强化

说明：

标注了十一章.

手写答案部分在~~题目~~题目下边

部分另写白纸上.

字丑请见谅、

本章特点

本章的中心内容就是原子键合的定义，分类，特征，以及依据讲这些知识应用到宏观材料的分类和性能的分析上。

出题形式

本章内容试题的题型有名词解释题、选择题、简答题、试题的容量和难度都不会太大，以记忆知识为主，比较简单。

主要考点

考点 1：各种原子键合的定义
考点 2：各种原子键合的特征
考点 3：依据结合键对于材料的分类

考点 1：金属键，离子键，共价键，氢键，范德瓦耳斯力的定义。
例 1（名词解释）：离子键。
例 2：解释金属键。
例 3：大多数实际材料键合的特点是（ A ）。
A．几种键合形式同时存在　　B．以离子键的形式存在
C．以金属键的形式存在

考点 2：金属键，离子键，共价键的特征。
例 4：化学键中既有方向性又有饱和性的为（ A ）。
A．共价键　　B．金属键　　C．离子键
例 5：原子的结合键有哪几种？各有什么特点？

考点 3：依据结合键对于材料的分类。
例 6：解释高分子材料与陶瓷材料。
例 7：试从结合键的角度，分析工程材料的分类及其特点。
例 8：何谓陶瓷？从组织结构的角度解释其主要性能特点。

熔点 强度 硬度 导电 导热性

离子：正负离子相互吸引 键合很强 无饱和性 无方向性
共价：相邻原子通过共用电子对结合 结合强 有饱和 有方向
金属：金属正离子与自由电子相互吸引 无方向 饱和
分子：分子或分子团呈弱电性 相互吸引 键能很弱 无方向
氢键：类似分子键 但氢原子与电负性大的原子 键能较强 有方向

6. 答 那些 由多原子或原子团主要以共价键结合而形成的相对分子质量在1万以上的化合物称高分子化合物 以有机高分子化合物为基石出的材料称为高分子材料.

陶瓷材料是用天然或合成化合物经过成形和高温烧结制成的一类无机非金属材料. 它具有高熔点 高硬度. 高耐磨性. 耐氧化性等优点

7. ① 金属材料 主要以金属材料为主. ~~以共价键和离子键~~ 大多数金属强度和硬度较高 塑性较好

② 陶瓷材料 以共价键和离子键为主 硬且脆 不易变形. 熔点高.

③ 高分子材料 分子内部以共价键为主 分子间为分子键和氢键为主

④ 复合材料 是以上三种基本材料的人工复合物 结合键种类繁多. 性能差异很大.

8. 陶瓷 主要由 非金属 作为基体组成分 组成 以共价键或离子键为主 主要由 高强度 高硬度 高耐磨性 耐腐蚀 氧化物 碳化物 氮化物为主要组成相的一类材料. 由于主要以共价键和离子键为主 键合牢固 很高 故陶瓷材料具有 熔点高 热膨胀系数小. 硬度高 抗氧化 耐磨 高温强度高 因此 优异特性 和绝缘 隔热等特性. 但由于烧结及制造工艺等原因. 陶瓷材料中难免出现气孔或微裂纹. 故陶瓷材料的韧性小 脆. 强度低 且易存在缺陷

本章特点

本章的中心内容就是米勒指数的理解和应用，典型晶体结构的各种参数，空间点阵和晶体结构的辨析。对于本章，主观题目和客观题目都有涉及，对于计算能力有一定的要求，主要还是在对于知识记忆基础上的理解。

出题形式

本章内容试题的题型有简答题、名词解释、选择题、填空题、分析计算题，但除分析计算题外，试题的容量和难度都不会太大，分析计算题会具有较大容量和较大难度。

主要考点概述

考点 1：以米勒指数描述晶向和晶面

考点 2：固溶体和合金相的定义，分类，影响因素

考点 3：典型的晶体结构的各种参数

考点 4：空间点阵和晶体结构

考点 5：晶胞

考点 6：间隙

考点 1：以米勒指数描述晶向和晶面

1.1 晶面族　在晶体内凡晶面晶距和晶面上原子分布完全相同，只是空间位向不同，可并归为同一晶面族。

例 1：什么是晶面族？{111}晶面族包含哪些晶面？　(111) $(\bar{1}11)$ $(1\bar{1}1)$ $(11\bar{1})$ $(\bar{1}\bar{1}1)$ $(\bar{1}1\bar{1})$ $(1\bar{1}\bar{1})$ $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$

例 2：请分别写出立方晶系中{110}和{100}晶面族包括的晶面。

1.2 晶面夹角和晶面间距

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

$\cos\langle\vec{a}\ \vec{b}\rangle = \frac{\vec{a}\cdot\vec{b}}{|\vec{a}||\vec{b}|} = \frac{a_1b_1+a_2b_2+a_3b_3}{\sqrt{a_1^2+a_2^2+a_3^2}\sqrt{b_1^2+b_2^2+b_3^2}}$

1.3 晶带定理

所有平行或相交于同一直线的晶面构成一个晶带，此直线称为晶带轴。属此晶带

例 1（名词解释）：晶带定理。

例 3：已知晶体中两不平行晶面 $(h_1k_1l_1)$ 和 $(h_2k_2l_2)$，证明晶面 $(h_3k_3l_3)$ 与 $(h_1k_1l_1)$ 和 $(h_2k_2l_2)$ 属于同一晶带，其中 $h_3=h_1+h_2$，$k_3=k_1+k_2$，$l_3=l_1+l_2$。

$\begin{vmatrix} h_1 & k_1 & l_1 \\ h_2 & k_2 & l_2 \\ h_3 & k_3 & l_3 \end{vmatrix} = 0$ 属同一晶带

面间距 $d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}$

当不全为奇或偶 $d = \frac{d_{hkl}}{2}$

例 4：晶面（110）和 $(\bar{1}11)$ 所在的晶带，其晶带轴的指数为（B）。

A. $(\bar{1}12)$　B. $(1\bar{1}2)$　C. $(02\bar{1})$　D. $(0\bar{1}2)$

1.4 HCP 的米勒指数

例 1：写出如图所示六方晶胞中 *EFGHIJE* 面的密勒-布拉菲晶面指数，以及 *EF*、*FG*、*GH*、*HI*、*IJ*、*JE* 各晶向的密勒-布拉菲晶向指数。

例 2：写出如图所示六方晶胞中 *EFGHIJE* 晶面、*EF* 晶向、*FG* 晶向、*CH* 晶向、*JE* 晶向的密勒-布拉菲指数。　U V W　$u=\frac{1}{3}(2U-V)=\frac{2}{3}$

例 3：六方晶系的[100]晶向指数，若改用四坐标轴的密勒指数标定，可表示为（B）。

A. $[\bar{1}120]$　B. $[2\bar{1}\bar{1}0]$　C. $[2\bar{1}10]$　D. $[\bar{1}210]$

$\frac{2}{3}$ $-\frac{1}{3}$ $-\frac{1}{3}$ 0

三轴 [U V W]　[u v t w]

$u=\frac{1}{3}(2U-V)$　$v=\frac{1}{3}(2V-U)$　$t=-(u+v)$　$w=W$

晶体的解释

阵点：

空间点阵

点阵结构

2、晶胞选取原则

最高对称性

相等的角与棱取多

若存在直角 直角数目最多

有最小体积

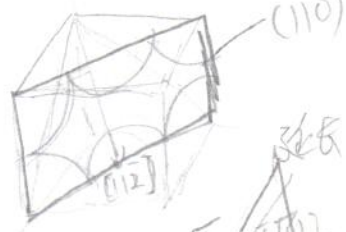
7大晶系 14种 布拉维点阵

三斜	$a\neq b\neq c$	$\alpha\neq\beta\neq\gamma\neq 90^\circ$	简单 Simple
单斜	$a\neq b\neq c$	$\alpha=\gamma=90^\circ\neq\beta$	s b f
正方	$a\neq b\neq c$	$\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	s b f
四方	$a=b\neq c$	$\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	s b
立方	$a=b=c$	$\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	简 b f
菱方	$a=b\neq c$	$\alpha=\beta=90^\circ$ $\gamma=120^\circ$	
六方	$a=b=c$	$\alpha=\beta=\gamma\neq 90^\circ$	

	fcc	bcc	hcp
点阵常数	a	a	a c
原子数	$6\times\frac{1}{2}+8\times\frac{1}{8}=4$	2	$12\times\frac{1}{6}+\frac{1}{2}\times 2+3=6$
原子半径	$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	
配位数	12	8	a.
致密度	$\frac{nV}{V}=\frac{4\times\frac{4}{3}\pi(\frac{\sqrt{2}}{4}a)^3}{a^3}$ 0.74	0.68	12 0.74
四面体间隙	8	12	12
八	4	6	6

$\rho_{面密度} = \frac{2\pi r^2}{\sqrt{2}a \cdot a} = \frac{2\pi r^2}{\sqrt{2}\left(\frac{4r}{\sqrt{2}}\right)^2} = \frac{2\sqrt{2}\pi}{16} = \frac{\sqrt{2}}{8}$

$4r = \sqrt{2}a$



1.5 画晶向和晶面，面密度的求法

例 1：在立方晶系中画出下列晶向指数和晶面指数的晶向和晶面（标明 x、y、z 轴的方向），并计算面心立方晶体中（110）的面密度。（1）（111）与$[11\bar{2}]$；（2）$[\bar{1}32]$ 与（123）。

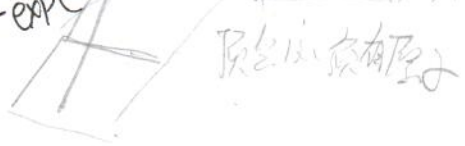
例 2：bcc 结构的金属铁，其（112）晶面的原子面密度为 $\rho_{面}$ 9.94×10^{14} atoms/cm^3。（1）请计算（110）晶面的原子面密度；（2）分别计算（112）和（110）晶面的晶面间距；（3）确定通常在那个晶面上最可能产生晶面滑移？为什么？（bcc 结构铁的晶格常数为 a=0.2866nm）

$d_{(112)} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}$

112 面积为 $\frac{1}{4}\sqrt{6}a^2$　原子 $\frac{1}{2}$ 个

$\rho = \frac{\frac{1}{2}}{\frac{1}{4}\sqrt{6}a^2}$

$\tau_{p-N} = \frac{2G}{1-\nu}\exp\left(-\frac{2\pi a}{(1-\nu)b}\right)$



原子间距有原子

面密度越高越易滑移

1.6 晶向指数的意义

例：一组数$[uvw]$，称为晶向指数，它是用来表示（ C ）。

A．所有相互垂直的晶面的方向　　B．所有相互垂直的晶向

C．所有相互平行、方向一致的晶向

1.7 晶面指数的意义

例：有两个晶面（$h_1k_1l_1$）和（$h_2k_2l_2$），根据晶带轴的定义，要计算这两个晶面的晶带轴时，这两个晶面可以是（ C ）。

A．任意两个晶面　　B．两个平行的晶面

C．两个不平行的晶面

考点 2：固溶体和合金相的定义，分类和影响因素

2.1．固溶体分类

例 1（名词解释）：固溶体、置换固溶体和间隙固溶体

例 2：什么是置换固溶体？影响置换固溶体固溶度的因素有哪些？形成无限固溶体的条件是什么？

例 3：影响固溶度的主要因素有（ ABC ）

A．溶质和溶剂原子的原子半径差

B．溶质和溶剂原子的电负性差

C．溶质元素的原子价　　D．电子浓度

例 4：在置换型固溶体中，从离子半径、晶体结构类型和离子电价三个因素考虑，生成连续型固溶体的条件是什么？　$\Delta < 15\%$　晶体结构类型相同　电价相等

2.2 合金相分类

例 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？

例 2：渗碳体是一种（ BC ）。

A．间隙相　B．金属化合物　C．间隙化合物　D．固溶体

2.3 间隙固溶体和间隙相的辨析

例 1：解释间隙固溶体和间隙相的含义，并加以比较。

2.4 中间相分类

例：中间相分为 正常价化合物 电子化合物 和 尺寸因素化合物

考点 3：典型的晶体结构的各种参数

3.1 晶胞参数

例 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？

例 2（名词解释）：配位数。

3.2 原子堆垛方式

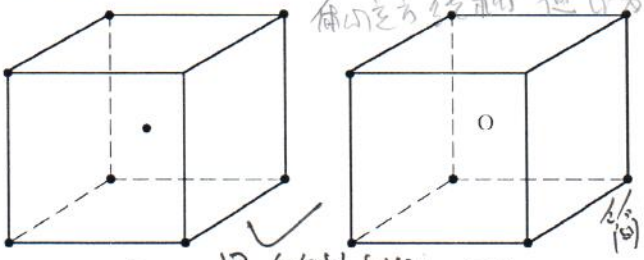
例 1：面心立方结构和密排六方结构金属中的原子堆垛方式和致密度是否有差异？请加以说明。

例 2：密排六方和面心立方结构在下述三个方面有何异同：（1）致密度和配位数；（2）当原子尺寸相同时，间隙的类型和大小；（3）原子最密排面的堆垛方式。

考点 4：空间点阵和晶体结构的辨析

例 1（名词解释）：空间点阵。

例 2：什么是空间点阵与晶体结构？对于同一种空间点阵，晶体结构是否唯一，为什么？请指出图中 Cr 和 CsCl 的晶体结构个属于那种空间点阵，并说明理由。



Cr　　CsCl

例 3：三斜、正交、四方晶系对应的的棱边长度关系是（　）。

A.（$a \neq b \neq c$，$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$），（$a \neq b \neq c$，$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$），（$a = b \neq c$，$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$）

B.（$a \neq b \neq c$，$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$），（$a \neq b \neq c$，$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$），（$a = b \neq c$，$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$）

C.（$a \neq b \neq c$，$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$），（$a = b \neq c$，$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$），（$a \neq b \neq x$，$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$）

例 4：什么是晶体的多晶型性？纯铁由室温升温至熔点时发生哪些结构变化？

例 5：有铀和硼两种材料，若已知铀的密度为 19.05g/cm^3，原子量为 235.03，硼的密度为 2.3g/cm^3，原子量为 10.81，阿伏伽德罗常数为 6.02×10^{23}，试分别计算这两种材料单位体积内的原子数。

考点 5：晶胞（晶胞选取原则）

例 1：在点阵中选取晶胞的原则有哪些？

例 2. 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）（注：设 A，B 原子半径相等，相邻原子之间相切）

ABABABABABABABABAB
BABABABABABABABABA
ABABABABABABABABAB
BABABABABABABABABA
ABABABABABABABABAB
BABABABABABABABABA
ABABABABABABABABAB

NaCl

88 不是最密堆

分子式 AB

90%

考点 6：间隙

例 1：描述晶体的间隙时通常可用 r_A/r_B 表示，其中（ C ）。

A. r_A 表示堆积原子的半径，r_B 表示形成间隙多面体的两个原子间的距离

B. r_A 表示堆积原子的半径，r_B 表示形成间隙多面体的两个原子间的距离的一半

C. r_A 表示堆积原子的半径，r_B 表示形成多面体间隙中可放入最大原子的半径

例 2：γ-Fe 在 912℃时转变为 α-Fe。这种转变称为什么转变？转变后的体积膨胀还是收缩？假定铁原子半径不变，则体积变化率 $\frac{V_\alpha - V_\gamma}{V_\gamma}$ 是多少？

同素异构转变 是一级还是二级

V fcc 0.74 bcc 0.68. 膨胀

原子变得小了 fcc $4r=\sqrt{2}a$ bcc $=4r=\sqrt{3}a$

fcc $4r=\sqrt{2}a$ $a=\frac{4}{\sqrt{2}}r=2\sqrt{2}r$

bcc $4r=\sqrt{3}a$ $a=\frac{4}{\sqrt{3}}r=\frac{8\sqrt{3}}{3}r$

$V=a^3$

例 3：已知 727℃时，碳在奥氏体中的溶解度为 $w_C = 0.77\%$，而在铁素体中的极限溶解度仅为 $w_C = 0.0218\%$。请解释两者差别如此明显的原因。

八面体间隙比四面体间隙大 但是因为奥氏体为面心立方 $a=\sqrt{2}r$ 故碳原子在其八面体间隙中，而铁素体为体心立方结构，故碳原子位于八面体间隙中 而且位置比八面体间隙小 八面体间隙比四面体间隙大。而面心立方的八面体半径与铁原子半径之比为 0.414，大于体心立方八面体间隙半径之比为 0.154，由于碳原子半径大于间隙半径 故碳原子在铁素体扁八面体间隙，一个碳原子进入奥氏体中所引起的晶体畸变能较小 这样奥氏体中所引起的晶体畸变能较大 而铁素体中所引起的晶体畸变能较小，由于溶解度大小 亦着能量最低原则 故碳更容易进入奥氏体 且其溶解度更大

例 4：若面心立方晶体的晶格常数为 a，则其八面体间隙（ B D ）。

A．是不对称的　　B．是对称的

C．位于面心和棱边中点　　D．位于体心和棱边中点

例 5：在 fcc、bcc 和 hcp 晶胞中分别画出任一个四面体间隙；并指出其中心的坐标：

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

每个晶胞中的八面体间隙数量为：

（4）fcc 4 个；（5）bcc 6 个；（6）hcp 6 个。

三、

本章特点

本章的中心内容就是各种缺陷的分类，特性，相互作用以及对材料的影响。重点是位错的理解。

出题形式

本章内容试题的题型有选择题、简答题、此类试题的容量和难度都不会太大，以记忆知识为主，比较简单。但还有综合性质的计算题，这类题目难度较大，需要对于知识有更深入的掌握，理解和运用。

主要考点

考点 1：晶体缺陷的分类
考点 2：空位浓度的计算
考点 3：点缺陷的分类和形成
考点 4：点缺陷对于材料性能的影响
考点 5：位错的一些基础知识:位错分类，柏氏矢量，滑移方式
考点 6：位错的运动与增殖
考点 7：位错的相互作用
考点 8：扩展层错
考点 9：位错应力场
考点 10：位错与点缺陷和面缺陷的交互作用
考点 11：全位错，不全位错
考点 12：位错反应
考点 13：面缺陷的分类
考点 14：晶界
考点 15：相界

考点 1：晶体缺陷的分类

例 1：什么是晶体缺陷？按照晶体缺陷的几何组态，晶体缺陷可分为哪几类？

例 2：缺陷的特征是（ B ）。

A．不随外界条件的改变而变动，也不会合并和消失

B．随着各种条件的改变而不断变动，它们运动，发展以及会产生交互作用、合并和消失。

C．随着各种条件的改变而不断变动，但不产生交互作用，不会合并和消失

缺陷的平衡浓度式

考点 2：空位浓度的计算

$\bar{C}_s = \exp\left(-\frac{\Delta G_s}{RT}\right) = \exp\left(-\frac{\Delta G_s}{k N_A T}\right)$

（1）已知温度 T，求形成能。

例：由 600℃降温到 300℃时，锗晶体中的空位平衡浓度降低了 6 个数量级。试计算锗晶体中的空位形成能（玻尔兹曼常数 k=1.38×10^{-23}J/K）。

$\ln \bar{C}_s = -\frac{\Delta G_s}{RT} = -\frac{\Delta G_s}{k N_A T}$

（2）已知形成能，求温度 T。

例：计算某金属的空位浓度比室温（300K）空位浓度大 1000 倍时的温度。已知 Cu 的空位形成能力为 1.7×10^{19}J/mol。

$C = A\exp\left(-\frac{Q_f}{RT}\right)$

（3）求点缺陷数目

空位

例 1：已知空位形成能是 1.08eV/atom，铁的原子量是 55.85，铁的密度是 7.65g/cm^3，阿伏加德罗常数 N_A=6.023×10^{23}，玻尔兹曼常数 k=8.62×10^{-5}eV/atom-K，请计算 1 立方米的铁在 850℃下的平衡数目。$= C \cdot n$

$\bar{C} = A\exp\left(-\frac{\Delta E}{RT}\right)$

例 2：铝的密度是 2.69g/cm^3，假设其中只有肖脱基空位，求空位浓度。（阿伏加德罗常数 6.02×10^{23}，铝的原子量是 26.96，铝的点阵常数 0.4049nm）

$V = (0.4049\,nm)^3$

$C = C \cdot V \cdot N_A$

自定义中 $M = 26.96$ g/mol

$\frac{\rho \cdot V}{M} = n$　$\rho = 2.69$　总体积为 $n \cdot N_A$

$n M = \rho N_A$

8×1/8+6×1/2=4（晶格点上原子 平均到每个晶胞中）

$\frac{\rho \cdot V}{M} \cdot N_A = \frac{\rho \cdot a^3}{M} \cdot N_A$（实际空位数）

空位浓度 $\frac{4 - \text{实际原子数}}{4}$

考点 3：点缺陷的分类和形成

例 1：下面关于 Schottky 和 Frenkel 缺陷的表述中，错误的为（ B ）。

A．Schottky 缺陷同时包含空位和间隙原子

B．Frenkel 缺陷的形成能通常较 Schottky 缺陷大

C．同温度下，通常 Schottky 缺陷的浓度大于 Frenkel 缺陷

例 2：弗伦克缺陷是（ B ）。

A．原子移到表面外新的位置，原来位置则形成空位

B．原子离开平衡位置后，形成间隙原子，而原来位置上形成空位，成对产生

C．正、负离子的二元体系，原子移到表面新的位置，原来位置空位成对出现

例 3：纯金属中主要的点缺陷有哪些，简述其可能的产生原因。

例 4：过饱和点缺陷产生的原因有_____、_____、_____。

例 5：什么是空位平衡浓度？为什么说空位是一种热力学上平衡的缺陷？

考点 4：点缺陷对于材料性能的影响

例 1：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？

例 2：为什么固溶体的强度常比纯金属高？

例 3：冷变形使金属中产生大量的空位、位错等晶体缺陷，对置换固溶体中的扩散过程而言，这些缺陷的存在将导致（ D ）。

A．阻碍原子的移动，减慢扩散过程　　B．对扩散过程无影响

C．有时会加速扩散，有时会减弱扩散　　D．加速原子的扩散过程

考点 5：位错的一些基础知识：位错分类，柏氏矢量，滑移方式

例 1：简述位错、位错线和柏氏矢量（$\vec{b}$）的概念，并论述柏氏矢量和位错线的相对关系。

例 2：名词解释：刃型位错。

例 3：判断题：位错属于线缺陷，因为它的晶格畸变区为一条几何线。

例 4：判断题：位错属于线缺陷，但它实际上是一个晶格畸变的管道区域。

例 5：名词解释：晶格摩擦力。

例 6：一根位错环能否各部分都是螺型位错或都是刃型位错？请说明之。

例 7：名词解释：交滑移。

例 8：在位错发生滑移时，请分析刃位错、螺位错和混合位错的位错线 l 与柏氏适量 $\vec{b}$、外加切应力 τ 与柏氏矢量 $\vec{b}$、外加切应力 τ 与位错线 l 之间的夹角关系，及位错线运动方向。

考点 6：位错的运动与增殖

例 1：位错在晶体中运动的方式有_____和_____，金属晶体塑性变形方式有_____和_____。

例 2：名词解释：多滑移。

例 3：名词解释：攀移。

例 4：能产生交滑移的位错必然是_____位错。

例 5：位错滑移应满足（ C ）。

A．有切应力作用在位错滑移面上，且垂直于其 B 矢量方向，位错才会运动或者趋于运动

B．有压应力作用在位错滑移面上，且垂直于其 B 矢量方向，位错才会运动或者趋于运动

C．有切应力作用在位错滑移面上，且平行于其 B 矢量方向，位错才会运动或者趋于运动

例 6：论述位错的运动方式、条件及其对材料变形的影响。

例 7：如图所示，四方形单晶体中有一矩形位错环 $ABCD$，其各段分别平行于 x 轴和 y 轴，其柏氏矢量平行于 x 轴。

负 正
AB DC 是刃型位错 右手

异号平行

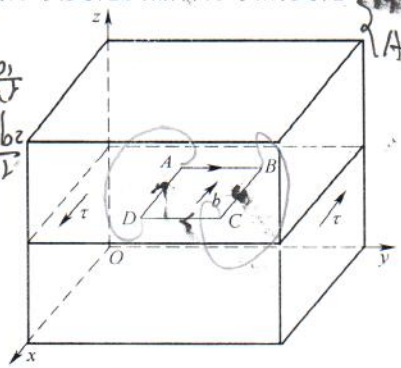
（1）写出各位错段的位错类型；（2）写出 AD 段与 BC 段单位长度位错线间的相互作用力的大小及方向；（3）写出 AB 段与 DC 段单位长度位错线间的相互作用力的大小及方向；（4）τ 所造成的一对切应力-σ_{yx}，该切应力作用在各位错段单位长度上力的大小及方向为：AB 上无作用力；BC 为 τb，$-z$ 方向；CD 上无作用力；DA 为 τb，z 方向。分析在切应力 τ 持续作用下该位错环在运动中的形状变化及晶体形状的变化。

$\tau_x = \frac{Gb_1b_2}{2\pi(1-\nu)}\frac{x(x^2-y^2)}{(x^2+y^2)^2}$

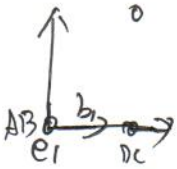
$\tau_y = \frac{Gb_1b_2}{2\pi(1-\nu)}\frac{y(3x^2+y^2)}{(x^2+y^2)^2}$

AD与BC相吸
AB与DC相斥

两平行螺位错的交互作用
在距离 b_1 为 r 处所产生的切应力为 $\tau = \frac{Gb_1}{2\pi r}$
在切应力作用下，b_2 受到的 $f = \tau b_2 = \frac{Gb_1b_2}{2\pi r}$
同号 异号吸
同位错



反平行 左出右
BC 左出右 AD 右出右
AB 正刃 DC 负刃



AD与BC $f = \frac{Gb_1b_2}{2\pi r}$ <0 相吸

AB与CD 异号平行
$x=0$ $y>0$
$f_x<0$ 相吸

例 8：某铜单晶体在外加拉伸应力作用下，首先开动的滑移系为(111)[10$\bar{1}$]。（1）写出引起滑移的单位位错的柏氏矢量，并说明原因；（2）如果滑移是由纯螺型单位位错引起的，试指出位错线的方向以及滑移时位错线运动的方向；（3）假定拉伸轴方向为[001]，外加拉伸应力 $\sigma = 10^6$ Pa，求在上述滑移面上该螺型位错所受力的大小和方向。（已知 Cu 的点阵常数 a=0.36 nm）

单位位错 $b=\frac{a}{2}[10\bar{1}]$ 晶向 = 密排面上最近邻原子的连线

$F = \sigma b$

$\tau = \sigma \cdot \cos\varphi \cos\lambda$

$\cos\varphi$ = 滑移面的法线与拉伸轴夹角
$\cos\lambda$ = 滑移方向与拉伸轴夹角

例 9：假定某面心立方晶体（点阵常数为 a）中的活动滑移系为(111) [1$\bar{1}$0]。（1）给出引起滑移的单位位错的柏氏矢量，加以说明；（2）若引起此滑移的为刃型位错，指明位错线方向及其移动方向；（3）若引起此滑移的为螺型位错，指明位错线方向及其移动方向。

考点 6：位错的相互作用

例 1：解释名词：位错割阶。

例 2：两平行螺型位错，当柏氏矢量同向时，其相互作用力（ B ）。

A．为零　　B．相斥　　C．相吸

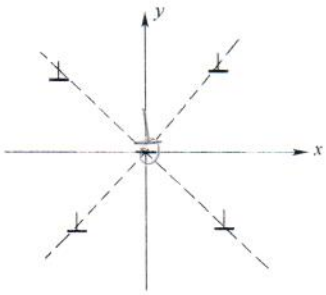
例 3：下面哪一点可以描述两平行螺型位错间的相互作用（滑移）的特征？（ A ）

A．位错同号相斥，异号相吸，作用大小与位错间距成反比

B．具有相同符号的位错按垂直方向排列起来是稳定的；位错的符号相反，稳定方位随之改变。

C．由于相互之间不能提供对方滑移所需的应力场，所以，两位错间作用较小

例 4：如图所示，在 xy 坐标原点有一正刃形位错，试标出图中分别与 x、y 坐标轴成 45° 位置上各位错的受力方向。



$f_x = \frac{Gb_1b_2}{2\pi(1-\nu)}\frac{x(x^2-y^2)}{(x^2+y^2)}$

$f_y =$

考点 7：扩展层错

例 1：名词解释：扩展位错。

例 2：名词解释：层错能。

例 3：层错和不完全位错之间的关系是（ D ）。

A．层错和不完全位错交替出现

B．层错和不完全位错能量相同

C．层错能越高，不完全位错柏氏矢量的模越小

D．不完全位错总是出现在层错和完整晶体的交界处

例 4：请简单说明层错能高低对螺型位错交滑移的影响，及其对金属加工硬化速率的影响。

例 5：在铜单晶体中的(111)和$(11\bar{1})$滑移面上各存在一个柏氏矢量为$\frac{a}{2}[1\bar{1}0]$和$\frac{a}{2}[011]$的全位错。当它们分解为扩展位错时，其领先位错分别为$\frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}]$和$\frac{a}{6}[\bar{1}21]$。（1）当两领先位错在各自的滑移面上运动相遇时，发生了新的位错反应。试写出其位错反应式，判断该反应是否自发进行？并分析该新生成的位错其位错特性和运动性质；（2）已知铜单晶点阵常数a=0.36nm，切变模量$G=4\times10^4$ MPa，层错能$\gamma=0.04\text{J/m}^2$，试求上述柏氏矢量为$\frac{a}{2}[1\bar{1}0]$的位错形成扩展位错的宽度。

例 6：试从柏氏矢量、位错类型、位错线形状和可能的运动方式比较面心立方晶体全位错、弗兰克分位错、肖克莱分位错和面角位错的特点。

考点 8：位错应力场

例 1：下面关于位错应力场的表述中，正确的是（ ）。

A．螺型位错的应力场中正应力分量全为零

B．刃型位错的应力场中正应力分量全为零

C．刃型位错的应力场中切应力分量全为零

例 2：螺型位错和刃型位错的不同在于（ ）。

A．刃型位错不引起剪切畸变，也不引起体积的膨胀和收缩，螺型位错反之

B．刃型位错引起压缩变形，螺型位错引起体积的膨胀

C．螺型位错只引起剪切畸变，而不引起体积的膨胀和收缩，刃型位错反

考点 9：位错与点缺陷和面缺陷的交互作用

例 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？

例 2：（1）晶体内若有较多的线缺陷（位错）或面缺陷（晶界、孪晶界等），其强度会明显升高，这些现象称为什么？强度提高的原因是什么？（2）上述的两类缺陷是怎样进入晶体的？举例说明如何提高这些缺陷的数目？

考点 10：全位错，不全位错

例 1：名词解释：全位错与不全位错。常见的不全位错有哪些？

例 2：阐明堆垛层错与不全位错的关系，指出面心立方结构中常产生的不全位错的名称、柏氏矢量和它们各自的特性。

例 3：下列柏氏矢量可能表示了简单立方晶体中的全位错（ ）。

A．[100]　　B．1/2[110]　　C．1/3[111]

例 4：在面心立方晶体中可能存在哪些类型的不全位错？并给出其柏氏矢量的表达式。

例 5：面心立方全位错的柏氏矢量为 ，体心立方 ，hcp 为 ，

考点 11：位错反应

例 1：试分析在 fcc 中下述反应能否进行？

$$\frac{a}{2}[10\bar{1}]+\frac{a}{6}[\bar{1}21]\rightarrow\frac{a}{3}[11\bar{1}]$$

例 2：请比较 fcc 晶体中$\vec{b}_1=\frac{a}{2}[111]$和$\vec{b}_2=a[100]$两位错的畸变能哪个较大。

例 3：判断下列位错反应能否进行，并说明理由．（1）$\frac{a}{2}[\bar{1}10]\rightarrow\frac{a}{3}[\bar{1}11]+\frac{a}{6}[\bar{1}1\bar{2}]$；（2）

$\frac{a}{6}[1\bar{2}1]+\frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}]\rightarrow\frac{a}{2}[1\bar{1}0]$。

考点 12：面缺陷的分类

例：通常把晶体的界面分为晶界、相界和表面三类。

原子排列比晶内混乱

考点 13：晶界

大角　小角晶界（对称、不对称）

例 1：晶界从结构上可分为哪几种类型？晶界结构的普遍特点是什么？

例 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？

例 3：解释对称倾侧晶界。

例 4：比较大角度晶界能与表面能的大小，并分析其原因。

例 5：层错能与小角度晶界能的大小比较，及原因分析。

例 6：小角度晶界由位错构成，其中对称倾转晶界由刃型位错构成，扭转晶界由螺型位错构成。

考点 14：相界

例：合金中有哪几类相界面？各具有什么样的结构特征？

具有不同结构的两相之间的分界面称相界，按结构特征相界面可分共格、半共格非共格三类

①共格晶界，是相界面上的原子同时位于两相晶格的结点上，即两相的晶格是彼此衔接的，界面上的原子为两者共有，其特征是界面两侧有保持一定的位向关系，沿界面两相具有相同或近似的原子排列，两相在界面处原子匹配保持界面处晶格畸变

②半共格界面，是两相交界晶体在相界面处的晶面间距相差较大，则在相界面上不可能做到完全的共格，于是在界面上将产生一些位错，以降低界面的弹性应变能，这时界面上两相原子部分保持匹配，这样平行的界面称为半共格界面或部分共格界面。其特征是沿相界面每隔一定距离产生一个刃型位错，刃型位错线上的原子，其余原子都是共格的，所以半共格界面是由共格区与非共格区组成

③非共格相界特征，两相在相界面处原子排列相差很大，即结构差很大

例1：大角度晶界能：由于晶粒以及临近层，原子键畸变产生的能量

表面能：原子键畸变产生的能量

表面能大于大角度晶界能　面缺陷表面能是指金属与真空或气体、液体等外部所原相接触的界面。界面上的原子会同时受到晶体内部自身原子和外部所原原子相互作用力，而内部原子又与外界面原子相互作用力，显然大于外部原子或分子作用，表面原子点阵畸变大，偏离正常平衡位置，并伸展到邻近的几层原子，造成表面层产生较大的晶格畸变，即表面原子的结合键部分断开，产生较高的能量

大角度晶界　晶界是晶体内部相邻晶粒之间相位差在15°以上部分原子结构发生畸变而产生断开引起晶格畸变和改变能量的

例2：小角度晶界能大于层错能，两者都是面缺陷。都破坏了晶体周期完整性，引起能量升高。层错是在实际晶体中，晶面堆垛顺序发生局部差错而产生的一种晶体缺陷，最近邻原子间不发生变化只是次近邻原子键发生变化。而小角度晶界是两个相邻晶粒之间位向差小于15°的位错组成，最近邻原子间发生变化，更大程度的破坏了晶体周期完整性，故小角度晶界能大于层错能

原 四

主要考点

考点 1：菲克第一定律
考点 2：菲克第二定律
考点 3：影响扩散速率的因素
考点 4：扩散机制
考点 5：上坡扩散
考点 6：反应扩散
考点 7：柯肯达尔效应
考点 8：综合

考点 1：菲克第一定律

例 1（名词解释）：稳态扩散。

例 2：写出菲克第一定律的数学表达式，并注明表达式中各参量的含义及单位。

例 3：扩散第一定律的应用条件是什么？对于浓度梯度随时间变化的情况，能否应用用扩散第一定律？

答：扩散第一定律应用条件为稳态扩散，即质量浓度不随时间而变化。非稳态扩散情况下通常也可应用扩散第一定律，但必须进行修正使之大致符合直线的情况下才可使用。

考点 2：菲克第二定律

例 1：考虑扩散系数为常量的半无限的一维扩散，保持扩散源的浓度为 C_2 不变；保持扩散介质中扩散物质的初始浓度为 C_1，且均匀分布。这时扩散介质中扩散物质的浓度随扩散时间和扩散距离的变化可用下式来表示（ B ）。

A. $C(x,t)=\frac{C_2}{2}\left[1-\exp\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)\right]$

B. $C(x,t)=C_1+(C_1-C_2)\left[1-\exp\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)\right]$

C. $C(x,t)=\frac{C_1-C_2}{2}+\frac{C_1-C_2}{2}\left[1-\exp\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)\right]$

(2 G

$P(x,t)=C_s+(C_0-C_s)\,erf\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$.

$D_0\exp\left(-\frac{Q}{RT_1}\right)t_1=D_0\exp\left(-\frac{Q}{RT_2}\right)t_2$

$\frac{t_1}{t_2}=\exp\left(-\frac{Q}{RT_2}+\frac{Q}{RT_1}\right)$

$t_2=10$

$T_2=927+273=1200$

$T_1=1143K$

$t_1=t_2\exp\left(-\frac{Q}{RT_2}+\frac{Q}{RT_1}\right)$

$=20.137\ h$

例 2：已知碳在γ-Fe 中的扩散常数 $D_0=2.0\times10^{-5}\ \ m^2/s$，扩散激活能 $Q=140\times10^3$ J/mol，要想得到与在 927℃时渗碳 10h 的相同厚度，则在 870℃渗碳需要多长时间？（忽略不同温度下碳在γ-Fe 中溶解度的不同）

~~$Dt=Dt$~~ $D_1t_1=D_2t_2$

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

例 3：生产中，在 930℃对 20 号钢零件进行气体渗碳，渗碳碳势为 1.2%，作表面保持1.2%不变，零件的技术要求是渗碳层含碳量不低于 0.6%。（1）渗碳 2h 后，估算渗碳层的深度？（2）若要求渗碳层的深度达到 0.5mm，渗碳时间应为多少小时？（930℃时碳在γ-Fe 中的扩散系数为 $16\times10^{-12}\,m^2/s$）

(1)
$P(x,t)=P_s-(P_s-P_0)\,erf\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$

$W_s=1.2\%$

$W(x,t)=0.6\%$

$W_0=0.2\%$ (20号钢)

$\frac{W_s-W(x,t)}{W_s-W_0}=erf\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$

$x=0.41mm$

(2) $x=0.5$ 求 t.

$x\propto\sqrt{t}$

$\frac{x_1}{x_2}=\frac{\sqrt{t_1}}{\sqrt{t_2}}\Rightarrow\frac{0.44}{0.5}=\frac{\sqrt{2}}{\sqrt{t}}$

得 $t=\left(\frac{\sqrt{2}\times0.5}{0.44}\right)^2=3h$

x	erf(x)	x	erf(x)	x	erf(x)
0	0	1.0	0.8427	2.0	0.9953
0.2	0.227	1.2	0.9103	2.2	0.9981
0.4	0.4284	1.4	0.9523	2.4	0.9993
0.6	0.6039	1.6	0.9763	2.6	0.9998
0.8	0.7421	1.8	0.9891	2.8	0.9999

例 4：碳质量分数 $w_C=0.2\%$ 的低碳钢工件在 920℃进行表面气体渗碳，工件表面碳浓度始终保持为

$w_0=0.2\%$ $w_s=1.0\%$ $w(x,t)=0.4\%$

$t=1h$ $x=0.12mm$ $w(x,t)=w_s-(w_s-w_0)\,erf\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$

则在 $x=0.48mm$ 时 求 t $\frac{x_1}{x_2}=\frac{\sqrt{Dt_1}}{\sqrt{Dt_2}}$ $\Rightarrow$ $\frac{x_1}{x_2}=\frac{1}{4}=\frac{\sqrt{Dt_1}}{\sqrt{Dt_2}}$ $\Rightarrow t_2=16t_1=16h$

$w_C=1.0\%$，并将工件中碳浓度为 $w_C=0.4\%$ 处至表面的距离 x 定义为渗碳层深度。已知渗碳 1h 后，渗碳层深度为 0.12mm，若要求渗碳层深度达到 0.48mm，计算共需渗碳多长时间。

例 5：为改善钛合金的切削加工性能，研制了一种新加工工艺：渗氢处理+机械加工+脱氢处理。已知某钛合金构件在 800℃真空脱氢 1 小时其距表面 0.05mm 处的性能符合规定要求。为进一步降低该构件的热处理变形，拟将该合金构件在 700℃处理，问处理多少时间在距表面 0.1mm 处将达到上述相同规定要求？并分析氢在钛合金中的扩散能力。设氢在该钛合金的扩散激活能为 16.62KJ/mol，扩散常数 $D_0=8\times10^{-1}cm^2/s$。

$D=D_0\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$ $\frac{x}{\sqrt{Dt}}=C$（C为常数） $\frac{x_1^2}{x_2^2}=\frac{D_1t_1}{D_2t_2}$

$\begin{cases} t_1=1 & T_1=800 & x_1=0.05 \\ t_2=? & T_2=700 & x_2=0.1 \end{cases}$

氢的扩散能力比较 用D和 D_1 D_2的大小

考点 3：影响扩散速率的因素

例 1（名词解释）：扩散激活能。

例 2（解释名词）：扩散系数。

例 3："升高温度将加快原子的扩散，其原因主要是温度的升高降低了扩散激活能。"试问此判断正确与否，为什么？ ×

例 4：杂质掺杂从哪几个方面影响扩散系数？

例 5：固态金属中原子扩散的最快路径是（ ① ）。

A．晶内扩散　B．晶界扩散　晶界和表面 很多位错组成

C．位错扩散　D．表面扩散

例 6：扩散系数与温度的关系式是 $D=D_0\exp(-Q/RT)$。在高温阶段和低温阶段，扩散系数较大的是 _____。

例 7：碳在铁素体及奥氏体中的扩散系数为什么存在很大的区别？

例 8：常通过向钢的表层深入某些原子来改善钢的表面性能，试问若分别向钢的表层渗入碳原子和铬原子，在相同的试渗工艺下，哪一种原子的渗入深度更大，为什么？

例 9：有两块化学成分相同的固溶体合金，一块未经塑性变形，一块经过了冷塑性变形。试问溶质原子在那一块合金中的扩散更为容易，为什么？

例 10：（1）已知 Zn 在 Cu 中扩散时，扩散系数 $D=2.1\times10^{-5}m^2/s$，激活能 $Q=1.7\times10^5J/mol$，求 820℃时在中的扩散系数；（2）讨论影响金属材料扩散的因素。 已知 D 求 D_0 $D=D_0\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$ $D_0=D\cdot\exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$

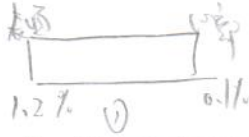
考点 4：扩散机制　间隙　空位　Fe-Ni为置换固溶体

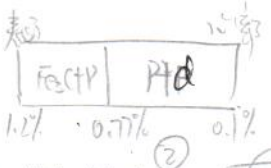
例：在铁的晶体中固溶有碳原子和镍原子，问在同一温度下，碳原子和镍原子各以什么机制进行扩散，为什么？其中哪一种原子具有更大的扩散系数，为什么？ 置换固溶体 一定位机制 除产生空位的条件外还有一项空位形成能

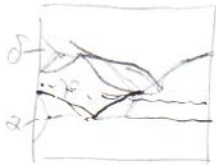
考点 5：上坡扩散

例 1（名词解释）：上坡扩散。

例 2：上坡扩散产生的原因分析。







考点 6：反应扩散

例 1（名词解释）：反应扩散。

例 2：碳质量分数为 0.1%的低碳钢工件，置于碳质量分数为 1.2%的渗碳气氛中，在 920℃下进行渗碳，通常渗碳数小时后即可达到工艺要求。（1）画出：①渗碳结束时；②渗碳结束后缓慢冷却至室温时，这两种情况下工件表层至心部平衡组织示意图；（2）试说明在渗碳温度不变的前提下，要使工件达到相同的渗碳层深度，可采取哪些措施减少渗碳时间？ 塑性变形 提高位错密度 细化晶粒 增加晶界

例 3：纯铁在 950℃渗碳，表面浓度达到 0.9%C，缓慢冷却后，重新加热到 800℃继续渗碳，试列出：（1）达到 800℃时，工件表面到心部的组织分布区域示意图；（2）在 800℃长时间渗碳后（碳气氛为 1.5%C），工件表面到心部的组织分布区域示意图，并解释组织形成的原因；（3）在 800℃长时间渗碳后缓慢冷却至室温的组织分布区域示意图。

例 4：纯铁试样在 800℃进行气体渗碳，已知表层已出现新相 γ，设与 α 相平衡的 γ 相的碳浓度为 C_2，与 Fe_3C 平衡的 γ 相的碳浓度为 C_3，与 γ 相平衡的 α 相的碳浓度为 C_1，若渗碳 t 小时，试画出渗碳温

度下的碳浓度分布曲线及试样由表面至心部的组织示意图；若渗碳后缓冷，请画出室温下的组织示意图。

考点 7：柯肯达尔效应

例 1：置换扩散与间隙扩散的扩散系数有何不同？在扩散偶中，如果是间隙扩散，是否会发生柯肯达尔效应？为什么？

例 2：在柯肯达尔扩散实验中，一个二元系统，A 组元的原子百分比浓度为 0.4，两个组元的实际扩散系数分别为 $D_A = 10^{-7}\,cm^2/s$ 和 $D_B = 9\times10^{-8}\,cm^2/s$，在标志界面处 A 组元的成份随距离的变化率为 $2.0cm^{-1}$，则互扩散系数及标志移动速度分布为（ A ）。

$D = N_A D_B + N_B D_A$ 互扩散系数

$V = (D_A - D_B)\frac{\partial N_A}{\partial x}$ 标志移动速率

A．$9.6\times10^{-8}\,cm^2/s$ 和 $2\times10^{-8}\,cm/s$

B．$9.6\times10^{-8}\,cm^2/s$ 和 $1\times10^{-8}\,cm/s$

C．$9.4\times10^{-8}\,cm^2/s$ 和 $2\times10^{-8}\,cm/s$

例 3：如图所示，由 A 组元棒和 B 组元棒焊接成的扩散偶，并在焊缝处用 Mo 丝做标记，在 773K 扩散足够的时间，试问：（1）标记在焊接面何侧？（2）扩散中的空位最终聚集在何侧？已知 A 组元在 B 组元构成的晶体中的扩散常数（D_0）和激活能（Q）分别为 $2.1\times10^{-5}\,m^2/s$，$1.7\times10^5\,J/mol$；而 B 组元在 A 组元构成的晶体中的扩散常数（D_0）和激活能（Q）分别为 $0.8\times10^{-5}\,m^2/s$，$1.4\times10^5\,J/mol$。

(1) $D_{B(A)} = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = 6.8275\times10^{-15}\,m^2/s$

$D_{A(B)} = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = 2.7695\times10^{-5}\,m^2/s$

B组元在A中扩散更快 所以标记面右移

(2) 由于B组元向A组元扩散比A组元向B组元扩散更快 故最终扩散完成B组元中存在更多空位，所以扩散中空位最终聚集在右侧

考点 8：综合

例 1：下列有关固体中扩散的说法中，正确的是（ D ）。

A．原子扩散的驱动力是存在着~~浓度梯度~~化学势梯度

B．空位扩散是指间隙固溶体中的溶质原子从一个间隙跳到另一个间隙

C．晶界上点阵畸变较大，因而原子迁移阻力较大，所以比晶内的扩散系数要小

D．成分均匀的材料中也存在着扩散

解析：A 中驱动力应为化学势梯队，因此错。B 中的解释是间隙扩散机制，不是空位扩散机制，因此错。C 中晶界上扩散系数要比晶内更大，因此错。

例 2：在 870℃下渗碳比 927℃渗碳淬火变形小，可得到较细的晶粒。碳在 γ-Fe 中的扩散系数 $D_0 = 2.0\times10^{-5}\,m^2/s$，激活能 $Q = 140kJ/mol$，$R = 8.314J/K.mol$。请计算：（1）870℃下和 927℃下碳在 γ-Fe 中的扩散系数；（2）在 870℃得到与 927℃渗碳 10h 相同结果所需时间？（3）若规定 0.3%C 作为渗碳层厚度的量度，在 927℃渗碳 10h，其渗碳层厚度为 870℃渗碳 10h 的多少倍？

例 3：对含有 0.1%C 的钢进行表面渗碳增强处理，渗碳时将钢置于浓度为 1.2%C 的气氛中，在高温下通过扩散达到进入钢材体内的目的。为了获得最佳应用性能，在钢表面以下 0.2cm 处必须达到浓度为 0.45%C，扩散激活能为 32900cal/mole，气体常数 $R = 1.987cal/(mol\cdot K)$。若该钢材的扩散常数 D_0 为 $0.115cm^2/s$。试求：（1）1100℃时的扩散系数；（2）扩散所需时间与扩散温度的函数关系；（3）分解计算 800℃、900℃、1000℃、1100℃和 1200℃温度下所需的扩散时间并以此作出扩散时间与温度之间的关系简图。

$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$　　$C(x,t) = C_0 + (C_s - C_0)\left[1 - \exp\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)\right]$

误差函数表，β 与 erf(β)的对应值

β	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
0.7	0.6778	0.6847	0.6914	0.6981	0.7047	0.7112	0.7175	0.7238	0.7300	0.7361

$C(x,t) = 0.45\%C$

$C_0 = 0.1\%C$　　$C_s = 1.2\%C$

五

一、纯晶体的凝固

考点 1：凝固

（1）结构起伏

液态结构的最重要特征是原子排列为长程无序，短程有序，并且短程有序原子集团不是固定不变的，它是一种此消彼长，瞬息万变，尺寸不稳定的结构，这种现象称为结构起伏。

（2）晶体凝固的热力学条件

晶体的凝固通常在常压下进行，从相律可知，在纯晶体凝固过程中，液固两相处于共存，自由度等于零，故温度不变。按热力学第二定律，在等温等压下，过程自发进行的方向是体系自由能降低的方向。

自由能 G 用下式表示：$G = H - TS$

式中，H 是焓，T 是绝对温度，S 是熵。

可推导得：$\mathrm{d}G = V\mathrm{d}p - S\mathrm{d}T$

在等压时，$\mathrm{d}p=0$，故上式简化为：$\dfrac{\mathrm{d}G}{\mathrm{d}T} = -S$

由于熵恒为正值，所以自由能随温度增高而减小。

在一定温度下，从一相转变为另一相的自由能变化为：

$$\Delta G_v = -\frac{L_m \Delta T}{T_m}$$

式中，$\Delta T = T_m - T$，是熔点 T_m 与实际凝固温度 T 之差。

由上式可知，要使 $\Delta G_v<0$，必须使 $\Delta T>0$，即 $T<T_m$，故 ΔT 称为过冷度。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，即需要有过冷度。

例：非均匀形核所需的过冷度是合金结晶温度 T_m 的（C）倍。

A．2　　B．0.2　　C．0.02

均匀形核

考点 2：形核

晶体的凝固是通过形核与长大两个过程进行的。

（1）均匀形核。

①均匀形核：新相晶核是在母相中均匀地生成的，即晶核由液相中的一些原子团直接形成，不受杂质粒子或外表面的影响。

②相变的驱动力：体系内的自由能降低（$\Delta G_v<0$）。

体系自由能变化：$\Delta G = \dfrac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$　　$\Delta G_v = \dfrac{L_m \Delta T}{T_m}$

③临界半径：$r^* = -\dfrac{2\sigma}{\Delta G_v} = \dfrac{2\sigma}{L_m}\dfrac{T_m}{\Delta T}$

临界半径由过冷度 ΔT 决定，过冷度越大，临界半径 r^* 越小，则形核的几率增大，晶核的数目增多。液相必须处于一定的过冷条件时方能结晶，而液体中客观存在的结构起伏和能量起伏是促成均匀形核的必要因素。

④形核功：$\Delta G^* = \dfrac{16\pi\sigma^3}{3(\Delta G_v)^2} = \dfrac{16\pi\sigma^3 T_m^2}{3(L_m \cdot \Delta T)^2}$

其中 ΔG^* 称为形核功，与 $(\Delta T)^2$ 成反比，过冷度越大，所需的形核功就越小。

⑤临界形核表面积：$A^* = 4\pi(r^*)^2 = \dfrac{16\pi\sigma^2}{\Delta G_v^2}$

将 $\Delta G^* = \dfrac{16\pi\sigma^3 T_m^2}{3(L_m \cdot \Delta T)^2}$ 代入，则有：$\Delta G^* = \dfrac{1}{3}A^*\sigma$

式中，A^* 为临界核表面积；σ 为晶核的比表面能。

故液固两相之间的体积自由能差值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。

⑥形核率：$N = K\exp\left(\frac{-\Delta G^*}{kT}\right)\exp\left(\frac{-Q}{kT}\right)$

式中，ΔG^*为形核功；Q为原子越过液固相界面的扩散激活能；k为波尔兹曼常数；T为绝对温度。形核率与过冷度的关系如图表示。

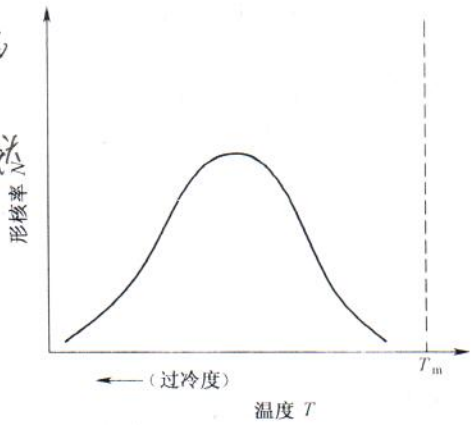
同相变温度↓ 形核半径越小 $r^* = \frac{2\sigma}{\Delta G_v}$

$\Delta G_v = \frac{L_m \Delta T}{T_m}$　　$r^* = \frac{2\sigma T_m}{L_m \Delta T}$

越易于形核，但当温度↓过冷度越大

原子运动困难，不易于聚集在一起

形核率又下降



（2）非均匀形核。

①非均匀形核：新相优先在母相中存在的异质处形核，即依附于液相中的杂质或外来表面形核。

②晶核形核时体系总的自由能变化：

形核半径一样

形核功小于均匀形核的

$$\Delta G = \left(\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma_{\alpha L}\right)\left(\frac{2-3\cos\theta+\cos^3\theta}{4}\right)$$

V 非均匀形核的体积

$$= \left(\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma_{\alpha L}\right) f(\theta)$$

$\Delta G_s = A_{dL}\cdot\sigma_{dL} + A_{dw}\cdot\sigma_{\alpha w} - A_{Lw}\cdot\sigma_{Lw}$

$A_{dw} = 2\pi r^2 \sin^2\theta$　$A_{dL} = 2\pi r^2(1-\cos\theta)$

$\sigma_{Lw} = \sigma_{dL}\cos\theta + \sigma_{dw}$

$r^* \Rightarrow \Delta G_s = (A_{dL} - \pi r^2 \sin^2\theta\cos\theta)\sigma_{dL}$

$V_d = \pi r^3\left(\frac{2-3\cos\theta+\cos^3\theta}{3}\right) = f(\theta)$

与均匀形核比较，可看出两者仅差与θ相关的系数项$f(\theta)$。

③临界晶核半径：　$r^* = -\frac{2\sigma_{LC}}{\Delta G_v}$

④形核功：　$\Delta G^*_{het} = \Delta G^*_{hom} f(\theta)$

由上式可知：①当 θ=0°时，ΔG^*_{het}=0，非均匀形核不做形核功；②当 θ=180°时，$\Delta G^*_{het} = \Delta G^*_{hom}$；③一般情况下，0°<$\theta$<180°，$\Delta G^*_{het} < \Delta G^*_{hom}$，形成非均匀形核所需的形核功小于均匀形核功，故过冷度较均匀形核时小。

非　均

例 1：假设纯金属熔液按均匀形核方式形核，晶核形状为立方体。试证明：临界形核功ΔG^*等于临界晶核表面能的 1/3，即$\Delta G^* = \frac{1}{3}A^*\sigma$。

球形

$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$

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

$A^*\sigma = 4\pi(r^*)^2\cdot\sigma = \frac{16\pi\sigma^3}{\Delta G_v^2}$

得 $\Delta G^* = -\frac{4}{3}\pi\frac{8\sigma^3}{\Delta G_v^2} + 4\pi\cdot\frac{4\sigma^3}{\Delta G_v^2} = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_v^2}$

得 $A^*\sigma = 3\Delta G^*$

例 2：分别说明在纯金属均匀形核时，临界晶核和临界半径、形核功和形核率的物理意义？如果是非均匀形核，接触角的大小主要与什么因素有关？

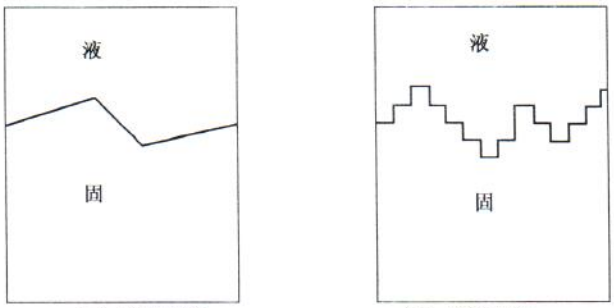
例 3：相同过冷度下比较均匀形核与非均匀形核的临界半径、临界形核功、临界晶核体积，哪个大？

一样　非均匀形核小　非均匀形核小

考点 3：晶体长大

晶体在形核之后，将发生晶体长大。晶体长大主要研究晶体长大的形态、方式和长大速率。长大形态与所得晶体的性质相关，而长大方式决定了长大速率。

（1）液—固界面的构造。相界面结构分为粗糙界面和光滑界面两类，如图所示。



（a）光滑界面　　（b）粗糙界面

①光滑界面：上为液相，下为固相，固相的表面为基本完整的原子密排面，液、固两相截然分开，所以从微观上看是光滑的，但在宏观上它往往由不同位向的小平面所组成，故呈折线状，也称小平面界面。

②粗糙界面：固、液两相之间的界面从微观上来看是高低不平的，存在几个原子层厚度的过渡层，但是从宏观来看界面显得平直，不出现曲折的小平面。

（2）晶体长大方式

①连续长大。对于粗糙界面，由于界面上约有一半的原子位置空着，故液相的单个原子可以直接进入这些位置与晶体结合起来，晶体便连续地向液相中生长，故这种生长方式为垂直生长。

②二维晶核。二维晶核是指一定大小的单分子或单原子的平面薄层。若界面为光滑界面，二维晶核在相界面上形成后，液相原子沿着二维晶核侧边所形成的台阶不断地附着上去，因此薄层很快扩展而铺满整个表面。

③借螺型位错长大。若光滑界面上存在螺型位错时，垂直于位错线的表面呈现螺旋形的台阶，且不会消失。因为原子很容易填充台阶，而当一个面的台阶被原子进入后，又出现螺旋型的台阶。在最接近位错处，只需要加入少量原子就完成一周，而离位错较远处需较多的原子加入。这样就使晶体表面呈现由螺旋形台阶形成的蜷线。

正　即 $\alpha<2$　也很难形成枝晶

负　即 $\alpha>2$(光)　光滑界面也会形成枝晶

（3）晶体凝固的生长形态。

晶体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，温度分布可有两种情况：正的温度梯度和负的温度梯度。

①在正的温度梯度的情况下。

正的温度梯度指的是随着离开液-固界面的距离 z 的增大，液相温度 T 随之升高的情况，即 $dT/dz>0$。在这种条件下，结晶潜热只能通过固相而散出，相界面的推移速度受固相传热速度所控制。晶体的生长以接近平面状向前推移，这是由于温度梯度是正的，当界面上偶尔有凸起部分而伸入温度较高的液体中时，它的生长速度就会减缓甚至停止，周围部分的过冷度较凸起部分大而会赶上来，使凸起部分消失，这种过程使液-固界面保持稳定的平面形态。

②在负的温度梯度的情况下。

负的温度梯度是指液相温度随离液-固界面的距离增大而降低，即 $dT/dz<0$。当相界面处的温度由于结晶潜热的释放而升高，使液相处于过冷条件时，则可能产生负的温度梯度。此时，相界面上产生的结晶潜热即可通过固相也可通过液相而散失。相界面的推移不只由固相的传热速度所控制，在这种情况下，如果部分的相界面生长凸出到前面的液相中，则能处于温度更低（即过冷度更大）的液相中，使凸出部分的生长速度增大而进一步伸向液体中。在这种情况下液-固界面就不可能保持平面状而会形成许多伸向液体的分枝（沿一定晶向轴），同时在这些晶枝上又可能会长出二次晶枝，在二次晶枝再长出三次晶枝，晶体的这种生长方式称为树枝生长或树枝状结晶。

例 1：具有光滑界面的物质，在负的温度梯度下长大时（ABD）。

A．以二维晶核方式长大　　B．以螺旋方式长大（螺旋）

C．以垂直方式长大（粗糙　能连续）　D．呈现树枝状结晶

例 2：典型的金属（如铁）和典型的非金属（如硅，石墨）在液相中单独生长时的形貌差异是什么？

粗糙界面　　光滑

连续的是平直　　不同位向的小平面

的小的均匀等轴晶　　呈现树枝状有棱角的形状

160.3

例 3：凝固过程中晶体缺陷是如何进入晶体的？

二、二元合金的凝固理论

考点 4：固溶体的凝固理论

主要包括：平衡凝固、非平衡凝固、成分过冷、凝固后的组织。

（1）所谓平衡凝固是指结晶过程的各个不同温度阶段，处处都能随时达到相应的平衡状态。即随温度变化，液、固两相的平衡成分都分别沿着液相线和固相线变化。

（2）非平衡凝固是实际工作中正常的现象。随着与平衡凝固偏离程度的不同，非平衡凝固也是多种多样的。现取液相随时均匀化，固相不发生扩散、液相随时均匀化，固相部分扩散、液相不均匀三种情况分别讨论。

（3）成分过冷。在合金的凝固过程中，由于液相中溶质分布发生变化而改变了凝固开始的温度，界面前沿液体中的实际温度就有可能低于由溶质分布所决定的凝固开始温度，这时产生的过冷，称为成分过冷。纯金属在凝固时，其理论凝固温度（T_m）不变，当液态金属中的实际温度低于 T_m 时，就引起过冷，这种过冷称为热过冷。

组成过冷的概念是为了将"由温度下降造成的过冷度"和"由成分改变而造成过饱和度"（浓度过冷）两个能影响凝固的因素结合起来而提出的。

成分过冷及其对晶体生长形态的影响：合金液相中的温度梯度 G 越小，就可能得到越大的成分过冷。随成分过冷度的增加，固溶体合金的生长形态由平面状向胞状和树枝状转变。成分过冷理论说明了合金为什么在正的温度梯度下能形成树枝晶，它不同于纯金属只有在负的温度梯度下才能出现树枝晶。

（4）凝固后的组织，主要是显微偏析、晶粒形貌两方面。

例 1：从结晶条件和过程分析纯金属和单相固溶体合金结晶时的异同点。

例 2：什么是成分过冷？如何影响固溶体生长形态？

例 3：成分偏析的种类及产生机理。

考点 5：各种合金系凝固与组织

主要是共晶、包晶、偏晶的凝固过程与组织。

（1）共晶凝固过程。

慢冷时：由于存在先共析相（假设为 α），在过冷度小、冷去速度慢时，α 相易于在已出现的 α 相处长大，而 β 相（后析出相）则独自在液相中生核长大，得到两种粗大的晶粒组成的混合体。这也就是亚（过）共晶合金的离异共晶。（成分越远离共晶点，靠近单相点的越容易出现）

快冷时：由于先共析相 α 出现枝晶偏析，固相线向左下方偏移，该相达到共晶线以下的液相比例也将增多；即随着冷却速度的加大，先共析相 α 出现的比例下降，共晶成分增多，甚至出现完全共晶的伪共晶现象。（越靠近共晶成分点的越容易出现）

共晶组织的熔点低、偏析少、流动性好，凝固收缩比较小。

（2）包晶过程。

由 L 与 α 形成 β 相则反应界面是在 L 与 α 的交界处，加之 α 又对 β 形核有促进作用（界面），但是当 β 相把 α 相包围后，液相无法再与 α 相直接接触，包晶反应想要继续只能是通过原子扩散，速度非常慢，因此包晶反应几乎无法完成平衡转变。

（3）偏晶凝固过程。

L_1 中先析出 α 相，并在 α 相附近形成液相 L_2，若 L_2 与 α 相是可浸润的，则 L_2 将 α 相包围，α 相无法长大。在远处再形成 α 相与 L_2。若不浸润，L_2 则会在 L_1 中独立生成，并可能会发生分层现象，L_1 与 α 在上层，L_2 在下层。L_1 中不断产生 α 相和 L_2，L_2 再沉淀下去。

偏晶合金若出现两液相严重分层则会影响组织性能。

例（名词解释）：伪共晶与离异共晶。

考点 6：合金铸锭的组织和缺陷

（1）铸锭（件）的宏观组织。铸锭（件）的宏观组织分为三个晶区：表面细晶区，柱状晶区和中心等轴晶区。

（2）铸锭（件）的缺陷。铸锭（件）的缺陷主要有缩孔和偏析。缩孔的类型与合金凝固方式有关。几乎不产生成分过冷的“壳状凝固”形成致密的柱状晶，其主要为集中缩孔；而成分过冷显著的“糊状凝固”形成的树枝状方式生长的等轴晶，其主要为分散缩孔（疏松）；介于两者之间的为壳状-糊状混合凝固，获得柱状晶和等轴晶混合组织。

铸锭（件）的偏析有宏观偏析和显微偏析之分。宏观偏析又可分为正常偏析、反偏析和比重偏析；而显微偏析分为胞状偏析、枝晶偏析和晶界偏析。通过在低于固相线的高温下进行长时间的扩散退火可减轻成分偏析。

增大形核率

例 1：凝固时不能有效降低晶粒尺寸的是以下哪种方法？（ B ）

A．加入形核剂　　B．减小液相的过冷度　　C．对液相实施搅拌

增加

例 2：铸锭的一般组织分为几个区域？成因及影响因素？如何得到细小等轴晶。

例 3：影响晶粒组织的因素（如何获得等轴晶）。

例 4：铸锭中常见的宏观组织缺陷有哪些？消除或者改善的方法？

例3. ① 液体过热度要小，防止浇铸的枝晶碎片重熔

② 凝固范围要大，有利于枝晶的发展，形成碎片

③ 温度梯度要小，有利于枝晶的发展

细小（搅拌 增加 加形核剂）

例4. 化学成分不均匀　物理不均匀（缩孔）　组织性能不均匀. —— 三类常见宏观缺陷

(1) 铸锭中的宏观偏析.

正常偏析：k<1的元素在凝固区域的密度低于凝固区域（k>1，以下相反）

反常偏析：在柱状晶深入液体，在凝固区域稀薄的情况下，此时最前沿只有溶质在液体中. 正常偏析

小. 凝固区域的柱状晶之间有许多液体，柱状晶液体的扩散（方向与柱状晶方向垂直）形成的主要

(方向与柱状晶方向垂直) 形成的主要是由于柱状晶之间溶质走出来走不出去，溶质越来越低. 不易凝固

此时凝固导致的负压使柱状晶之间的富有溶质的液体向外排，从而使凝固区域浓度上升.

反偏析的原因：凝固区域稀薄，凝固时气泡产生压力.

比重偏析：由于溶质密度大于液体 重力作用下沉降的偏析. 形成结晶面致密

减轻正常偏析 改变偏析的方法. 扩散退火

减轻比重偏析　加快结晶速度. 搅拌加速 化学成分（形成晶核

(2) 物理不均匀性（缩孔与气孔

结晶时体积收缩导致缩孔的内因. 凝固条件导致缩孔的外因.

被固体完全孤立分割开的那部分液体由于无法从外部补缩. 凝固后导致缩孔.

枝晶末端穿插封锁形成的分散小缩孔称为缩松（疏松）

由于气体在固体中的溶解度一般比在液体中的溶解度要小. 所以当液体凝固时可能析出气泡.

对应办法：加冒口进行补缩. 切除缩孔 氢气要烘干.

(3) 组织不均匀性

细晶粒表层 浇铸时 液态金属与模壁接触 模壁受热 冷却力强. 液体出现成核的温度梯度. 同时有模

对流 冷却速度大. 又因为模壁可以作为非均匀形核的基体. 因此出现细晶粒外壳.

5

柱状晶区，由于外层液体与模壁分开，两处液相被隔离和传热慢的缘故，这时温度下降，形核等所必使得靠近液相的晶粒以枝晶形式生长，特别是前面晶粒生长迅速，于是出现了与模壁垂直的柱状晶区

等轴晶区，柱状晶生长过程，由模壁的枝晶沿着至中心方向生长，但随着时间的推移，温度逐渐均匀，可能出现均匀形核，又由于中心部分液体温度相差不大，因此形成许多等轴晶区

应对办法：尽量获得细小的等轴晶

六

主要考点

考点 1：弹性形变
考点 2：单晶体的塑性变形
考点 3：施密特定律
考点 4：多晶体的塑性变形（细晶强化）
考点 5：固溶体合金的塑性变形（固溶强化）
考点 6：复相合金的塑性变形（弥散强化）
考点 7：塑性变形后材料组织的变化
考点 8：塑性变形后材料性能的变化
考点 9：综合题

考点 1：弹性形变。
例 1（名词解释）：弹性形变、滞弹性和弹性变形能。

考点 2：单晶体的塑性变形。
例 1（名词解释）：孪晶。
例 2：常温下金属塑性变形有哪些主要机制？它们间的主要差异是什么？
例 3（判断题）：金属晶体中，密排六方晶体比面心立方晶体的塑性好，更适宜塑性加工。X

考点 3：施密特定律。
例 1（名词解释）：临界分切应力。
例 2（名词解释）：施密特（Schmid）因子。
例 3：单晶体的临界分切应力值与（ C ）有关。
A．外力相对滑移系的取向　　B．拉伸时的屈服应力
C．晶体的类型和纯度　　D．拉伸时的应变大小
例 4（判断题）：根据施密特定律，晶体滑移面平行于拉力轴时最容易产生滑移。X 根据施密特定律 取向因子大的为软取向，易滑移，当角度为45°时 取向因子最大为$\frac{1}{2}$
例 5：已知纯铜的{111}[$\bar{1}$10]滑移系的临界切应力 τ_c 为 1Mpa，
(1) 要使($\bar{1}$11)面上产生[101]方向的滑移，则在[001]方向上应施加多大的应力？
(2) 要使(111)面上产生[101]方向的滑移呢

考点 4：多晶体的塑性变形（细晶强化）。
例 1：多晶体塑性变形时，至少需要（ C ）独立的滑移系。
A．3 个　　B．8 个　　C．5 个
例 2：实际金属材料的性能在不同方向并不存在差异，这是因为（ D ）。
A．晶体不同方向性能相同
B．晶体的各向异性现在测量不出来
C．金属材料结构不是晶体
D．大量晶粒随机取向掩盖了各向异性
例 3：解析 Hall-Petch（霍尔-佩奇）公式。表示屈服强度与晶粒尺寸之间的关系 $\sigma_s=\sigma_0+kd^{-\frac{1}{2}}$ 晶体强度及有晶粒细化后强度高
例 4：有两块相同成分的固溶体合金，其区别仅为一块晶粒较粗大，另一块晶粒较细小。试回答下列问题：（1）哪块合金的塑性更好，为什么？（2）在冷塑性变形量相同的情况下，哪一块合金变形所消耗的变形功更大，为什么？（3）当加热这两块经冷塑性变形的合金时，哪一块合金更易发生再结晶，为什么？
例 5：已知当退火后纯铁的晶粒大小为 16 个/mm^2 时，屈服强度 σ_s=100MPa；当晶粒大小为 4096 个/mm^2 时，σ_s=250MPa，试求晶粒大小为 256 个/mm^2 时，屈服强度 σ_s 的值。

考点 5：固溶体合金的塑性变形（固溶强化）。
例 1（名词解释）：屈服强度、断裂强度。
例 2：为什么低碳钢在拉伸时表现出上下屈服点，而纯金属却没有？
例 3：何为固溶强化？请简述其强化机制。

考点 6：复相合金的塑性变形（弥散强化）。

例 1：请论述第二相弥散粒子对合金塑性变形的影响。

例 2：用位错理论分析纯金属与两相合金在冷形变加工时，在产生加工硬化机理上有何区别？

考点 7：塑性变形后材料组织的变化。

例 1：简述单向压缩条件下，形变量、形变温度对金属组织及性能的影响（包括晶粒形状和位错亚结构的变化）？可用示意图表示。

例 2：什么是变形织构？材料冷变形时为什么会产生变形织构？对要求变形量大的材料怎么样防止产生变形织构。

考点 8：塑性变形后材料性能的变化。

例 1：金属材料经冷塑性变形后__晶体缺陷__密度增加，其机械性能是_强度硬度_升高，_塑韧性_降低，内应力_增大_，但其显微组织和机械性能_____。

例 2：请画出金属单晶体的典型应力-应变曲线，并标明各阶段。铝（层错能约为 200mJ/m^2）和不锈钢（层错能约为 10mJ/m^2），哪一种材料的形变第III阶段开始得更早？这两种材料滑移特征有什么区别？

例 3：工业生产中，为防止深冲用的低碳薄钢板在冲压成型后所制得的工件表面粗糙不平，通常采用何种工艺？说明理由。

例 4：金属材料经过冷塑性变形后，其力学性能将出现（ B ）。

A．硬度上升塑性上升　　B．硬度上升塑性下降

C．硬度下降塑性上升　　D．硬度下降塑性下降

例 5：什么是时效处理？通过时效处理产生强化的原因？实际应用过程中，为消除时效强化可采用什么处理方法？为什么？

例 6：以低碳钢的拉伸曲线为例，运用位错理论说明屈服现象及加工硬化现象。

例 7：论述冷变形后材料的组织和性能特点。

例 8：试比较单晶锌与多晶锌的塑性变形特性。

考点 9：综合题。

例 1：叙述你所熟悉的某一类材料的变形行为及其特点。

例 2：分析位错对金属材料性能的影响。

例 3：就你所学所有知识，谈谈如何控制和改善金属材料中的组织。

例 4：铜是工业上常用的一种金属材料，具有电导率高和耐腐蚀性好等优点，但是纯铜的强度较低，经常难以满足要求，根据你所学的知识，提出几种强化铜合金的方法，并说明其强化机理。

主要考点

考点 1：回复
考点 2：再结晶
考点 3：再结晶晶粒大小的影响因素
考点 4：再结晶温度
考点 5：组织和性能变化
考点 6：动态回复与动态再结晶
考点 7：综合

考点 1：回复

例 1（名词解释）：回复。

例 2：形变后的材料在低温回复阶段时其内部组织发生显著变化的是（ A ）。

A．点缺陷的明显下降　　B．形成亚晶带　　C．位错重新运动和分布

例 3：冷加工金属加热时发生回复过程中位错组态有哪些变化？

例 4：经冷变形后的金属在回复过程中，位错会发生（ C ）。

A．增殖　　B．大量消失　　C．部分重排　　D．无变化

考点 2：再结晶

例 1（名词解释）：再结晶。

例 2（名词解释）：再结晶退火。

例 3：给出金属发生再结晶的基本条件（驱动力）。

例 4：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？

考点 3：再结晶晶粒大小的影响因素

例 1：固态下，无相变的金属，如果不重熔，能否细化晶粒？如何实现？

例 2：为细化某纯铝件晶粒，将其冷变形 5%后于 650℃退火 1h，组织反而粗化，增大冷变形量至 80%，再于 650℃退火 1h，仍然得到粗大晶粒。试分析其原因，指出上述工艺的不合理处，并制定一种合理的晶粒细化工艺。

例 3：若欲通过形变和再结晶方法获得细晶粒组织，应该避免（ A ）。

A．在临界形变量进行塑性变形加工　　B．大变形量

C．较长的退火时间　　D．较高的退火温度

例 4 晶粒尺寸和形核率 N、线长大速度 v_g 之间的关系是（ C ）。

A．N 越大，晶粒尺寸越大　　B．N/v_g 越大，晶粒尺寸越大

C．v_g/N 越大，晶粒尺寸越大　　D．v_g 越小，晶粒尺寸越大

例 5：影响再结晶晶粒大小的因素有哪些？在生产实际中如何控制再结晶晶粒的大小？

例 6：再结晶后晶粒的大小主要取决于 形变量 和 退火温度

考点 4：再结晶温度

例 1（名词解释）：再结晶温度。

例 2：下面关于对再结晶温度影响的说法中，错误的为（ C ）。

A．冷形变程度越小则再结晶温度越高

B．在同样的冷变形程度下，原始晶粒尺寸越小则再结晶温度越低

C．第二相粒子分布越弥散则再结晶温度越低

例 3：在室温下对铁板（其熔点为 1538℃）和锡板（其溶点为 232℃）分别进行来回弯折，随着弯折的进行，各会发生什么现象？为什么？

考点 5：组织和性能变化

不正确 再结晶是高位错密度的变形晶粒被无畸变的晶粒替代

因为两种理论 ① 一次再结晶中形成的各种位错 晶粒 个数 有 某些特征位错的晶粒才可以

向形变基体中长大 形成再结晶组织 当变形量低变形长大的过程 存在变形组织时 其中大角度晶粒数取决于晶粒 晶粒越

例 1："由于冷变形金属在加热发生再结晶时，其中的变形晶粒将被通过形核和长大而长大的某些特征位错的晶粒才可以形成的无畸变等轴晶粒完全替代，因此，冷变形所形成的变形织构将消失。再结晶后，金属中将必然不再会有织构。"试问此说法正确与否，为什么？

例 2：经过冷塑性形变和再结晶过程，在下列何种情况下必定会得到粗大的晶粒组织？（ A ）

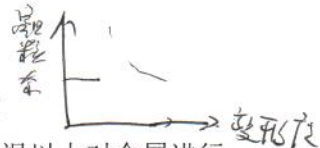
A．在临界形变量进行塑性变形加工　　B．大变形量

C．较长的退火时间　　D．较高的退火温度

例 3：将经过大量冷塑性变形（例如为 70%）的纯铜长棒的一端浸入冰水中，另一端加热至接近熔点的高温（例如 $0.9T_m$），过程持续进行 1h，然后试样完全冷却，试作沿棒长度的硬度分布曲线（示意图），并作简要说明。

例 4：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？

例 5：临界变形度对金属再结晶后的组织和性能有什么影响？



考点 6：动态回复与动态再结晶

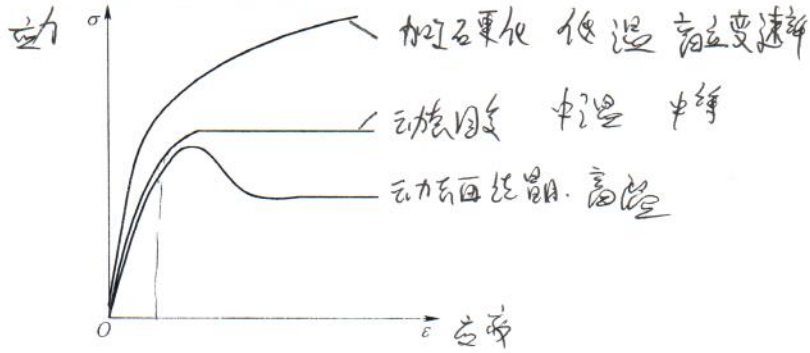
例 1（判断题）：在室温下对金属进行塑性变形为冷加工。加热到室温以上对金属进行塑性变形为热加工。 X

例 2（名词解释）：动态再结晶。

例 3（名词解释）：动态回复。

例 4（名词解释）：超塑性。

例 5：面心立方金属铜在三种不同条件下的真应力-应变曲线如图所示。说明它们可能是在怎样的温度和应变速率下形成的？为何具有这样的形状？



考点 7：综合

例 1：经冷变形的金属随后加热到一定温度将会发生回复再结晶，这是一个（ AB ）。

A．低位错密度的晶粒取代高位错密度的晶粒的过程

B．也是一个形核和长大的过程

C．是一个典型的固态相变的过程 X

D．也是重结晶过程 X

例 2：请分析影响回复和再结晶的因素各有哪些，以及影响因素的异同，并请分析其原因。

例 3：何谓金属的结晶？何谓金属的再结晶？两者是否都是相变，为什么？两者的驱动力是否相同，为什么？

例 4：凝固、扩散、晶粒长大、回复和再结晶的驱动力是什么？

例 5：再结晶和二次再结晶的区别？

例 6：解释冷变形金属加热时回复、再结晶的过程及特点。

例 7：指出再结晶、结晶、固态相变之间的主要区别。

例 8：比较结晶、再结晶和二次再结晶。

例 9：晶粒尺寸对金属材料的性能有重要影响。试从液-固相变、固态相变和再结晶等角度分析可用于细化晶粒的手段和方法。

图表

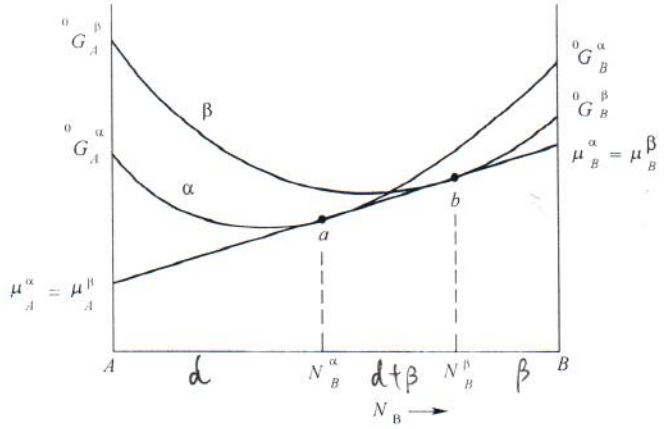
热处理 降低成核率

热加工：使大晶粒破碎

1

考点 1：吉布斯自由能成分曲线

例：利用如图所示的自由能-成分曲线说明，公切线将成分范围分成三个区域，各区域内哪些相稳定？为什么？



考点 2：合金组织与性能

例 1：二元合金中、铸造性能好的合金通常在相图处在（ B ）成分点。

A．发生匀晶转变　B．发生共晶转变　C．发生包晶转变

例 2（名词解释）：伪共晶与离异共晶。

例 3：由 A、B 组元组成甲、乙两种合金，其中甲合金成分为共晶成分，乙合金成分远离共晶成分，这两种合金铸造成型时：（1）哪种合金的流动性好，为什么？（2）哪种合金得到的组织更加致密，为什么？

例 4：A、B 两组元可以形成共晶合金，回答下列问题：（1）现有一合金样品（其成分未知），观察其室温显微组织为 100%的共晶组织，是否可据此认为该样品成分一定为共晶成分，为什么？（2）对在平衡凝固时不发生共晶转变的某成分该合金，在其非平衡凝固时是否有可能得到含有共晶体的室温组织，为什么？

考点 3：杠杆定律

例：在共析温度 Fe-C 合金中碳在铁素体的最大固溶度为 0.02wt%，Fe-C 合金共析点含碳量为 0.77wt%。现有某 Fe-C 合金平衡冷却，在共析转变刚结束时，观察到其显微组织中含有珠光体和铁素体各一半。试求：（1）该合金中含碳量；（2）将该合金重新加热到 730℃将得到什么平衡相？（3）将该合金重新加热到 950℃又将得到什么平衡相？

设含碳量为 C　$\frac{C-0.02\%}{0.77\%-0.02\%} = 50\% \Rightarrow C=0.39\%$

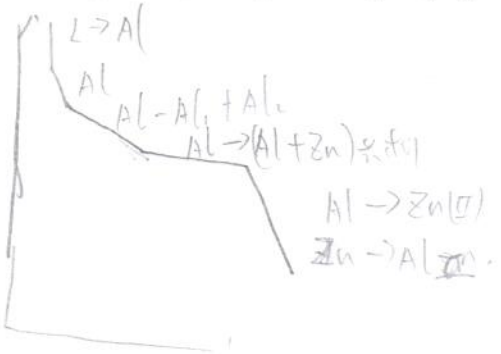
730℃ α+γ，即铁素体和奥氏体的平衡相

950℃ γ　奥氏体的平衡相

考点 4：二元相图综合计算

例 1：根据如图所示的 Al-Zn 二元相图。（1）画出 Al-40at%Zn 合金的冷却曲线和写出最终的平衡组织；（2）分别计算上述合金在共析转变后初生相和共析组织的相对量。

已知共析反应为：Al(59at%Zn) → (Al)(16.5at%Zn)(96.4 at%Zn)



平衡组织 (Al)Ⅰ+(Al+Zn)共析(Zn)Ⅱ

或 AlⅠ+(Al+Zn)共析+(Zn)Ⅱ+(Al)Ⅲ

相：

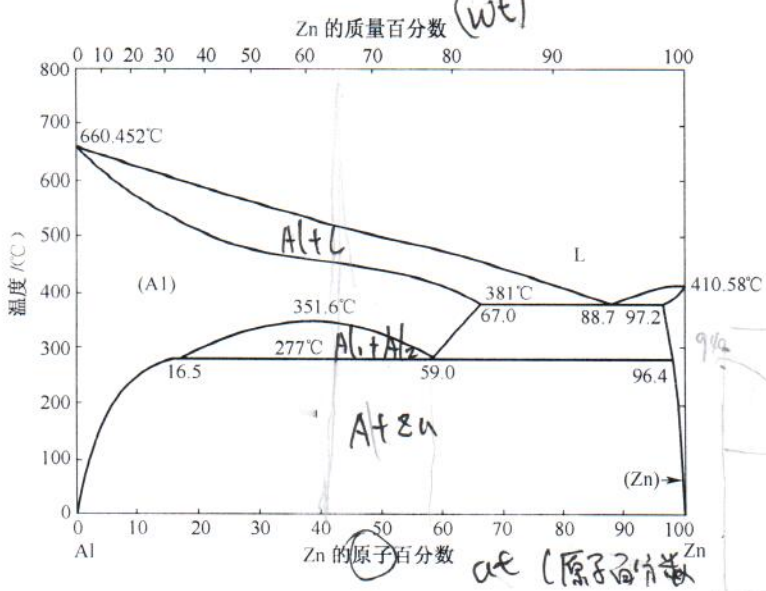
Al = $\frac{0.59-0.40}{0.59-0.165}$ = 44.71

共析组织为原始总量减去初生相含量

(Al+Zn)共析 = 1 - 44.71 = 55.29 %

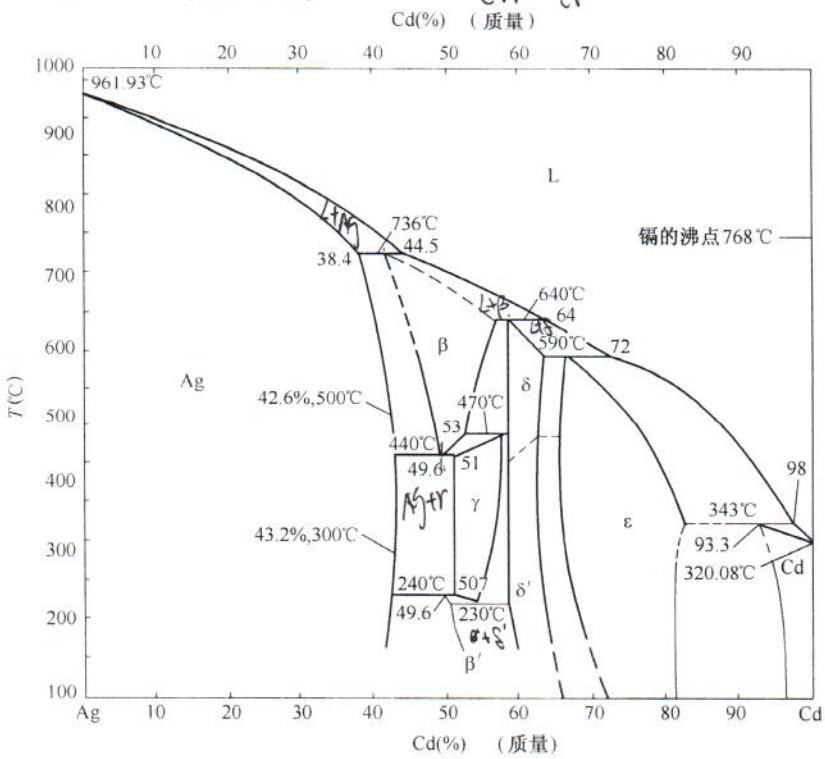
1

at



例 2：根据如下给出的信息，绘制出 A 和 B 组元构成的在 600℃到 1000℃之间的二元相图：A 组元的熔点是 940℃；B 组元在 A 组元中的溶解度在所有温度下为零；B 组元的熔点是 830℃；A 在 B 中的最大溶解度是在 700℃为 12wt%；600℃下 A 在 B 中的溶解度是 8wt%；700℃时在成分点 A-75(wt%)B 有一个共晶转变；730℃时在成分点 A-60(wt%)B 有另一个共晶转变；755℃时在成分点 A-40(wt%)B 还有一个共晶转变；在 780℃时在成分点 A-49(wt%)B 有一个稳定金属间化合物凝固发生；在 755℃时在成分点 A-67(wt%)B 有另一个稳定金属间化合物凝固发生。

例 3：在如图所示的 Ag-Cd 二元相图中，当温度为 736℃、640℃、590℃、440℃和 230℃时分别会发生什么样的三相平衡反应？写出反应式。



736.
L+Ag → β （包晶）
640: L+β → δ 包晶
590: L+δ → ε 包晶
440: β → Ag + γ 共析
230 γ → β' + δ' 共析

考点 1：基础知识

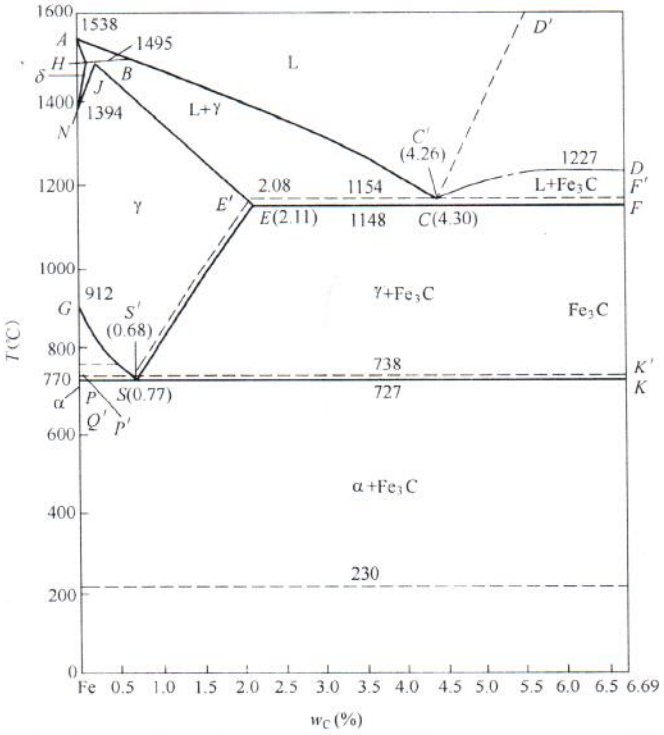
例（解释名词）：珠光体。

考点 2：铁碳相图综合

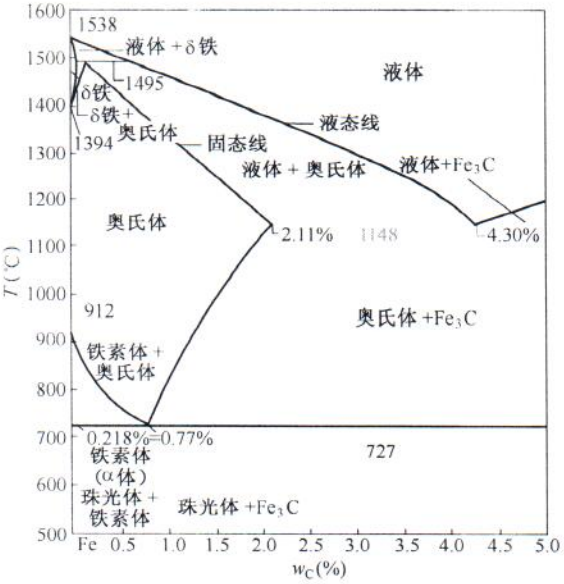
例 1：画出 Fe-Fe_3C 相图；

例 2：分析碳含量 w_C=1.1%的铁碳合金从液相平衡凝固到室温时的转变过程，画出组织转变示意图，并计算出室温时各组织的相对含量。

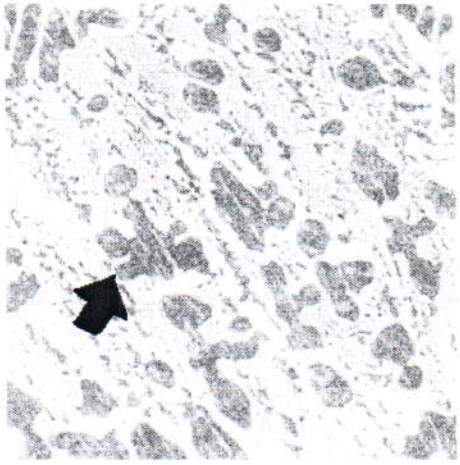
例 3：根据如图所示的铁碳平衡相图，回答以下问题：（1）写出在 1495℃、1154℃、1148℃、738℃和 727℃发生的三相平衡反应的反应式；（2）画出含碳量 w_C=1.2%的过共析钢在室温下的平衡组织，并计算二次渗碳体的百分数；（3）含碳量 w_C=3.5%的亚共晶白口铸铁在从液相平衡冷却到室温时会发生什么三相平衡反应和两相平衡反应（可用热分析曲线表示）？室温下该成分的铸铁中有没有二次渗碳体？如有的话，计算其百分数。



例 4：如图所示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（b）的最终组织；计算图（b）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）。

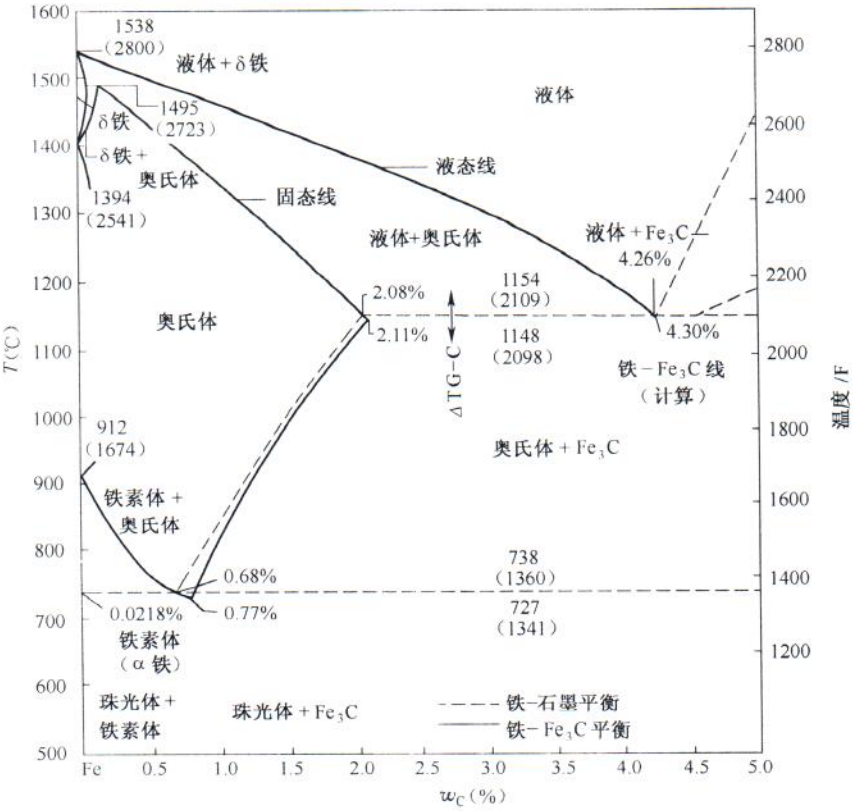


(a)

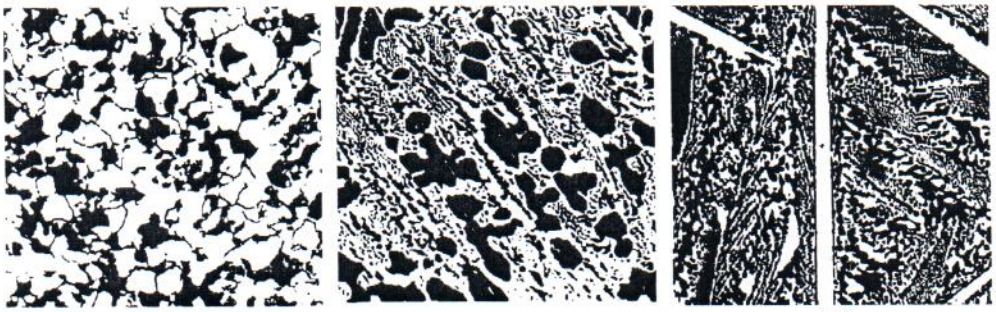


(b)

例 5 如图（a）所示为铁碳相图，图（b）、（c）、（d）分别为三个不同成分（设为 0.45%C、3.4%C、4.7%C）的铁碳合金缓冷凝固组织（包括随后的固态相变、硝酸酒精浸蚀）。说明它们各是哪个成分的合金，为什么？



(a)



(b) (c) (d)

图 7-25

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

3.

考点 1：基础知识

例 1：在三元系中出现两相平衡时，若要计算两相的百分数，则（ B ）。

A．在垂直截面上运用杠杆定理计算

B．在水平截面上运用杠杆定理计算

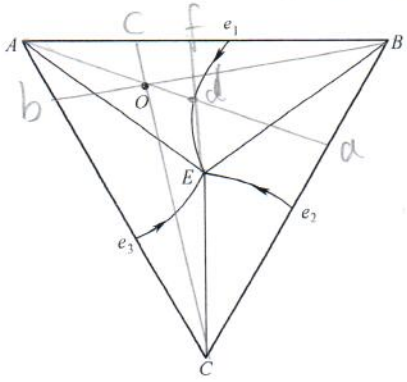
C．在投影面上运用杠杆定理计算

D．在水平截面上运用重心法则计算 α 三相

例 2：解释三元系合金相图的重心定律？

考点 2：固态完全不互溶三元相图

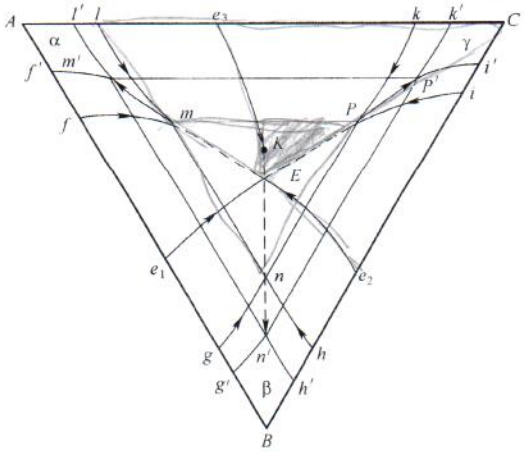
例：某 *A-B-C* 三组元在液态完全互溶，固态完全不互溶，且具有共晶反应，其三元相图的全投影图如图所示。图中 *O* 点成分的合金自液态平衡冷却至室温。（1）分析 *O* 合金的平衡结晶过程；（2）写出室温时的相组成物和组织组成物；（3）计算室温时各相组成物的质量百分数和各组织组成物的质量百分数。



考点 3：固态有限互溶三元相图

例 1：画出固态下有限互溶三元共晶相图的投影图，并在图中标出室温下组织为 γ+(γ+α)+(γ+α+β)的相区。

例 2：分析三元合金相图中 K 合金的平衡结晶过程，画出其冷却曲线，并写出它在室温时的组织组成物（见图）。

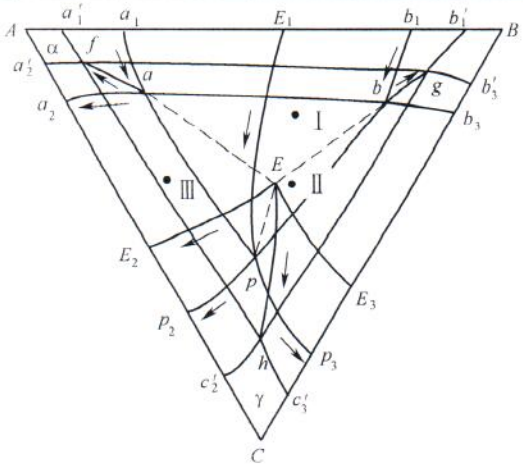


L→ α+γ

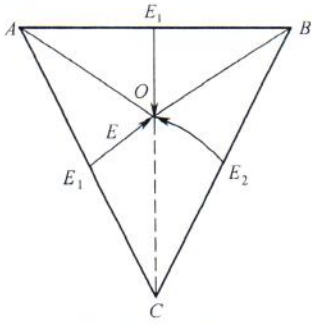
L→ α+γ+β.

考点 4：四项平衡反应的判断

例 1：（1）在如图所示的三元相图投影图中会发生什么样的四相平衡反应？写出反应式；（2）组成这个三元系的三个二元系中分别发生什么样的三相平衡反应？写出反应式。

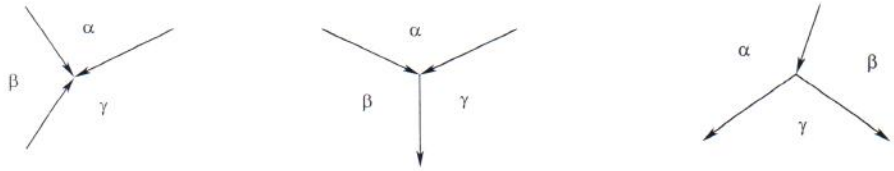


例 2：如图所示为组元在固态下互不溶解的三元共晶合金相图的投影图。（1）分析 O 点成分合金的平衡结晶过程；（2）写出该合金在室温下组织组成物的相对含量表达式。



$u_A = \frac{OE}{AE}$

例 3：试根据如图所示的液相面投影图，分别写出四相平衡反应式。



$L \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$ (a) (b) (c)

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

共晶 偏晶 偏晶

一、固态转变基本类型

由于金属（合金）的结构和组织在固态下可以进行多种多样的形势转变，因此具有性能方面的多变性。包括同素异形转变、脱溶、有序化转变等等，甚至回复、再结晶也属于固态转变。

分类：①扩散型相变；②非扩散型相变（切变型）；③过渡型相变。贝氏体

例 1（名词解释）：调幅分解 过饱和固溶体在一定温度下分解成结构相同、成分不同的两个相的过程

例 2（名词解释）：一级相变、二级相变 按扩散—偏聚机制进行无需形核，而由成分起伏自发成长形成新旧相的固态相变

一级相变：材料发生相变后，新旧两相化学势相同，但其一阶偏导数不等的相变。表现为化学成分和结构都发生改变。二级：新旧两相化学势相同，化学势的一阶偏导也相同，但二阶偏导不同。表现为化学成分不变，结构改变

二、固态相变一般特点

固态相变大多数为形核和生长的方式，由于此过程是在固态中进行，原子扩散速率甚低，且因新、旧相的比体积不同，其形核和生长不仅有界面能，还有因比体积差而产生的应变能，故固态相变往往不能达到平衡状态，而是通过非平衡转变形成亚稳相，且因形成时条件的不同，可能有不同的过渡相。固态相变形成的亚稳相类型有多种，如固溶体脱溶产物、马氏体和贝氏体等。

固态相变要走转变阻力小、做功少的道路。

考点 1：固态转变驱动力

新旧两相自由能之差；阻力：新旧两相产生相界面引起界面自由能升高；新旧两相间因为比容不同导致的畸变能。

例：固态相变中，应变能产生的原因分析。

发生固态相变时，新相的比容差不同于母相，新相的原子由母相结构变为新结构时，要会出现膨胀或者收缩。新相的膨胀必然导致母相受压，而新相的收缩必然导致母相受张。当原总体积不变的情况下会在母相中产生附加的应变，从而产生应变能

考点 2：形核特点

①非均匀形核；

②核心的取向关系；

③共格界面与半共格界面。

考点 3：成长特点

①惯习现象；固态相变中，新相成长时倾向于沿着某些特定的晶面和晶向，以针状或片状的形势发展

②共格成长与非共格成长；

③存在脱溶贯序。

例 1（名词解释）惯习现象

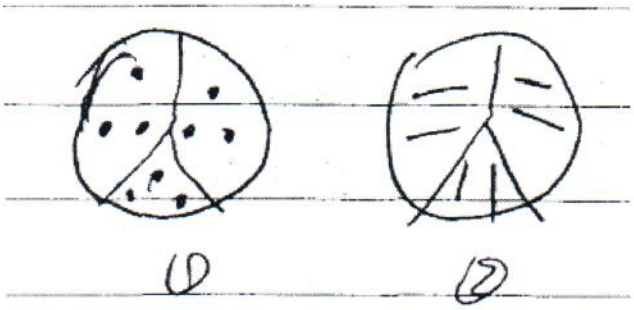
例 2（名词解释）：脱溶贯序 用来描述脱溶过程 过饱和固溶体脱溶过程中新相的析出顺序

考点 4：新生组织形态 体积大、面积小（球状）

应变能主导时优先形成饼状、圆片状；其次是针状；最后是球状。界面能主导时，优先形成球状、其次是针状、最后是片状。

P.S. 脱溶基本完成后，新相、母相基本达到平衡浓度、再延长时间或者提高温度会发生新相聚集长大和形貌转化。界面能主导：小粒子溶解、大粒子生长，半径越来越大，$\Delta p=2\sigma/r$（压应力）变小，脱溶相变稳定，向球形转变，脱溶相弯处向平处扩散；应变能主导：球状→立方状→棒状片状→编织组织。

例 1：例题根据如图所示的析出物能够得到何种结论？



例 2：固态相变与液—固相变在形核、长大规律方面有何特点？分析这些特点对所形成的组织会产生什么影响？

考点 5：过渡相

所谓过渡相是指成分或结构或两者都处于新旧相之间的一种亚稳态相。

考点 6：非扩散转变——马氏体

例 1：马氏体相变定义及马氏体相变的基本特征。

例 2：固态相变一般特点？

三、固溶体脱溶

从过饱和固溶体中析出一个成分不同的新相或溶质原子富集的亚稳区过渡相的过程称为脱溶。新相的成分和结构始终与母相的不同。

考点 1：脱溶分类

脱溶方式可分为连续脱溶（连续沉淀）和不连续脱溶（不连续沉淀）两类。连续脱溶又分为均匀脱溶和不均匀脱溶（或称局部脱溶）。

（1）连续/不连续

连续：母相成分连续变化，除了新旧相之间的界面，母相内部无新界面；

不连续：脱溶相一旦形成，其周围一定距离内母相均变成饱和状态，出现与原始成分截然不同的分界面。

（2）普遍/局部

普遍：脱溶在整个固溶体上基本同时发生，新相分布均匀。

局部：脱溶相只在局部区域产生。

例：固溶体脱溶定义，说明连续脱溶与不连续脱溶母相成分变化特点。

考点 2：脱溶过程（Al-Cu 脱溶为例）

脱溶序列：α 相→GP 区→θ"→θ'→θ

GP 区：原子偏聚区；θ"、θ'是过渡相。

（1）GP 区（溶质原子偏聚区）

形成条件：在过饱和度较大或者过冷度较大的条件下形成。例如铜铝合金淬火。

结构变化：Al 点阵中的铜原子富集，与 α 相未分开，无界面，但由于 Al、Cu 半径不同，会

出现应变区。
组织形态：电镜下无法分辨，但存在应变区，引起衍射变化。
影响：时效温度上升，扩散加强，过饱和度、过冷度降低会导致 GP 区尺寸变大，密度变小。

（2）θ"相的形成（共格关系）
当时效温度较高时，脱溶过程就从 GP 区进一步发展（这里是将已经淬火的过饱和铜铝合金进行时效，升温过程）
θ"既可由基体 α 中生核并借助 GP 区溶解而长大，也可以由 GP 区转化而成。要借助电镜观察。
（3）θ'的形成
非均匀形核，易在螺型位错线或是亚晶形核；
半共格关系，一般的光学显微镜可以观察到。
（4）θ 相形成
θ 相分布不均匀，易沿原晶界生核长大；
θ 既可以在 α 中长大，也可以在 θ'中长大；
θ 相与旧相非共格、光学显微镜可观察。

（5）总结
凡是既无 GP 区也没过渡相的合金，其时效效果差；
时效：金属或合金在大气温度下经过一段时间后，由于过饱和固溶体脱溶和晶格沉淀而使强度逐渐升高的现象。
GP 区大多共格，过渡相一般为共格、半共格，可均匀分布，也可非均匀分布；
从相变驱动力来看，平衡相最有利，但从相变阻力（应变能、界面能）来说，GP 区、过渡相都是力求沿阻力最小的途径而进行相变。

例：以 Al-Cu 4.5%为例，分析过饱和固溶体脱溶分解过程，并讨论脱溶温度的影响。

考点 3：脱溶强化
（1）时效强化现象
①各合金硬度都随时间变化，先增大到峰值后有随时间逐渐降低（过时效）；
②合金过饱和度越大，硬化越早（孕育期短），达到的峰值也大；
③硬度峰值位于 θ"充分发展阶段，θ'出现后硬度开始降低。
④某些饱和度很低的合金峰值位于 θ'相的位置。
⑤时效温度下降（过冷度变大），峰值越高，但到达峰值时间长。
（2）脱溶强化机理：绕过机制跟切过机制

例：简述固溶强化、形变强化、细晶强化、弥散强化的机理。

三、位错

考点4.

例1. 纯金属中溶入另一组元后会带来那些微观结构上的变化.

(1) 微观结构的变化: 在纯金属中引入另一组元而不会产生新相, 说明形成的是固溶体.

由于溶质原子的溶入, 会引起微观结构上的点阵畸变从而导致点阵常数发生改变。

对于置换固溶体, 当原子半径 $r_B > r_A$ 时, (溶质 > 溶剂) 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 点阵常数一定随着溶质原子的溶入总是增大的; 除会发生点阵畸变以外, 还会发生局部偏聚和有序化转变, 甚至出现超结构

(2) 引起性能变化, 对于固溶体而言, 由于溶质原子的溶入通常使固溶体的强度 硬度升高 塑性降低 电阻率一般增大, ~~电阻温度系数降低~~, 矫顽力提高 磁导率降

例2. 溶质原子的存在以及固溶度增加 因固溶中两类原子尺寸不同, 引起点阵畸变, 阻碍位错运动, 使基体金属的变形抗力随之提高 造成固溶强化

考点5.

位错是晶体材料的一种内部微观缺陷. 指原子的局部不规则排列。从几何角度看, 位错是一种线缺陷, 可视为晶体中已滑移区与未滑移部分的分界线, 位错线

柏氏矢量是描述位错实质的重要物理量, 反映出柏氏回路包围的位错所引起点阵畸变的总和效果, 它也表示晶体滑移时原子移动的大小和方向.

柏氏矢量与位错线的相对关系① 一条位错线具有唯一的柏氏矢量, 它与柏氏回路的大小和回路在位错线上的~~位置无关, 只决定位错的类型~~. 位置无关, 位错在晶体中运动或改变方向时, 其柏氏矢量不变

②根据柏氏矢量与位错线的关系可以确定位错的类型。当柏氏矢量垂直于位错线时为刃位错, 当柏氏矢量平行于位错线时是螺位错. 当柏氏矢量与位错线成任意角度时是混合位错.

例6. 刃 bl 位错线 螺 bl 位错线. 可见一根位错环全部分不一定都是螺型位错

但可能者限于位移. 当柏氏矢量垂直于位错环所在的平面, 则位错环为刃位错环.

例7 交滑移. 在晶体中出现两个或多个滑移面沿着某个共同的滑移方向. 滑移

多滑移. 晶体在外力作用下滑移时, 由于晶体的转动使多个滑移系同时达到临界分切应力

从而使这些滑移同时或交替进行滑移. 多滑移也称为复滑移

专业

例3. 纯金属中主要点缺陷. 其产生原因

点缺陷主要类型是空位. 间隙原子. 空位对及空位与间隙原子对

原因 ① 依靠热振动使原子脱离正常点阵位置而产生。空位. 间隙原子或空位与间隙原子对都可由热激活而形成。这种点缺陷受热的控制. 它的浓度依赖于温度. 温度升高. 其平衡浓度的浓度亦增加

② 受力之下相邻平位置间有交互作用. 在适当条件下. 位错交互作用的结果能产生点缺陷. 如带割阶的位错的运动会放出空位

③ 辐照。高能粒子 (中子, α粒子, 高速电子等) 轰击金属晶体时, 点阵中的原子由于粒子轰击而脱离开原来位置, 产生空位或间隙原子

例5. (1) 空位平衡浓度: 体系自由能最低时, 晶体处于平衡稳定状态, 晶体中存在一定空位浓度, 此时的平衡空位浓度

(2) 因为晶体中空位缺陷存在, 一方面造成点阵畸变, 使晶体内能升高, 降低了晶体的热力学稳定性; 另一方面, 由于增大了原子排列的混乱程度, 有效地降低了原子的振动频率, 引起熵增和振动熵增的改变, 使晶体熵值增大, 晶体自由能下降, 增加了晶体的热力学稳定性。这两个相互矛盾的因素使得晶体中的空位是一种热力学上平衡的缺陷

三-2

专业8.

例1 解释扩展层错.

答 一个全位错分解2个shockley(肖克莱)不全位错 这两个的2个sh位错一起称为扩展位错.

例2. 解释层错能

在金属结构在堆垛时,没有严格的按照堆垛顺序,形成堆垛层错。层错一种晶体缺陷,它破坏了晶体的周期完整性,引起能量升高,通常把单位面积层错所增加的能量称为层错能,层错能越大时表现在改变了原子的次近邻关系,几乎不产生畸变,所以层错能相对于晶界能而言比较小的。层错能越小的金属,则层错出现的几率越大.

例4.

层错能高低对出现型位错交滑移的影响.

①在变形过程中层错能高的金属,其高层错能使得全位错不易发生分解,遇到阻碍时可以通过交滑移继续运动,不会发生堆积,直到与其他位错相遇形成缠结而后停止.

②层错能低的金属,由于其全位错容易分解为两个不全位错,难以发生交滑移,只能通过两个不全位错的运动来完成,所以位错组态的运动性差

在出现型位错交滑移过程中,由于同一滑移面上的两个异号的出现型位错能低的金属难以发生交滑移,因此变形过程中位错堆塞速率大,从而导致加工硬化速率增大.

例6.

面心立方晶体位错的特征

	全位错	弗兰克位错	肖克莱
柏氏矢量	$\frac{a}{2}\langle 110\rangle$	$\frac{a}{3}\langle 111\rangle$	$\frac{a}{6}\langle 112\rangle$
位错类型	刃型螺型	刃	刃型螺型
位错线形状	任意	平面图形	平面图形
可能运动方式	滑移	只能非滑移	只能滑移

专业7. 例1. 原因①在晶体中空位陷阱会引起晶格畸变,产生内应力,形成应力场

空位陷阱的应力场与位错应力场发生交互作用,其结果是通过空位陷阱运动而使空位陷阱和位错形成特定分布,从而使体系的自由能达到较低状态

②柯氏提出了溶质原子与位错之间交互作用,在间隙固溶体中,由于间隙原子的半径比晶体间隙的半径大,与位错进行了弹性交互作用,结果间隙原子挤在位错附近聚集,形成小原子集团,称为柯氏气团.柯氏气团的存在使位错运动加难,这是因为位错只有从气团中挣脱或者拖着气团一起前进才能继续运动,这需要外力作更多的功.这就是固溶强化效应

③空位通常会引到刃型位错的压缩区,或将刃型位错拉长使位错线

产生空间阶梯，空位与位错在一定条件下可互相转化

(2) 由刃型位错的应力场可知，在滑移面以上，位错附近区域为压应力，而滑移面以下，~~位错附近区域为~~原子的区域为拉应力，若有间隙原子（N）或比溶剂原子尺寸大的置换溶质原子存在就有利于位错交互作用偏聚到刃型位错的下方，以抵消部分或全部的张应力，从而使位错的弹性应变能降低，当位错处于能量较低状态时，位错趋于稳定，不易运动，即对位错形成钉扎作用，位错要运动就必须在更大应力作用下才能挣脱钉扎而移动，这就形成上下屈服点

例2 这种改变称为晶界强化或细晶强化，强度提高的主要原因在于，晶界是位错运动的障碍之一。由于晶界两侧原子取向不同，因而当一个晶粒滑移至晶界不能直接进入第二个晶粒，就大量位错在晶界附近集中，就必须增大外力，以激活相邻晶粒的位错源启动，使滑移传播到相邻晶粒，晶界对位错的这种阻碍作用随晶粒的细化而强化

强化方式 { 细晶 晶界 / 弥散 / 加工

位错产生

① 晶体生长过程中产生位错

② 在高温较快凝固或结晶时，晶体内存在大量过饱和空位，空位聚集形成位错

③ 晶体内部的某些晶面和微观缺陷的附近，由于热应力和组织应力的作用，位错发生应力集中现象，从而导致晶体移动而形成的位错

位错密度越高强度越高 冷变形 固溶 弥散

晶粒细化可经过①增加位错 ②添加形变引起振动使晶粒破碎 金属溶液凝固时施加振动或搅拌作用得到细小晶粒 同时也可以通过增大形变或再结晶 或利用合金元素的固溶强化

考点11

例2 (1) 堆垛层错与不全位错的关系：在实际晶体结构中密排面的正常堆垛顺序有部分遭到破坏和错排，成为堆垛层错。形成层错时引起体系能量的变化，使晶体的完整性和正常周期性受到破坏。若堆垛层错不是发生在晶体的某个原子面上，而只是部分区域存在，那么层错与完整晶体的交界处就存在柏氏矢量，不等于点阵完整的不全位错。

扩散

考点1

例1 稳态扩散 是指扩散系统中，任一体积元在任一时刻流入的物质量与流出的物质量相等，即任一点的浓度不随时间变化

例2. 菲克第一定律数学表达式为 $J=-D\frac{d\rho}{dx}$ 式中 J为扩散通量，表示单位时间通过垂直于扩散方向的单位面积的扩散物质量 $kg/(m^2\cdot s)$；D为扩散系数，m^2/s；ρ为扩散物质的质量浓度 kg/m^3；$\frac{d\rho}{dx}$为浓度梯度，负号表示扩散方向与浓度梯度方向相反

$\frac{kg/m^3}{m}\cdot m^2/s=kg/(m^2\cdot s)$

考点3. 扩散激活能：必需要由额外能量来克服，能够实现原子从一个平衡位置到另一个平衡位置的基本跃迁，这部分能量称为扩散激活能

例2. 扩散系数：根据菲克第一定律，在单位时间内通过垂直于扩散方向的单位截面积的物质流量（称扩散通量，用J表示）与该截面处的浓度成比，也就是说浓度梯度越大，扩散通量越大，相应的数学表达式为 $J=-D\frac{dc}{dx}$ 其中D就是扩散系数，m^2/s C为扩散物质

扩散系数D是描述扩散速度的重要物理量，它相当于浓度梯度为1时的扩散通量，D值越大，扩散越快。对于固态金属中的扩散，D值都很低的。例如，100℃时Zn在Cu中的扩散系数D仅为$10^{-17}m^2/s$数量级

例3. 此判断不对。一般认为扩散激活能的大小与温度无关，只与扩散机制和材料有关。温度升高时，原子热运动加剧，越容易克服迁移势垒，扩散系数也越大

例4 (1)杂质原子的引入使晶格发生畸变，杂质原子的引入使系统熵增加，降低扩散激活能。(2)生成空位和间隙。晶体中存在着空位，这些空位的存在使原子迁移更容易。在间隙扩散机制中，原子从一个晶格位置的间隙位置迁移到另一个间隙位置达到扩散的目的。所以杂质原子既生成空位提高扩散系数，又填隙降低了扩散系数，这是一个动态平衡。

例7. 固溶晶体结构对扩散系数有很大的影响，面心立方结构，奥氏体为体心立方结构，由于体心立方结构的致密度比面心立方的致密度小，原子更容易迁移。所以碳在铁素体中的扩散系数比碳在奥氏体中的扩散系数要大

例8. 碳原子渗入深度大，碳原子在钢中形成的是间隙固溶体，通过间隙机制扩散；而铬原子在钢中形成的是置换固溶体，以空位机制进行扩散。由于空位机制的扩散激活能除了要克服原子迁移所需要的内能外，还要加上一个空位形成能，所以碳原子更易扩散，渗入深度更大

例9. 滑移原子经过了冷塑性变形的金属中扩散更为容易。因为经过塑性变形的金属产生大量位错，位错线的扩散激活能小，位错起着类似扩散通道的作用，因此滑移原子在经过冷塑性变形的金属中扩散更加容易。

例10.(2) 影响金属材料的因素有固溶体类型(扩散机制.空位扩散 间隙扩散) 晶体结构类型(致密度)
晶体缺陷 化学成分. 温度等

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

② 固溶体类型。间隙固溶体的扩散激活能一般较小；置换扩散激活能一般较大.

③ 晶体结构对扩散有影响. 当晶体结构改变后，扩散系数也会发生较大变化.

④ 晶体缺陷中，若以 Q_L Q_S Q_B 分别表示晶内 晶表面 晶界的扩散激活能 D_L D_S D_B表示晶内
表面和晶界的扩散系数，则一般规律是 $Q_L > Q_B > Q_S$ 所以 $D_S > D_B > D_L$.

⑤ 化学成分 一般会对扩散影响较为复杂

考点4.
例1. 碳原子以间隙扩散机制扩散，因为 Fe-C 合金为间隙固溶体，碳原子半径比较小，间隙扩散不会引起
较大的晶格畸变. 铁原子以空位扩散机制进行扩散，因为 Fe-Mn 合金为置换固溶体，铁原子比较大，不能以通过
间隙机制从一个间隙位置迁移到另一个间隙的间隙位置，因为这种迁移将导致很大的晶格畸变
碳原子具有很大的扩散系数，因为空位扩散激活能除了需要原子迁移到空位所需的能量外，还比间隙扩散增加
一个空位形成能。根据 $D=D_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$ 可知，Q越大，D越小，所以 C原子具更大的扩散系数

考点5.
例1. 上坡扩散. 非均匀一定律表明某组元有浓度梯度的情况不会产生由高浓度的低浓度方向的扩散. 这是
根据大量的宏观现象总结出的经验定律. 但是并不是普遍法则. 在特殊时会发生浓度低的向
浓度高的方向扩散. 产生成分的偏聚而不是成分均匀化. 这种扩散现象称为上坡扩散

例2. 热力学中，扩散的驱动力是化学势梯度.

考点7. 例1. 置换扩散与间隙扩散的扩散系数主要区别是前者扩散控制浓度梯度，后者与空位浓度梯度.
一般间隙扩散系数大于置换扩散系数。因为间隙扩散中考虑间隙原子定向流动，不考虑置换
扩散中溶剂溶质原子半径相差不大时的相邻原子置换的互换式扩散，所以在扩散偏聚的扩散不会受
柯肯达尔效应 (空位原子互扩散).

考点6. 反应扩散 通过扩散使固溶体内的溶质组元越过固溶极限而形成新的相的扩散
过程称为反应扩散

五 凝固

①临界晶核

相变开始时，晶胚的形成与长大需要靠系统能量起伏提供能量；当晶胚的 $r<r^*$ 时，则其长大将导致体系自由能增加，故这种晶胚不稳定。当 $r>r^*$ 时，晶胚的长大使体系自由能降低，可以形成稳定的晶核，此时晶胚就称形成稳定的晶核称为临界晶核。

② 临界半径是指临界晶胚的半径 r^*

③ 形核功 ΔG^* 是指形成一个晶胚会引起自由能变化，这个能量是由体系能量起伏提供的

④ 形核率 $\dot{N}$ 是指单位时间和单位体积内形成的晶核数，受形核率因子和扩散几率因子控制

⑤ 接触角 θ 的大小主要与晶核与基底之间的界面能有关，界面能越小，则接触角越小。

例2.

①类型金属（如金属）在液相中单独长大时是粗糙型，即固液两相之间的界面从微观来看是高低不平的，有几个原子层厚度的过渡层。但是由于过渡层很薄，宏观看起来界面是伪平直，不进行切面的小平面。所以类型金属（如铁）生长后的形貌呈外形均匀的等轴晶或枝晶

②类型的非金属（如石墨、石墨）在液相中单独生长时是光滑型界面。即当为液相，不为固相，固相的表面为基本完整的原子密排面。液固两相截然分开，所以是光滑的 但是在宏观上它往往由不同位向的小平面组成，~~故呈[illegible]~~ 所以类型的非金属（如石墨、石墨）生长后的形貌呈规则多边形，有棱角的晶体

例3. 凝固过程中晶核是如何进入液体的？

①空位：凝固过程中原子在液相中扩散来的原子填充的位置被附近的已经结晶晶体的原子扩散过来的能量，也如在原晶体内就出现了空位

② 位错：由于受应力，晶体生长过程中出现位错。比如不对称冷却的时候，晶体生长过程中出现位错，晶体之间不能完全相接绝对接触。

③亚晶界和亚晶界：枝晶交叉过程中会晶粒间不能平稳对接，使会出现亚晶界；不规位会产生不组而形成亚晶界；胞状凝固界面中的胞壁也是一种亚晶组织

考点4.

例1. 相同点 ① 纯金属和单相固溶体合金的结晶都需要过冷度，即 $\Delta G<0$ ②它们在结晶的过程中都需要成核和长大

不同点：对纯金属而言，其属于恒温结晶，在等温下进行，其形核功需要能量起伏和结构起伏；对于单相固溶体合金而言，首先固溶体的凝固在一个温度区间内进行，这时液固两相的成分随温度变化而不断改变，其次，其形核时不但需要能量起伏和结构起伏，而且还需要成分起伏

例2. 无成分过冷时，固溶体以平面状生长，形成等轴晶；有较小过冷度时，形成胞状组织，有较大成分过冷时，形成树枝状组织 正温度 即使存在成分过冷也会以平面状生长

例3.

成分偏析是一个晶粒在凝固时成分不均匀的现象。根据凝固时晶体生长形状不同，可分为枝晶偏析，胞状偏析，晶界偏析。

① 枝晶偏析（晶内偏析）：凝固速度越快，液体的对流扩散越来不充分，k_0值越小（$k_0<1$），则枝晶偏析越严重。

② 胞状偏析：成分过冷比较小时，固液体以胞状方式生长。对于$k_0<1$的合金，在凹陷的地方胞状晶会富集溶质。这种胞状晶和枝晶的不均匀现象称为胞状偏析。可以通过高温扩散退火消除

③ 晶界偏析：晶粒是液体最后凝固的地方。对于$k_0<1$的合金，最后凝固的液体中溶质含量高，因此凝固结束后晶界处产生溶质富集，形成了晶界偏析

伪共晶和离异共晶

在平衡凝固条件下，只有共晶成分的合金才能得到全部的共晶组织，然而在非平衡凝固条件下，某些亚共晶或过共晶的合金也能得到全部的共晶组织，这种由非共晶成分得到的共晶组织称为伪共晶。

由于非平衡共晶体数量较少，通常共晶体中的α和β相依附于初生α相生长，~~将共晶体中的两种相相间~~将共晶体中另一相的β挤到最后凝固的晶界处，从而使共晶体两组成相相间的组织特征消失，这种两相分离的共晶体称离异共晶。

考点6.

例2 铸锭晶粒尺寸效应

例5. 结晶是指金属由液态转变晶体的过程。再结晶是指冷变形后的金属加热到一定温度之后，在原变形组织中重新产生新的无畸变晶粒，而性能也发生了明显变化，并恢复至变形前的状态。

因为结晶的产物与其母相是不同的相。而再结晶的产物与其母相是相同的相，无新相产生，故结晶是相变，而再结晶不是相变。

两者的驱动力不同。结晶的驱动力是结构相的化学自由能差。再结晶的驱动力是变形金属经回复后未被释放的储存能。已产生小晶粒，引起晶体中位错运动产生小晶粒，是晶粒长大的

例4. 滑移的驱动力是切应力的自由能差值。扩散 化学势差值。

晶粒长大的 --- 晶界能

因为和结晶驱动力是晶界曲率引起的储能

例5. 再结晶是在变形组织基体中出现新的无畸变的晶粒并长大过程。这个过程称为晶粒组织重新形成。体现性能变化时的储能。二次再结晶是少数巨大晶粒在细晶消耗时形成长大的过程。

再结晶与二次再结晶区别：前者晶粒均匀地生长。而后者个别晶粒异常生长。

从工艺控制考虑，造成二次再结晶的原因主要是晶粒长大过程中，晶界不受第二相粒子和夹杂物阻碍所造成的

例6. (1) 回复过程是冷变形金属在退火时发生组织性能变化的早期阶段，在此阶段内，物理力学性能的改变随温度和时间而变化，回复是一个热激活的过程。

回复过程特点① 无孪晶出现 ② 在一定温度时，内应力的降低速率很大，随后逐渐变小，最终趋近于0 ③ 每一个温度下的回复都有一极限值，退火温度越高，这个极限值越高 ④ 预变形量越大，起始回复速率越小。晶粒尺寸越小 ⑤ 有外力作用回复过程受阻碍 ⑥ 回复过程使变形引起的宏观类应力全部消除，微观类应力部分消除 ⑦ 回复阶段一般力学性能变化不大，石英变形金属仅稍有降低，塑性未有提高，某些物理性能有较大变化，如电阻率显著降低，密度增大 ⑧ 变形储能在回复阶段部分释放

(2) 再结晶过程是晶粒形核和长大过程。即通过在变形组织的基体上产生新的无畸变再结晶的晶粒，并逐渐长大形成等轴晶粒，从而取代全部变形组织的过程。不过再结晶的晶粒不是新相，其晶体结构未改变。

再结晶特点并未改变，特点：① 组织发生变化，由冷变形的晶粒拉长变为新的无畸变的晶粒 ② 力学性能发生变化，石英变形后降低，塑性提高，性能恢复至变形前的状态 ③ 变形储存能在再结晶过程中全部释放，三类应力（点阵畸变）消除，位错密度降低 ④ 晶粒长大 ⑤ 伴随晶粒长大还有其他性能的变化如硬度晶粒数目

例7. (1) 将冷变形金属加热到一定温度后，在原变形组织上重新产生了无畸变的新晶粒，而性能也恢复到回复的变化并恢复到冷变形前的状况，这个过程称为再结晶，再结晶只是组织变化，没有结构变化，驱动力是形变储存能 (2) 结晶是从非晶态的液相或气相或固态非晶体产生晶体的过程，是一种结构变化，驱动力是化学自由能差。(3) 固态相变是一种固态组织在温度压力变化时，由一种固相结构组织向另一种固相结构组织的过程，固态相变导致成核，结构有序化程度发生改变，并且具有一系列的热力学性质特征。其驱动力也是新旧两相自由能差。

例9.

(1) 从结晶角度分析 ① 控制过冷度：形核率和长大速率均与过冷度有关，增大结晶时的过冷度，形核率和长大速率均随之增加，但形核率的增长率大于晶体长大速率，因而过冷度越大，晶粒越细。② 变质处理：促进形核量的非均匀晶核形成细化晶粒；③ 振动力搅动：一方面能量从外面输入能量促进晶核提前形成，一方面在便生长中的枝晶被破碎使晶核数目增加，从而细化晶粒

(2) 固态相变角度分析 ① 热处理：降低加热温度，使晶粒长大速率降低或者采用热处理，退火正火等使晶粒细化。② 热加工：采用锻造或轧制等方法可使大晶粒破碎变为细小晶粒

(3) 再结晶 ① 退火：调整适当的再结晶温度，使形成的再结晶晶粒细化 ② 增大变形度，增大变形量，使变形度超过临界变形度，以储存能量增加，事实证明形变和长大速率都随着而前者速率提高快，使再结晶后晶粒变细 ③ 使原始晶粒细化，由于细晶粒金属存在较多晶界而晶界往往是再结晶的有利地区，去处原始晶粒金属经再结晶退火后价会得到细晶粒 ④ 添加微量增核原子：一方面增加变形金属的储存能，另一方面对晶界定扎阻碍其运动从而细化晶粒

五-4

塑性变形

六

考点1

弹性形变：当外力撤消后，物体能恢复到原来的形状，就称这样的物体为弹性体，物体相应的形变为弹性形变。

弹性：在弹性范围内，应变随后干应力的现象称为弹性

弹性形变：固体受外力作用而变形，在变形过程中，外力所作的功转变为储存于固体内的能量，当外力逐渐减小，变形逐渐减小，固体会释放出部分能量而做功，这部分能量为弹性变形能

考点2.

例1. 孪晶：指两个晶体（或一个晶体的两部分）沿一个公共晶面（即特定取向关系）构成镜面对称的位向关系，这两个晶体就称为孪晶，此公共晶面就称孪晶面。

特点：孪晶体与基体具有相同的点阵结构，两边的原子一孪晶面为镜面对称，孪生面上的原子是共格的

孪晶两要素是孪生面和孪生方向，不同的结构具有不同的孪生面和孪生方向

例2.

	滑移	孪生
晶体中位向	晶体中已滑移部分与未滑移部分位向相同	孪晶和基体的晶体位向不同且两部分之间有特定的位向关系
位移的量	原子的位移是沿滑移方向上原子间距的整数倍，到相邻的滑移面上，位移较大	原子位移小于孪生方向的原子间距，一般为孪生方向的1/n
对塑性变形的贡献	对塑性变形贡献很大，即总变形量大	对塑性变形贡献较小，即总变形量小
变形应力	有确定的临界分切应力	所需分切应力一般高于滑移的分切应力
变形条件	一般情况下先发生滑移变形	当滑移变形很难进行时，或者晶体对称度很低，变形速度较低，加载速率较高时
变形机制	滑移是位错运动的结果	孪生是分位错运动的结果

例3

bcc {110}6 × <111>2 = 12 + {112}12 × <111> + {123}24 × <111> = 48

fcc {111}4 × <110>3 = 12

hcp {0001}1 × <1120>3 = 3

考点3.

施密特定律

① 临界分切应力：当外力在某一滑移系的分切应力值达到某一临界值时，该滑移系开始发生滑移，此时的分切应力称为临界分切应力。

② 施密特因子：拉伸变形时，能够引起晶体滑移的分切应力的大小，取决于该滑移面和晶体的空间位置（λ和φ）

τ与拉伸应力σ的关系 $\tau_k = \sigma \cos\lambda \cos\varphi$，$\cos\varphi \cos\lambda$ 称为取向因子，或称施密特因子，取向因子越大，则分切应力越大

例5.

(1) 纯剪切为面心立方结构，设φ为($\bar{1}$11)面法线与[001]方向的夹角，λ为[101]方向与[001]方向夹角

则 $\cos\varphi = \frac{1}{\sqrt{3}} = \frac{\sqrt{3}}{3}$　　$\cos\theta = \frac{1}{\sqrt{2}} = \frac{\sqrt{2}}{2}$

$\sigma = \frac{1}{\frac{\sqrt{3}}{3}\times\frac{\sqrt{2}}{2}} = \sqrt{6}$ MPa　　$\sigma_s = \frac{\tau_c}{\cos\varphi\cos\theta} = \frac{1}{\frac{1}{\sqrt{3}}\times\frac{1}{\sqrt{2}}} = 2.45$ MPa

(2) 由于滑移方向[110]和[001]方向点积为0，可知二向量互垂直 $\cos\theta = 0$　$\sigma = \infty$

外力方向为[001]时，在[110]方向不会产生滑移。

专业4. 例3.

霍尔佩奇公式：Hall-Petch（霍尔-佩奇公式）表示屈服强度与晶粒尺寸之间的关系，其表达式为 $\sigma_s = \sigma_0 + k\cdot d^{-\frac{1}{2}}$

霍尔佩奇公式证明了，多晶体的强度随其晶粒尺寸细化提高。

式中：σ_0 和 k 为与材料性质有关的常数

例4. (1) 晶粒细化的塑性好。因晶粒尺寸变小，相同体积内晶粒数目越多，变形分散在多的晶粒内进行，单位晶粒内塞积的位错数目减少，有可能在断裂前承受较大的变形量，且晶界多，裂纹不易传播，在断裂过程中可吸收大量能量。晶粒之间的变形协调，故晶粒数细小的塑性更好

(2) （功=力×位移，变形量相同，说明位移多相同，谁承受的力越大，则变形功越大。）

在这塑性变形相同情况下，晶粒数细小的金属变形所消耗的变形功更大。因为晶粒细化，单位体积内所含晶界数多，当受力变形时，位错在晶界处塞积，产生应力场，这时需要增大外力才能使晶体进一步变形，从而使得增变增加。同时根据霍尔佩奇公式 $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$ 可知晶粒越细，屈服强度越大，即在塑性变形量相同情况下，细晶粒所消耗的变形功更大

(3) 晶粒数细小的金属更易发生再结晶。因为在其他条件相同的情况下，金属的原始晶粒越细小，则变形抗力越大，变形后储存的能量多，再结晶温度则较低，此外，晶界处是再结晶形核的有利地点，故晶粒数细小的金属的再结晶形核率N和长大速率G均增加，所形成新晶粒更细小。再结晶温度也会降低，更易发生再结晶

例5.　$\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$　　d为直径　　$\pi\cdot\frac{d^2}{4} = A \Rightarrow d = \left(\frac{4A}{\pi}\right)^{\frac{1}{2}}$

$$\begin{cases}\sigma_{s1} = \sigma_0 + kd_1^{-\frac{1}{2}} = 100\text{MPa}\\ \sigma_{s2} = \sigma_0 + kd_2^{-\frac{1}{2}} = 250\text{MPa}\end{cases}$$

$k = 25\sqrt{2}\pi^{-\frac{1}{4}}$ MPa·mm$^{\frac{1}{2}}$

$\sigma_0 = 50$ MPa

当 $A = 256\text{ mm}^2 \Rightarrow d_s = \left(\frac{4A}{\pi}\right)^{\frac{1}{2}}$

$\sigma_{ss} = \sigma_0 + kd_s^{-\frac{1}{2}} = 150$ MPa

考点5

例1. 屈服强度

1. 屈服强度又称为屈服极限，常用符号 σ_s，是材料屈服的临界应力值

当应力超过弹性极限后，进入屈服阶段后，变形增加较快，此时除产生弹性变形外，还有塑性变形

当应力达到B点后，塑性应变急剧增加，应力出现锯齿状波动，这种现象称为屈服

这一阶段的最大、最小应力分别称为上屈服点和下屈服点。由于下屈服点的数值较稳定，因此以它作为材料的抗力指标，称为屈服点或屈服强度。

通常用作材料强度为学和机械性质的评价指标，是材料的实际使用极限。因为在应力超过材料屈服极限后产生预缩，应变增大，使材料变形大，不能正常使用。

例2. 因为低碳钢中存在C、N等溶质原子，溶质原子与位错交互作用形成溶质原子气团，即柯氏气团

它对位错有钉扎作用，当对低碳钢进行拉伸时，位错要从气团中挣脱出来需要较大的力，这就形成上屈服点；而一旦从气团中挣脱开之后，位错的滑移就比较容易，因此应力降低，出现下屈服点

例3.

溶质原子在溶剂晶格中的不同位置可将固溶体分为置换固溶体与间隙固溶体两种。置换固溶体中溶质原子替换溶剂点阵结点上的原子；间隙固溶体中溶质原子进入溶剂晶格空隙时，间隙之中。

固溶体随着溶质原子的进入晶格而发生晶格畸变，又随着晶格畸变增大而使位错运动的阻力增大，使金属的滑移变形变得困难，从而提高合金的强度和硬度。这种溶质原子的存在及其固溶度的增加使得基体金属的变形抗力随之提高的现象称为固溶强化

固溶强化是强化金属的一种重要形式，在溶质含量适当时，可显著提高材料的强度和硬度，而塑性和韧性没有明显降低

主要机制：①柯氏气团 ②静电交互作用

柯氏尔提出溶质原子与位错之间的交互作用在间隙固溶体中，由于间隙原子的半径比溶剂晶体间隙的半径大，与位错进行弹性交互作用，结果间隙原子将在位错下附近聚集，形成间隙原子气团，称为柯氏气团

柯氏气团的存在使位错运动困难，这是因为位错只有从气团中挣脱或者拖着气团一起前进，但这两种情况均需要外力作更多的功

运动，这就需要外力作更多的功

一般认为固溶强化是由于多方面原因的作用，主要有溶质原子与位错的弹性交互作用、化学交互作用和静电交互作用，以及当固溶体产生塑性变形时，位错运动改变了溶质原子在固溶体中的原来的无序状态或偏聚形式存在的分布状态，从而引起了系统自能量的升高，因此也增加了滑移变形的阻力。

考点6.

例1. 复相合金一般在固溶体基体上分布有一种或几种其他相，可能是金属间化合物，也可能是另一种固溶体，统称为第二相。复相合金的变形方式仍然是滑移和孪生，但由于合金中第二相的种类、数量大小、形状分布特点及与基体界面结合的不同，它们对基体的作用区别很大，对塑性变形的影响也很复杂。

复相合金按第二相的尺寸可分为 聚合型合金：基体相 第二相尺寸同一数量级

弥散分布型合金：基体相 第二相尺寸相差大

弥散分布型合金的塑性变形

①第二相一般会使合金强度小塑性上，第二相的强度小、数量少、颗粒越细小、弥散化作用小一第二相强化

②第二相非共格的强化作用是通过其对位错的阻碍作用表现出来的，通常可将第二相非共格分为两类

一种 不可变形的 位错只能绕过第二相的前运动

一种 可变形的 位错通过第二相时可以切过

六-3

考点6

例1.（1）对于纯铜单晶体，使其产生加工硬化的机理主要表现在位错增殖、位错运动及位错的交互作用，以及位错反应三个方面：首先对于位错增殖来说，位错源开动，位错增殖使位错密度增大；其次位错运动时会受到点阵阻力，并且在位错之间发生交互作用的情况下会形成割阶、缠结等也会使位错阻力增大；第三，位错之间还会发生位错反应，从而造成位错的塞积，使位错运动阻力进一步增大。

综上三方面使位错阻力增大，从而产生加工硬化。

~~单相固溶体~~（2）对于纯金属多晶体，在纯金属单晶体加工硬化的机理的基础上多出了晶界造成的位错塞积作用，其位错运动阻力进一步增大。

~~多相合金~~ ~~单相固溶体~~（3）对于两相合金来说，首先若基体相为固溶体，其加工硬化机理又比纯金属多晶体多出了固溶强化方面的作用，即一方面溶质原子会与位错发生了弹性交互作用，形成柯氏气团，另一方面溶质原子会与位错发生化学交互作用形成铃木气团，这两个方面的原因使位错运动阻力进一步增大。

~~多相合金~~ 其次若第二相为更硬的颗粒相，其加工硬化机理与固溶体合金相比，还存在弥散强化机制（即奥罗万机制和位错切割第二相机制）使位错运动阻力更进一步增大。

~~[illegible]~~变形织构

考点7. 单向拉伸后的 形变量和变形温度的影响 对组织

例1.（1）形变量的影响：每个晶粒内部出现大量的滑移带或孪晶带，随着变形的增加，原来的等轴的晶粒将逐渐沿其变形方向伸长。当变形量很大时，晶粒变得模糊不清，晶粒已难以分辨而呈现出一片纤维状的条纹，称为纤维组织。经过一定的冷变形后，晶体中的位错线通过运动和交互作用，开始呈现纷乱的不均匀分布，并形成位错缠结。进一步增加变形度时，大量位错发生聚集，并由缠结的位错组成胞状的亚结构，其中高密度的缠结位错主要集中于胞的周围，构成胞壁，而胞内位错密度很低。经过大的变形之后，强度和硬度显著提高，而塑性则很快下降。

（2）变形的温度的影响：形变温度提高，由于原子活动能力的增大，以及原子沿晶界的扩散速率加快，使高温下的晶界具有一定的黏滞性特点，它对变形的阻力大为减弱，即使施加很小的应力，只要作用的时间足够长，也会发生晶粒沿晶界的相对滑动，从而导致晶粒变成长条状的速度变慢，亚晶界加快形成，亚晶尺寸趋于长大，甚至出现动态再结晶组织，强度提高和塑性下降的速度都变慢。

随着变形程度的增加使得原来位向各不相同的

例2. 在塑性变形中，多晶体中原来取向互不相同的各个晶粒在空间取向呈现一定程度的规律性，这一现象称为择优取向。这种组织状态则称为形变织构。

根据加工变形方式的不同，可分为两种类型：拔丝时形成的织构称为丝织构，其主要特征为各晶粒的某一晶向大致与拔丝方向相平行；轧板时形成的织构称为板织构，其主要特征为各晶粒的某一晶面和晶向分别趋于同轧面与轧向平行。

表示方法：丝织构表示为<u v w>，如体心立方的丝织构表示为<110>；板织构表示为{hkl}<uvw>，表示经轧制变形后，晶粒之{hkl}面分别平行于轧面，晶粒之<uvw>方向分别平行于轧向，如体心立方板织构表示为{110}<011>。

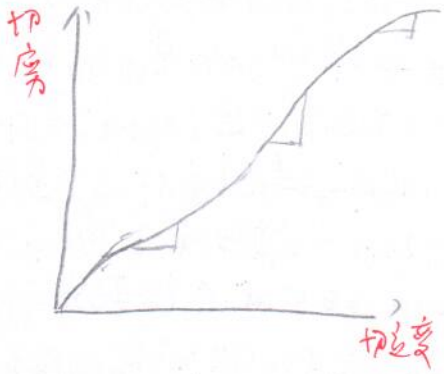
产生原因：金属在形变时，晶体的滑移层面会转动，使滑移面逐渐转向于拉力轴平行。由于各个晶粒的滑移层（指较相近的晶面和晶向）在变形较大时，逐渐转向趋于与拉力轴平行，也就是说，原来的各个晶粒是任意取向的，现由于晶粒的转动，使各个晶粒取向趋于一致，这就形成了晶体的择优取向，即形成了形变织构。且变形量越大，择优取向程度越大，表现出一定程度的规律性。

除此形成纤维组织和带状组织是控制加工和热处理工艺，得到只有轻微纤维组织的加工组织以及~~[illegible]~~细晶粒的再结晶组织，即改变轧材的生产工艺。这加工中间再结晶退火和最后再结晶退火的结合可以控制纤维组织，因此可以采用交叉轧制的方法、控制铝合金薄板的热轧过程或者采用交叉轧制的应用全近的退火方法可以减少~~变~~变形纤维组织的开始

{ 时效强化工艺。 冷加工中间再结晶退火和最后再结晶退火 结合。
控制加工 交叉轧制方法 及全近的退火方法。

考点8.

例1. (1) 单晶体的应力-应变曲线如图。各阶段如图中标注所示



I阶段，易滑移阶段。当达到晶体的τc后~~[illegible]~~便产生相当大的变形。此段近乎直线，其余斜率θI (θ=dτ/dγ 或 θ=dσ/dε) 即加工硬化率很低

II阶段，线性硬化阶段。随着应变量增加，应力线性增长

此段也是直线，但斜率较大，加工硬化十分显著。

III阶段，抛物线型硬化阶段：随着应变增加，应力上升缓慢。

呈抛物线型，θIII逐渐下降。

各个晶体实际曲线因其晶体结构类型、晶体位向、杂质含量、

以及试验温度等因素的不同有所变化。但总的说，其基本特征相同，只是各个阶段的长短~~[illegible]~~通过位错的运动、增殖和交互作用而受累积的。甚至~~[illegible]~~第一阶段可能不再出现。

(2) 第二阶段是抛物线型硬化阶段，主要机制之一是在塞积群的障碍位错交滑移，塞积群前的应力集中得以释放，故使硬化率下降。可见，越容易交滑移的材料第III阶段开始走出早

铝的层错能高，位错一般不能扩展，其障碍位错容易交滑移；不锈钢层错能低位错通常都会扩展，不容易交滑移。比如说纯铝的形变第III阶段开始~~[illegible]~~得更早

例3. 低碳钢在冲压成型时会因屈服延伸率所产生的不均匀变形（吕德斯带）而使工件表面粗糙不平。

产生这一屈服现象的原因主要是由于间隙原子在体心立方金属中与位错具有很强的交互作用，形成柯氏气团。位错被带入钉扎住在一定应力不能脱钉，从而形成上下屈服点。

当去载后立即重新加载延伸时，由于位错已经脱出气团，故不出现屈服现象。基于此原因生产时通常将钢板在冲压前先经一道微量的冷轧（通常为1%-2%）压下量，使屈服点消除，随后进行冲压加工，就可以保证工件表面的平滑光洁

例4. 时效处理 指金属工件经固溶处理，冷塑性变形或锻造后，在较高的温度放置或室温保持，其性能、形状、尺寸随时间而变化的热处理工艺。

若采用将工件加热到较高温度，并较长时间进行时效处理的时效处理工艺称作时效处理

若将工件放置在室温或自然条件下时存在而发生的时效现象，称为自然时效

时效处理的目的，消除工件的内应力，稳定组织和尺寸，改善机械性能。

在金属基体中加入固溶度随温度变化而降低的合金元素，通过高温固溶体淬火处理，形成过饱和固溶体，通过时效，过饱和固溶体分解，合金元素以一定方式析出，弥散分布，弥散在基体中形成次生相，次生相能有效阻止晶界和位错的运动，从而提高合金强度

实际应用过程中，为消除时效强化所采用的处理方法是时效回火处理或重新固溶处理

通过时效回归处理或重新固溶处理，随之沉淀相溶解，产生的第二相重新溶入固溶体之中，所以溶质的位错环及原子错排也随之消失，从而消除时效强化。但是，当沉淀析出相已经粗大稳定相时，只能采用固溶处理方法。

例6. 位错是晶体材料的一种内部线缺陷，即原子的排列不规则排列（晶体学缺陷）。从几何角度看，位错属于一种线缺陷，可视为晶体中已滑移区域与未滑移区域的分界线，其存在对材料的物理性能尤其是力学性能，具有极大的影响。

低碳钢的屈服是由于低碳钢中的碳方向隔原子，它与位错相互作用形成溶质原子气团（柯氏气团）。这气团对位错有钉扎作用，要使位错脱离溶质原子的钉扎，需要较大的应力作用，这表现为应力-应变曲线的上屈服点。位错脱离钉扎后，继续滑移所需应力较小，表现为应力-应变曲线的下屈服点和水平台阶。

当继续变形时，位错数量大幅增加，由于塑性变形在塑性变形过程中形成大量不动位错，从而导致其对可动位错的阻力增大，导致材料继续变形困难，从而发生加工硬化现象。

例7.

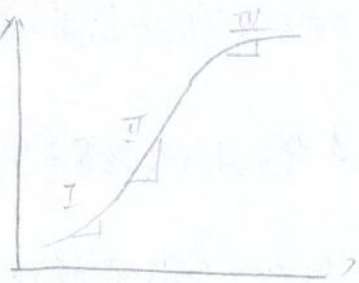
与未变形的材料相比，冷变形材料晶粒沿形变方向被压扁拉长形成纤维组织和带状组织，晶内出现大量的滑移带。进行塑性变形的金属还出现亚晶，亚晶粒在应力作用下择优取向（织构）。产生内应力，出现加工硬化现象。

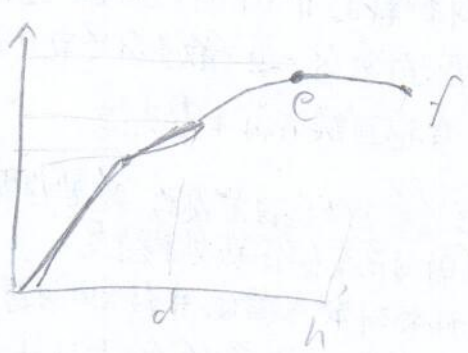
物理和力学性能变化显著，如强度和硬度升高，电阻率升高，塑性和韧性下降等。

例8. P194.

纯金属密排六方结构，单晶锌的应力-应变曲线的第I阶段很短，以致第II阶段还未充分发展试样就已断裂。

而多晶锌的塑性变形由于晶界的阻碍作用和晶粒之间的协调，但要注意，多晶锌不能认为是一堆单晶体云加作用，会存在多组滑移系同时作用，因此其应力-应变曲线不会出现单晶锌曲线的第I滑移阶段，仅有线性硬化和抛物线型硬化两阶段。通常其曲线较陡，且在单晶体应力-应变曲线上与单晶锌的硬化差别明显，而多晶锌则呈现明显。





考题9.

例1. 从金属材料为例 金属材料的变形行为(拉伸变形) 通常经历弹性变形 塑性变形 断裂 最终

① 金属材料的每个单晶体中主要变形方式 以滑移为主，当不易滑移时，部分会在变形中也会以孪生方式 变形伴随着

② 多晶体的材料以由平面晶界的阻力不等作用和相邻晶粒位向差不同通常会影响位错的运动

③ 单和且固溶体会比纯固溶原子的作用出现固溶强化 使基体金属变形抗力随之增加，晶粒越

④ 各相合金的塑性变形特点与第二相的数量、尺寸和分布有关 一般细小弥散、均匀分布的第二相 会

⑤ 金属材料在变形过程中通常有加工硬化现象 即冷变形后强度显著提高 而塑性很快下降 因此

例2.

位错对金属材料性能的影响主要有

① 通过位错的运动可以实现金属的塑性变形 因此通过改变金属材料中位错数量可实现强化的目的

② 金属中位错与溶质原子发生作用 形成柯氏气团 造成屈服现象和应变时效 位错是第二相形核的

③ 扩散方面 位错可以看成一个管道 可以加快扩散

④ 固反 形成在位错处

例3. 从金属材料为例 材料的组织与其成分和工艺 通过合理的相图 控制 改善其组织的完整性

① 通过改变其组成元素 或加工手段 可以获得不同的材料 如纯金属 单相固溶体 金属间化合物 两相合金

② 通过添加剂 可以改变金属晶粒大小

③ 通过不同加工方法 可以改变金属材料内部组织 获得在制作零件需要的特殊材料 在铸造过程中的冷却速度和冷却方式 温度梯度 铸造时的压力大小和方式的改变 就可获得不同需求的铸造件

④ 通过热处理可以改变金属材料的组织

⑤ 通过快速凝固和粉末冶金等手段 可以获得非平衡强化

例4. ① 细晶强化 依据霍尔佩奇公式 由于晶界数量直接取决于晶粒大小 因此晶界对多晶体起改变塑变抗力的影响 可直接通过晶粒大小表现出来 多晶体的强度随其晶粒大小细化而提高

② 固溶强化 是金属中由于溶质原子的存在 使其强度提高 固溶强化的本质原因在于溶质原子与位错的交互作用 使得其阻碍位错的运动 这种交互作用 可分为 溶质溶位与聚集 集中在位错处 弹性交互作用 和化学交互作用 两类

③弥散强化，依靠弥散分布于金属基体中的细小第二相粒子强化。其强化的原因在于细小的第二相粒子位错的交互作用主要有位错线绕过粒子的奥罗万机制以及位错切过粒子的机制

④加工硬化，指金属晶体在塑性变形过程中由于滑移的发生伴随着晶粒形变量的增加而增强，加工硬化产生的主要机制有位错堆积，位错阻力和形成割阶产生对位错运动的阻力及割阶消耗外力做功的功率，宏观表现为金属强度提高

这些强化方式的共同点为阻碍位错运动的阻力

t 回复与再结晶

考点1

例1. 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。金属的内应力消除，某些物理性能和力学性能也有一些小幅度，如电阻率、密度回复有下降，塑性和韧性回复有上升。

例3. 多晶回复的过程可归纳为三种主要机制：低温回复，主要是点缺陷的运动，造成点缺陷的浓度减小；中温回复主要是位错的滑移，造成位错相消和位错缠结的重新排列；高温回复，主要是位错的攀移和滑移，造成位错垂直排列为亚晶界和多边形化。

回复中位错运动的实现的两个主要过程，这就是位错的相消与重排。这个过程的实现有赖于位错的攀移和交滑移。

考点2

例1. 将冷变形的金属加热到一定温度后，在原变形组织中重新产生无畸变的新晶粒，而性能也发生明显的变化并恢复到变形前的状况，这个过程称为再结晶。与回复不同，再结晶是一个通过形核与长大来重新改变组织的过程。

例2. 再结晶退火是经冷变形后的金属加热到再结晶温度以上，保持适当时间，使形变晶粒重新结晶成均匀的等轴晶粒，以消除形变强化和残余应力的热处理工艺。

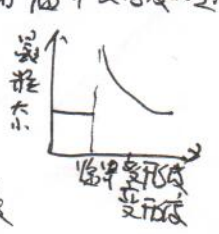
例3. 将冷变形的金属加热到一定温度之后，在原变形组织中重新产生无畸变的晶粒，而性能也发生了明显变化并恢复到变形前的状态，这个过程称为再结晶。再结晶的驱动力是变形金属经过回复后未释放的储存能（相当于变形储存能的99%）其发生的基本条件是要有一定的形变储存能和一定温度。

例4. 再结晶形核是在变形基体上高畸变能量区域的晶界处形成亚晶为形核基础，主要有以下几种形核机制：① 晶界弓出形核时，晶粒之间将由于变形不均匀而引起位错密度的不同。② 亚晶形核时，由于变形度较大晶体中的位错不断增殖，位错缠结组成胞状结构，这种方式还分为亚晶合并机制和亚晶迁移机制。在这两种机制下，亚晶都除转变为大角度晶界，使晶粒数量增大。晶界弓出形核时，优先形核地点主要在原始晶界处，亚晶形核时，优先形核地点主要在形变时形成的新大角晶界处或通过亚晶长大而逐步形成的大角度晶界。再有，无论以何种方式形核，第二相粒子附近都是比较容易优先形核

考点3.

例1. 要可以细化晶粒，实现方式有① 将金属通过较大的冷变形，产生大量畸变晶粒，然后在适当温度下通过结晶的方法，得到等轴的无畸变的细化晶粒。控制工艺参数，比如增大形变量，添加合金或者杂质元素减小退火温度；② 将金属进行热加工，在外力和温度共同作用下使发生动态再结晶，而且变形温度越低，动态再结晶的晶粒越细小。

例2. 再结晶退火后的晶粒大小取决于预先变形度和退火温度，第一种工艺当冷变形5%时，由于变形程度不大，位错密度很小，但α=常数·(G/b)^1/2 知，因此得到粗大的晶粒。通常将此时的变形程度称为临界变形度，其值 b/G 很小，第二种工艺可能是由于发生的二次再结晶的结果，即冷变形时晶粒变形成纤维状，在回复再结晶的过程中对其处理适当，使得某一取向的晶粒吞噬了其他晶粒或者长大，就会得到特别粗大的晶粒



冷变形的晶粒细化工艺：① 将其变形量增至12%-15%大于其临界变形量，适当提高退火温度

例5.

影响再结晶晶粒大小因素有：

① 冷变形量。当变形量很小时，所产生的畸变不足以驱动再结晶，故加热后不会生再结晶，晶粒仍为变形前原始晶粒尺寸，当变形量上升大到一定变形量（一般金属在2%-10%范围内时，所产生的畸变正好足够驱动再结晶发生，这一变形量为临界变形量

② 塑性变形温度。升高形变温度将减小畸变能，从而降低N/G，使再结晶晶粒来不及长大。

③ 再结晶加热温度。影响不大，因为随温度上升，再结晶时形核速率和长大速度几乎相同。但再结晶加热温度升高将使金属的临界变形量减小。

④ 原始晶粒尺寸，原始晶粒越细，金属中晶界面积越大，形成再结晶晶核的数量越多，这样形核率增大从而使结晶后晶粒尺寸减小，在实际中应综合考虑各种因素的影响。没法控制再结晶形核速率与晶粒长大速率，便可控制晶粒尺寸

⑤ 合金元素和杂质。会在再结晶过程中阻碍晶界的移动，从而导致晶粒细化

考点4. 再结晶温度.

例 再结晶温度：应该恢复经过较大变形（变形量大于70%）的金属在1小时内能够完成再结晶（或再结晶体积分数大于95%的最低温度定为再结晶温度（了解））.

例3. 由 $T_{再}=(0.35-0.45)T_m$ 可知 在室温下，Fe加工为冷加工，Sn加工为热加工。随着对其进行来回弯折，铁板变得加工硬化，塑性下降很快，硬度及脆性增大，随着继续变形，最终经受不起铁板断裂。

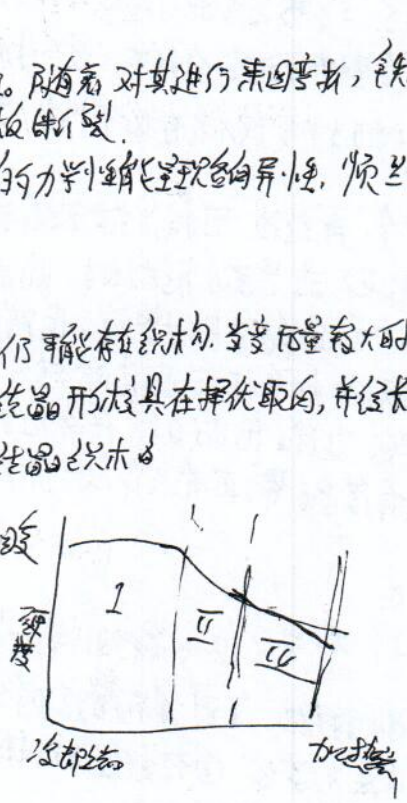
而锡属于热加工会在动态再结晶，会出现加工流线及带状组织，使材料的力学性能呈现出各向异性，顺纤维的方向和垂直于纤维方向具有较高的力学性能。经过长时间弯折会变得弯曲

考点5.

例1. 不正确，冷变形后形成的变形组织虽然消失，但再结晶后，金属中仍可能存在组织不均，当变形量较大时金属组织存在~~择优取向，并长大形~~变形组织不均匀，由陪晶晶粒位相相近，而使再结晶形核具有择优取向，并长大形成与原有组织不均一致的再结晶组织，还有可能形成与原有组织不均取向不同的再结晶组织

例3: 如图所示沿棒料的硬度分布曲线，整根棒料，由于温度不同，经历了回复再结晶和晶粒长大三个阶段

（温度对晶粒大小有影响 ⇒ 影响硬度）



① 第I区域，$T<T_R$ 金属棒仅经回复，硬度基本不降

② 第II区域，金属棒发生了再结晶，硬度大大降，因随温度升高，硬度反而上升

③ 第III区域，晶粒长大，晶界对位错运动阻碍减小，塑性升高，故硬度进一步降低

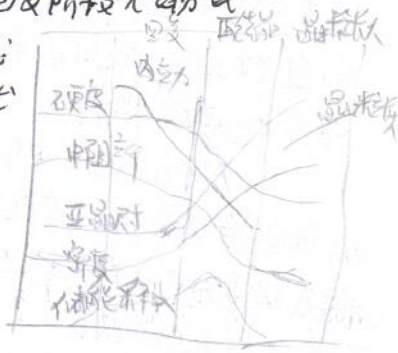
例4.

解(1) 回复再结晶时材料组织变化：该退火过程主要分为回复、再结晶和晶粒长大三个阶段。在回复阶段，由于受到大角度晶界迁移的影响，所以晶粒的形状大小大小与变形后的相同，仍保持着纤维状或扁平状，从显微组织上几乎看不出变化，但亚结构发生变化。在再结晶阶段，首先在畸变度大的地方产生新的无畸变的晶粒核心，然后逐渐消耗周围的变形机体而长大，直到形变组织完全改组为新的无畸变的细等轴晶粒为止。最后，在表面晶界部分驱动下，新晶粒相互吞食长大，从而得到在发条件下此时稳定的尺寸。

回复阶段再结晶时材料性能的变化：在回复阶段，由于金属内仍保持了很高的位错密度，所以强度变化很小，但是再结晶后，位错密度显著降低，从而导致了强度与硬度明显下降。

回复阶段由于晶体内部点阵畸变的存在，使电阻明显下降，电阻率明显降低，回复阶段大部分或全部的宏观内应力可以消除，而微观内应力则只有通过再结晶方可全部消除；

回复前期亚晶粒尺寸变化不大，但在后期尤其接近再结晶时，亚晶粒尺寸迅速增大；变形金属的密度在再结阶段发生急剧增加。



正是由于上述原因，回复再结晶过程主要是材料组织和性能发生变化，回复到变形之前的状态，因此可利用这个过程，控制工艺参数，得到所需要的组织和性能

例5

解 当变形变很小时，金属材料晶粒仍保持原状，这是由于变形度很小时由畸变能很小，不足引起再结晶，所以晶粒大小没有变化。当变形度达到某一数值（一般金属均在2%－10%范围内）时再结晶后的晶粒特别大且不均匀，因此相应的力学性能也很低。在生产实践中，要求细晶粒的金属材料应当避开这个变形量以免恶化工件的性能

例6.

(1) 当压下量为8%较小量时，该材料以亚结构机制进行形变，因为压下量仅为8%，该材料变形量小且不均匀，因此相邻晶粒位错密度相差很大，可残留在原始晶界的一小部位位错密度高的一侧产生出，并扫荡这部分低位错存能全部释放，这区域可成为再结晶核心

当压下量为60%较大量时，该材料以亚晶合并机制进行形变。因为层错能小很低且扩展位错宽度很小，这使得扩展位错易聚集，易交滑移，所以结晶等采用多边形和亚晶相邻亚晶的转动实现小亚晶的合并，随着亚晶的合并长大，其与周围的亚晶的位向差也变大，最后形成大角度晶界

(2) 再结晶退火，当压下量为8%较小量时，残留在畸变程度所引起，形变储能量小，储存能量小，再结晶驱动力小，虽然可发生再结晶，但形核率低，因此晶粒十分粗大。当压下量为60%较大量时时其储能多，再结晶驱动力大，形核率高，因此再结晶后晶粒细小

考题6

例2.

云力在再结晶时，金属在再结晶温度以上发生形变 → 动力形变 → 动力发生再结晶的进行。

云力在回复：热加工时由于温度很高，金属在变形的同时发生回复，同时发生力加工石更化和软化两个过程

塑性变形：指材料在一定的内部条件和外部条件下，受到出乎常规的流变抗力，异常的流变现象。（即在很小外力后即可发生大的变形）塑性变形特点大延伸率 无缩颈 小应力 易成形

例5. (1) 最上面的一条曲线始终有加工石更化现象，说明它是在低温或高应变速率下变形的。因为曲线的斜度随着手温的增高而逐渐下降很快，即产生加工石更化现象。产生这种现象的原因主要是因为塑性变形时由于晶界的阻石更和晶粒之间的相互配合要求各晶粒转动不可能以单一的滑移系发生作用，而是多组滑移系同时作用，因此其石更化曲线非常陡

(2) 中间的曲线具有明显的云力在回复现象，因此中间的曲线是在中温或中等应变速率下变形。出现这种变形特征的原因主要是在较低应变阶段，应力增大很快，出现加工石更化，之后材料开始均匀塑性变形，同时出现动态回复，在最后的稳态流变阶段，加工石更化与云力在回复作用达到平衡，加工石更化~~与云力在回复作用~~等于零，出现应力不随应变增加的稳定状态

(3) 最下面的一条曲线具有明显的动态再结晶现象，因此是在高温或低速率下变形的。产生这种现象的原因是因为在初期应力随应变增加而迅速增加，不发生动态再结晶，即仅发生应变力加工石更化阶段。随后出现云力再结晶软化作用，但是加工石更化仍占主导地位。当应力达到某一值后由于结晶加快，应力随应变增加而降低，最后加工石更化与云力在回复作用达到平衡，进入稳态流变阶段

例6. 因为金属材料在热加工中发生了云力在变形和云力在回复与再结晶，因此其内部组织结构和性能的变化也因力度结合和开裂并产生了细小的等轴晶粒；同时会消除在晶粒中的缩孔缩松等金属的铸造缺陷，并且使其也因力度结合和开裂等原因而压实，这样使得材料的致密度和机械性能特别是塑性和韧性得到很大的提高

考题7

例2.

影响因素	回复	再结晶晶粒
温度	促	促
应变形变量(强度)	促	促
溶质原子	阻	阻
第二相粒子	促	促或阻
原始晶粒尺寸	促	促
晶粒位向	无	无

原因

温度升高会促进原子热运动，因为回复再结晶都是原子扩散运动的结果，故升高会促进回复和再结晶

应变形变越大，回复与再结晶储存能越大，从而提供更大的回复和再结晶驱动力

溶质原子的进入会产生固溶强化作用，阻碍位错的滑移和晶界的移动，从而阻碍了位错的回复与再结晶的进行

既可有效提高驱动力，但同时也阻碍了晶界的移动

原始晶粒尺寸越小，形变抗力越大，应变形变后储存能越大，增大了再结晶的驱动力，促进回复和再结晶

~~第~~

答：在任意一相的吉布斯自由能—成分曲线上，画一条的切线，其两端分别与纵坐标相截，A组元的截距表示A组元在固溶体成分为切点成分时的化学势 μ_A；而B组元的截距表示B组元在固溶体成分为切点成分时的化学势 μ_B。

在二元系中当两相（如固相α和固相β）平衡时热力学条件 $\mu_A^\alpha=\mu_A^\beta$ $\mu_B^\alpha=\mu_B^\beta$，即两组元分别在两相中的化学势相等。因此两相平衡时的成分由两相自由能—成分曲线的公切线所确定

在图最下图所示的自由能成分曲线中，在例1 A ~ μ_A^α 范围是α相稳定，因它的自由能最低。在例1 μ_A^β ~ B 范围是β相稳定，也因其自由能最低；两公切点之间 μ_B^α ~ μ_B^β 范围是α+β两相共存状态。因任意一个单相合金的自由能都不比它分解平衡成分为公切线处的α+β两相自由能之和加权值（在公切线上）低

伪共晶：平衡凝固条件下，只有共晶成分的合金才能得到全部的共晶组织。然而在非平衡凝固条件下亚共晶或过共晶的合金也能得到全部的共晶组织，这种非共晶成分的合金所得到的共晶组织称为伪共晶

离异共晶：由于非平衡凝固共晶数量较少，通常共晶体中的α相很容易优先α相生长，将共晶体中另一相β挤到最后凝固的晶界处，从而使共晶体~~中一相~~两组成相的组织特征消失，这种两相分离的共晶体称为离异共晶

考点2

例3

答① 共晶成分的合金流动性好。因为共晶成分的合金在恒定温度下结晶，凝固时共晶合金处于低粘度的液体流动性好。这类共晶成分的合金具有较宽的凝固温度范围，易产生成分过冷，以枝晶状方式生长，进行糊状凝固。这种凝固方式会降低流动性。

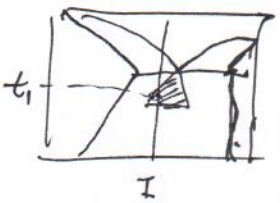
② 共晶成分的合金组织更致密。因为凝固时液体收缩和结晶潜热释放，集中在晶内，使得内分散缩孔和体积收缩组织致密；而这类共晶成分的合金以糊状凝固，以枝晶状方式生长，多次发生枝晶间互相交叉，使在共晶最后凝固部分的收缩不易得到液体的补缩，形成分散缩孔，使得组织致密性差

例4

答① 可能。在非平衡凝固中亚共晶或过共晶（即共晶成分附近的合金）也可能形成伪共晶得到全部共晶组织

② 可以得到全有共晶体的室温组织，如图所示，在共晶点附近的合金，如果快冷至 t_1 温度才开始结晶，则形成α相过程被抑制。此时过冷液体既在结晶出α相的液相线之上，也在结晶出β相的液相线之上，故因此可使α和β所能自和发生共晶转变，形成伪共晶，过冷度不可能很大，因此形成伪共晶区域有限

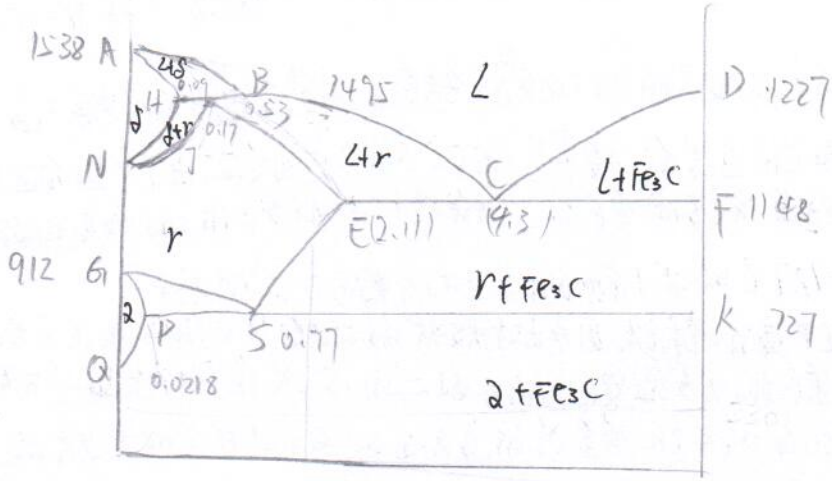
如图阴影区域



九 铁碳相图.

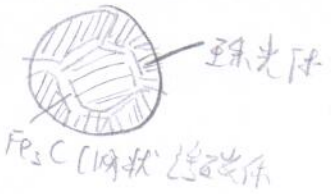
珠光体：是奥氏体（奥氏体是碳溶解在γ-Fe中的间隙固溶体），发生共析转变所形成的铁素体与渗碳体的共析体。其形态为铁素体薄层和渗碳体薄层交替重叠的层状复相物，也称片状珠光体，用P表示，含碳量为 $W_C=0.77\%$

在珠光体中铁素体占88%，渗碳体占12%，由于铁素体的数量大约是渗碳体的7倍，所以铁素体层片要比渗碳体层片厚得多。在球化退火条件下，珠光体中的渗碳体也可呈粒状，这样的珠光体称为粒状珠光体.



例2. 亚共析成分的钢，由液相冷却时先进入L+γ奥氏体两相区，形成枝晶状或等轴状γ奥氏体；继续冷却到约760℃时，沿晶界析出二次渗碳体，在727℃时剩余的奥氏体转变为珠光体，最后的组织是珠光体+网状二次渗碳体.

组织转变示意图

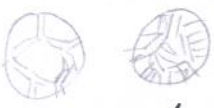


组织相对量

$$W_{珠光体}=\frac{6.67-1.1}{6.67-0.77}=94.4\%$$

$$W_{网状}=\frac{1.1-0.77}{6.67-0.77}\times100\%=5.6\%$$

例3. 当冷却至1495℃时，在三相平衡线HJB处发生包晶转变 反应式 $L_{0.53}+\delta_{0.09}\rightarrow\gamma$



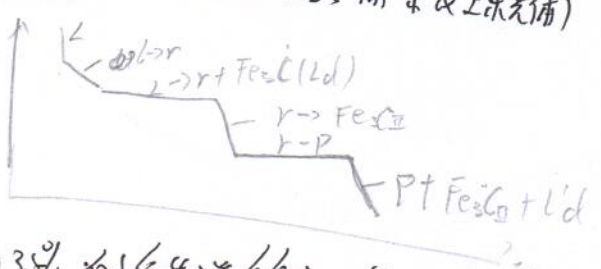
1154 E'C'F' 共晶线 $L_{4.3}\rightarrow\gamma_{2.11}+C$

1148 ECF 共晶点 $L_{4.3}\rightarrow\gamma_{2.11}+Fe_3C_{共}$

(2) 冷却曲线图（网状渗碳体 条状珠光体）

$$W_{Fe_3C}=\frac{1.2-0.77}{6.69-0.77}\times100\%=7.26\%$$

(3)



二次渗碳体. $\frac{4.3-3.5}{4.3-2.11}\times\frac{2.11-0.77}{6.69-0.77}=8.3\%$

例4. (1) 3.5%的白口铸铁冷至共晶温度时，全部为液相，冷却时，首先结晶形成奥氏体，此时液相成分沿液相线变化，而奥氏体成分沿固态线变化，当温度达到1148℃时，初生奥氏体 $W_C=2.11\%$，液相 W_C 为4.3%，此时发生共晶转变，生成莱氏体. 继续缓冷，初生奥氏体和共晶奥氏体中析出二次渗碳体，当温度降至727℃时，所有奥氏体都发生共析转变而形成珠光体，最后得到枝晶状分布的珠光体或变态莱氏体.

图(b)中：深黑色的树枝状组织 体是珠光体，其余的为变态莱氏体

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

图中莱氏体会析出二次渗碳体，其中这部分二次渗碳体的含量为

$$W_{Fe_3C_{II}} = W(莱氏体) \times \frac{2.1-0.77}{6.69-0.77} = 8.17\%$$

与此对应的珠光体含量为 $W_{珠光体} = W_{莱氏体} - W_{Fe_3C_{II}} = 36.36 - 8.17 = 28.19\%$

15. (1) 图b组织为0.45%C合金，即亚共析钢；由先析铁素体(白色)和珠光体(黑色)组成

在这个过程中，合金先匀晶反应结晶出δ固溶体，接着在1495℃下发生包晶反应，由于包晶反应结晶后还有剩余液相，因此液相继续凝固成奥氏体，继续冷却时，从奥氏体析出铁素体成分随温度下降铁素体不断增多，当温度降至727℃时剩余奥氏体发生共析转变形成珠光体

图c组织为3.4%C合金，即亚共晶白口铸铁，图中树枝状的大块黑色组成体是先共晶奥氏体转变成的珠光体，其余部分为变态莱氏体。先共晶奥氏体中析出的二次渗碳体附在共晶渗碳体上而难以区别

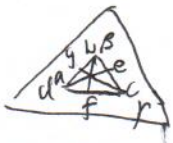
图d组织为4.7%C合金，即过共晶白口铸铁，合金缓慢冷却至1148℃时发生共晶转变形成莱氏体，继续冷却，共晶体中的奥氏体不断析出二次渗碳体。当温度降至727℃时共晶奥氏体中碳含量降至共析点的0.77%，此时在恒温下发生共析转变形成珠光体。最后得到的组织为室温莱氏体，称为变氏体，用Ld'表示，它保持原莱氏体的形态，只是共晶奥氏体已转变为珠光体

考点1 例2 解释三元系统相图的重心定律

根据相律，三元系处于三相平衡时自由度为1，在给定温度下，这样三个平衡相的成分应该有定值。全系成分点应位于三个平衡相的成分点连成的三角形内。

三元相图中用以计算某已知成分合金中三个相的重量百分比的公式，如图所示，成分为O的合金由α β γ三相组成，三相成分点为a, b, c三点，则此时合金重量比为 $\frac{Oe}{ae}\times 100\% = \alpha\%$

同理 $\beta\% = \frac{Of}{bf}\times 100\%$　　$\gamma\% = \frac{Og}{cg}\times 100\%$　O点正好处于成分三角形PQS的质量重心



考点2.

1) 首先连接A, O两点并延长，并交Ee线于d点，交BC线于a点；连接E, d两点并延长交AB线于f点。液相线时当温度降低至合金成分线与液相面A与Ee之间交点时，便开始从液体中析出成成为A的初晶A初

2) 随温度降低，A初的量不断增多且成分不变，故剩余液体的量减少，并且成分沿O点Od线变化

3) 当剩余液体成分达到d点时，液体开始发生两相共晶转变，共晶反应析出共晶(A+B)共晶，随温度降低，液体的量逐渐减少，且成分沿着de线变化，当剩余液体的成分到达e点时，(A+B)共晶的平均成分为f点

4) 已凝成分的液体在恒温下发生共晶转变反应产物全部析出为(A+B+C)共晶，室温下不再发生变化

(2) 室温下相组成为A+B+C　组织组成为A初+(A+B)共晶+(A+B+C)共晶

(3) 连接B, O两点并延长，交AC于点b；连接C, O两点并延长，交AB线于c点，则在相图中任意一点时各相组成物的质量百分数为

$$W_A = \frac{Oa}{Aa}\times 100\% \qquad W_B = \frac{Ob}{Bb} \qquad W_C = \frac{Oc}{Cc}$$

室温时各组织组成物的百分数为

$$W_{A初} = \frac{Od}{Ad}\times 100\% \qquad W_{(A+B)共晶} = \frac{Ed}{Ef}\times\frac{AO}{Ad}\times 100\%$$

$$W_{(A+B+C)共晶} = \frac{df}{Ef}\times\frac{AO}{Ad}\times 100\%$$

考点4

十一 固态相变

例1.

答 因为固态相变新相形状与相变阻力有关，当界面能与应变能起主导作用时，新相形成球状（图②）

当界面能起主导作用时，是形成球状

若是月光溶完成后，可能会发生新相聚集的现象，新相逐渐变为球状，所以图①有可能是月光溶完成后的稳定相，图②可能是仍存在取向关系的亚稳相。

图①若是完成了月光溶过程，那么可能是高温时短暂存在，温度长时间时短。时效后应变能基本已经消失；图②若是过渡相，则应该是低温时效出现，温度长时间时效，时效后应变能未消失

例2.

	固态相变	液-固相变
相变驱动力	因比体积变化不可忽略的应变能及新相出现而增加的表面能（相变阻力大）	形成新相而增加的表面能
形核 形核的形状	受相变阻力主导因素影响	球状
形核的位置	大部分在晶界处，从在晶界上非均匀形核，可能出现亚稳相形成共格，半共格晶界出现取向关系；~~沿元形核转变~~	在全部液体表面非均匀形核
长大	新相生长受扩散或界面控制（原子近程重排）以图状或球状方式长大；可能获得大的过冷度，导致元扩散的相变	新相生长受温度和扩散速率的控制，以枝晶方式长大。
组织特点	组织细小，并可有各种形态；如魏氏组织、网状体组织、沿晶界析出等	产生枝晶偏析，以及缩松、气孔、夹杂等缺陷

考点6.

例1. 固态相变中由于温度低原子扩散困难，相变无法进行但相变又维持系统稳定存在时，可以切变形式而进行无扩散的相变，称为马氏体转变

特征：① 马氏体转变不引起化学成分变化，只产生结构类型变化，有时伴有有序化。

② 马氏体转变也是形核长大两个过程，但是长大速度非常快，转变速度完全取决于相变速度

③ 新旧两相保持切变共格关系，共格关系一旦被破坏，马氏体将不再成长。（因为切变过程中原子随着界面切变而发生界面转移到马氏体，一旦共格关系被破坏，原子将无法随界面切变而移动位置。

④ 马氏体转变可以是连续冷却，也可以是恒温转变，但都存在马氏体开始温度和结束温度，这两者随成分变化而变化。

⑤ 一定条件下会出现应力诱发马氏体转变，但必须在 M_d（应力诱发马氏体转变开始温度）温度以下 M_d 随成分变化

⑥ 存在某些金属可以发生可逆马氏体转变，它们自发不能发生。

⑦ 少数可以进行可逆马氏体转变的合金中，马氏体转变及其逆转变产生了弹性形变，所以称弹性马氏体

例2.

纯相变阻力增加 多了一个应变能 所以 新晶核的临界尺寸增加 形核率变小.

形核特点：①选择性 非均匀形核；②形核位置存在择优取向关系 ③相界面 多为共格或半共格 非共格

新相成长 生长 ①长程扩散 共格成长 和非共格成长 ②存在母相晶粒畸变

新相晶核有择优取向 形核位置 ①界面能主导 新相为球状

②应变能主导 新相为片状 ③两者相当时 新相为针状.

出现过渡相以减少相变阻力.

固溶体

从过饱和固溶体中析出一个成分不同的新相 或溶质原子富集的亚稳区过渡相的过程称为调幅脱溶 新相的成分和结构始终与母相不同.

连续脱溶：在脱溶过程中 随着新相的形成 母相的成分连续变化 母相的过饱和状态变为饱和状态. 脱溶相的长大 随着成核的进行 母相浓度逐渐降低 而数量连续的浓度梯度 保持连续性 母相的部分溶质原子.

不连续脱溶 脱溶相一旦形成 周围一定区域的固溶体即由过饱和状态变为饱和状态，形成与原始母相截然不同的分界面. 整个脱溶过程中母相成分只有两个明显的数值

温度影响：(1) 提高时效温度，脱溶加快，但过饱和度降低. 相变驱动力减少. 导致合金强度下降

稳定相. 时效强化效果减弱.

(2) 若降低时效温度 则会延长时间 以到最佳使用性能的时间.

脱溶过程：在505℃保温30min，组织完全单相变为α固溶体. 淬火后形成过饱和固溶体在190℃

时效保温. 发生时效（析出强化）过饱和固溶体发生分解 脱溶贯穿始

α - GP区 - θ'' - θ' - θ

① GP区 铜原子偏聚区. 与基体共格. 没有界面. 电镜下无法分辨.

② θ''相：圆盘状. 片状. 共格界面. 亚稳相 电镜可观察

③ θ'相：四方结构. 片状. 半共格界面. 亚稳相 光学显微镜可观察

④ θ相 四方结构 与基体无对应关系 稳定相. 光学显微镜可观察

(1) 固溶强化：由于溶质原子与溶剂原子大小不同，引起晶格畸变，阻碍位错运动，造成强度硬度提高。无序固溶体通常是塑性较好的固溶体；有序固溶体则通常是硬而不脆的，有序度越大能量越低

(2) 形变强化：随着形变的进行，位错增殖和塞积的硬化，位错密度增大，形变时要克服彼此的相互缠结，增殖，阻碍形变，使硬度上升

(3) 细晶强化：晶粒越细小，晶界越多，晶界对于位错运动造成阻碍，从而提高了强度和硬度。另一方面由于晶粒细小而变形均匀，分布均匀，晶粒变不宜开裂，从而提高塑性韧性

(4) 弥散强化：由于弥散分布的第二相粒子对位错造成阻力，包括切割机制和切过机制

切割机制：第二相质点粒子阻碍位错的运动，位错线弯曲，要通过要克服外加力，直到能一个线质点和一条扫过质点的位错线；位错线弯曲得越厉害，阻力越大，质点间距越小，要通过所需的力更大

切割机制类似位错运动遇到第二相粒子的阻碍，但仍然能克服阻力并直接穿过质点进行滑移，质点粒子半径越小，分数越大，切割阻力大等等的切割

※ 随着时效的进行，第二相粒子的体积分数质点数均变大，切割越来越困难，切割阻力变大

作用：一开始第二相粒子半径、体积分数都比较小，第二相粒子间距d也小，因此切割机制难以实现，大部分位错是切割机制；随着时效进行，半径体积分数增加，间距d也变大，开始位错是切割机制