10], AD[01 $\bar{1}$ ]

3、已知某晶带的晶带轴为[111], 判断下列晶面中, 哪些属于该晶带:

(010), (110), ( $\bar{1}$ 10), (10 $\bar{1}$ ), ( $\bar{1}$ 1 $\bar{1}$ ), (121), ( $\bar{1}$ 12), (21 $\bar{1}$ ), (132).

答: 由晶带定理 (hkl) 【uvw】 $uh+vk+wl=0$  得: 110, 10 $\bar{1}$ , 121, 132 属于该晶带

5、求体心立方（BCC）、面心立方（FCC）及密排六方（HCP）晶胞的原子数、原子半径、配位数、致密度、间隙半径；

答：

	面心立方 A1	体心立方 A2	密排六方 A3
点阵常数	A	A	a, c (c/a=1.633)
原子半径	$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	$\frac{a}{2}\left(\frac{1}{2}\sqrt{\frac{a^2}{3}+\frac{a^2}{4}}\right)$
晶胞内原子数 在此处键入公式。	4	2	6
配位数	12	8	12
致密度	0.74	0.68	0.74
四面体间隙 数量 大小	8 0.225R	12 0.291R	12 0.225R
八面体间隙 数量 大小	4 0.414R	6 0.154R<100> 0.633R<110>	6 0.414R

6、碳在 $\alpha$ -Fe（BCC）及 $\gamma$ -Fe（FCC）中的最大固溶度（原子百分数）分别为 0.1% 和 8.9%，若碳原子均位于八面体间隙中，试分别计算 $\alpha$ -Fe 及 $\gamma$ -Fe 中八面体间隙被碳原子占据的百分数；

答： $\alpha$ -Fe（BCC）晶胞中：2 个 Fe 原子，6 个八面体空隙，则  $\frac{n_c}{n_{\text{八}}} = \frac{n_c}{n_{\text{Fe}}} \cdot \frac{n_{\text{Fe}}}{n_{\text{八}}} = \frac{0.1\%}{99.9\%} \cdot \frac{2}{6} = 3.34 \times 10^{-4}$

$\gamma$ -Fe（FCC）晶胞中：4 个 Fe 原子，4 个八面体空隙，则  $\frac{n_c}{n_{\text{八}}} = \frac{n_c}{n_{\text{Fe}}} \cdot \frac{n_{\text{Fe}}}{n_{\text{八}}} = \frac{8.9\%}{91.1\%} \cdot \frac{4}{4} = 9.77\%$

7、试述置换式固溶体与间隙式固溶体的形成条件、影响固溶度的主要因素及性能特点。

答案：置换式固溶体形成的条件：溶质与溶剂原子尺寸相近且<15%，电化学性质相似

影响因素：晶体结构类型影响，原子或离子尺寸影响，电负性影响，电子浓度因素

间隙式固溶体形成条件：溶质原子较溶剂原子小的多，溶质间隙较大

影响因素：间隙尺寸与形状，溶质原子大小

性能特点：两者都可以使强度、硬度高于各组元，塑性降低，但一般间隙固溶体较置换固溶体的固溶强化更显著，且随溶质原子增多，电阻升高

8、何谓固溶强化？试分析影响金属固溶强化效果的因素；



固溶强化：固溶体的硬度、强度往往高于各组元，而塑性较低的现象

影响因素：a.溶质原子的浓度越高，固溶强化的作用越大。

b.溶质与基体金属的原子尺寸相差越大，单位浓度溶质原子所引起的点阵畸变越严重，固溶强化效果也就越显著。

c.间隙型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果，且由于间隙原子在体心立方中的点阵畸变属于非对称性的，故其强化作用大于面心立方晶体的；但是间隙原子的固溶度很有限，因此实际的强化效果也有限

d.溶质与基体金属的价电子数相差越大固溶强化作用越强，即固溶体的屈服强度随着合金电子浓度的增加而提高。

e.固溶体的有序化是使原子处于低能量的配置状态，但有序固溶体滑移时原子排列受到扰动，系统的能量将要升高，因此变形抗力必然增加。

详见上交教材 183 页

## 9、试比较间隙固溶体与间隙相的结构特征及性能特点

间隙固溶体与间隙相均是原子半径很小的非金属元素处于金属元素间隙而形成，但间隙固溶体形成后其金属晶体结构仍未改变，而间隙相形成后，金属原子则会形成与其本身品格类型不同的一种新结构。

性能特点：都具有极高的硬度，较高的熔点，而塑性很差，有些间隙相具有很特殊的物理化学性质，如电学性质、磁学性质、声学性质、催化性质等

## 10、组元 A 具有面心立方晶体结构，组元 B 固溶于 A 中形成置换式固溶体，试问 A<sub>3</sub>B 还是 A<sub>2</sub>B 成分的固溶体更易形成有序固溶体？

A<sub>3</sub>B 成分的固溶体更易形成有序固溶体，B 占据顶点  $8 \times 1/8 = 1$  个 A 占据面心  $6 \times 1/2 = 3$  个，面心立方结构中，A<sub>3</sub>B 更易形成有序固溶体。

## 11、基本概念：扩散，扩散激活能，扩散驱动力，扩散系数。

扩散：物质中的原子或分子由于能量升高而迁移到邻近位置，这种微观过程及由此引起的现象称为扩散

扩散机制：原子热激活

扩散激活能：原子从原子位置转移到新位置去是所增加的内能  $\Delta E$

扩散驱动力 化学位梯度

扩散系数： $J = -D (dc/dx)$ ，D 是扩散系数，表示单位浓度梯度下的扩散通量

固体中原子扩散的条件：

a.温度必须足够高：能量起伏、热激活过程

b.时间足够长：大量原子微观上无规则跃迁、物质的定向传输

c.扩散原子在溶质中须固溶

d.扩散必须有驱动力（浓度梯度、化学位梯度、应变能梯度、表面能梯度）

## 12、试述固体合金中原子扩散的微观机制及影响金属原子扩散的主要因素。

扩散的微观机制：

(1) 间隙机制：在间隙固溶体中，溶质原子从一个间隙未知跳到另外一个间隙位置的扩散。碳、氮氢等小的间隙原子更容易采用间隙机制扩散

(2) 空位机制：晶体中存在着空位。纯金属中的自扩散和置换固溶体中的扩散就是通过原子与空位交换位置实现的。

这种扩散方式称为空位机制,大多数情况下原子扩散是借助空位机制实现的。

(3) 交换机制,需要的激活能较大,一般较少

(4) 晶界相界表面位错等缺陷处的扩散,扩散速率较晶内大得多

影响扩散的因素:

(PPT 上比较详细):

a 温度:  $D = D_0 \times \exp(-Q/RT)$

b 扩散元素性质: 熔点、原子间结合力,同溶剂原子间的原子尺寸差、化学亲和力等

→ 熔点越高 → 扩散激活能越大 → 扩散系数越小

→ 原子间结合力越强 → 扩散激活能越大 → 扩散系数越小

→ 原子尺寸差越小 → 晶格畸变越小 → 扩散系数越小

→ 化学亲和力越高(原子间结合力越强) → 扩散激活能越大 → 扩散系数越小

c 溶剂金属性质: 晶体结构、熔点、结合能

→ 晶体结构致密度越高(BCC 与 FCC 相差 1500 倍) → 原子扩散激活能越高、扩散系数越小

→ 熔点越高(原子间结合力越强) → 扩散激活能越大 → 扩散系数越小

→ 与溶质原子化学亲和力越高(原子间结合力越强) → 扩散激活能越大 → 扩散系数越小

→ 同溶质原子的尺寸差越小 → 晶格畸变越小 → 扩散系数越小

d 晶体缺陷密度

→ 空位浓度: 过饱和空位(固溶后不能停留太长时间)

→ 位错及层错密度: 是扩散的快速通道

→ 晶界(晶粒尺寸): 纳米材料(表面纳米化—渗氮)

→ 相界:

e 表面曲率 曲率半径越小、表面自由能越高、扩散驱动力越大(粉末冶金烧结、小晶粒缩小大晶粒长大)

f 其他合金元素的影响 或增加或减小或无影响

g 溶质浓度

(上交教材上简单一点):

a 温度, 温度是影响扩散速率最主要的因素, 温度越高, 原子热激活能量越大, 越易发生迁移

b 固溶体类型, 间隙固溶体的扩散激活能比置换固溶体的小, 更易扩散

c 晶体结构, 体心立方结构的致密度较小, 原子更易迁移

d 晶体缺陷, 位错晶界表面对原子扩散起着快速通道的作用

e 化学成分, 熔点高的金属自扩散激活能大, 杂质对组元的扩散也有影响

f 应力的作用, 应力可以提供原子扩散的驱动力

## 2. 纯金属的凝固、二元合金、三元合金相图及凝固

### 1、简述液态金属的结构特点:

1 液体中原子间具有较强的结合力, 具有与固态相近似的结构, 原子的排列比较紧密, 但是不象固体那样规则。但在相邻原子中心距不能小于原子直径。任何空隙不能大到可以在插入一个原子的约束下。系统能量起伏, 液态金属中存在一定数目大小不等随机取向的短程有序原子

金属晶体形核过程热力学分析(详见教材 228)

形核的热力学条件:过冷  $\Delta G_v = (\Delta H_m/T_m) \cdot \Delta T$ 。形核包括均匀形核和非均匀形核两大类

均匀形核:当冷液中出现一个晶胚时系统自由能变化为  $\Delta G = 4\pi r^2 \sigma + \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v$   $\Delta G$  在临界半径  $r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_v}$  时

达到最大, 临界形核功为  $\Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_v^2} = \frac{1}{3}A^*\sigma$ , 由此可见形成临界晶核时自由能仍是升高的, 其增值相当于其表面

能的 1/3, 即液固之间的体积自由能差只能补偿形成临界晶核表面所需能量的 2/3, 而不足的 1/3 则依靠液相中存在的能量起伏来补充。由以上的分析可知, 液相必须有一定的过冷条件时方能结晶, 而液体中客观存在结构起伏和能量起伏是促成均匀形核的必要因素。

非均匀形核: 即形核在容器壁或者液相中杂质上进行, 非均匀形核时临界球冠的曲率半径与均匀形核时刘杰球形晶核的半径公式相同, 而非均匀形核所需要的形核功小于均匀形核的形核功, 因此所需要的过冷度较均匀形核小。非均匀形核大约在  $0.02T_m$  的过冷度时, 形核率达到最大, 非均匀形核率由低向高的过渡较为平缓, 达到最大值后结晶并未结束, 形核率下降凝固完毕。这是因为非均匀形核所需要的合适的基底随着新相晶核的增多而减少, 在基底减小到一定程度是将使形核率下降。

形核率: 单位体积液体中单位时间内所形成的晶核数。它受两个因素控制即形核功因子  $\exp(\frac{-\Delta G^*}{KT})$  和原子扩散几

率因子  $\exp(\frac{-Q}{KT})$ , 随着过冷度增加形核率会出现峰值, 原因是: 过冷度较小时, 形核率主要受形核率因子控制, 随着

过冷度增加, 所需的临界形核半径减小, 因此形核率迅速增加并达到峰值; 随后随着过冷度继续增大, 尽管所需要的临界晶核半径继续减小, 但由于原子在较低温度下难以扩散, 此时形核率受扩散的几率因子所控制, 即过峰值后随着温度的继续降低, 形核率下降。

## 2、何谓液态金属的过冷现象? 影响液态金属凝固过冷度的主要因素有哪些?

过冷现象: 液态金属冷却到理论凝固点以下仍然保持其亚稳态而不凝固的现象。

主要因素: 纯度越高, 冷却速度越快, 过冷度越大, 此外, 压强曲率对过冷度也有影响

## 3、简述通过控制合金凝固过程细化金属晶粒度的主要方法及机理;

(详见上交教材 241)

- 1 加快冷却速度, 获得较大过冷度 (降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、内外“冷铁”, 等等), 使液态金属同时大量形成晶核。形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快
- 2 提纯熔体以扩大过冷度 (深过冷)
- 3 加强液态金属的流动 (浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等), 使形成的枝晶打断和型壁晶体游离, 这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶粒
- 4 孕育处理, 加入晶粒细化剂促进形核, 即加入形核剂促进非均匀形核
- 5 微合金化处理



#### 4、简述平整界面、粗糙界面液-固界面结构与生长特性及晶体凝固生长形态的关系：

**平整液固界面** 由密堆面构成的理想光滑界面，微观上是光滑的但是宏观上是由不同位向的小平面组成，故成折线状。在界面上有一台阶，其长大方向受到限制，有界面折接处是其晶体长大的有利方向 故其长大机制为横向长大或不均匀增长 所需要的过冷度很大，生长速度与过冷度呈对数关系，晶体长大表面棱角分明，能观察到螺旋状生长台阶

**粗糙液固界面**：有几层原子面的过渡层，由于过渡层很薄因此从宏观上看界面显得平直，不出现曲折的小平面，其长大较平整界面易，各个方向均可长大，生长速度与过冷度呈线性关系，所需过冷度较小，属连续生长，晶体外形圆滑，无棱角。粗糙界面物质一般具有较小的结晶潜热，所以长大速率较高  
(详见上交教材 233-)

#### 5、分别简述影响纯金属与单相合金凝固时凝固平界面稳定性的主要因素：

纯金属凝固时的生长形态不仅与液固界面的微观结构有关而且取决于界面前沿液相中的温度分布情况。当液相中的温度梯度为正时，平整界面稳定，为负时，形成枝晶。而且，具有粗糙界面的物质树枝状生长表现得更为显著。

单相合金 1 液相  $\alpha$  中的温度梯度 2 合金中的杂质和合金元素相界面处，溶质原子的堆积只会使过冷深入液相内部——成分过冷，导致粗界面不稳定二产生胞状晶以及树枝晶

(详见教材 239 以及 300)

#### 典型金属铸锭组织及形成机理：（详见上交教材 310）

- a 表面细小等轴晶区当液态金属注入定模中，型壁温度低与型壁接触的很薄一层溶液产生强烈的过冷，而且型壁可以作为非均匀形核的基地，因此立刻形成大量晶核，这些晶核迅速成长并相互接触形成细小的方向杂乱的等轴晶；
- b 中间柱状晶区随着细晶区外壳的形成，型壁被溶液加热而不断升温，使剩余的液体冷却变慢，并且由于结晶时释放潜热，故细晶区前沿的液体过冷度减小，形核变困难只有细晶区现有的晶体向液体中生长。只有一轴（生长速度最快的晶向）垂直于型壁的晶体才能得到优先生长而其他取向的晶粒生长受到限制，因此形成柱状晶组织；
- c 内部粗大等轴晶区：柱状晶长到一定程度，前沿液体远离型壁散热困难冷速变慢而且溶液中的温差随之减小，这将阻止柱状晶的生长。当整个溶液温度降至熔点以下时，溶液中出现许多晶核并严格个方向长大就形成中心等轴晶区；
- d 中心缩孔、气孔、夹杂物、低熔点杂质等等。

#### 典型金属铸锭中的缺陷：

- a 缩孔：溶液进入铸模后与型壁接触的液体先凝固，中心部分后凝固，由于多数液体在凝固时体积发生收缩使铸锭内形成收缩空洞称为缩孔。缩孔分为集中缩孔和分散缩孔（疏松），集中缩孔一般要控制在冒口处形成以便切除。疏松是枝晶组织凝固的必然结果，即使有正确的冒口设计也会存在。缩孔类型和金属凝固方式有密切关系：壳状凝固，缩孔集中在冒口内部疏松较少，最终组织较为致密；糊状凝固缩孔较小不需要留有大的冒口，但是内部疏松较多，最终得到的组织致密度不好。
- b 凝固偏析：偏析是指化学成分的不均匀性。凝固偏析分为宏观偏析和微观偏析两种。合金铸件在不同程度上均存在着偏析，这是由合金结晶过程的特点决定的。一个合金试棒从一端以平直界面进行定向凝固时，沿着试棒的长度方向会产生显著的偏析，当合金的平衡分配系数  $k_0 < 1$  时，先结晶部分含溶质少后结晶部分含溶质多。但是，合金铸件的液固界面前沿的液体中通常存在着成分过冷，界面大多数为树枝状，这会改变偏析的形式。当树枝状的界面向液相延伸时，溶质将沿着纵向和侧向析出，纵向的溶质输送会引起平行枝晶轴方向的宏观偏析，而横向的溶质输送会引起垂直于枝晶方向的显微偏析。

宏观偏析：又称区域偏析按照所呈现的不同现象又可分为正常偏析，反偏析和比重偏析

正常偏析：合金分配系数  $k_0 < 1$  时，先凝固的外层中溶质含量较后凝固的内层为低因此合金铸件中心所含溶质质量浓度较高的现象是凝固过程的正常现象。正常偏析的程度与铸件大小、冷速快慢以及结晶过程的液体混合程度有关。正常偏析一般难以完全避免，热加工和扩散退火处理也难以根本消除，故应在浇注时采取适当的措施。

反偏析：反偏析与正常偏析相反，即在  $k_0 < 1$  时，溶质质量浓度在铸件中心处的分布比表层低。实践证明只有当合金在凝固时体积收缩，并在铸件中心有空隙时才能形成反偏析。扩大铸件内中心等轴晶带、阻止柱状晶的发展使富集溶质的液体不易从中心流向表层减少液体中的气体含量都是一些控制反偏析的途径。

比重偏析：通常产生在结晶的早期，由于出生相和溶液之间的密度相差悬殊，轻者上浮重者下沉，从而导致上下成分不均匀。防止方法有：增大铸件的冷却速度使初生相来不及上浮或者下沉；加入第三种合金元素形成熔点较高的密度与液相接近的树枝晶化合物从而再结晶初期阻挡其他相上浮或者下沉

显微偏析：又分为胞状偏析，枝晶偏析和晶界偏析三种

胞状偏析：成分过冷度较小时，固溶体晶体呈胞状方式生长。若  $k_0 < 1$  时，则胞壁处将富集溶质； $k_0 > 1$  时，则胞壁处溶质贫化。胞状偏析很容易通过均匀化退火消除。

枝晶偏析：枝晶偏析是由非平衡凝固造成的，这使得先凝固的枝干和后凝固的枝干间的部分成分不均匀，枝晶主干含高溶质组元较多，而枝晶间隙部分含低溶质组元较多。枝晶偏析一般在一个晶粒范围内，也成为晶内偏析。主要原因是成分过冷和杂质的影响。影响枝晶偏析程度的主要因素有：凝固速度越大、偏析元素在固溶体内的扩散能力越小、凝固温度范围越宽，则晶内偏析越严重。减轻办法：减少杂质，正的温差梯度，减少成分过冷，细化晶粒，均匀退火。

晶界偏析：由于溶质原子富集（ $k_0 < 1$  时）在最后凝固的晶界部分造成的。当  $k_0 < 1$  时合金在凝固时使液相富含溶质组元，当相邻晶粒长大接触时把富含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。影响晶界偏析的因素有：溶质含量越高，偏析程度越大；非树枝晶长大使晶界偏析的程度增大，也就是说枝晶偏析可以减弱晶界的偏析；结晶速度慢使溶质原子有足够的时间扩散并富集在液固界面前沿的液相中从而增加晶界偏析程度。除控制溶质和杂质含量外，还可以适当的加入第三种元素来减少晶界偏析的程度。

偏析的危害：化学成分不均匀；性能不均匀、降低性能；合金元素作用得不到发挥；形成有害相、降低合金使用性能；降低合金初熔温度和使用温度；降低合金工艺性能或无法进行二次加工处理

## 6、相图、相律、建立合金相图的基本方法及基本原理。合金相图与合金组织、力学性能及工艺性能（铸造性能、热处理及塑性加工性能等）的关系。平衡凝固、非平衡凝固、杠杆定律、溶质元素再分配、分配系数、凝固偏析、晶内偏析、枝晶偏析、宏观偏析；简述凝固偏析的原因及减小凝固偏析的主要方法；

相图：表示系统在平衡状态下的相组成与温度及成分之间关系的一种图形。

相律：定量地表示系统自由度与相数的关系  $F = C - P + 2$

绘制相图的基本方法及原理：1 实验方法：临界点的测定，做出冷却曲线

2 热力学计算方法：理想情况，合金临界点的测定

原理：对一定组成的合金加热和冷却，相图上对应该合金的成分点，平行温度轴上下移动

（2）与合金的关系：二元合金相图有匀晶相图（对应单品同熔体）。共晶相图（对应组织）共析转变相图，包晶相图，形成化合物的相图，均有其对应的合金组织。

与力学性能的关系：固溶体相图中，某些特殊点，强度硬度，塑性均比较好。通过相图可以预计合金的凝固过程及显微组织。由此可以有相图可得知该合金的一些力学性能；



与工艺性能的关系：由合金组织力学性能，加以推测其铸造性能

(3) 平衡凝固：理想情况，液相和固相中浓度梯度通过扩散消除，固相液相均为均匀成分，时间无限长。

非平衡凝固：实际情况，冷却时在各温度停留时间有限，固相成分不均匀，先凝固部分含有较多的高熔点组元，后凝固的部分富含低熔点的组元。

杠杆定律：用以确定合金 M 处于两相平衡的合金中两相的重量比，相组分  $\alpha$ 、 $\beta$  分别在 a、b 点

$$W_{\alpha} / W_{\beta} = M_b / M_a$$

溶质元素再分配：液体混合的三种情况（详见上交教材 296）

(1) 液相成分保持均匀

(2) 液相中的溶质仅通过扩散混合

(3) 在相界面附近的液相中只有扩散，其余部分还有对流，可使液相成分保持均匀

分配系数：在上述 (3) 中，达平衡时，界面处固相的溶质浓度 ( $C_s$ )<sub>f</sub> 与界面层外液相的溶质浓度 ( $C_L$ )<sub>e</sub> 的比值为常数，比值成为分配系数 D-溶质在液相中心扩散系数。

## 7、何谓成分过冷？简述成分过冷产生的条件及其凝固界面形态及凝固组织的影响；

成分过冷：在某一区域内，液相的实际温度低于液相线温度，处于不同程度的过冷，这种由于液相溶质含量不同而造成的过冷成为成分过冷

条件：（推导见教材 298 页）成分过冷的条件： $\frac{G}{R} < \frac{m w_0}{D} \cdot \frac{1-k_0}{k_0}$ （式中 G 液体中自液固界面开始的温度梯度，R，

液固界面前进速度即凝固速度，m，液相线的斜率， $w_0$  合金初始成分，D 扩散系数， $k_0$  平衡分配系数）。从上市中可以看出， $w_0$ 、m 大，而  $k_0$  小均使凝固温度范围（即液相线和固相线的差值）变大，有利于成分过冷；另外扩散系数 D 越小，边界层中的溶质越易聚集，也有利于成分过冷。液体中的温度梯度越小，对于一定的合金和凝固速度则成分过冷倾向越大，若凝固速度越大则液体中的混合程度越小，边界层中溶质聚集越大，这也有利于成分过冷。上述判别条件适用于液体中完全不混合的情况，即有效分配系数  $k_e=1$  的情况。若是  $k_0 < k_e < 1$  的情况应进行修正但上述条件依然符合；若是  $k_0=k_e$  的情况液固界面的前沿没有溶质聚集，不会出现成分过冷的现象。

影响：1、当成分过冷区较窄时，主相界面的凸起部分将伸入成分过冷区，同时还要向周围液相排出溶质原子使得沿平行于主相界面方向的长大受到限制，最后长成胞状组织，胞内含有较多的溶质原子。2、当成分过冷区过大时，相界面的凸起部分可以较多地卡入液相并生成分枝，产生枝晶，甚至二次枝晶。

## 8 共晶凝固的特点：三相平衡 $f=0$ ，在恒温条件下进行；合金系中熔点最低；合金熔炼与铸造容易；结晶温度

间隔为零、糊状区很小或无糊状区：难产生凝固偏析、难产生凝固缩孔与疏松；定向凝固可获得自生复合材料（Unidirectionally Solidified in-situ Composites）

铸造性能优异：流动性及补缩性能很好；可浇注很薄的铸件、不易产生缩孔等缺陷，铸件不易产生凝固开裂现象（热裂 Hot Tearing、冷裂 Cold Cracking）

共晶凝固过程动力学：一、协同形核：一相自液相中领先析出；界面前沿溶质富集促进另一相协同析出；通过搭桥（Bridging）、分枝等协同方式侧向扩展）；二、协同生长 相互促进

## 9、伪共晶、离异共晶、包晶转变的特点及非平衡包晶转变在材料科学与工程中的应用。

（详见上交教材 268）

1) 伪共晶：一个亚共晶或过共晶合金凝固时，要先凝固出初生相，但在共晶点附近一定的成分和过冷范围内，有可能使液相全部凝固称共晶体组织。这种由非共晶成分的合金得到的共晶组织称为伪共晶 离异共晶：当合金成分离共晶点较远时，共晶体会失去原有特征，即共晶体的一个相依附先共晶相（初生相）的枝晶长大，另一个相则分

布在枝晶轴间和晶界。这种两相分离的共晶体称为离异共晶

- 2) 包晶转变的特点: 原子固态长程扩散, 晶体结构转变转变速度慢、转变通常难以完成。β 相完全包围住 α 相后, 液相不再与 α 相接触, 而 β 相则分别与液相 α 相接触, L-β, α-β 相界面处, 两相成分保持平衡, 使 β 相中存在浓度梯度, 使溶质原子从 L-β 相界面扩散到 α-β 相界面, 而这又促使 α 相继续溶解和 β 相相进一步向液相及 α 相长大, 使 L-β 及 α-β 相界面保持平衡。

10、画出铁碳二元合金状态图。含碳量为 3% 的 Fe-C 合金按 Fe-Fe<sub>3</sub>C 亚稳系平衡凝固凝固, 分析其凝固组织形成过程并画出其冷却曲线及其凝固组织示意图, 计算共晶反应结束时出生奥氏体树枝晶与共晶组织的相对含量及室温组织中组织组成与相组成的重量百分数。

1) 图:

2) 3% Fe-C 合金

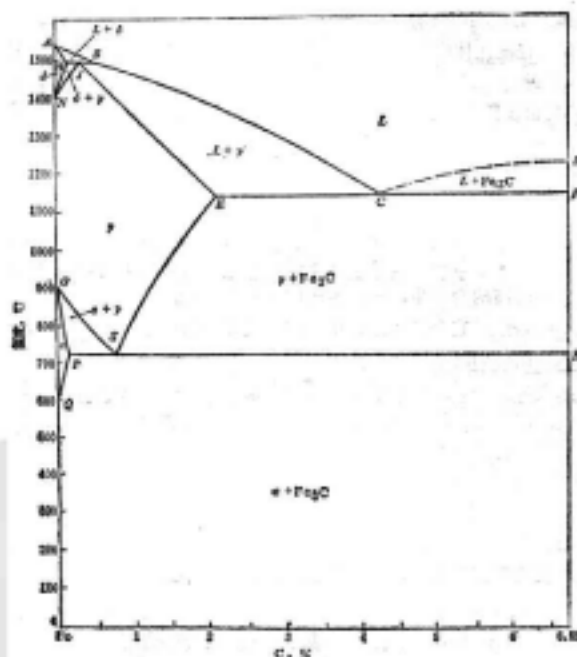
当合金冷却到与液相线相交温度时, 开始形成初生奥氏体, 随温度下降奥氏体以枝晶的形式继续生长, 它的成分沿固相线改变, 也此同时液相的成分沿液相线改变, 到 1148° C 时, 进行枝晶转变知道凝固完毕, 得到莱氏体, 合金继续冷却, 奥氏体固溶度沿 ES 线减少, 析出二次渗碳体, 到 727° C 到实体进行共析转变成珠光体。

3) 共晶反应结束后,  $w(\text{初生奥氏体}) = MC/EC \times 100\% = (4.30 - 3.000 / (4.30 - 2.11)) = 59.36\%$

$W(\text{共晶组织}) = ME/EC = (3.00 - 2.11) / (4.30 - 2.11) = 40.64\%$

故  $w(\text{初生奥氏体}) / W(\text{共晶组织}) = 1.464: 1$

(要掌握各种相图的平衡凝固分析, 会画凝固冷却曲线, 以及在各温度下的相组成和组织组成, 会用杠杆定理求各相的相对含量)



11、成分三角形、直线法则、重心法则。三元相图中水平投影图、水平截面图及垂直截面图的特点及用途。

1. 成分三角形: 用等边三角形表示合金的成分, 三角形三个顶点分别代表三个纯组元, 三条边代表二元系。三角形内任一点表示一定成分的三元合金。

直线法则: 如果合金 d 在某一温度处处于 A+B 两相平衡, 这两个相的成分点 d 分别在 e 和 f, 则 e, d, f 三点一定在一条直线上, 且 d 点位于 e、f 两点之间的联线上。

重心法则: 如果合金 n 在某一温度下处于 A+B+C 三相平衡, 这三个相的成分点分别在 x, y, z, 则 n 点一定位于三角形 xyz 内, 三个相的重量百分数分别为:

$$W1 = nx' / xx' \quad W2 = ny' / yy' \quad W3 = nz' / zz'$$

水平投影图: 三维相图中各种曲面交线在浓度三角形上的垂直投影, 从中可以得知三元系的四相平衡的类型以及与组分相关的三相平衡。常用的是液相面投影图和固相面投影图。

水平截面图: 等温截面图, 在一个等温截面上, 整个三元系都处于相同的温度, 水平截面图外形应该与浓度三角形一致, 截面图中的各条曲线是这个温度截面与空间模型中各个相界面相截而得到的相交线即相界线。由此可以得出整个三元系在该温度的相组成情况, 还可以预测合金平衡组织。水平(等温)截面图的作用: 1、存在严格相平衡关系! 2、确定平衡相成分! 3、确定平衡相的相对量(杠杆规则! 重心法则)

垂直截面图: 固定一个成分变量并保留温度变量的截面, 也称为变温截面。垂直于成分三角形, 垂直截面图的作用

用：合金状态随温

度的变化；确定合金的临界点。但是要注意在垂直截面图中：1、不存在相平衡关系！2、不能确定平衡相成分！3、不能用杠杆规则！

## 11、三元合金两相平衡、三相平衡、四相平衡的特点。

- 1) 两相平衡时的特点： $F=C-P+1=2$ ，说明在液相和固相之内，除温度能任意改变外，还可以任意改变固相或液相成分中某一组元的含量，而不使相的组成发生变化。
- 2) 三相平衡时： $F=C-P+1=1$  说明在三相平衡区内只有温度可以改变，其等温界面是连接三角形，垂直截面是曲边三角形，水平截面是直角三角形，有三相共晶平衡和三相包晶平衡两种。
- 3) 四相平衡时： $F=C-P+1=0$  故四相平衡必须在确定温度下进行，故在三维相图中为一个垂直于温度轴的水平面，其四相成分均确定，由共晶型，包共晶型，包晶型三种情况，在三维相图中，每一个四相平衡前后有四个三相平衡。

- 12、分析固态下完全不互溶三元共晶相图水平投影图中各典型成分合金的凝固过程，画出过 gh、Ab 等线的垂直截面图、标明各相区的相组成、分析各标明合金的凝固过程（画出冷却曲线及凝固组织形成过程示意图）并计算 a、b、c、d 各合金凝固组织组成及相组成的相对重量百分数。（同二元相图一样要掌握三元匀晶相图和三元共晶相图的凝固过程分析及凝固组织，尤其是要会用投影图分析凝固过程）

## 3. 位错基本理论、界面

### 1. 按照晶体缺陷的几何特征晶体缺陷可以分为三类：

点缺陷：在三维空间的各个方向上尺寸都很小，包括空位、间隙原子、杂质或者溶质置换原子

线缺陷：缺陷在一个方向上的尺寸较大，也称为位错。

面缺陷：缺陷在两个方向上的尺寸都很大。晶界，相界，孪晶界和堆垛层错都属于面缺陷

2. 获得非平衡空位的方法：高温淬火：冷冻高温下的平衡空位；固溶处理：过饱和固溶体、过饱和空位；强烈塑性变形；高能粒子辐照：中子辐照等

### 3. 根据位错的定义，简述位错的基本性质。

1. 宏观上属于线缺陷。2. 对同一根位错线引起的滑移量是一定的，即柏氏矢量是一定的。3. 在近体内部呈封闭曲线或终止于晶体表面或晶界。

### 4. 简述刃位错、螺位错的基本特征及其运动特点。

刃形位错的基本特征：刃形位错有一个额外的半原子面；刃形位错可理解为晶体中已滑移区和未滑移区的边界线；滑移面必定是同时包含有位错线和滑移矢量的平面，滑移面唯一，在其他面上不能滑移；位错周围的点阵发生弹性畸变，既有切应变又有正应变；在位错线周围的过渡区每个原子具有较大的平均能量；位错线与滑移方向垂直即柏氏矢量与位错线垂直；刃形位错的形状可以是直线或者曲线。运动特点：1. 滑移在平行于滑移面的平面上施加垂直于位错线的切应力。2. 攀移，垂直于滑移面的运动。

螺形位错的基本特征：螺形位错无额外的半原子面，原子错排呈轴对称的；螺形位错线与柏氏矢量平行因此螺形位错的形状一定是直线，而且位错线的移动方向与晶体的滑移方向垂直；纯螺形位错滑移而不是唯一的；螺形位错



周围的点阵也发生弹性畸变,但是只有平行于位错线的切应变而无正应变,因此不会引起体积膨胀或收缩;螺形位错周围的点阵畸变随离位错线距离的增加而急剧下降;位错线与滑移线方向平行即柏氏矢量与位错线平行。运动特点:

1. 在含有位错线的任何密排面上都可能进行滑移,易发生交滑移。2. 不发生攀移。

(倾斜为要点)

## 5. 基本概念:

1. 位错的应变能: 由于位错周围存在着点阵畸变和应力场。晶体中增长的额外能量。(公式)

线张力: 使位错增加单位长度时增加的能量(公式)。

2. 刃位错的应力场特点: a. 刃位错的应力场中有正应力和切应力两种分量,各种应力的大小与  $r$  不成反比,即离位错越远,应力的绝对值越小,但是当  $r$  大于  $c$  时,应力趋于无穷大,上述结果不适用于位错中心区。b. 各应力分量都不是  $z$  的函数,与  $z$  无关,所以沿  $z$  轴改变位置时应力不变。c. 应力场对称于多余半原子面。d. 应力场中任一点的( )总是大于( )。e. 滑移面上是无正应力,只有切应力,且切应力( )达到最大值,即  $y=0$  时,( )。在滑移面上即  $y>0$  时,( ),多余半原子面使  $x$  方向上产生拉应力。f. ( ),即在与  $x$  轴成  $45^\circ$  的两条之线上只有( ),( ),且( ),( )在经过这两条线时符号改变,在  $x=0$  的半原子面上,( )为零,无切应力。

3. 刃位错与溶质原子交互作用特点:

a. 当位错与溶质原子有交互作用能  $U$  为负值时。溶质原子与位错的交互作用使总应力降低。此时溶质原子应互相吸引,反之,若  $U$  为正值,则两者互相排斥。b. 尺寸较大的溶质原子和间隙原子都会被位错的膨胀区吸引从而聚集在正刃型位错的下部,较小的原子和空位都趋向于聚集在正刃型位错上部的压缩区。

4. 螺位错的应力场特点:

a. 螺性位错的应力场中没有正应力分量,只有两个切应力分量。b. 切应力的大小与( )无关,只与  $r$  有关,即在同一半径  $r$  上,无论( )角多大,切应力都是相等的,因此螺位错的应力场是轴对称的。c. 切应力的大小与  $r$  成反比, $r$  增大时,切应力减小,但位错中心区的畸变太大,已不符合连续弹性介质的假设。

5. 螺位错于溶质原子的交互作用: a. 螺位错是纯应力场,与球形对称的点缺陷无交互作用。b. 非球形对称的点缺陷可能与螺型位错发生交互作用。

6. 攀移: 刃型位错垂直于滑移面的运动,实质就是多余半原子面在垂直滑移面的方向上伸长或缩短。

7. 交滑移: 当螺型位错在水平滑移面上的运动受阻之后,就可能转移到与原滑移面相交的垂直滑移面上继续运动,这个过程称为交滑移。

8. 割阶对位错运动的影响: a. 两个刃型位错交割形成刃型位错的割阶,使原位错线变长,能量增加,也就是形成时都需要供给能量,即割阶阻碍位错运动。b. 刃位错与螺位错形成的割阶,认为磋商的割阶不具阻碍作用,螺位错上的割阶,可能( )下一空位或间隙原子,使位错的运动受到阻碍。c. 多割阶下,对若是刃型位错上的割阶,影响不大。螺性位错上的割阶在位错继续移动时起了钉扎作用,因此割阶之间的位错线只能向运动方向旁曲。

9. 单位位错: 通常把柏氏矢量等于单位点阵矢量的位错称为单位位错

扩展位错: 两个不全位错在同一滑移面上,且柏氏矢量的夹角小于  $\pi/2$ ,即具有同号的分量,因此他们必然相斥而分开,在两个分开的位错之间夹着一片堆垛层错,这种位错组成态称为扩展位错。

堆垛层错: 实际晶体结构中,密排面得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

层错能: 堆垛层错使晶体能量升高的部分称为堆垛层错能。

全位错: 柏氏矢量等于点阵矢量或其整数倍的位错。故全位错滑移后晶体原子排列不变

不全位错: 其柏氏矢量不等于点阵矢量整数倍的位错。不全位错滑移后原子排列规律发生变化。

部分位错: 柏氏矢量小于点阵矢量的位错

实际晶体中位错的柏氏矢量不能是任意的,它要符合晶体的结构条件和能量条件,晶体结构条件是指柏氏矢量必须连接一个原子平衡位置到另一个原子平衡位置,能量条件是  $b$  越小越稳定。

## 10 面心立方晶体中的位错与位错反应（比较复杂，详见教材 106-114）

位错反应的条件：

- a 几何条件：按照伯氏矢量守恒性的要求反应后诸位错的伯氏矢量之后应该等于反应前诸位错的伯氏矢量之和，

$$\Sigma \vec{b}_b = \Sigma \vec{b}_a$$

即

- b 能量条件：位错反应必须是一个能量降低的过程，反应后各位错的总能量应该小于反应前各位错的总能量，

$$\Sigma |\vec{b}_b|^2 < \Sigma |\vec{b}_a|^2$$

即

面心立方晶体中，有两种重要的不全位错：肖克利不全位错和弗兰克不全位错

扩展位错：通常把一个全位错分解为两个不全位错中间夹着一个堆垛层错的整个位错组态称为扩展位错

## 6 根据位错理论，简述细晶强化、加工硬化、固溶强化及粒子强化（绕过粒子及切割粒子两种情况）的微观机制。

细晶强化：由霍尔—佩奇公式  $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-\frac{1}{2}}$ ，晶粒细化后  $\sigma_s$  增大相当于屈服强度增大，故细化晶粒可以达到强化的目的，主要是由于晶界处的原子排列不规则，晶界处杂质原子富集形成各种气团，而且晶界两侧的晶粒取向不同，因此常温下晶界的存在会对位错的运动起阻碍作用致使塑性变形抗力提高宏观表现为晶界比晶内具有较高的强度和硬度。

加工硬化：由于位错间交互作用产生位错增殖，位错密度急剧增加，位错难于移动，位错交割形成大量割阶，钉孔位错，位错交割形成位错网，位错反应形成 Lomer 或 Lomer—Cottrell 位错锁，以上都会阻止位错的运动滑移都有利于硬化

固溶强化：由于位错与溶质原子的交互作用而产生的强化。溶质原子的存在会产生晶格畸变和弹性应变场阻碍位错的正常运动，溶质原子可能会与位错产生弹性交互作用、化学交互作用、以及静电交互作用；位错运动时会改变溶质原子的分布情况引起系统能量升高，由此也会增加滑移变形的抗力。（或者更简单的解释：溶质原子会向位错偏聚，形成溶质气团，降低位错的应变能和系统能量，位错变得稳定从而难以移动）

粒子强化：a: 绕过粒子：强化效果取决于粒子尺寸以及粒子间距，与粒子本性无关。运动中心位错在滑移面上受到第二相质点阻碍时，如质点尺寸和间距较大，则位错线将绕其弯曲，且形成包围质点的位错环，同时原位错继续前进，但位错间这种方式运动所受阻力大。b: 切割粒子：第二相强度不大时，可随基体一起变形，且第二相质点与位错间作用力不足以把位错组织在质点处时，位错会直接切过质点使质点分成两部分，除质点周围应力场阻碍位错运动外，质点本身对位错亦有阻力。强化效果取决于粒子的本性（界面共格错配度、界面能、弹性模量差、层错能差、有序度等）

## 7 简述位错的起源机制及增殖机制与观察位错的基本方法。小角度晶界、大角度晶界，

小角度晶界的位错模型，大角度晶界的 CSL 模型，晶界偏析。

- 答：位错的起源：
- 温度梯度热应力引起的塑性变形
  - 生长晶体自重引起的塑性变形
  - 籽晶粒中位错的遗传
  - 液体对流引起的晶体的塑性变形
  - 空间集团的崩溃
  - 多相材料线膨胀系数的差别



## g. 晶体表面微缺口应力集中

增殖机制: F-R 源增殖。由于钉扎作用使位错线只能弯曲运动并不断扩展, 形成了一个又一个位错环, 造成了位错的增殖。(详见教材 104)

观察位错的方法: a 间接测量晶体的物理性质变化 b 晶体生长表面形貌的观察 c 表面腐蚀(蚀抗法) d 缀饰法 e 利用电镀透射电镜观察 f 利用 STM 观察

小角度晶界: 相邻晶界的取向差小于  $10\sim 15^\circ$  时 形成小角度晶界。

大角度晶界: 晶粒之间的取向差约在  $30\sim 40^\circ$  的晶界。小角度晶界的位错模型: A 对称倾转晶界, 可以认为是由一系列平行的同号刃型位错垂直排列而成。B 非对称倾转晶界是由两组柏氏矢量(或多于半原子面)互相垂直的刃型位错构成, 两组位错间距为  $D_{\perp} = b_{\perp} / \theta \sin\phi$   $D_r = b_r / \theta \cos\phi$ 。C 扭转晶界是由两组螺旋位错交叉成网格面构成的。晶界的原子在位错中不吻合。而在网眼中中和

大角度晶界 CSL 模型: 在大角度晶界上, 既有不属于任一晶粒的原子也有同时属于两个晶粒的原子, 并由于取向不同的两个晶粒的共同作用。晶界上的原子既有受压缩的地区, 也有受拉伸的地区, 这就是大角度晶界的重合位置点阵模型。

晶界偏析: 溶质或杂原子在晶界上聚集的现象。

面缺陷: 晶界: 小角度晶界, 大角度晶界, 共格孪晶界和层错

相界: 共格界面, 半共格界面, 非共格界面

表面

晶界的基本特征: 晶界的高能量

a 位错运动的不可逾越的障碍: Hall-Petch 关系、细化晶粒同时提高金属材料常温强度、塑性与韧性的唯一方法;

b 原子扩散的快速通道;

c 固态相变形核之场所;

d 溶质原子平衡偏聚的场所: 晶界偏聚对材料物理、化学、力学性质及加工工艺性能具有重要影响。

- 降低晶界能;

- 晶界结合力提高;

- 晶界结合力降低或变脆;

e 腐蚀、氧化、熔化等自晶界开始;

f 高温变形之薄弱环节: 晶界滑动、晶界迁移

g 晶粒易长大

## 8 试述晶界对金属材料常温及高温力学性能的影响规律并分析其机理。

常温下: 晶粒细化, 晶界增多材料强度塑性提高, 因为晶界强度大于晶内强度, 晶界是位错不可逾越的障碍, 所以细化晶粒强度提高; 晶界偏聚对材料物理化学力学性质及加工工艺性能具有重要影响, 晶界是溶质原子平衡偏聚的场所; 晶界使材料的耐蚀性能下降, 腐蚀自晶界开始

高温下: 晶界处存在一定的粘滞性, 高温时晶界会先于晶粒迁移滑动而蠕变, 晶界是原子扩散的快速通道, 晶粒容易长大, 晶界是固态相变形核的场所。即晶界强度小于晶内强度, 所以晶粒细化会造成材料高温强度下降, 晶界是材料高温变形的薄弱环节; 腐蚀、氧化、熔化等自晶界开始

晶界的总体特点

a 晶界上原子扩散速率比晶体内部快。因其晶界上结构比较松散, 能量较高不稳定

b 常温晶界使得金属强度得以提高, 因为晶界能量很高, 改变它需要克服很大的能阻

c 温度较高时, 原子动能大, 就会发生界面平化和晶粒长大的过程, 因为这样可以使其晶界面能减少, 总能量降低, 从而使系统更稳定

d 当应力和腐蚀共同作用时, 晶界处往往是容易产生断裂的薄弱环节, 因为在腐蚀性介质中, 晶界上的原子不稳定,

腐蚀速率比晶粒内部快。

e 晶界偏析产生溶质或杂质原子在晶界上富集，使晶界强化，还可以使回火脆化，晶界强化由于杂质原子填充了松散的晶界。回火脆化是因为晶界上富集了有害的杂质。

## 9 晶界迁移的驱动力及影响晶界运动的主要因素。

晶界迁移的驱动力：

a 相邻晶粒内能差，包括晶界自由能差（小品粒缩小消失，大晶粒长大）和应变能差（高应变晶粒消失，低应变晶粒长大），

b 表面自由能：表面曲率引起的晶粒内部附加压力（正曲率晶粒缩小，负曲率晶粒长大；小品粒缩小大晶粒长大又称为马太效应）。

影响晶界运动的因素：①温度  $D=D_0 \exp(-Q/RT)$  ②晶界能：小角度晶界，低能晶界不易迁移 ③晶粒内晶体缺陷密度及均匀性 ④晶体元素偏析情况 ⑤晶界第二相对晶界运动有阻碍作用 ⑥晶界结构（锯齿状晶界，弯曲状晶界更不易运动） ⑦晶体性质（晶体结构，熔点，原子间结合力，层错能等）。

## 10 共格、半共格及非共格相界面结构及相界面结构对相形态的影响。

共格界面：界面能低但是应变能高，界面上的原子同时位于相邻两晶格的阵点上，为两相所共有，两相的晶格在界面上互相平行衔接，相界面成一一对应匹配关系，这种相界面称共格相界面。影响：共格界面使晶粒趋于碟状、片状、针状从而使比表面积最大应变能最低。半共格相界面：界面由共格区和非共格区相间组成的，两相的原子在界面上只是部分的相匹配，称半共格相界面。影响：界面能较共格界面升高，使晶粒趋于椭圆形。非共格相界面：界面能很高、应变能很低，完全没有共格关系的界面。影响：界面能升高，使晶粒趋于球状从而使比表面积最小表面能最低。

## 11 从原子扩散及晶界运动观点出发，试述强化高温金属结构材料可采取的主要方法。

思路如下：降低原子扩散速率；阻碍位错运动与交滑移；阻碍晶界滑移与迁移；阻碍晶粒长大

具体方法如下：

a 基体材料：高熔点金属；高原子间结合力材料（金属间化合物等）；致密的晶体结构（FCC、HCP、TCP）、低的层错能

b 合金元素：加入高熔点、难扩散合金元素固溶强化

c 低界面能共格子沉淀强化（粒子长大驱动力小），目前在先进的 Ni 基高温合金中常用

d 高稳定性粒子弥散强化：ODS

e 晶界强化：阻止晶界滑动：晶界上析出第二相粒子钉扎晶界、锯齿状晶界、弯曲晶界等；

微合金化降低晶界能（填充晶界空位）；降低晶界移动性、阻止晶界迁移；

减少晶界（粗晶粒）；

消除横向晶界：定向凝固柱状晶合金；

消除全部晶界：单晶合金；

# 4. 金属的塑性变形

1、金属的塑性，金属在外加应力作用下发生永久变形而不破坏的现象称为金属的塑性，其大小通过断裂延伸率或者断面收缩率表征

塑性变形：在外加应力超过弹性极限后材料发生的不可恢复的永久变形称为塑性变形

塑性变形的意义：塑性变形使材料具有优良的冷热加工成形能力，材料能够发生塑性变形是各种机械加工的基础；塑性变形可以使材料产生加工硬化而提高材料的强度，同时加工硬化使材料具有优良的抗过载能力和使用安全性（加工硬化 → 避免变形集中、材料均匀变形 → 冷加工热加工成型成为可能；零件局部过载 → 塑性变形 → 加工硬化 → 材料强度提高 → 不但不会失效、承载能力反而提高、使用安全；加工硬化 → 避免变形集中、均匀变形、均匀承载、零件材料潜力得以充分利用）

## 2、 滑移、滑移系、滑移线、滑移带、交滑移、多滑移

滑移：在外力作用下晶体的一部分相对于另一部分沿一定晶向和晶面相对滑动的过程。

滑移系：一个特定的滑移面和该面上的一个滑移方向组成一个滑移系。

滑移线、滑移带：把在电镜下看到的细线称为滑移线，光学显微镜下看到的线称为滑移带。

交滑移：两个或多个滑移面沿共同滑移方向同时或交替滑移，称为交滑移。

多滑移：若有几组滑移系相对于外力轴的取向相同，分切应力同时达到临界值，或由于滑移时的转动使另一组滑移系的分切应力也达到临界值，则滑移就在两组或多组滑移系上同时或交替地进行，这种过程叫“双滑移”或“多滑移”。

## 3、 分切应力与临界分切应力、影响临界分切应力的主要因素

分切应力：切应力在滑移方向上单位滑移面积上的分量。

临界分切应力：开动滑移系所需的最小切应力。

影响临界分切应力的主要因素：

a 晶体结构：BCC 较 FCC 高得多

b 杂质含量：溶质原子偏聚于位错线形成各种气团，位错被溶质原子定扎而难以开动， $\tau_c$  很高

c 温度：温度越低，溶质定扎越强，扩展位错越难束集，位错越难运动， $\tau_c$  越高

d 晶体取向

## 4、 单晶体塑性变形的的基本方式是滑移和孪晶。

滑移：在切应力作用下晶体沿特定晶面上特定晶向产生相对平移滑动的现象。滑移的结果：在晶体表面留下永久变形（塑性变形）台阶（滑移线或滑移带）

滑移的特点：a 滑移只在晶体表面留下滑移变形痕迹（滑移台阶：滑移线、滑移带），不改变晶体位向，在晶体内部没有变形之痕迹（但位错、空位等晶体缺陷密度增加）

b 变形极不均匀（变形局部化）：滑移集中于滑移带中，滑移带之间晶体不发生任何变形

c 变形量几乎不受限制，可以很大（无穷大、超塑性）。

滑移的机理（本质）：晶体内部位错的运动，而不是晶体的整体刚性滑动。单晶体的塑性变形：晶体内部位错不断运动、晶体内部位错不断增殖、位错不断逸出晶体表面并在晶体表面产生永久变形台阶的过程！

滑移面及其上的一个滑移方向组成一个滑移系，晶体中滑移系的多寡（尤其是滑移方向）代表着晶体的塑性变形能力的高低。

孪晶变形的条件：在滑移系很少的晶体中；低温滑移系难开动时；高速冲击载荷下

孪晶变形的特点：a 晶体整体的均匀切变，相邻晶面间位移小于一个原子间距，原子间位邻关系不变

b 本身变形量很小，对变形的贡献在于改变晶体之取向，使原来处于硬取向方向的晶体转向可滑移的软取向方向

c 变形后在晶体表面形成表面浮凸（Surface Relief）或表面倾斜（Surface Tilting）



d 变形后在晶体内部晶体取向改变，在晶体内部留下变形痕迹

## 5、 比较滑移与孪晶塑性变形的特点

①孪晶变形是晶体整体的均匀切变，相邻晶面间位移小于一个原子间距，原子间位邻关系不变；滑移，滑移量为原子间距整数倍，位邻关系不变②孪晶变形本身变形量很小，对变形的贡献在于改变晶体取向，使原来处于硬取向方向的晶体转向可滑移的软取向方向；滑移变形量几乎不受限制，可以很大③孪晶变形后在晶体表面形成表面浮凸或表面倾侧；滑移只在晶体表面留下滑移变形痕迹④孪晶变形后在晶体内部晶体取向改变，在内部留下变形痕迹；滑移不改变晶体取向，在晶体内部没有变形痕迹，但位错、空位等晶体缺陷密度增加。

## 6、 多晶体的塑性变形

多晶体塑性变形的特点：a 必须有至少五个以上的滑移系同时开动，才能保证变形过程中晶界处的连续性及相邻晶粒变形的协调性 → 多晶材料已开始变形就处于多滑移阶段，加工硬化指数高！

b 位错受晶界的强烈阻碍，屈服应力高！

c 不同晶粒位向不同，变形不同步性与不均匀性

多晶体的屈服强度：多晶体的屈服强度符合 Hall-Petch 关系： $\tau_s = \tau_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$   $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$  (其中： $\sigma_s$  多晶材料的屈服强度， $\sigma_0$  反应晶内对变形的阻力，相当于极大单晶的屈服强度，K 反应晶界对变形的影响系数，与晶体结构有关，d 晶粒平均直径)，在常温下细化晶粒可以提高强度。晶体结构对强化的影响作用不同：体心立方晶体细化晶粒对强度的提高更明显，而面心立方晶体通过细化晶粒提高强度没有体心立方晶体效果明显。

## 7、 比较单晶与多晶金属塑性变形的特点

①单晶只需一个滑移系开动，滑移容易，加工硬化指数低，晶体表面出现细长均匀的滑移系；多晶至少 5 个以上滑移系同时开动，才能保证变形过程中晶界处的连续性及相邻晶粒变形的协调性，加工硬化指数高②多晶材料开始变形就处于多滑移阶段，单晶经一段过程后发生交滑移③多晶位错受晶界阻碍强，屈服应力高④多晶不同晶粒取向不同，变形不同步且不均匀。

## 8、 塑性变形后金属和合金显微组织及性能变化

组织结构变化：a 晶粒拉长 (Elongated Grains)：形成显微组织、带状组织 (banded structure)

b 晶体转动与拉长：产生变形织构 (Deformation Textures)、性能各向异性 (Anisotropy)

c 晶体内部位错密度、孪晶密度、空位浓度急剧提高，形成各种位错亚结构 (Dislocation Substructures)

d 晶格常数增加

e 某些金属可能产生应变诱发相变

力学、物理及化学性能

a 力学性能 加工硬化—强度显著提高、塑性显著降低；晶格严重畸变—产生较高的残余应力 (Residual Stresses)

b 物理性能 密度降低、电阻增加、导热性降低 Density, Electric Resistance, Heat Conductivity, ………

c 化学性能 耐蚀性降低 Corrosion resistance

## 9、 何谓加工硬化、固溶强化、细晶强化与粒子强化 (弥散强化、沉淀强化)？从位

错理论出发简述其强化的微观机制。

加工硬化：塑性变形时，随变形量增加，金属的抗变形能力不断提高，其强度硬度上升，塑性、韧性下降，这种现象称为加工硬化。（机制：大量位错的运动，增殖和交互作用。由于滑移系取向最有利方向，钉扎塞积等因素，所受阻碍大，得到强化）

固溶强化：往金属中添加定量的溶质原子使此金属得到强化。（机制：钉扎机制）

细晶强化：减小晶粒尺寸或增加晶界使之强化。（机制：晶界增多导致塞积增加或加剧，位错受阻增大，流应力提高）

粒子强化：①弥散强化：通过位错线绕过产生很多位错环，使合金得到强化（机制：产生大量位错环，使后续位错前进受阻增大，流应力提高）②沉淀强化：位错切过第二相质点。

10、 画出 FCC 金属单晶体的典型加工硬化曲线，简述该

曲线三个阶段的基本特征及其位错机制，分析晶体位相、

晶体结构等因素对单晶体加工硬化曲线的影响。

（1）FCC 金属单晶体的典型加工硬化曲线如下图：

（1） 三个阶段及位错机制

I: Single-Slip Stage 加工硬化指数很低 只有一个滑移系开动，滑移容易，加工硬化指数很低，晶体表面出现细长均匀的滑移线

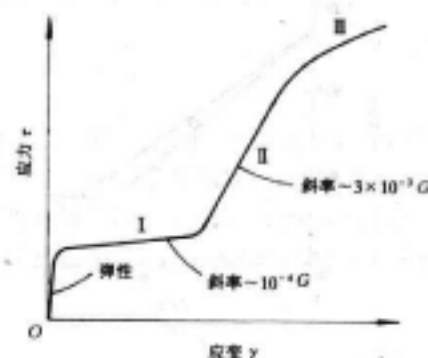
II: Multi-Slip Stage 加工硬化指数很高 由于晶体转动，两个以上滑移系同时开动，多个滑移系之间发生位错交割（形成割阶、网络、缠结）、位错反应（形成 L-C 位错锁等）：加工硬化强烈、加工硬化指数高，由于层错能低，难交滑移，线性硬化阶段很长

III: Cross-Slip Stage (Dynamic Recovery Stage) 加工硬化指数随变形增加而降低 在外力作用下，扩展位错束集，位错发生交滑移，异号位错抵消，加工硬化指数随应变增加而降低

（2） FCC 晶体：屈服应力低，但难交滑移，加工硬化指数高，线性硬化阶段很长

BCC 晶体：屈服应力高，极易交滑移，加工硬化指数低，第二阶段很短

HCP 晶体：屈服应力低，滑移系很少，第一阶段很长



面心立方单晶典型的应力-应变( $\sigma$ - $\epsilon$ )曲线示意图

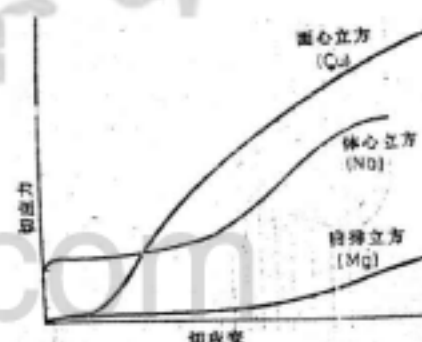


图 7.22 三种典型晶体结构单晶体的应力-应变曲线

11、 写出 Hall-Petch 关系式。简述金属材料的细晶强韧化机理。

屈服强度  $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-\frac{1}{2}}$ ， $d$  为多晶体中各晶粒平均直径。机理：由于晶界上点阵畸变严重切晶界两侧的晶粒取向不同，因而在晶粒中的滑移的位错不能直接进入第二晶粒，要使第二晶粒产生滑移，就必须增大外加应力，以启动第二晶粒中的位错源动作。因此对于多晶体而言，外加应力必须大至足以激发大量晶粒中的位错源动作，产生滑移，才能引起宏观的塑性变形。而且晶粒细化使晶界出应力集中，从而使开始滑动的应力增大，即屈服强度增高。



## 5. 变形金属的回复与再结晶

### 1、 再结晶、二次再结晶、动态回复与动态再结晶、形变组织与再结晶组织、冷加工与热加工

再结晶：在变形和回复的基体上，通过形核和长大形成基本无应变的新晶粒的过程。再结晶的驱动力是变形金属经回复后未被释放的存储能

二次再结晶：当基体警惕的长大受阻或加热温度足够高时，少数晶粒能克服障碍不成比例长大，从而发生反常晶粒长大的过程。

动态回复与动态再结晶：是在高温塑性变形过程中进行的软化过程。

形变组织与再结晶组织：存在某种特定的取向关系，这些取向关系可以认为是长大速率或晶界迁移速率与取向有关的结果

冷加工：冷轧，冷冲压，冷旋压，冷拔，冷挤压。

热加工：锻造，热轧，热挤压，在金属再结晶温度以上对金属进行塑性变形。

### 2、 试述冷变形金属加热过程中（回复、再结晶过程中）组织结构及性能变化情况。

（详见教材 193 页）

冷变形金属经重新加热退火之后其组织和性能会发生变化观察不同温度下变化的特点可将退火过程分为回复、再结晶、和晶粒长大三个阶段。回复是指新的无畸变晶粒出现之前所产生的亚结构和性能变化的阶段；再结晶是指出现无畸变的等轴新晶粒取代变形晶粒的过程；晶粒长大是指再结晶之后晶粒的继续长大。

组织结构：回复—①点缺陷及晶格弹性畸变消除②位错密度显著降低③形成亚晶及亚晶合并

回复阶段由于不发生大角度晶界的迁移，所以晶粒的形状和大小与变形态相同，仍保持纤维状或者扁平状，从光学显微镜下几乎看不出来变化

再结晶—完全无应变的等轴晶组织。再结晶阶段首先在畸变度大的区域产生新的无畸变晶粒的核心，然后逐渐消耗周围的变形机体而长大直至形变组织完全变为新的无畸变细等轴晶粒为止。

性能变化：回复—①内应力急剧降低②电阻显著降低③密度增加，强度提高，耐腐蚀性提高

再结晶—①内应力完全消除②强度硬度降低③塑性大幅提高④密度急剧增加

### 3、 试述影响再结晶过程及再结晶晶粒度的主要因素；简述回复过程及再结晶形核的微观机制

(1) 影响再结晶温度的因素（冷变形金属开始进行再结晶的最低温度称为再结晶温度）：

a 变形程度的影响：变形程度越大储能越多，再结晶的驱动力越大，再结晶温度越低

b 原始晶粒尺寸：金属的原始晶粒越细，则变形抗力越大，冷变形后储存的能量越高，再结晶温度越低

c 微量溶质原子：微量溶质原子的存在能显著提高再结晶温度。可能是由于溶质原子与位错及晶界间交互作用，使溶质原子在位错和晶界处偏聚阻碍位错滑移和晶界迁移，不利于再结晶形核和核长大，阻碍再结晶过程

d 第二相粒子：比较复杂

e 再结晶退火工艺参数：加热速度、加热温度与保温时间等退火工艺参数对变形金属的再结晶有着不同程度的影响

(2) 再结晶晶粒大小的影响因素

a 变形度的影响：当变形度很小时晶粒尺寸即为原始晶粒尺寸，当变形程度增大到一定数值后（临界变形度），得到特别粗大的晶粒（在临界变形度时再结晶晶粒尺寸最大），在超过临界变形度后，变形度越大，晶粒越细化

b 退火温度的影响：退火温度对刚完成再结晶时晶粒尺寸的影响比较弱，但是提高再结晶温度可使再结晶的速度显著加快，临界变形度数值变小。在再结晶完成后的晶粒长大阶段，温度越高，晶粒越粗

(注意：PPT 上为影响再结晶的因素，不知道是影响再结晶晶粒度的因素还是影响再结晶温度的因素 a 变形量：存在最小临界变形量；过大变形引起织构 b 再结晶加热温度 c 塑性变形温度 d 合金纯度 e 原始合金晶粒度)

(3) 回复过程：冷变形金属退火时发生了点缺陷及点缺陷群的消除，位错相消和新排列，多边化或亚晶的形成和长大，再结晶晶粒形成等组织变化的阶段。

(4) 再结晶形核：由小角度晶面和与之相连接的具有较大取向差的界面间交互作用能作为驱动力，亚晶间的聚合导致再结晶形核。

(5) 再结晶结束后晶粒长大过程，晶界移动的驱动力通常来自总的界面能的降低。晶粒长大按其特点可以分为两类：

a 正常晶粒长大，表现为大多数晶粒几乎同时逐渐均匀长大

b 异常晶粒长大：少数晶粒突发性的不均匀长大

正常晶粒长大的驱动力是降低其总的界面能，通过大角度晶界的迁移来进行。

影响晶粒长大速度的因素有：a 温度：温度越高晶粒长大速度越快

b 分散相粒子，分散相粒子对晶界有阻碍作用从而使晶粒长大速度降低

c 晶粒间的位相差，晶粒间的位相差越大，则晶界能和扩散系数越大，晶界迁移速度越快

d 杂质与微量合金元素：一般会显著降低晶界迁移速度

异常晶粒长大，又称为不连续晶粒长大或者二次再结晶，它发生的基本条件是正常晶粒长大过程被分散相微粒，织构或表面的热蚀沟等所强烈阻碍，当晶粒细小的一次再结晶组织被继续加热时，上述阻碍晶粒长大的因素一旦被消除，少数特殊晶界将迅速迁移，这些晶粒一旦长大到超过他周围的晶粒时就会越长越大直至相互接触形成二次再结晶，二次再结晶的驱动力来自界面能的降低。

(6) 回复的位错机制：异号位错互相抵消，位错重新排列，形成位错墙（小角度晶界），

再结晶形核的位错机制：亚晶的合并（在晶界位错的攀移或者滑移），亚晶的长大，大角度晶界的引出

4、 A、B 三种金属在室温下塑性变形，变形后发现 A 具有纤维状晶粒且其亚结构为位错胞，B 具有细小的等轴晶组织，试分析其原因。

A 经过了动态回复，通过位错重组形成了位错密度较低的胞状组织，回复得越多胞壁组织越明显。当温度大约高于熔点一半时，胞壁成为位错的三维网络，故 A 变形后具纤维状晶粒且其亚结构为位错胞。B 是在应变速率较小，温度较高时，经动态再结晶，随着应变的增加周期地进行。每一次再结晶循环的结果，都使新的等轴晶粒取代变形晶粒，故 B 形成细小等轴晶组织。

5、 简述固态相变的分类方法。

(1) 根据相变时热力学函数的变化。一级相变：相变时有体积变化及相变潜热释放的固态相变；二级相变：相变时无体积变化及相变潜热释放，只有比热膨胀系数、压缩系数等变化。

(2) 根据相变时有无原子扩散：扩散型相变、非扩散型相变。

6、 与凝固过程相比，试述金属固态相变的主要特点

①由于相变阻力大，相变的过冷度一般很大②固态相变都非自发形核③晶体缺陷对固态相变形核、生长及固态相变组织和性能具有决定性影响④新相与母相间往往存在严格的晶体学取向过程⑤相变历程复杂，往往晶粒溶质偏析—过渡相析出—稳定相析出等一系列历程。

## 7、 简述扩散性相变的动力学特点：

- a 存在形核的孕育期
- b 转变量服从 Avrami 方程  $f = 1 - \exp(-k t^n)$
- c 转变温度时间关系符合 C-曲线

## 8、 简述马氏体相变的基本特征

- ① 格切变②无扩散性③惯析面与取向关系④界面移动速度快且长大进程不需热激活作用⑤转变的可逆性⑥转变的不完全性。

## 10、 综合运用物理冶金原理，试述细化金属材料晶粒的基本方法及机理。

答：一：控制凝固过程：

- 1 加快冷却速度，获得较大过冷度（降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、内外“冷铁”，等等），使液态金属同时大量形成晶核。形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快
- 2 提纯熔体以扩大过冷度（深过冷）
- 3 加强液态金属的流动（浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等），使形成的枝晶打断和型壁晶体游离，这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶粒
- 4 孕育处理，加入晶粒细化剂促进形核，即加入形核剂促进非均匀形核
- 5 微合金化处理

二：变形热处理，即通过塑性变形后再结晶形成大量新的无畸变晶核细化晶粒

三：固态相变，即通过固态相变新相大量非均匀形核来细化晶粒

## 11、 金属材料的强化方法

一、获得无位错的理想晶体（晶体的理论强度）：

→ 除尺寸很小的晶须外，迄今无法制备：→ 一旦屈服，几乎没有强度！

二、获得无位错的非晶态合金（晶体的理论强度）：

→ 没有塑性、没有加工硬化！

→ 一旦屈服，几乎没有强度！

→ 变形集中（绝热剪切）

三、通过各种方法在晶体中引入尽可能高的各种晶体缺陷，尽最大可能增加位错移动的阻力：

→ 固溶强化！

→ 加工硬化！

→ 晶界强化！

→ 粒子强化（第二相强化）！



## 6. 2008 年物理冶金原理期末考试试题

### 一 (15 分) 简答题

#### 1 液态金属的特点

答: 1 液体中原子间具有较强的结合力, 具有与固态相近似的结构, 原子的排列比较紧密。但是不象固体那样规则。但在相邻原子中心距不能小于原子直径。任何空隙不能大到可以在插入一个原子的约束下。系统能量起伏, 液态金属中存在一定数目大小不等随机取向的短程有序原子

#### 2 简述固态相变的特点

答: ①由于相变阻力大, 相变的过冷度一般很大②固态相变都非自发形核③晶体缺陷对固态相变形核、生长及固态相变组织和性能具有决定性影响④新相与母相间往往存在严格的晶体学取向过程⑤相变历程复杂, 往往晶粒溶质偏析—过渡相析出—稳定相析出等一系列历程。

#### 3 简述刃形位错、螺形位错的特点

答: 位错的基本特征: 刃形位错有一个额外的半原子面; 刃形位错可理解为晶体中已滑移区和未滑移区的边界线; 滑移面必定是同时包含有位错线和滑移矢量的平面, 滑移面唯一, 在其他面上不能滑移; 位错周围的点阵发生弹性畸变, 既有切应变又有正应变; 在位错线周围的过渡区每个原子具有较大的平均能量; 位错线与滑移方向垂直即柏氏矢量与位错线垂直; 刃形位错的形状可以是直线或者曲线。运动特点: 1. 滑移在平行于滑移面的平面上施加垂直于位错线的切应力。2. 攀移, 垂直于滑移面的运动。

螺位错的基本特征: 螺形位错无额外的半原子面, 原子错排呈轴对称的; 螺形位错线与柏氏矢量平行因此螺形位错的形状一定是直线, 而且位错线的移动方向与晶体的滑移方向垂直; 纯螺形位错滑移面不是唯一的; 螺形位错周围的点阵也发生弹性畸变, 但是只有平行于位错线的切应变而无正应变, 因此不会引起体积膨胀或收缩; 螺形位错周围的点阵畸变随离位错线距离的增加而急剧下降; 位错线与滑移线方向平行即柏氏矢量与位错线平行。运动特点: 1. 在含有位错线的任何密排面上都可能进行滑移, 易发生交滑移。2. 不发生攀移。

(倾斜为要点)

#### 4 加工硬化及其产生机理

答: 加工硬化: 塑性变形时, 随变形量增加, 金属的抗变形能力不断提高, 其强度硬度上升, 塑性、韧性下降, 这种现象称为加工硬化。(机制: 大量位错的运动, 增殖和交互作用。由于滑移系取向最有利方向, 钉扎塞积等因素, 所受阻碍大, 得到强化)

#### 5 同素异构转变

答: 固态物质在温度和压力变化时晶体结构发生变化的现象称为同素异构转变同素异构转变。同素异构转变在固态相变中以及金属能否通过热处理操作来改变它的性能具有重要意义。

### 二 (10 分) 何谓固溶强化? 间隙和置换固溶体哪个效果好? 简述影响固溶强化的因素。

答: (1) 固溶强化: 固溶体的硬度、强度往往高于各组元, 而塑性较低的现象

(2) 由于间隙固溶体中所引起的晶格畸变更为严重, 因此固溶强化效果更好。但是间隙原子的固溶度很有限, 因此实际的强化效果也有限

(3) 影响固溶强化的因素:

a. 溶质原子的浓度越高, 固溶强化的作用越大。

- b. 溶质与基体金属的原子尺寸相差越大, 单位浓度溶质原子所引起的点阵畸变越严重, 固溶强化效果也就越显著。
- c. 间隙型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果, 且由于间隙原子在体心立方中的点阵畸变属于非对称性的, 故其强化作用大于面心立方晶体的; 但是间隙原子的固溶度很有限, 因此实际的强化效果也有限
- d. 溶质与基体金属的价电子数相差越大固溶强化作用越强。
- e. 固溶体的有序化是使原子处于低能量的配置状态, 但有序固溶体滑移时原子排列受到扰动, 系统的能量将要升高, 因此变形抗力必然增加。

### 三 (15 分) 从扩散和晶界运动观点出发, 简述强化高温金属结构材料的基本方法

- 答: a 基体材料: 高熔点金属; 高原子间结合力材料 (金属间化合物等); 致密的晶体结构 (FCC、HCP、TCP)、低的层错能
- b 合金元素: 加入高熔点、难扩散合金元素固溶强化
- c 低界面能共格粒子沉淀强化 (粒子长大驱动力小), 目前在先进的 Ni 基高温合金中常用
- d 高稳定性粒子弥散强化: ODS
- e 晶界强化: 阻止晶界滑动: 晶界上析出第二相粒子钉扎晶界、锯齿状晶界、弯曲晶界等;  
微合金化降低晶界能 (填充晶界空位); 降低晶界移动性、阻止晶界迁移;  
减少晶界 (粗晶粒);  
消除横向晶界: 定向凝固柱状晶合金;  
消除全部晶界: 单晶合金;

### 四 (10 分) 如何建立相图? 垂直截面图和等温截面图的特点及作用

- 答: (1) 建立相图的基本方法: 1 实验方法: 临界点的测定, 做出冷却曲线  
2 热力学计算方法: 理想情况, 合金临界点的测定
- (2) 等温截面图 (又称水平截面图): 在一个等温截面上, 整个三元系都处于相同的温度, 水平截面图外形应该与浓度三角形一致, 截面图中的各条曲线是这个温度截面与空间模型中各个相界面相截而得到的相交线即相界线。等温截面图的作用: 1、存在严格相平衡关系! 2、确定平衡相成分! 3、确定平衡相的相对量 (杠杆规则! 重心法则)
- (3) 垂直截面图: 固定一个成分变量并保留温度变量的截面, 也称为变温截面。垂直于成分三角形。要注意在垂直截面图中: 1、不存在相平衡关系! 2、不能确定平衡相成分! 3、不能用杠杆规则!
- 垂直截面图的作用: 1 确定合金状态随温度的变化; 2 确定合金的临界点。

### 五 (25 分) 写出 hall—patch 公式, 用物理冶金原理的知识分析细化晶粒的方法

- 答: (1) Hall-Petch 关系  $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$  其中:  $\sigma_s$  多晶材料的屈服强度,  $\sigma_0$  反应晶内对变形的阻力, 相当于极大单晶的屈服强度,  $K$  反应晶界对变形的影响系数, 与晶体结构有关,  $d$  晶粒平均直径
- (2) 一: 控制凝固过程:
- 1 加快冷却速度, 获得较大过冷度 (降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、内外“冷铁”, 等等), 使液态金属同时大量形成晶核。形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快
  - 2 提纯熔体以扩大过冷度 (深过冷)
  - 3 加强液态金属的流动 (浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等), 使形成的枝晶打断和型壁晶体游离, 这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶粒
  - 4 孕育处理, 加入晶粒细化剂促进形核, 即加入形核剂促进非均匀形核
  - 5 微合金化处理



二：变形热处理，即通过再结晶形成大量新的无畸变晶核细化晶粒

## 六（10 分）何谓凝固偏析？分析其产生的原理及消除方法

答：（1）凝固偏析是指在合金凝固过程中所产生的固态化学成分分布不均匀的现象

（2）凝固偏析包括宏观偏析和微观偏析两种

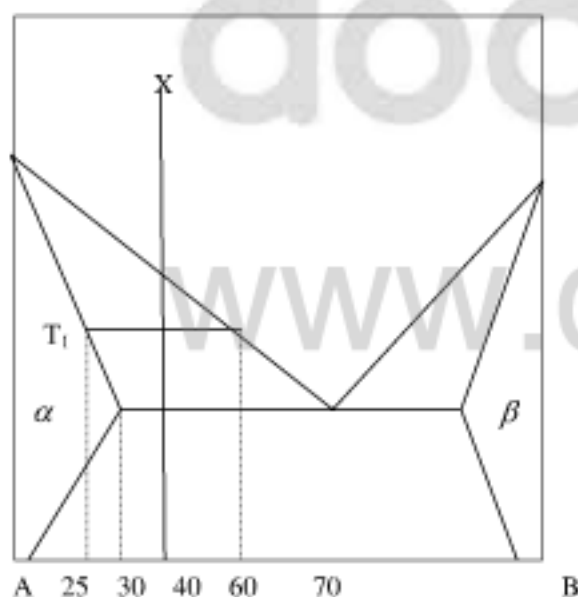
偏析产生的原理：合金铸件在不同程度上均存在着偏析，这是由合金结晶过程的特点决定的。一个合金试棒从一端以平直界面进行定向凝固时，沿着试棒的长度方向会产生显著的偏析，当合金的平衡分配系数  $k_0 < 1$  时，先结晶部分含溶质少后结晶部分含溶质多。但是，合金铸件的凝固界面前沿的液体中通常存在着成分过冷，界面大多数为树枝状，这会改变偏析的形式。当树枝状的界面向液相延伸时，溶质将沿着纵向和侧向析出，纵向的溶质输送会引起平行枝晶轴方向的宏观偏析，而横向的溶质输送会引起垂直于枝晶方向的显微偏析。

凝固偏析的消除：平衡凝固：无偏析；细化晶粒，使晶粒细小偏析不明显；快速凝固，使溶质来不及分配；均匀化退火消除

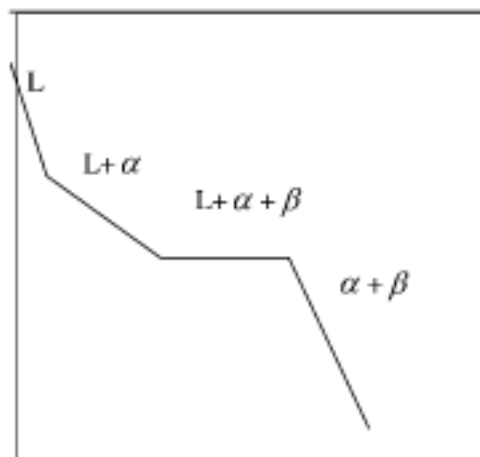
## 七（15 分）（1）画出 X 成分冷却曲线及成分凝固情况

（2）求出  $T_1$  温度时液相 L 和固相  $\alpha$  的重量百分数，求出共晶转变完成时  $\alpha$  相与  $(\alpha + \beta)$

共晶相的重量百分数，冷却全部完成时  $\alpha$  相与  $\beta$  相重量百分数



答：（1）冷却曲线如下：



成分凝固情况:  $L \longrightarrow L+\alpha \longrightarrow L+\alpha+\beta \longrightarrow \alpha+\beta$

(2)  $T_1$  温度时液相  $L$  和固相  $\alpha$  的重量百分数

$$\frac{L}{L+\alpha} = \frac{40\% - 25\%}{60\% - 25\%} = \frac{15\%}{35\%} = \frac{3}{7} = 42.86\%$$

$$\frac{\alpha}{L+\alpha} = \frac{60\% - 40\%}{60\% - 25\%} = \frac{20\%}{35\%} = \frac{4}{7} = 57.14\%$$

共晶转变完成时  $\alpha$  相与  $(\alpha+\beta)$  共晶相的重量百分数

$$\frac{\alpha+\beta}{\alpha+(\alpha+\beta)} = \frac{40\% - 30\%}{70\% - 30\%} = \frac{10\%}{40\%} = \frac{1}{4} = 25\% \quad \frac{\alpha}{\alpha+(\alpha+\beta)} = \frac{70\% - 40\%}{70\% - 30\%} = \frac{30\%}{40\%} = \frac{3}{4} = 75\%$$

(本试题由魏然提供, 答案仅供参考)

www.docin.com

## 7. 2001 年物理冶金原理期末考试试题

一 (5 分) 简述影响置换式固溶体溶质原子固溶度的主要因素 (见复习要点)

二 (10) 简述金属固溶体中原子扩散的微观机制及影响原子扩散的主要因素 (见复习要点)

三 (5 分) 根据位错的定义, 简述位错的三点基本性质 (见复习要点)

四 (15 分) 为何细化晶粒可以同时提高金属材料的强度和塑性, 通过哪些材料加工方法可以细化金属材料的晶粒? 分别简述其细化晶粒的机理。

答: ?

五 (15 分) 从原子扩散及晶界运动观点出发, 试述强化高温金属结构材料的基本方法。  
(见复习要点)

六 (15 分) 试述冷加工塑性变形金属再结晶过程中发生的组织结构和性能变化 (见复习要点)

七 (15 分) 与凝固过程相比, 试述金属固态相变过程的主要特点 (见复习要点)

八 (10 分) 含碳量 3.2% 的 Fe-C 合金按照 Fe-Fe<sub>3</sub>C 亚稳系平衡凝固

(1) 计算共晶反应结束时初生奥氏体及莱氏体的重量百分数

(2) 分别计算共晶反应完成时及共析反应完成时组织中各相的重量百分数

答: 含碳量 3.2% 的 Fe-C 合金是亚共晶白口铸铁

(1) A 为奥氏体, L 为莱氏体

$$\frac{A}{A+L} = \frac{4.3\% - 3.2\%}{4.3\% - 2.11\%} = \frac{1.1\%}{2.19\%} = 50.23\%, \quad \frac{L}{A+L} = \frac{3.2\% - 2.11\%}{4.3\% - 2.11\%} = \frac{1.09\%}{2.19\%} = 49.77\%$$

(2) 共晶反应完成时, 组织组成为初生奥氏体 A+莱氏体 L, 相组成为 A+渗碳体 C

$$\frac{C}{A+C} = \frac{3.2\% - 2.11\%}{6.69\% - 2.11\%} = \frac{1.09\%}{4.58\%} = 23.80\%, \quad \frac{A}{A+C} = \frac{6.69\% - 3.2\%}{6.69\% - 2.11\%} = \frac{3.49\%}{4.58\%} = 76.20\%$$

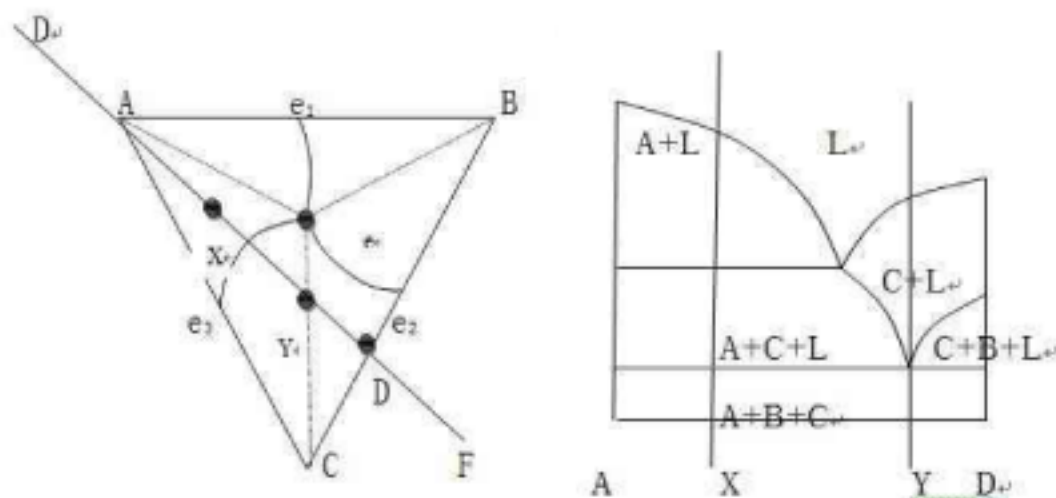
共析反应完成时组织组成为珠光体和变态莱氏体, 相组成为铁素体 F 和渗碳体 C, (当然渗碳体中包含几种渗碳体)



$$\frac{F}{F+C} = \frac{6.69\% - 3.2\%}{6.69\% - 0.0218\%} = \frac{3.49\%}{6.6682\%} = 52.34\%, \quad \frac{C}{F+C} = \frac{3.2\% - 0.0218\%}{6.69\% - 0.0218\%} = \frac{3.1782\%}{6.6682\%} = 47.66\%$$

九 (10) 根据三元共晶相图的水平投影图

- (1) 画出过直线 DF 的垂直截面图并标明各相区的相组成
- (2) 分析合金 X 的凝固过程并画出其凝固组织示意图
- (3) 画出合金 Y 凝固组织示意图并计算其组织组成的重量百分数



答: (1) 垂直截面图如上图所示

(2) X 凝固过程为  $L \xrightarrow{\text{析出A}} A+L \xrightarrow{\text{共析A+C}} A+C+L \xrightarrow{\text{共析A+B+C}} A+B+C$

(3) Y 的凝固过程为  $L \xrightarrow{\text{析出C}} C+L \xrightarrow{\text{共析A+B+C}} A+B+C$

## 8. 2003 年物理冶金原理期末考试试题

### 一 解释下列概念

空间点阵: 一系列在三维空间按周期性排列的几何点称为空间点阵

扩散: 物质中的原子或分子由于能量升高而迁移到邻近位置, 这种微观过程及由此引起的现象称为扩散

相律: 定量地表示出系统自由度与相数的关系  $F=C-P+2$

攀移: 刃形位错在垂直于滑移面方向上的运动称为攀移

晶界: 属于同一固相但位向不同的晶粒之间的界面称为晶界, 它是一种内界面

二 举例说明点阵和晶体结构之间的关系，指出下列物质属于何种空间点阵 a-Fe Ni

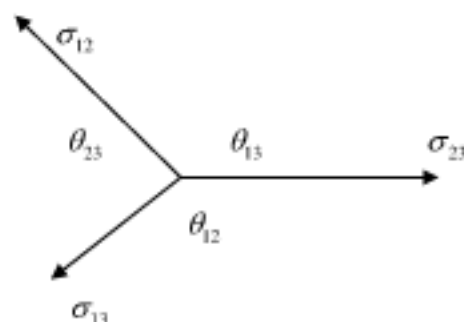
Cr Al Mg NaCl 金刚石 CaF<sub>2</sub> CsCl TiC

答：（1）晶体结构和空间是有区别的，空间点阵是晶体中质点排列的几何学抽象，用于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，故他只能有 14 种类型。而晶体结构是指晶体中实际质点的具体排列情况，他们能组成各种类型的排列，因此实际存在的晶体结构是无限的。例如 Cr：体心立方晶体结构，体心立方点阵；CsCl：体心立方晶体结构，简单立方空间点阵；Cu：面心立方晶体结构，面心立方空间点阵。

（2）a-Fe 体心立方 Ni 面心立方 Cr 体心立方 Al 面心立方 Mg 简单六方 NaCl 面心立方 金刚石 面心立方 CaF<sub>2</sub> ? CsCl 简单立方 TiC ?

三 三个晶粒之间的界面张力及界面间的夹角如图所示，若忽略转矩，证明

$$\frac{\sigma_{12}}{\sin \theta_{12}} = \frac{\sigma_{13}}{\sin \theta_{13}} = \frac{\sigma_{23}}{\sin \theta_{23}}$$



答：

由力的平衡方程得  $\sigma_{13} \sin(\pi - \theta_{12}) = \sigma_{12} \sin(\pi - \theta_{13})$ ，即  $\frac{\sigma_{13}}{\sin \theta_{13}} = \frac{\sigma_{12}}{\sin \theta_{12}}$ ，同理可证  $\frac{\sigma_{23}}{\sin \theta_{23}} = \frac{\sigma_{12}}{\sin \theta_{12}}$

因此  $\frac{\sigma_{13}}{\sin \theta_{13}} = \frac{\sigma_{12}}{\sin \theta_{12}} = \frac{\sigma_{23}}{\sin \theta_{23}}$

（好像不是大纲要求的）

四 立方晶系中晶面  $(\bar{1}10)$   $(\bar{3}11)$   $(\bar{1}\bar{3}2)$  三个晶面是否属于同一晶带？如果是求其晶带轴，此外再指出一个属于该晶带轴的一个晶面

答：设晶带为  $[uvw]$  则：

$$-u+v+0=0, -3u+v+w=0, -u-3v+2w=0$$

方程有解  $w=2u=2v$ ，则晶带为  $[112]$ ，即上述三个晶面属于同一晶带。属于该晶带的晶面还有  $(11\bar{1})$ ， $(20\bar{1})$  等

五 简要叙述 (1) 位错伯氏矢量的物理意义 (2) 刃形位错和螺形位错的基本特征及运动

特点 (3) 位错反应的条件, 并判断下列位错反应能否进行  $\frac{a}{2}[10\bar{1}] \rightarrow \frac{a}{6}[11\bar{2}] + \frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}]$

答: (1) 伯氏矢量是一个反应位错周围点阵畸变总累积的物理量

(2) 见复习要点

(3) 位错反应的条件

a 几何条件: 按照伯氏矢量守恒性的要求反应后诸位错的伯氏矢量之后应该等于反应前诸位错的伯氏矢量之和,

$$\Sigma \vec{b}_b = \Sigma \vec{b}_a$$

即

b 能量条件: 位错反应必须是一个能量降低的过程, 反应后各位错的总能量应该小于反应前各位错的总能量,

$$\Sigma |\vec{b}_b|^2 < \Sigma |\vec{b}_a|^2$$

即

上述反应满足几何条件和能量条件, 因此可以反应。

六 在 X-Z 滑移面上有一个位错圈, 位错线沿着顺时针方向, 其伯氏矢量  $b$  平行于 Z 轴, 并且与 Z 轴同向, 位错圈的半径为  $r$ , 由于存在着线张力, 位错圈要缩小, 试问要使其不缩小应该施加一个多大的应力? 并指出应力的作用面和方向。

答: (好像不是大纲要求的)

七 钢件在  $870^\circ\text{C}$  和  $930^\circ\text{C}$  渗碳相比具有晶粒较细且淬火变形小的优点, 已知碳在  $\gamma\text{-Fe}$  中扩散时,  $D_0 = 2.0 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ ,  $Q = 1.4 \times 10^5 \text{ J/mol}$

(1) 求碳  $870^\circ\text{C}$  和  $930^\circ\text{C}$  时在  $\gamma\text{-Fe}$  中的扩散系数

(2) 若在上述两种温度下保持钢表面碳浓度一致, 问在  $870^\circ\text{C}$  下需要渗碳多少小时才能得到与  $930^\circ\text{C}$  渗碳 10 小时相同的渗碳层深度。

答: (好像不是大纲要求的)

八 在面心立方单晶中, 已知拉伸轴为  $[001]$ , 拉应力为  $\sigma = 2 \text{ MPa}$ 。试求在  $(111)$ 、 $[\bar{1}01]$  滑移系上的分切应力

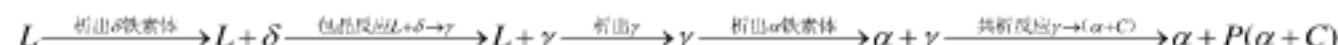
答: 参考上交教材 171 页 (好像不是大纲要求的)



九 含 0.4%（质量百分数）碳的碳钢按照 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图平衡凝固，试分析其凝固及固态相变组织转化过程

- (1) 画出其冷却过程中各阶段组织形成示意图
- (2) 计算组织中铁素体和珠光体的质量百分数

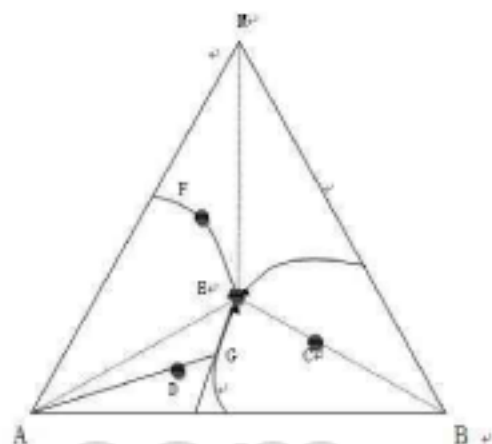
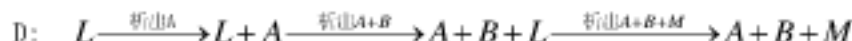
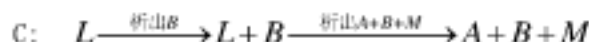
答：（1）亚共析钢。冷却过程组织变化如下



（参考上交教材 287 页）

十 下图为三元共晶合金相图的水平投影图，试画出合金 C, D, F 平衡凝固组织示意图，计算合金 C 凝固组织中组织组成的重量百分数。

答：凝固过程为：



愿 3601 考研人：忧愁是可微的，快乐是可积的，在未来趋于正无穷的日子里，幸福是连续的，对你的祝福是可导的且大于零，祝你每天快乐的复合函数总是最大值。

考研是一条路，也许艰辛，也许平坦。但走过这条路肯定就是艳阳天。

祝愿 3601 大班所有考研的同学——金榜题名！

——3601 考研资料小组