

材料实验 0701 班 班明 15951601067

No.

Date

真题

1. 晶粒尺寸 d 、形核率 I 、线长大速度 u 之间的关系 (2002. - . 4)

$$d = k \left(\frac{u}{I} \right)^{\frac{1}{2}}$$

即形核率越大, 晶粒尺寸越小;

线长大速度越大, 晶粒尺寸越大。

2. 用热分析曲线测定相图的原理是: (2002. - . 5)

每种成分的合金在不同温度下的自由焓不同。

3. 对所有的立方晶体可以用相同的标准投影图, (2002. - . 6)

因为立方晶系的晶面间夹角和点阵常数无关。

4. 层错 vs 不全位错: (2002. - . 8)

当层错只在某些晶面的局部区域内发生, 并不贯穿整个晶体时, 层错区与完整晶体之间就存在着边界线。边界线处原子的最近邻关系被破坏, 排列产生畸变, 因此形成位错, 这种位错的 b 小于点阵矢量, 所以是不全位错。

7. 引入晶面指数的目的是为了 b. (2002. - . 12)

a. 晶面上的原子结构

b. 描述晶面的取向

c. 描述晶面间距

d. 描述晶面和晶面之间的相对关系

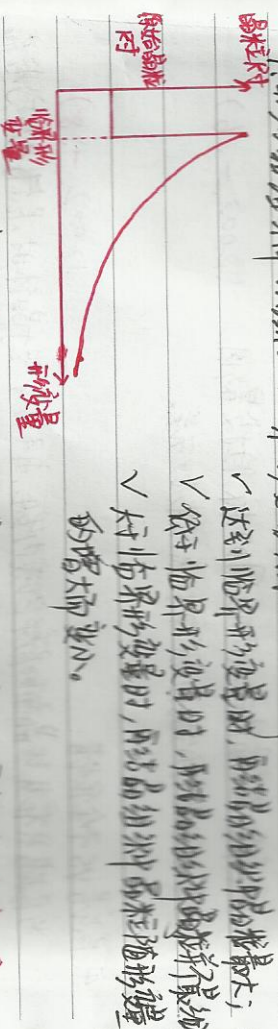
6. 弹性模量 反映原子间的作用力, 是组织结构的敏感参数。 (2002. - . 15)

材料的最大弹性变形量随材料的不同而异。多数金属材料仅在低于比例极限 σ_p 的应力范围内符合胡克定律, 弹性变形量一般不超过 0.5%, 而橡胶类高分子材料的高弹性变形量则高达 1000%, 但弹性变形非线性。

7. 工业上对铸件的不完全处理, 一种是在铸件的奥氏体状态下进行。 (2002. 1. 16).
主要是因为在 γ -Fe 是面心立方, 而 α -Fe 是体心立方结构, γ 溶解度远大于 α 中溶解度, 使得在奥氏体中形成较多的碳浓度梯度。

8. 下列由平衡冷却的合金中过冷度最大的是 (2002. 1. 17)
A. 合金 50% B. 合金 75% C. 合金 100% D. 合金 150%

9. 析晶前组织中的晶粒大小和形变量关系。



10. 合金中晶粒尺寸的变化是为了描述合金的晶粒尺寸 (103. 17)

11. 过冷度 $\Delta T = T_m - T$, 当 $\Delta T = 0$ 时, 液相与固相的自由能相同, 即 $G_L = G_S$, 系统处于平衡状态, 因此, 只有 $\Delta T > 0$ 时凝固过程才能进行。 (103. 7)

12. 单相固溶体凝固时, 若 $k_0 < 1$,

正常凝固 $k_0 = 1$ 时, 完全混合, 液相与固相成分相同, 凝固过程是均匀的。
1. 正常凝固 $k_0 = 1$ 时, 完全混合, 液相中溶质完全溶解, 凝固过程成分均匀。

$k_0 < 1$ 时, 液相部分混合, 此时液相成分混合, 但不充分。

在单相组织中, 存在大小不同的晶粒, 晶粒尺寸对凝固有影响。晶粒尺寸对凝固有影响, 晶粒尺寸越小, 凝固速度越快。

13. 金属凝固的金属 (黄铜、奥氏体不锈钢) 易形成淬火裂纹。

14. 若 A、B 两晶体具有相同空间点阵, 但不是晶相同晶体结构。

若两者晶格常数不同, A 晶体与 B 晶体 (111) 面上原子排列不同。

15. 单相固溶体在非平衡凝固过程中会发生成分偏析。

a. 若冷却速度小, 则成分偏析的程度越小。

b. 若冷却速度大, 则成分偏析的程度越大。

c. 若两组元熔点相差越大, 则成分偏析的程度越大。

d. 若固相线和液相线距离越近, 则成分偏析的程度越小。

16. TiC 和 NaCl 具有相同的晶体结构, 但它们不属于同一类晶相。 (04. 6)

这是因为: a. TiC 是陶瓷, NaCl 是盐 b. NaCl 符合正常价键规律, TiC 不符合正常价键规律 c. TiC 中的电子密度高 d. NaCl 的致密度高

17. 偏析及消除

正常偏析: 提纯合金速度

宏观偏析: 宏观偏析

比重偏析: 合金凝固速度, 合金凝固速度

微观偏析: 微观偏析 (成分过冷较大)

显微偏析: 显微偏析 (成分过冷较大)

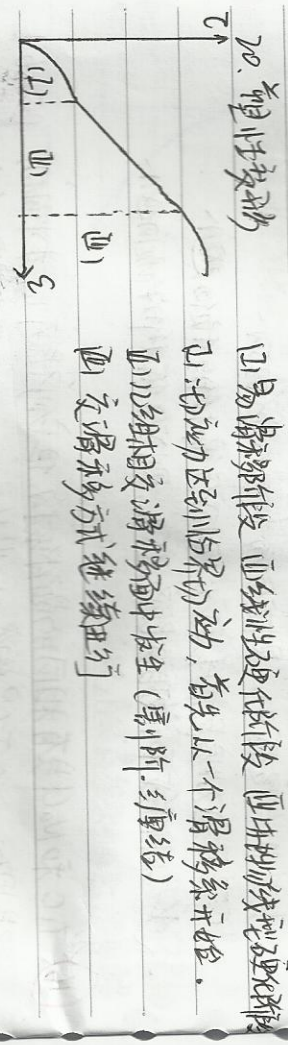
晶界偏析: 晶界偏析 (结晶速度低, 偏析较大)

18. 晶粒尺寸与晶粒尺寸类似, 但晶粒尺寸在同时使体系的内能和焓值增加, 但相

$C_u - Z_n$ 组成的 Z_n 扩散偶发生扩散时，其标志面将向 Z_n 一端移动。

对来说，随值增加比内能增加得多，可以忽略不计，因而热力学上位置如有不足不稳定的。

1. 高熔点晶粒正常长大，这第二相晶粒尺寸小，
极尺寸 $D = \frac{4\gamma}{\Delta G}$ ， γ 为晶粒尺寸，
极尺寸 D 越小，晶粒尺寸越小，第二相晶粒尺寸越小。



21. 再结晶过程中晶粒尺寸与时间的关系，马氏体相变过程中形成马氏体相。

22. 晶粒尺寸与晶粒生长速度的关系
A. 晶粒尺寸越高，生长速度越快
C. 晶粒尺寸越高，生长速度越慢

23. 晶粒尺寸与晶粒生长速度的关系
A. 晶粒尺寸越高，生长速度越快
C. 晶粒尺寸越高，生长速度越慢

24. 晶粒尺寸与晶粒生长速度的关系
A. 晶粒尺寸越高，生长速度越快
C. 晶粒尺寸越高，生长速度越慢

马氏体相变 (温度) M_s 与马氏体开始转变温度 M_s
马氏体相变 $M_s > M_{f1}$

25. 在三元相图中，连接线是指在水相面上，两相平衡时成分点之间的连线。

26. 单相体的临界分力值只与晶粒类型和纯度有关，与外力作用时的晶粒尺寸无关。

27. 空间点阵 + 结构基元 \rightarrow 晶体结构
空间点阵相同的两晶体所具有的对称性不一定相同。但有相同的周期性。

28. 晶粒尺寸的意义：在晶面上晶粒尺寸与晶粒尺寸之间的关系以及晶体的对称性。

29. 相变熵变的物理意义：
 $\Delta S > 0$ 时 表示固溶体内部原子偏聚
 $\Delta S = 0$ 时 表示理想固溶体 (完全无序)
 $\Delta S < 0$ 时 表示固溶体内部原子有序排列

30. 固溶体和晶体的区别 (在带价化合物) 的不同：
结构可不相同，但前者不符合价键规律。

31. 固溶体的形成，其速率和温度有关；而在后期则以位错等缺陷形成为主。经冷处理后，金属在固溶体中，位错会发生重新排列。

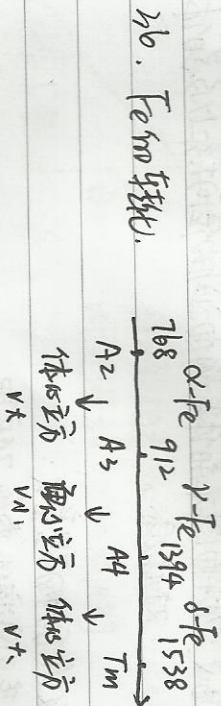
32. 冷处理使金属产生大量的空位，位错等缺陷形成，对固溶体中的原子扩散有利，在冷处理中，加速原子扩散。

对于金属-金属型共晶，决定其晶组织形貌的一个因素是单位面积界面积的大小。若单位面积界面积越大，则形成片状共晶的几率越大。

33. 纳米材料的特征：表面效应、小体积效应、量子尺寸效应、界面效应、量子隧穿效应。

34. 离子晶体和正常价化合物都符合价键规律，但它们的晶格类型不同。原因是：离子晶体的晶格类型与正常价化合物不同。(07.8)

35. 准晶体对于非晶态是热力学亚稳定的，其系统以准晶形式存在时，其自由能处于极小值。



47. 面心立方晶体中, Frank 不全位错最简单的运动方式是沿 111 面攀移。

48. 已知晶粒的屈服强度为 300 MPa , 不锈钢的屈服强度为 100 MPa , 比较二者屈服强度-应变曲线可以出现: 不锈钢的屈服强度-应变曲线比第一析出相长大。

49. 在室温下冷轧变形 50% 后的高纯铝的显微组织为 等轴晶粒。

50. 有两批工业纯铝试样, 分别于第一次和第四次冷轧后同时退火, 如果其晶粒尺寸相同, 则比较这两批试样的再结晶温度, 第一次试样更高。

51. 一个合金的再结晶晶粒尺寸与变形量上是不相关的。

52. ☒ 同种金属中, 溶质浓度越高, 则溶质所占晶界间隙越多, 位错扩散的活化能越高, 导致扩散系数下降。

53. 溶质处理常常在钢的再结晶前进行, 这是因为溶质在晶界中的浓度越高, 位错扩散越快。

比较铁素体中的大小。

54. 对 Fe-C 三元合金进行退火, 则合金中不能出现三相区。

55. 1. 位错线张力以单位长度位错线能量表示, 则一定长度的位错线张力具有能量。
16. 在单相组织中存在着大小不等的晶粒, 长大过程中会生长晶粒并吞并小晶粒。

一方面, 晶粒尺寸将消失。

57. 金属的屈服强度与晶粒尺寸成反比, 晶粒尺寸越小, 屈服强度越高。

58. 对同一材料, 拉伸所得的屈服强度-应变曲线与工程应力-应变曲线相似。

59. 金属中点缺陷的存在使屈服强度减小。过饱和点缺陷能提高金属的屈服强度。

60. 加工硬化是一种有效的强化手段, 其缺点是: 材料在高温下不适用。

61. C 位错滑移的速率-应力关系。

a. 位错滑移的距离越大 b. 滑移方向上的晶界距离越大 c. 位错密度越高

62. b 情况下, 再结晶后若在更高温度保温, 还可能发生晶粒长大。

a. 金属在临界变形量进行冷变形。

b. 冷变形金属中位错分布的第二相颗粒。

c. 冷变形前金属晶粒尺寸较大。

d. 冷变形金属温度非常高。

通常溶质在再结晶状态下进行退火在铁素体中进行。

在再结晶状态下进行, 尽管在再结晶中的再结晶率小于铁素体状态, 但溶质在铁素体中的溶解度大, 其浓度梯度也大。

(未画除外)

在 100°C 时, 铁素体晶粒尺寸 (空位浓度), 同浓度的晶粒面属于同一晶面, 同浓度的晶粒面属于同一晶面。

在再结晶过程中。

a. 阳离子半径大于阴离子半径 b. 阴离子半径大于阳离子半径

c. 阳离子半径与阴离子半径相等 d. 阳离子半径可以大于或小于阴离子半径

点缺陷

纯金属中主要的点缺陷有明些，并述其可能的产生原因。

1. 空位：纯金属晶体中，点缺陷的主要类型是空位。1) 间隙原子、空位对空位与填隙原子对。

1) 空位的产生途径有以下几个方面：

(1) 依靠热运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，它的浓度随温度升高，其平衡态的浓度而增高。

(2) 冷加工时由于位错运动有交互作用。在适当条件下位错交互作用的结果能产生点缺陷，如带电荷的位错运动会放出空位。

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

铁碳相图:

在Fe-C系中有几种类型的渗碳体? 分别说出这些渗碳体的形成条件。并指出在平衡冷却条件下这些不同本型的渗碳体的形貌。

答: 分别有: 三次渗碳体, 在铁素体中析出的渗碳体;

共析渗碳体, 在Fe-Fe₃C发生共析反应时生成的渗碳体;

二次渗碳体, 在含碳量0.77~2.11之间的铁碳平衡冷却过程中

1480°C以下从奥氏体中析出的渗碳体;

共晶渗碳体, 共晶反应时生成的渗碳体;

和性渗碳体, 共晶反应前生成的渗碳体;

三元相图中的四相平衡共晶区区和包晶反应区都是三角形, 请说出这两种四相平衡反应的不同之处。

答: 四相平衡共晶反应的反应相成分点在三角形和中间, 但四相平衡包晶反应区中的相成分点在一个顶点上。共晶反应区的上方三个三相区相连, 下方一个三相区相连; 而包晶反应区上方与一反应区相连, 下方三个三相区相连。

在铁碳和白口铸铁的区划是什么? 在分析它们的平衡组织时参照什么相图?

答: 白口铸铁的发展是以渗碳体的组织平衡存在的, Fe-Fe₃C相图。

灰口铸铁是以石墨形式存在的。 Fe-C相图。

白口铸铁

渗碳体

石墨

凝固

1. 正常凝固和平衡凝固是否相同? 说明两者的相同或不同之处。

答: 两者不同。平衡凝固是指在凝固过程中固相和液相的成分始终均匀, 而正常凝固只有液相的成分保持一致。

2. 纯金属凝固时是否会出现成分过冷? 为什么?

答: 不会。因为纯金属中不会有成分过冷, 不会出现成分过冷, 因此凝固过程不会出现成分过冷。

3. 单相固溶体正常凝固时是否会出现成分过冷? 为什么?

答: 不会。因为正常凝固时液相的成分始终保持均匀, 所以不会出现成分过冷, 因而不会出现成分过冷。

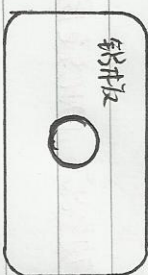
4. 对于金属-金属型合金, 决定其形成片状或是棒状的因素是什么?

答: 主要取决于两因素:

(1) 两相的体积分数。如果有一相的体积分数大于70%时, 则形成棒状共晶; 否则形成片状共晶;

(2) 两相之间的界面能。界面能低, 则形成片状共晶。一般情況下, 当两相有固定的位置关系时则可能形成片状共晶。

有一方形纯铝板零件，加工时在其中部冷冲出一小圆孔，当该零件在炉中加热温度进行了退火处理之后，小孔周围的组织形貌将发生怎样的变化，用示意图表示，并进行适当的解释。



由于在铝板中冲一孔的过程中，实际上会在铝板中形成不均匀的应力，在应力区，在孔的周围，材料发生了极大的塑性变形，随着与圆孔距离的增加，材料的变形程度逐渐降低，在远离孔的地方趋于零。

图中特征：

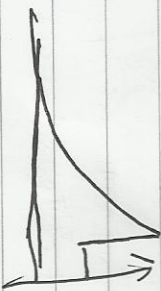
①孔周围的组织晶粒非常细小。

②随着与孔距离的增加，晶粒粗大。

③晶粒尺寸随距离增大，但100μm晶粒尺寸。

④在离孔某一距离处，由于处于临界变形量，组织晶粒成压的晶粒尺寸粗大。

⑤尺寸临界变形量处，晶粒尺寸不粗。



正冷度

(1) 为什么纯金属凝固时没有冷度？

答：纯金属凝固时转变驱动力 $\Delta G_v = -\frac{L_m \Delta T}{T_m}$

一定固时 $\Delta G_v < 0 \therefore L_m, T_m > 0 \therefore \Delta T = T_m - T > 0$

故纯金属凝固时须要有过冷度，且过冷度越大，转变的驱动力也越大。

(2) 什么是动态过冷度？什么情况下必须有过冷度？

答：动态过冷度是凝固界面运动时所需的过冷度。

$T_m - T = \Delta T_k > 0$ 称为界面动态过冷度。晶粒生长，必须满足界面处有一位的过冷度，即动态过冷度 ΔT_k 。即 $\Delta T_k > 0$ 是晶粒生长的必要条件。

为什么是动态过冷？为什么在凝固过程中会出现成分过冷？成分过冷区的大小与哪些因素有关？

答：凝固界面前沿液体中的实际温度低于由液相分布所决定的凝固温度时产生的过冷，称为成分过冷。

① 液相固溶体中由于液相成分分布不均匀而引起过冷度变化。出现成分过冷。

② 晶粒生长成分过冷。当晶粒生长时，晶粒生长速度 $\frac{G}{L} < \frac{m \Delta T}{L} \frac{L_0}{L_0}$

a. L_0 (凝固温度与液相温度之差)，距离越大， L_0 越小，成分过冷区越大。

b. m (液相固溶体斜率)， m 越大，成分过冷区越大。

c. ΔT (过冷度)， ΔT 越大，成分过冷区越大。

d. G (凝固速度)， G 越大，成分过冷区越大。

f. R (凝固半径)， R 越大，成分过冷区越大。

4. 纯金属凝固时，晶粒形核和长大的驱动力大小是否不同？

答：两者不同，一般晶核形核的驱动力比长大驱动力大。因为非均匀形核形核是在一定形核位置（晶壁、晶粒表面、杂质等）上进行的，其驱动力比均匀形核形核位置（晶界和晶粒表面）大。

一般晶核形核驱动力 $\Delta G_v^* = \frac{2\sigma \Delta T}{4}$ ，晶粒长大驱动力 $\Delta G_v = \frac{L_m \Delta T}{T_m}$

晶核在材料中位置与金属成分不均匀时， $\Delta G_v^* = \Delta G_v$

晶核在材料中位置与金属成分不均匀时， $\Delta G_v^* = \Delta G_v$

晶核在材料中位置与金属成分不均匀时， $\Delta G_v^* = \Delta G_v$

晶核在材料中位置与金属成分不均匀时， $\Delta G_v^* = \Delta G_v$

晶核在材料中位置与金属成分不均匀时， $\Delta G_v^* = \Delta G_v$

晶核在材料中位置与金属成分不均匀时， $\Delta G_v^* = \Delta G_v$

变形

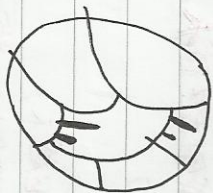
什么是退火？退火晶体的形成机制和显微组织有何不同？

在金属显微组织中，它们与滑移带及刃型的区别是什么？

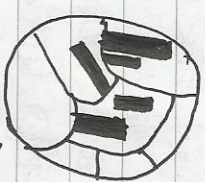
答：① 退火晶体的形成大致可以分为两个阶段，晶体形核和长大。形核快的退火晶核长大出薄片状（“板状”）然后晶界面对展开来使晶体增殖。形变退火是通过机械变形而产生，在金属显微组织上一般当退火片状。

② 退火晶体的形成过程中形成晶核，往往以晶粒内部的晶界、晶粒角、晶粒中心、晶粒内部等通过位错运动而生长形成。

③ 退火晶体的形成与形变退火晶体的形成有本质区别，一般退火晶体的生长是均匀的，而形变退火晶体的生长是不均匀的，且退火晶体的生长是均匀的，而形变退火晶体的生长是不均匀的。退火晶体的形成是通过对晶体的退火态工业纯铝晶体的本试样施加适当的形变，然后在金属显微组织中观察得到的形变退火晶体的生长和晶界的形成。



形变退火晶



退火晶粒

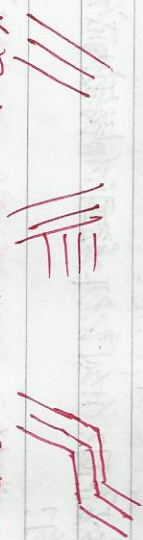
滑移

什么是滑移？滑移带及交滑移？它们的滑移带有什么不同？请结合图解说明。

答：① 滑移带是晶体在切应力作用下发生滑移运动，即滑移带。在一组滑移带系上进行的滑移称为单滑移。

② 当某组系开切后，由于不断发生晶面运动，结果可能使另一组滑移带的切应力增加，并最终以临界值，从而使多滑移带过程能同时发生两个以上滑移带系同时发生交滑移，这种滑移带过程称为交滑移。

③ 在晶体中，发生两个或两个以上滑移带系沿着同一个滑移带系同时发生交滑移带系的现象，称为交滑移。交滑移带系上出现小折线状。



单滑移

复滑移

交滑移

专题 2

1. 为什么在凝固过程中会出现过冷现象?

答: 根据相图, 固相从液相中结晶时, 成分与液相不同, 因此在结晶过程中固相不断排除溶质原子, 导致在液-固界面溶质原子浓度增高, 此时原子的运动路径是固相-界面-液相。开始时, 固相排出的原子比从界面层而液相排出的原子多, 导致界面层上溶质原子浓度增高, 此时体系为亚稳态。当溶质原子在界面层上的浓度高到一定程度时, 达到动力平衡, 即从固相到界面与从界面到液相的原子流量相同, 此时在固液相之间形成了一层溶质原子浓度高于液相的过渡层, 称为边界层。2. 分配系数和有效分配系数的物理意义。

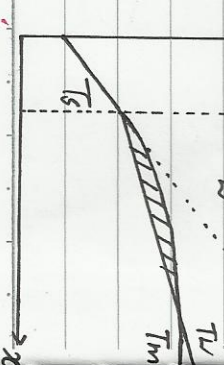
答: 平衡分配系数是指平衡凝固时固相成分与液相成分之比, 即 $k_0 = (C_s)_e / (C_l)_e$; 有效分配系数是指在不平衡凝固时, 当边界层建立后, 固相侧溶质浓度和界面层以外液相区中溶质浓度之比, 即 $k_e = (C_s)_i / (C_l)_B$ 。

3. 什么情况下出现正常凝固? 什么情况下凝固组织成分最均匀? 什么情况下最不均匀?

答: 当 $k_0 = 1$ 时, 出现正常凝固, 此时没有边界层, 液相内成分完全均匀; 当 $k_0 = 1$ 时, 铸锭内成分最均匀; 当 $k_0 = k_e$ 时, 正常凝固时成分最不均匀。

4. 用图解说明出现成分过冷的临界条件, 并解释如果满足正常凝固会不会出现成分过冷。

答: 如图虚线所示, 当世界层中温度梯度与边界层温度分布曲线相切时, 是成分过冷的临界条件。其温度分布曲线斜率小于液相斜率, 则成分过冷, 反之没有成分过冷。



塑性 vs 滑移

试述塑性变形与滑移变形的异同, 比较应力-应变曲线中塑性变形的作用。

答: 相似。

相同点: 宏观上都是晶体塑性变形的结果; 微观上都是晶体塑性变形的结果; 是晶体的一部分沿一定晶面和晶向相对另一部分的不均匀运动;

不同点: 滑移是不改变位错, 而塑性变形是改变位错; 滑移是全位错运动的结果, 而塑性变形是位错运动的结果; 滑移变形不均匀, 而塑性变形均匀; 滑移变形有平线, 应力-应变曲线有屈服点, 连续; 而塑性变形是连续; 滑移变形的条件不同, 塑性变形所需临界应力值远大于滑移; 因此只有在滑移受阻的情况下晶体才以塑性方式变形; 滑移变形的应变较大 (只取决于晶体的塑性), 而塑性变形的应变较小; 滑移变形的应变较小。

2. 在塑性变形过程中 (one) 用

三要素可以改变晶体的应变, 而塑性变形只能产生有限的应变, 但是通过塑性变形可以改变晶体的应变, 从而使得原来无法变形的材料能够发生塑性变形, 从而改善晶体的塑性变形能力。

位错强化

在某一晶体金属材料(如纯铜)中引入弥散分布的第二相颗粒后,其塑性变形、再结晶晶粒尺寸以及强度所发生的变化。

答:在纯铜金属中引入弥散分布的第二相颗粒后,其塑性变形、再结晶晶粒尺寸以及强度会发生一系列变化:

(1) 对塑性变形过程,由于第二相颗粒的引入,导致塑性变形的位错运动受阻,可能使果粒尺寸(普通果粒),也可能使过饱和颗粒(果粒尺寸)在再结晶过程中,如果果粒尺寸较大,则会起到阻碍再结晶的作用,如果果粒尺寸较小,则会起到阻碍再结晶的作用。

(2) 由于弥散果粒对位错有阻碍作用,因此可以使得金属材料得到强化。其强化效果受果粒尺寸、分布、种类以及与基体的结合有关,在本课程知识范围内果粒尺寸越小,含量越高,其强化效果也越好。位错在金属材料中可能会遇到一些阻碍,从而产生位错强化对材料性能产生影响。

答:位错运动阻力主要来自点阵阻力、派-纳力、位错密度增大,则运动阻力越大,产生的阻力也越大。例如,面心立方结构金属具有较大的位错密度,故其派-纳力小,屈服应力低;而体心立方金属结构的位错密度低,故派-纳力较大,屈服应力较高。至于原子间作用力具有强烈方向性的材料(如离子晶体、共价晶体、其位错密度低,即表现出更强的特性)。派-纳力和位错间距越大,位错强度越小,则派-纳力也越小,因而屈服应力越高。

位错运动可以引起容易地沿位错线向两侧运动,结果使整个位错线向前滑移。通过这种机制,金属可以发生位错滑移所需的应力进一步降低。

位错运动的阻力除点阵阻力外,还有位错与位错的交互作用产生的阻力,位错交割后形成的对位错和螺线,尤其是螺线位错的交割,将对位错起钉扎作用,致使位错运动的阻力增加。位错与其他晶体缺陷(如晶界、其他位错、晶界和第二相颗粒等)交互作用产生的阻力,对位错运动均会产生阻力,导致晶体强化。

强化金属材料的方法

通常强化金属材料的方法有四种: 1. 通过加工强化金属的位错密度,并指出其共同点。

答: 有加工硬化(应变强化)、固溶强化、弥散强化和细晶强化四种。

① 加工硬化: 金属晶体在塑性变形过程中,金属材料内部随着塑性变形量的增加而增加。加工硬化产生的主要机制有: 位错累积、位错阻碍力和位错缠结。当产生对位错运动的阻力时,产生应力消耗材料所做的功,从而造成金属强化。② 固溶强化: 金属中由于溶质原子的存在,使其强度提高。固溶强化的根本原因是在溶质原子与位错的交互作用,这种交互作用又分为溶质原子与位错线、原子与位错面的弹性交互作用和化学交互作用两种。

③ 弥散强化: 依靠弥散分布的金属基体中细小第二相强化金属。其强化的原因是在于细小第二相与位错的交互作用,主要有位错绕过颗粒和 Orowan 机制以及位错切过颗粒强化两种。

④ 细晶强化: 许多晶体的屈服强度随晶粒尺寸减小而增加,可以用 Hall-Petch 关系表示: $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$, 式中, σ_0 与 k 是与材料本身性质有关, σ_s 对应于无限大单晶的屈服强度, k 则是晶界有关。

这些强化方式的共同点,即金属强化的实质,在于增加了位错运动的阻力。

① 当第二相为不可变形的颗粒时,与位错之间的作用力较大,位错以奥氏体机制绕过第二相颗粒,通过一个位错线会在第二相颗粒周围留下一个位错环,使后续位错绕过第二相颗粒的阻力不断增大。该强化效果在第二相颗粒体积分数一定时,随颗粒半径的减小而增大。当第二相为可变形的颗粒时,与位错之间的作用力较小,在外力作用下溶质原子将位错第二相颗粒,使颗粒体积增加,界面能升高,以及产生位错线,溶质原子引起原子错排等都将使位错运动阻力增大实现强化。

形核率

形核率的物理意义是什么？形核率的大小对金属凝固后的组织有什么影响？

答：形核率是在单位时间内所形成的晶核数。

$$N = k \exp\left(-\frac{U^*}{RT}\right) \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right)$$

形核功因子·原子数

形核率越高，组织越细小。

开尔文晶核长大的驱动力是什么？长大速度对金属凝固后组织的晶粒有何规律是否与形核率对凝固组织的晶粒有何规律相同？

答：取平衡态过冷度，即凝固时液-固界面所沿的过冷度。

长大速度对凝固后组织与形核率的影响相同。长大速度越高，组织越粗大。

为了细化金属的凝固组织，一般可以采取哪些措施？

答：采用异质剂

机械搅拌、电磁搅拌、超声波搅拌、增加过冷度

加大冷却速度、加大液体流动率、形核剂的作用，减小晶粒。

1. 形核率在冶金凝固时，临界晶核和临界半径、形核功和形核率的物理意义：如果选非均匀形核，形核功的大小主要与什么因素有关？

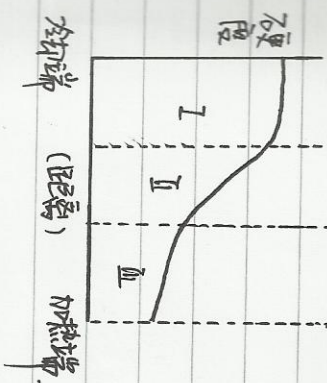
答：形核功 ΔG^* 是指形成一个临界晶核所需要的能量，这个能量是系统能量起伏提供的。

2. 临界半径是指临界晶核的半径。临界晶核是指结晶开始时，晶核的形成与长大需要靠系统能量起伏提供能量；当晶核长大到一定大小时，能量达到极大值，继续长大，系统能量下降，此时的晶核半径称为临界半径。

3. 形核率是指单位时间和单位体积内形成的晶核数。

4. 形核角的大小主要与晶核与基底之间的界面能有关，界面能越大，形核角越大。

将经过大量冷塑性变形（例如为70%）的纯铝棒的一端浸入水中，另一端加热至接近熔点的高温（例如为700℃），过冷保持一小时，然后试样完全冷却，试作晶粒长大的硬度分布曲线（示意图），并作简要说明。



在纯铝棒的长度上，由于温度不同，经历回复、再结晶和晶粒长大三个过程。

第I区域， $T < T_R$ ，仅发生回复，硬度略有下降。

第II区域，发生再结晶，硬度大大降低，且随温度升高，同样1小时内完成的再结晶的体积百分数增大，硬度下降之下降。

第III区域，晶粒长大，晶界对位错运动阻碍较小，故硬度进一步降低。

亚晶

什么是亚晶？亚晶在显微结构上有什么特点？在本书学过的知识中，哪些过程可能形成亚晶，简要描述这些亚晶产生的过程。

对某变形铝合金的研究发现，当其组织中存在大量尺寸较大 ($1\mu\text{m}$) 和尺寸较小 (150nm) 的两类第二相颗粒情况下，经过适当的塑性变形和再结晶处理，能获得最小的晶粒尺寸，试述其原因。

Fe-Fe₃C: 冷却加热, 需要过冷, 平衡相长大

Fe-Fe₃C: 冷却加热, 需要过冷, 平衡相长大
Fe-Fe₃C: 冷却加热, 需要过冷, 平衡相长大

Fe-Fe₃C相变的基本特征:

需要一定的过冷度, 是一个非平衡、不可逆过程; 形成有一个上坡扩散区, 和下坡温度区; 高温形成 Fe, 低温形成 Fe₃C。总之, Fe-Fe₃C相变是一种在冷却以切变方式进行的扩散控制相变, 但低温形成和快速长大的过程。

金属固态相变主要有哪些基本特征?

晶体结构变化、化学成分变化、有序化程度变化。

金属固态相变过程的条件:

必须有过冷度、能量起伏、结构起伏。

Fe-Fe₃C相变冷却状态下的Fe-Fe₃C (0.45% C) 与 Fe-Fe₃C (0.7% C) 的硬度与塑性, 随温度变化。

Fe-Fe₃C相变冷却状态下的Fe-Fe₃C (0.45% C) 与 Fe-Fe₃C (0.7% C) 的硬度与塑性, 随温度变化。

Fe-Fe₃C相变的基本特征:

需要过冷与表面起伏; 无扩散型相变; 需要有一个过程; 具有可逆性。

扩散型相变的一些特征:

相变过程有扩散; 新相与母相成分不同; Fe-Fe₃C相变在冷却过程中

根据热力学理论, 金属固态相变的基本途径:

增加过冷度; 增加驱动力; 增加扩散。

金属为什么具有良好的塑性

金属键没有方向性，原子之间改变相对位置并不会破坏与周围原子的结合力，因而金属具有良好的塑性。

什么是固溶体？它是如何形成的？

以合金中某一组元为溶剂，其他组元为溶质，所形成的与溶剂具有相同晶体结构的、晶格常数不发生变化的固相称为固溶体。

根据溶质在溶剂中的位置，可分为置换和间隙固溶体；根据溶解度大小，可分为有限和无无限固溶体；根据溶质的分布特点，可分为有序和无序固溶体；根据溶质组元的类型，可分为第一类和第二类固溶体。

能否说明为什么 ΔT 越大，相变驱动力越大，为什么？

从热力学考虑， ΔT 越大， r^* 越小，因而需要的能量越小，满足 $r > r^*$ 的晶胚数量越多，不稳定晶核容易形成，则形核率越高；从动力学考虑，晶核形成需要原子从液相迁移到临界晶核上才能成为稳定晶核， ΔT 越大，原子迁移能力越强，原子从液相迁移到临界晶核上的概率越大，不利于形成稳定晶核，则形核率越低，因此不能这么说。

什么是前驱体？它有什么作用？

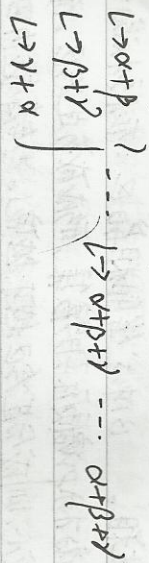
在凝固早期阶段，由于液相成分变化导致温度分布不均匀的将发生分凝现象，称为成分过冷。成分过冷越大，液固界面形貌由平面状向胞状和树枝状转变。

铸锭中常见的缺陷有哪些？

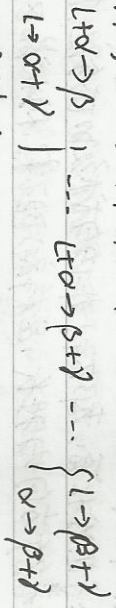
偏析、缩孔与疏松、气孔和夹杂。
其形成与晶体的生长特性和导电性都有关系。
其形成具有方向性；没有自扩散。

在三元合金相图中，常见四相平衡转变有四种类型，并写出各四相平衡转变的反应式及其转变前后的三相平衡反应式。

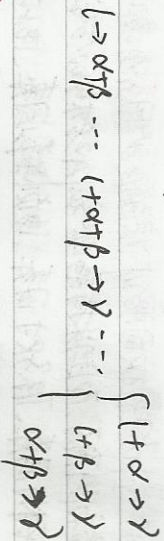
1. 四相平衡 (L) 共晶 (析) 转变成平面



2. 四相平衡 (包共晶 (析) 转变成平面



3. 四相平衡 (包晶 (析) 转变成平面



什么是固溶体？形成固溶体有哪些条件？

当原子半径比较小的非金属元素作为溶质溶入金属或化合物的溶剂中时，这些小的溶质原子占有溶剂晶格中的间隙位置，而存在于间隙位置，形成一些非金属元素。H、O、N、C、B 等， Fe^{2+} 半径 0.1 nm， Fe^{3+} 半径 0.1 nm， Fe^{2+} 半径 0.1 nm， Fe^{3+} 半径 0.1 nm， Fe^{2+} 半径 0.1 nm， Fe^{3+} 半径 0.1 nm。

简述合金的组成及其形成机理

(1) 合金是由两种或两种以上金属元素组成的。在凝固过程中，金属原子间发生扩散，形成合金。这样，合金在凝固过程中，随着温度的升高，在合金中形成一定的温度梯度，合金在凝固过程中，随着温度的升高，在合金中形成一定的温度梯度，合金在凝固过程中，随着温度的升高，在合金中形成一定的温度梯度。

在液固相界面前沿液体处于正温度梯度条件下，纯金属凝固时界面形状如何？而在同样条件下，单相固溶体合金凝固时界面形状又如何？试分析原因。

纯金属凝固时，由于理论结晶温度是定值，因此其前沿形状不受实际温度分布所决定。在某种情况下，平衡态界面相交于一点，金属将以平面状生长，最后形成平面晶。

固溶体合金凝固时，合金的理论结晶温度是一个与液相成分有关的变量，由此产生的成分过冷区形状不仅与实际温度分布有关，也与理论结晶温度的变化有关。按液固相界面前沿成分过冷而大小分为三种情况。

1) 无成分过冷区或成分过冷区很小，界面不可能出现较大的突起，此时平衡界面是垂直的，合金以平面状生长，形成平面晶。

2) 成分过冷区很小，平衡界面变得不稳定，合金以胞状生长，形成胞状晶。液体深处生长，形成一次晶粒，同时在一次晶粒的侧向形成二次晶粒，最终形成树枝状晶。

3) 成分过冷区很大，平衡界面更加不稳定，界面上突起将以更快的速度向液体深处生长，形成一次晶粒，同时在一次晶粒的侧向形成二次晶粒，最终形成树枝状晶。

将上述三种情况称为“平面晶、胞状晶、树枝晶”的生成。在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

将上述三种情况称为“平面晶、胞状晶、树枝晶”的生成。在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

在凝固过程中，如果树枝晶在凝固过程中受到扰动，则会形成二次晶粒，从而形成二次晶粒。

从相粒数量、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金属位错和体心立方位错、面心立方位错和面心立方位错的特点。

运动方式	体心立方	面心立方	面心立方	面心立方
柏氏矢量	$\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$	$\frac{a}{2} \langle 111 \rangle$	$\frac{a}{2} \langle 112 \rangle$	$\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$
位错类型	刃螺混	刃	刃螺混	刃
位错线形状	任意	平面曲线	平面曲线	一般为直线
可能的运动方式	滑移、攀移	只能攀移	只能攀移	不能运动

工业中，为防止冲压用的低碳钢板材在冲压成型后产生侧向的工件表面粗糙不平，通常采用何种工艺？说明理由。

低碳钢在冲压成型时因屈服区所产生不均匀变形（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屈服型位错在体内运动金属心在中心与位错具有很强烈的交互作用，形成柯氏气团。位错被牢固地钉扎在位，在一般压力下不能脱钉，从而形成上下屈服现象。当屈服后立刻重新加载或延伸时，此时位错已经脱钉，从而形成上下屈服现象。基于此原因，生产中通常将薄板在冲压之前先经一道微量量的冷轧（通常为10%~20%压下量），使屈服点消除，随后进行冲压加工就可保证工件表面的平整光滑。

简述位错运动与位错形成原因。

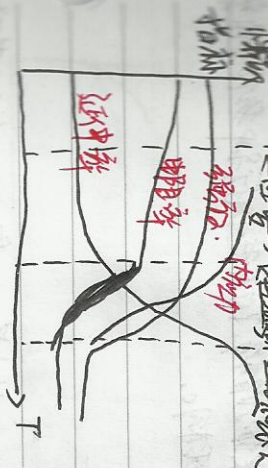
运动

变形金属因塑性变形过程中产生驱动力来自位错运动的降低，当应力减小位错沿滑移面水平排列，其运动能是增加的；多边形化，同号位错垂直滑移面排列，其运动能可以消除，从而使运动能降低，变形金属运动能降低。

影响位错运动的因素有哪些？

(1) 溶质原子：溶质原子在晶界处富集，阻碍晶界的运动；(2) 温度：温度越高晶界运动越快；(3) 晶粒尺寸：晶粒尺寸越小，晶界运动越快；(4) 第二相粒子：合金中的第二相粒子对晶界的运动有阻碍作用。

画出金属退火时晶粒尺寸随时间变化的示意图。



显示晶粒尺寸等轴晶粒的纯铜铸锭一而进行加热处理，试画出晶粒尺寸随时间变化的示意图并说明原因。由于铸锭的晶粒尺寸随温度升高而增大，在加热时晶粒尺寸随温度升高而增大，在加热时晶粒尺寸随温度升高而增大，在加热时晶粒尺寸随温度升高而增大。

在拉制铜线在固相线附近时，要求一定的温度（要求一定的温度）和一定的速度（要求一定的速度）。

铜导线在拉制过程中，要求一定的温度，故通过回火退火去除一定的残余应力，提高抗应力腐蚀能力，保持合金拉加工硬化的效果，使合金线要求机械性能和导电性能，应采用再结晶退火工艺，提高抗应力腐蚀能力。

在拉制铜线时，要求一定的温度，故通过回火退火去除一定的残余应力，提高抗应力腐蚀能力，保持合金拉加工硬化的效果，使合金线要求机械性能和导电性能，应采用再结晶退火工艺，提高抗应力腐蚀能力。

在拉制铜线时，要求一定的温度，故通过回火退火去除一定的残余应力，提高抗应力腐蚀能力，保持合金拉加工硬化的效果，使合金线要求机械性能和导电性能，应采用再结晶退火工艺，提高抗应力腐蚀能力。

在拉制铜线时，要求一定的温度，故通过回火退火去除一定的残余应力，提高抗应力腐蚀能力，保持合金拉加工硬化的效果，使合金线要求机械性能和导电性能，应采用再结晶退火工艺，提高抗应力腐蚀能力。

在拉制铜线时，要求一定的温度，故通过回火退火去除一定的残余应力，提高抗应力腐蚀能力，保持合金拉加工硬化的效果，使合金线要求机械性能和导电性能，应采用再结晶退火工艺，提高抗应力腐蚀能力。

到晶界分割能力开始减弱。可以看出,多晶体滑移过程是在晶粒内部所进行的,滑移从大的可动晶粒开始,然后依次扩展到其他晶粒,直至整个金属中。

多晶体金属的强化原因主要体现两个方面，即晶粒尺寸对加工性能和晶界的强化作用。滑移开始时，已滑移的晶粒处在未滑移的晶粒包围之中，并受到未滑移晶粒的牵制，这使原来以滑移晶粒与未滑移晶粒间要有更大的附加性，以使之滑移和变形继续进行。因此，多晶体金属一开始就是多滑移，从而使得塑性变形力加大，强度升高。在常温或低温下，晶界对金属滑移有很大的阻碍作用，可以明显提高金属的强度，这是因为晶界上原子排列不整齐，当位错运动到晶界附近时不可能穿过晶界到达晶界另一侧，导致大量位错在晶界前大量堆积，从而产生位错塞积群；另外，由于相邻晶粒的取向不同，根据位错理论，具有固定滑移面的滑移面可以看出来，位错不可能通过晶界，这也是金属强化原因之一。经过实验分析理论计算发现，晶粒尺寸越小，强度越高，与晶粒尺寸满足 Hall-Petch 公式。

本教材在介绍材料模型的基础上，为什么金属细晶强化比理论强化强度低得多。

晶体内应力场分布程度是以刚性滑移模型为基础来计算出的。该模型认为晶体是完整的，不存在任何缺陷的。在应力作用下，晶体中某些原子或分子沿滑移面和滑移方向作整体的刚性滑移，显然，晶体滑移时应力必须使所滑移的原子间距除了面间距所存在数量，还要给予应力场功，使原子间的滑移距离所受应力高于实际屈服程度。

位错滑移外莫型是建立在位错运动的基础上,该模型认为晶体滑移是位错在滑移面上运动的结果。当位错在滑移面上滑移时,只需要位错中心区域原子发生微小位移,而远离位错线而原子位移量迅速减小,这样,位错运动仅

破坏了位错线中心位置原子间的结合键，所做的功为内能多。位错滑移使晶体滑移方向阻力急剧减小，所以滑移屈服强度比正屈服屈服强度低了4个数量级，接近于实际值。

解：在回火过程中，内应力以动力学性能的变化。

金属冷变形后在内部的内应力分为第一类内应力、第二类内应力和第三类内应力。在回火时,随着温度升高,金属的屈服强度逐渐降低,在某些局部区域内将发生较大量的塑性变形,使第一类内应力和第二类内应力大部分被消除,第三类内应力也有所降低。剩余额的内应力则在再结晶过程中进一步被消除。因此,回火而主要作用是消除内应力。

金属的力学性能主要取决于强度、硬度及塑性、韧性。~~因此，金属的力学性能主要取决于强度和硬度~~当冷变形金属回复时，由于温度较低，位错密度变化不大，金属的强度和硬度仅有所降低，塑性和韧性稍有升高。在再结晶过程中，通过开尔文公式，元晶粒尺寸逐渐取代了冷变形晶粒，使金属的位错密度急剧减小，强度和硬度显著降低，塑性和韧性显著升高。再结晶完成后，金属的力学性能完全恢复到冷变形前的水平。因此，再结晶的主要目的是消除加工硬化。

或说明两者晶体生长条件的不同。

当两晶体金属间合金型生长速度较小时，在金属内部开始成核的原子数不大，加热的结晶时，没有足够的原子动力发生结晶，来不及和金属合金形成，只能发生结晶，因此，两晶体在结晶向上生长时，晶体生长速度不同，其生长量较大的晶体，位错密度较高，产生的位错能也较高；其生长量较小的晶体，位错密度较低，产生的位错能也较低。因此，在合金金属在再结晶过程中，晶界将由位错密度较低的晶粒，向位错密度较高的晶粒迁移，晶界迁移过程中产生的晶体区域位错密度较低，这是金属冷作硬化原理。若将晶界

氢在金属中扩散很快,当温度较高、压强较大时,用金属箔做的容器会立即漏气。

1. 引出平衡状态下金属箔中的高压氢通过箔壁向外扩散。

2. 说明式中各项的含义。

3. 指出减少氢扩散速度的措施。

达到平衡状态后,可以认为在有限时间内箔壁内外氢压力不变,因此箔壁内氢的氢浓度分布也不随时间发生变化,可以考虑采用扩散第一定律。

$$1. \quad J = -D \frac{\partial c}{\partial x}$$

而金属箔的厚度 $c = k \sqrt{t}$ 金属箔外壁 $c' = 0$

因此 $J = -D \frac{\partial c}{\partial x} = -D k \frac{1}{\sqrt{t}}$

2. 根据上式,可以计算出箔壁有:改变箔壁材料,以减小 D 和 k , 降低箔壁内所储氢气的压力,增加箔壁厚度。

投影图上画上的面是金属箔的一个晶粒,为什么?

是,因为将赤道线画在圆心的上方,而画一条子午线重合。这个晶粒的晶面是 [100]。

MgO, TiC, CaO 都是 AlN (AlCl₃) 结构,为什么这三种材料都不作为正常价混合物。由原相和离子晶体,请说出它们的主要区别。

MgO 是正常价化合物,分子符合价键规律,但是具有金属的特性;

TiC 是间隙相,分子不符合价键规律,其结构主要是由生成相的原子尺寸而定;

CaO 是离子晶体,分子符合价键规律,是一种氧化物陶瓷,不具有金属特性。