

材料实验 0701 5月明 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)

$$d = k \left(\frac{U}{I}\right)^{\frac{1}{4}}$$

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. 用热分析曲线测应相图的原理是： (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视图。 (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，并不容易整个晶体时，层错区与完整晶体之间就在沿着边界线。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，这种位错的位矢量，所以是不全位错。

? 5. 引入晶面指数的目的是为了 b. (2002.-.12)

- a. 晶面上的原胞结构
- 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 反映原子间的结合力，是组织结构敏感参数。 (2002.-.15)

材料的最大弹性变形量随材料而不同而异。多数金属材料仅在低于比例极限  $\sigma_p$  的应力范围内遵守胡克定律，弹性变形量一般不超过 2.5%，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。

在单相组织中存在着大小不等的晶粒，界面由晶粒运动而移动的规律引起：晶界将移向晶粒中心，最后小晶粒将消失。

7. 工业上对零件的热处理一般指钢的奥氏体状态下的<sub>(2002. - 16)</sub>

主要原因是 $\gamma$ -Fe是面心立方而 $\alpha$ -Fe是体心立方， $\gamma$ 溶解度远大于 $\alpha$ 中的溶解度，使晶在奥氏体中形成较大的碳浓度梯度。

8. 下列热处理中晶粒直径过粗或过细都不的是<sub>(2002. - 17)</sub>

- A. 形变热处理    B. 自扩散    C. 回复    D. 时效处理

9. 钢结品组织中的晶粒大小和形变量关系。

✓ 达到临界形变量时，所结晶组织晶粒最大；

✓ 低于临界形变量时，所结晶组织晶粒并不随形变量

✓ 在临界形变量时，所结晶组织晶粒随形变量的增大而变小。



10. 引入空洞缺陷的目的是为了描述晶体内角小排布的周期性<sub>(103. 1)</sub>

11. 过冷度定义 $\Delta T = \bar{T}_m - T$ ，当 $\Delta T=0$ 时，液相与固相自由焓相同， $\mu_{\text{L}}(\bar{T})=\mu_{\text{S}}(\bar{T})$ ，系统处于平衡状态，因此，只有 $\Delta T>0$ 时凝固过程才能进行， $\Delta T>0$ 时凝固过程才能进行。<sub>(103. 7)</sub>

12. 单相固溶体凝固时，若 $k_c < 1$ ，  
正常凝固 $k_c = k_c$ 时，完全混合，没有边界层存在，液相混合格，钢锭生长正常  
快速凝固 $k_c = 1$ 时，完全不混合，液相中溶质完全饱和，铸锭内成分很均匀。

$k_c < k_c < 1$ 时，液相部分混溶，此时液相中有混溶，但不充分。

13. 合金与纯铁的类似，位错密度在同时使体系的内能和熵值增加，但相

15. ② 单相固溶体在非平衡凝固过程中会形成成分偏析。<sub>(103. 8)</sub>

a. 若冷却速度小，则成分偏析的倾向越小

b. 若含合金元素越少，则成分偏析的倾向越小

c. 若两组元熔点相差越大，则成分偏析的倾向越小

d. 若固相线和液相线距离越近，则成分偏析的倾向越小

16. TiC 和 NaCl 具有相同的晶体结构，但它们不属于同一类固相。<sub>(104. 6)</sub>

这是因为： a. TiC 是陶瓷、NaCl 是盐 b. NaCl 符合正常化合价规律，而

不满足正常化合价规律 c. TiC 中的电子浓度高 d. NaCl 的致密度高

17. 偏析及消除

宏观偏析  $\left\{ \begin{array}{l} \text{正常偏析：提高冷却速度} \\ \text{反偏析} \end{array} \right.$

微观偏析  $\left\{ \begin{array}{l} \text{比重偏析：增大冷却速度，加第三组元} \\ \text{显微偏析} \end{array} \right.$

比重偏析：增大冷却速度，加第三组元

显微偏析  $\left\{ \begin{array}{l} \text{枝晶偏析（成分过冷较大）} \\ \text{晶界偏析（结晶速度低的倾向大）} \end{array} \right.$  : 也叫低温

对来说，熵值增加比内能增加小得多，可以忽略不计。因而热力学上能级的存在是不稳定的。

9. 高温下晶粒正常长大，当第二相颗粒足够大时，第二相颗粒将阻碍晶粒长大。

极限尺寸  $D = \frac{R}{3}$ ，即第二相体积分数，以防颗粒过大。

极限尺寸  $D$  越小，晶界扩散受第二相颗粒阻碍越大。

10. 塑性变形

(1) 易滑移阶段 ① 线性硬折断 ② 批判线型硬折断  
山：切应力达到临界值，首先从一个滑移系开始。

(2) 交互滑移方式继续进行

(1)   
 (2)

21. 所谓的形变包含晶粒的形变与颗粒的长大过程，驱动着形变的形变者有形变。

22. 颗粒数与致密度及固溶半径之间的关系：

a. 颗粒数越高，致密度越低 b. 颗粒数越高，致密度越高。

c. 颗粒数越高，间隙颗粒越大 d. 颗粒数越高，间隙颗粒越小。

23. 向隙固溶体中固溶原生在基质晶格的间隙中，间隙相中原子在正常取位上，间隙固溶体中有点阵畸变，间隙相中形成畸变。

24. 1. 间隙排是由同种原子组成而呈排结构，而扩散排是两种不同原子组成而呈排结构。

25. 在三元相图中，连接线连着在水平截面上，而此时各相成分点之间的直线。

26. 单晶体的临界分离应力值  $R$  与晶体类型和纯度有关，与外力的相对滑移和取向、拉伸的屈服应力、应变大小无关。

27. 定向流变 + 结构基元  $\rightarrow$  晶体结构

28. 晶体投影的意义：在平面反映晶体中晶面之间的位向关系以及晶体的对称关系。

29. 相平衡用箭头的物理意义：

$\left\{ \begin{array}{l} \text{1} \rightarrow \text{2} \text{ 时 表示 固溶体 内原子偏聚} \\ \text{2} \rightarrow \text{1} \text{ 时 表示 已理想 固溶体 (完全无序)} \end{array} \right.$

30. 100℃ 时 表示 固溶体 内原子无序排列

31. 1. 回复开始阶段，其驱机机制是层位迁移；而在后期则以位错攀移机制为主。

2. 结构与相同，但前者不含化合物规律。

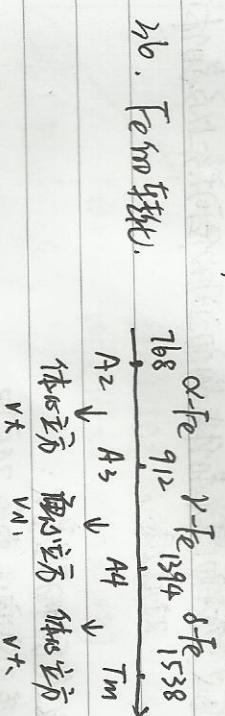
32. 治金变形使金属产生大量的空位、位错等缺陷杂质，对置换固溶体中扩散速率而言，金属微粒在滑移：加速原子的扩散过程。

对金属-金属型共晶，随共晶组织形貌的一个重要因素是单位面积界面能的大小，若单位面积的界面能越小，则形成片状共晶而体积越大。

33. 纳米颗粒的特征：表面效应、小体积效应、量子尺寸效应、界面效应。

34. 离子晶体和正常价化合物都符合介律，但它们分属不同的晶体类型，原因是：离子晶体的致密度与正常价化合物不同。(07.8)

35. 淀粉相对非晶态是热力学较稳定的亚稳定态。  
系统以非晶形存在时，其自由焓处于极小值。



36. Fe-TiO<sub>2</sub>系统：  
37. 纯铝可在高温下(200°C)持续进行塑性变形，其主要原因是：  
铝的再结晶温度较低。

(07.14)

38. 塑性变形是不可逆的永久变形，(受力超过弹性极限)

塑性变形使材料强度↑，点线硬度↑，电阻率↑，塑性↓；  
塑性系数↓，磁滞与矫顽力略有增加，磁导率降低。

39. 实际晶体因存在位错而使得强度远低于其理论强度。

40. 固溶原子形成能较固溶形成能大得多。

随变程度：由高→低。

41. 合金含金量较少时固溶系数远小于1，即为负促进扩散源。

41. 间隙扩散和层位扩散是晶体中最主要的两种扩散机制。 (08.6)

A. 间隙原子很可能迁移位置多于空位迁移量，因此间隙扩散对熔化扩散而言一般小于空位，因此间隙扩散相对容易。

42. 位错的特征是：微观结构中晶体具有五次或高于六次对称性的结构单元，但原子排列在整体上无周期性。

43. 不同的应力状态按固溶体是普遍现象。  
间隙固溶体中不存在构型不稳定性。

44. 位错累积系数的一个重要效应是在它的前导引起应力集中。  
引起的应力集中能够使相邻晶粒屈服，也可能在晶界处起裂纹。

45. 合金经塑性变形后的回复和再结晶过程如下：

回复的历程没有孕育期，而再结晶则有一个明显的孕育期。

46. ~~淬火~~硬化是一种强化材料的手段，但其在工业上的应用存在很大局限性，  
因为：(1)只能用于单晶材料 (2)只能用于纯金属材料

(3)只能用于通常温度下工作的材料 (4)只能与金属强化材料的手段同时使用  
PS：当塑性变形加工时，由于加工硬化，使金属的塑性大大降低，故必须进行中间软化  
退火处理以便继续变形加工。

47. 预心纺圆体，Frank 不会错，最通常的运动方式是沿<sub>III</sub>面攀移。

~~48. 钛钢的层错能为  $300 \text{ mJ/m}^2$ ，不锈钢的层错能为  $10 \text{ mJ/m}^2$ ，比较二者的真应力-应变曲线可以发现：不锈钢的真应力-应变曲线比第二阶段要长。~~

49. 在淬火下经时效 50% 后的高纯金的显微组织为 穿晶胞状。

50. 有液化工业纯铝试样，分别于第一天和第四次轧制后同时进行再结晶退火，如果轧制变形量相同，则比较这两批试样的再结晶温度，第一批次试样较高。

51. 一个不含溶质的完整晶体在热力学上是不稳定的。

52. (X) 在溶液中溶质浓度越高，沉淀所占的间隙越多，供扩散的空位的浓度越少，导致扩散系数下降。

53. 热处理常常在钢的奥氏体区域进行，这是因为碳在奥氏体中的浓度梯度比在铁素体中的大。

54. 对 Fe-C-C 三元合金进行渗碳而反扩散，则该合金中将出现三相区。

55. 位错线张力是以单位长度位错的能量来表示，则一拉应力正比于线张力的倒数。

56. 在单相组织中存在着大小不等的晶粒，在长大过程中会发生的晶界将移向小晶粒一方，最后小晶粒将消失。

57. 金属能低温时出现涅涅琴效应而很坚硬。

58. 对同材料，拉伸所得的真应力-应变曲线在工程应力-应变曲线的上方。

59. 压缩时所得的真应力-应变曲线在工程应力-应变曲线下方。

60. 加工硬化是一种极好的强化手段，其缺点是：材料在高温下不适用。

61. C. 位错滑移的阻碍越大 b. 滑移方向的原子间距越大 c. 位错密度

97. b 情况下，再结晶后若在更高温度保温，还可能发生异相晶粒长大。

a. 金属在临界变形量进行冷变形

b. 冷变形金属中存在着弥散分布的第二相微粒

c. 冷变形前的原始晶粒粗大

d. 冷变形金属强度非常高。

98. b 情况下，再结晶后若在更高温度保温，还可能发生异相晶粒长大。

a. 在奥氏体状态下进行，尽管碳在奥氏体中的扩散系数小于铁素体状态，但碳在铁素体中的溶解度太小，其浓度梯度也小。

(未除外)

在  $1000^\circ\text{C}$  标准投射面上(立方晶系)，同纬度的晶面属于同一晶面族，同经度的晶面属于同一晶带。

99. 阴离子半径 (B)

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哪些，试述其可能的产生原因。

答：纯金属晶体中，点缺陷的主要类型是空位、间隙原子、空位对以及间隙原子对。

它们产生的途径有以下几个方面：

(1) 依靠热振动能使原子脱离开正常平衡位置而产生。空位、间隙原子或合金与间隙原子对都可由热激发而形成。这种去极的受热的抵制，它的浓度依赖于温度，随温度升高，其平衡态的浓度亦增高。

(2) 由于加工时位错的剪切作用。在适当条件下，位错会之间断地产生并产生点缺陷，如带塞隙的位错运动会放出空位。

(3) 热辐射。高能粒子( $\alpha$ 粒子、高速电子等)轰击金属晶体时，晶体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。

### 1. 铁碳相图:

在Fe-C系中有几种类型的渗碳体？分别指出这些渗碳体的形成条件，并描述在平衡和非平衡条件下这些不同类型的渗碳体的形貌。

答：分列有：三次渗碳体、在铁素体中析出的渗碳体；

共析渗碳体，在MgC<sub>6</sub>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之间的钢平衡冷却至

1480°C以下从γ相析出的渗碳体；

共晶渗碳体，共晶反应生成的渗碳体；

共生渗碳体，共晶反应前生成的渗碳体；

三元相图中的四相平衡共晶区和包晶反应区都是三角形，请说出这两种

四相平衡反应区的不同之处。

答：四相平衡共晶反应区的点在三角形的中心，但四相平衡包晶反应区的顶点在三角形的一个顶点上。共晶反应区的上顶与三个三相区相连，下底与一个三相区相连；而包晶反应区上顶与一反应区相连，下底与三个三相区相连。

答：白口铸铁的组织是什么？

答：白口铸铁的组织是以单质碳的形式存在的。Fe-C相图。

答：白口铸铁的组织是以渗碳体的组织形式存在的。Fe-Ti<sub>3</sub>C相图。

（1）白口铸铁

（2）渗碳体

杂质

### 2. 铜镍相图

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成分始终相

同，而正常凝固时是否会形成成分过冷？为什么？

答：不会，因为纯金属中不会有成分过冷不均匀的热剧发生，因此凝固过程

不会有边界层出现，因而就不会有成分过冷。

3. 单相固溶体正常凝固时是否会形成成分过冷？为什么？

答：不会。因为正常凝固时液相的成分始终保持均匀，所以不会有边界层

出现，因而就不会有成分过冷。

4. 对于金属—金属型共晶，决定其形貌是片状或是棒状的因素是什么？

答：主要取决于两个因素：

(1) 两相的体积分数，如果有—相的体积分数小于1%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，界面能小，则形成片状共晶。一般情况下，当两相有固定的位向关系时则可能形成片状共晶。

## ⑤ 冷却

→ 固-液转变所需动力。

(1) 铸件纯金属凝固时须有①冷度?

答: 纯金属液一固转变驱动  $\Delta G_V = -\frac{L_m \Delta T}{T_m}$

-凝固时  $\Delta G_V < 0 \Rightarrow L_m, T_m > 0 \quad \therefore \Delta T = T_m - T > 0$

+纯金属凝固时须有②冷度, 且冷度越大, 转变的驱动力也越大。



中形板不均匀加热, 温度梯度在孔的周围, 材料发生了极大的塑性变形, 附着与圆孔距离增加, 加热膨胀的变形程度逐渐降低, 在远离孔的地方未发生。

图中特征:

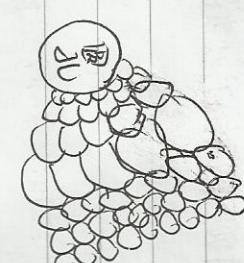
① 用圆钢浇筑时非常细小。

② 随着与孔距离的增加, 变形量减小。

后部变形量渐增, 但仍小于前部变形。

③ 在靠近某一定距离处, 由于膨胀变形量, 结晶完成后的晶粒将增大。

④ 小于临界距离处, 晶粒将不变。



4. 纯金属凝固时, 均匀形核和非均匀形核而形核功大小是否不同?

答: 两者不相同, 一般情况下, 非均匀形核的形核功小。因为均匀形核的形核功大, 取决于形核形核位置间的界面能和接触角。当形核功为零时  $\frac{\Delta G_{fus}}{A_{nuc}} = \frac{2\gamma_{solid-liquid}}{\pi r} = 5.0$  一般情况下  $\Delta G_{fus}$  取非均匀形核的形核功时,  $\Delta G_{fus} = \Delta G_{fus}^*$  只在形核系数与金属结合不深时,  $\Delta G_{fus} = \Delta G_{fus}^*$

## 变晶

形变变晶与退火变晶的形成机制和显微组织如何不同？

在金属相呈微丝片竟下，它们与滑移带及划痕的区别又是什么？

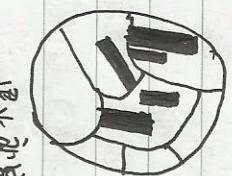
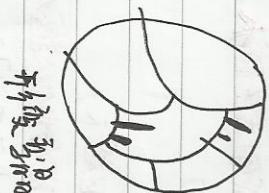
答：①形变变晶的生成大致可以分为形核和扩展两个阶段。晶体变形时是以极快的速度突然爆发出薄片变晶（“形核”）然后晶界面才展开来使变晶增加。形变变晶是通过机械变形而产生，在金属相形貌上一般当透镜

片状。

②退火变晶是在退火过程中形成变晶，往往以相平行的变晶面为界横贯整个晶粒，其在结晶退火过程中通过位错保偏的生长而形成。

退火变晶的形貌与形变变晶有较大区别，一般是晶界清晰，且晶片较厚。

③而滑移带对经甘特的退火态工业纯铜等晶体质样施加适当应力变形，然后在金相显微镜下观察得到的原初光面呈现的很多相交的细线条。



形变变晶

退火变晶

## 滑移

什么是单滑移、反滑移及交滑移？它们的滑移带形貌有什么特征？请结合图解说明。

答：①当轴向拉应力足够大时，晶体部分发生分离运动，即滑移。

在一组滑移系上平行的滑移称单滑移。

单滑移一系列平行滑移带

②当某组系开动后，由于不断发生晶面转动，结果可能使得另一组滑移系的切应力逐渐增加，并最终达到其临界值，进而使得滑移过程能

够沿两个以上滑移系同时进行，这种滑移称复滑移。

复滑移——交叉的平行滑移带

③在晶体中，发生两个或两个以上滑移带沿着同一个滑移方向同时或交替进行滑移称反滑移。称反交滑移。

反滑移——平行滑移带上出现小折线段。



单滑移



复滑移



反滑移

## 划痕 ??

## 层流圆 2.

1. 为什么在凝聚固化工程中会出现边界层?

答: 根据相图, 固相从液相中析出时, 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-固界面液相侧溶质原子积累。

此时原处的运动路线是固相一界面向液相。开始时, 随脚排出的原处以界面层向液相排出的原处多, 导致界面上浓度高于浓度稍高, 相对称为初端态。当溶液原处在此界面上的浓度高达一定程度时, 这时运动平衡即从固相到界面上与界面侧液相的原处流量相同, 此时在固液相之间形成一层浓度高于液相的过渡层, 称为边界层。

2. 分别简述平衡分离系数和有效分离系数物理意义。

答: 平衡分离系数是指在平衡条件下固相与液相中溶质浓度比, 即  $k_e = (C_s)/(\bar{C}_l)$ ; 有效分离系数是指在非平衡凝聚固化工界层建立后, 此界面上固相侧浓度和边界层以外的液相区中溶质浓度之比, 即  $k_e = (C_s)/(\bar{C}_l)_B$ 。

3. 什么情况下出现正常凝固? 什么情况下凝固后晶体内部成分最均匀? 什么情况下最不均匀?

答: 当  $k_e = k$  时, 出现正常凝固, 此时没有边界层, 液相内成分均匀。

当  $k_e > k$  时, 晶体内成分最均匀; 当  $k_e < k$  时, 正常凝固时成分最不均匀。

4. 用图解说明发现成核过冷的临界条件, 并解释如果是正常凝固会不会出现成核过冷。

答: 如图虚线所示, 当界面层中温度梯度

与边界层浓度分布曲线相切时, 是成核过冷的临界点。若温度梯度由曲线斜率小

于临界斜率时则有成分过冷, 反之没有成核点。

## 孪生 vs 滑移

讲述孪生与滑移的区别, 比较它们塑性变形过程中的作用。

答: 小比较。

相同点: 宏观上都是切应力作用下发生的剪切变形; 微观上都是晶体塑性变形的基本形式, 是晶体的一部分沿一定晶面和晶向相对另一部分的移动过程;

不同点: 不改变晶体结构;

从机制上看, 都是位错运动的结果。

不同点: 滑移并不改变位相, 而孪生改变位相;

滑移是全位错运动的结果, 而孪生是半位错运动的结果;

滑移变形不均匀, 而孪生变形均匀; 则孪生

滑移比孪生缓, 应力一应变曲线较光滑、连续; 而孪生断裂。

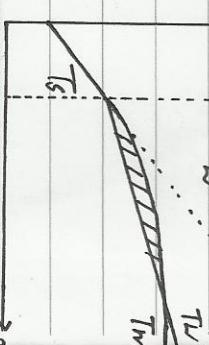
两者发生机理不同, 孪生所需临界剪切应力值远大于滑移。

因此只有在滑移受阻情况下晶体才以孪生方式形变;

滑移产生的切变较大(取决于晶体的塑性), 而孪生切变较小, 取决于晶体结构。

2. 在塑性变形过程中作用

滑移可能产生很大的塑形变形, 而孪生只能产生有限的塑形, 但是通过改变晶体的位向, 从而可能使得原来无法运动的滑移条能够运动, 从而改善晶体的塑性变形能力。



## 弥散强化。

在某一些金属材料(如纯铜)中引入分散分布的第二相颗粒后，其塑性变形、再结晶过程以及强度所发生的变化。

答：在单相铜中引入分布均匀的第二相颗粒后，其塑性变形、再结晶过程和强度都会发生一系列变化：

- (1) 对塑性变形过程，由颗粒的引入，导致塑性变形的位错运动被阻碍，可能使位错阻碍堆积(普通颗粒)，也可能通过颗粒(奥氏体非常细)在再结晶过程中，如果颗粒尺寸较大，则会起到促进再结晶作用，如果颗粒尺寸很小，则会起到阻碍再结晶的作用。

- (2) 由于分散颗粒对位错有阻碍作用，因此可以使材料得到强化。其强化效果是颗粒尺寸、分布、种类以及与基体的结合度，成本

- (3) 固溶强化：金属中时滑移原子的存在，使得其强度提高。固溶强化的根本原因在于滑移原子与位错的交互作用，这种交互作用又分为滑移原子沿位错密集并平行于位错的弹性生长作用和化学交联作用两类。

- (4) 细晶强化：许多晶体的屈服强度随颗粒尺寸而减小而增加，可以用 Hall-Petch 关系表示： $\sigma_y = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ 。式中， $\sigma_0$  与  $K$  是与材料相关常数。D 对应于无限大单晶的屈服强度，K 则与晶界有关。

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。

例如对于晶体，其位错密度较高，则原子间作用力具有强烈方向性的夹介晶体和高分子晶体，其位错密度极低，则表现出不强的脆性特性。滑移面的面积和高分子晶体，其位错密度较小，则吸收力也越小，因而容易滑移。

位错运动可以很容易地沿位错线向旁侧运动。结果使位错运动的滑移。通过这种机制可以使用位错滑移所需侧应力进一步降低。

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。位错运动形成的环形滑移带是阻碍位错的扩散，将对位错起钉扎作用，使位错运动的阻力增加；位错与其他晶体颗粒如高碳钢、其他位错、晶界和第二相粒子等发生作用时产生的阻力，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哪些？试述它们强化金属的微观机理，并指出其共同点。

答：有加工硬化(强度强化)、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，材料的强度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、位错攀移和形变滑移时产生对位错运动的阻力而产生滑移消耗的功，宏观表现为金属强度提高。
- (2) 固溶强化：金属中时滑移原子的存在，使得其强度提高。固溶强化的根本原因在于滑移原子与位错的交互作用，这种交互作用又分为滑移原子沿位错密集并平行于位错的弹性生长作用和化学交联作用两类。
- (3) 细晶强化：许多晶体的屈服强度随颗粒尺寸而减小而增加，可以用 Hall-Petch 关系表示： $\sigma_y = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ 。式中， $\sigma_0$  与  $K$  是与材料相关常数。D 对应于无限大单晶的屈服强度，K 则与晶界有关。

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。

## 形核率

形核率的物理意义是什么？  
答：形核率是在单位时间所形成的新晶核数。

$$N = k \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{RT}\right) \exp\left(-\frac{1}{T}\right)$$

形核率越高，组织越细小。

为什么晶粒长大时流动是什么？长大速度对金属凝固后组织有什么影响？  
规律是否与形核率对该组织的影响相同？

答：取决于冷却速度。即凝固时液-固界面的过冷度。  
长大速度对凝固后组织与形核率的影响不同。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：采用孕育剂、机械搅拌、增加过冷度  
加大冷却速度、加大液体流动性、形核添加剂的作用，减小过冷。

1. 请说明在纯金属的形核时，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，接触角和大小主要与什么因素有关？

答：形核功  $G^*$  是指形成一个临界晶胚所需要的能量，这个能量是靠  
系统能量起伏提供的。

2. 临界半径是指临界晶胚的半径。临界晶核是指结晶开始时，晶胚  
的形成与长大需要的能量；当晶胚长大到一  
定小时，能量达到极大值，继续长大，系统能量下降，此时的晶胚  
半径称为领结半径。

3. 形核率是单位时间和单位体积内形成的晶核数。

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

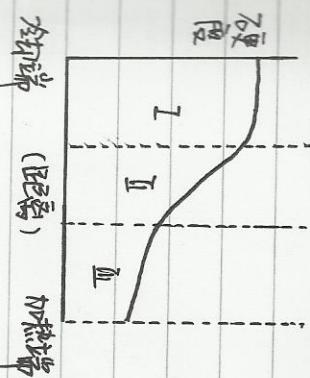
## 硬度分布

形核率如何对金属凝固后的组织有影响？

答：形核率是在单位时间所形成的晶核数。

形核功  $G^*$  是指形成一个临界晶胚所需要的能量，这个能量是靠  
系统能量起伏提供的。

将经过大量塑性变形（例如为 70%）的纯铜长棒的一端浸入冰中，另一  
端加热至接近熔点的高温（约 100.9 ℃），进样持续进行一小时，然后试样  
完全冷却，试作长棒的硬度分布曲线（示意图），并作简要说明。



在粗颗粒的长棒上，由于温度不同，经历回复、再结晶和晶粒长大三个过程。

第一区域， $T < T_k$ ，仅发生回复，硬度略有下降。

第二区域，发生再结晶，硬度大大降低，且随温度升高，同样小时内完

成再结晶的体积百分比增大，硬度随之下降。

第三区域，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？亚晶在显微组织上有何特点？在你所学过的知识中，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( $150\text{nm}$ )的两类第二相颗粒情况下，经适当的塑性变形和再结晶处理后，能获得最小的晶粒尺寸，试述其中原因。

① 钢材：中温轧制、需要孕育、形变很大

② 低体温转变的基本特征：  
需要一定的孕育期，是一个形变、冷却过程；形成有一个上限温度 $A_1$ 和下限温度 $B_f$ ；高温形成BZ，低温形成Bf。总之，贝氏体转变是一种在中温以切变方式进行的慢速扩散控制的、恒温形成核和随温长大的转变。

组织：① 变共格组织沿边，无扩散型相变。

可能

金属固态相变主要有哪些基本变化？  
晶格结构变化、化学成分变化、角原子浓度的变化。

简述金属固态相变的条件：  
必须有过冷度、能量起伏、结构起伏。

为什么深冷却状态的45钢(0.45% C)与 T8钢(0.71% C)的强度与塑性，屈服原因。

45钢含碳量比T8低，塑性比T8高；因为与45钢相比，T8钢碳含量高，所以硬而脆的FeC相就多。

弥散型相变的基本特征：

切变共格与表面滑移；无扩散型相变；转变有一个过程，具有逆性。

相变过程有脱钩的扩散；新相与母相成分不同；只有体积变化没有形状改变。

根据奥氏理论，简述此晶粒的基本途径：  
增加过冷度；加变质剂；附加振动。

## 金属为什么具有良好的塑性

金属键没有方向性，正离子之间改变相对位置并不会破坏与正离子之间的结合力，因而金属具有良好的塑性。

**什么是固溶体？它是如何分类的？**

以合金中某组元为溶剂，其他组元为溶质所形成的与溶剂有相同晶格结构、晶格常数和有变化的固相称为固溶体。

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

**能否说明过冷度 $\Delta T$ 越大，相变的形核率就越大，并说明原因？**

从热力学考虑， $\Delta T$ 越大， $\mu^\star_{\alpha\beta} G$ 越小，因而需要的能量越低，满足 $\mu^\star_{\alpha\beta} G$ 的晶胚越多，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转移到晶界晶核上才能成为稳定晶核， $\Delta T$ 越大，原生形核率越高，原子从液相转移到晶界晶核上的概率越大，有利于形成稳定晶核，则形核率越高，因此不能这么说。

**什么是过冷度？它对液-固界面的形貌有何影响？**

在液固界面附近，由于液相变化冷却时温度分布所决定的特殊过冷现象称为过冷。成形过冷时，液固界面形貌由平面向胞状和树枝状转变。

**铸造中常见的缺陷有哪些？**

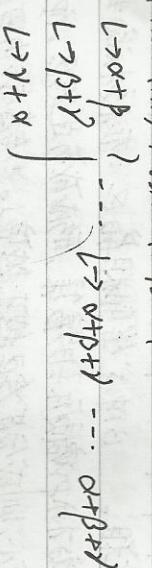
偏析、缩孔与疏松、气孔和杂质。

**共价键结合的晶体为什么延性和导电性都很好？**

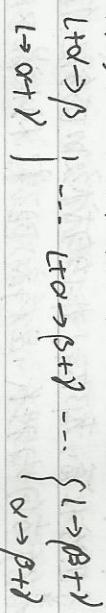
共价键有方向性；波有自由度。

在三元合金相图中，常见的四相平衡转变有哪些类型？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。

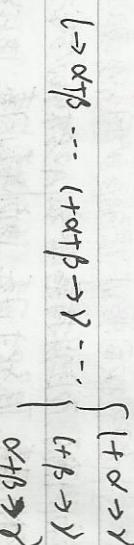
(1) 四相平衡(临界)共晶(或共析)转变平面



(2) 四相平衡(包共晶)包共晶(析)转变平面



(3) 四相平衡(包晶析)转变平面



**什么是间隙固溶体？形成间隙固溶体有哪些条件？**

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，这些小的溶质原子不能溶剂和溶剂的结合位置，而存在于间隙位置，形成 $\alpha$ 。

形成条件：① 溶剂：大多数是过渡族元素；溶质：一般是除了半径 $< 0.1\text{nm}$ 的一些非金属元素 H、O、N、C、B 等；② 体积收缩 $> 4\%$ ；③ 电负性差不大。

**简述铸造的组织及形成机理：**

(1) 表层素细晶胚：浇注后，接触模壁的液态金属急剧冷却，造成很大的过冷度，这样便在晶胚外层形成大量的晶核，再加上模壁的凹凸不平可作为非自发晶核形成的基底，所形成的是粗大的粗晶胚。(2) 核生晶区：随着结晶区的缩小和内部热量的向外传递，表层温度逐渐升高，在铸锭内部形成一定的温度梯度。这样便在结晶的基础上部金属粒向里生长形成柱状晶。由于晶体各向生长

的速度不同，各晶粒向里生长的速度也同。那些生长最快的晶粒与温度梯度方向一致的晶粒将受到抑制而停止生长，而最快生长方向与温度梯度的夹角较大的晶粒将逐渐被排除掉。所以随着相生长的生长，晶粒数逐渐减少，而晶粒尺寸逐渐变粗。③中心等轴粗晶区：在末次晶生长阶段，由于液固界面前沿的液相中溶质原子的富集，形成成分过冷区。而且柱状晶进一步发展，温度梯度越小，则成分过冷区越来越宽！当铸锭内四周的柱状晶带向锭心发展并达到一定的位置时，由于成分过冷的增大，使铸锭内部的液相都处于过冷状态，都已达到非均匀凝固的过冷度，便开始形成许多晶核，沿着各个方向均匀生长，这样就阻碍了柱状晶区的发展，形成中心等轴粗晶区。

**什么是固溶体？影响固溶体溶解度的因素有哪些？**

溶质B原取代溶剂A而保持着溶剂A结构而合金相就叫A。影响因素：晶体结构因素、原子尺寸因素、浓度因素。

**固溶体有何特性？性能如何？有何用途？**

特点： $\Delta H > 417$ ；杂质生长大；固溶相中金属原子组成简单点阵类型而结构，此结构与各组元的结构均不同；固溶相可用简单的化学式表示，而且一定的溶质达或对应着一定的晶体结构类型，除共晶外，有些可能填入固溶体的间隙以外，其他非金属原子均占固溶体间隙位置，也可能嵌入固溶体间隙；尽管间隙，但可以用简单的化学式表示，但大多数固溶体的成分可以在一定范围内变化，在固溶体中虽然非金属元素含量较高，甚至可能超过5%，但它们具有明显的金属特性。

性能：具有极高硬度和强度，但很脆，许多固溶体是具有明显金属特性的，如金属的光泽、较高而导电性、正的电阻温度系数。

应用：合金工具和硬质合金中的固溶相；春面强化；作为淬火剂、脱氧剂、精炼剂和表面装饰层等。

**共晶合金是如何形成的？请指出常见的共晶组织有哪些？**

共晶合金的凝固也是形核和核的长大过程。共晶体两个组成部分不会同时形成，首先形成的一相称为先析出相，一个共晶晶核只包含一个晶核和一个晶核，最后就形成了一个由平行的相和界面层相间的共晶组织或称共晶晶团；在共晶合金凝固过程中可以同时形成许多共晶晶核，每个共晶晶核长大成一个共晶领域，直至各个共晶领域彼此相遇，彼此相遇为止。共晶合金凝固过程是形核 $\rightarrow$ 相界平衡 $\rightarrow$ 短程扩散及平衡 $\rightarrow$ 长大 $\rightarrow$ 相界平衡。此过程在恒温下重复进行，直至熔液全部转变为由共同共晶领域组成的共晶组织为止。

常见共晶：缩孔、偏析、气孔和共晶。

**固内偏析和正常偏析的形成原因，冷却速度对它们有何影响？**

固内偏析为最普遍偏析的一种，它是固溶体会凝固速度较慢时，由于液体扩散不充分，使晶核的开始形成与晶界附近所含溶质的外化程度成分不一致，从而在晶粒内部出现了成分不均的现象。根据选择结晶的原理，对于 $K_{\text{Al}}/\text{Al}$ 合金，晶粒中心的杂质浓度较小，晶粒外围溶质浓度较高。晶内偏析与合金的冷却速度有关，冷却速度越快，原子扩散越困难，晶内偏析越严重。但是，若将合金以很慢的速度冷却，直到冷却到固相线以下，反而不会生成内偏析，结晶的成分均匀。正常偏析为宏观偏析，即在合金在凝固结晶时的固相而成为液体中的固溶体不均匀分布，在相界附近产生局部的再分布，形成了原生偏析峰。合金凝固速度越快（液体原子混合越差，原生偏析则越高，凝固以后在焊合金浇注内出现）成分不均匀的现象。

在浇注相界面前沿液体温度梯度条件下，纯金属凝固时界面形貌如何？而在同样条件下，单相固溶体含杂质时界面形貌又如何？试分析原因。

纯金属凝固时，由于理论结晶温度为定值，因此甘冷过热不仅由实际温度分布所决定。在这种情况下，界面扩散较为稳定，金属将以平面状生长，最可能成平面晶。

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，由此产生的成份过冷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甘冷区的大小分为三种情况：

(1)无成分过冷区或成分过冷较小：界面不可能出现较大的突起，此时扩散速度是稳定的，合金以平面状生长，形成平面晶。

(2)成分过冷区稍大：平面原更得不稳定，合金以胞状生长形成胞状晶。

(3)成分过冷较大：平面原更加不稳定，界面生长速度将以前进速度而流动速度生长，形成一次突起，最终形成树枝状。

### 利用低倍理疗解释低熔钢的液变时效现象。

将退火低熔钢经加热保温后浇铸，然后冷却，底膜已熔不再生长。如果倒置后在高温下放置较长时间或加热到一定温度保温，底膜又熔再次出现而且低熔钢的液变程度升高，这种现象称为液变时效。而且

液变时效的产生是由于低熔钢中硅铝与杂质原子之间的弹性系数所致。在平衡状态下，硅铝与杂质原子之间的作用结果使杂质原子逐渐聚集在硅铝附近，形成能量最低的杂质子与团。当对低熔钢进行塑性变形时，硅铝在初作用下挣脱杂质原子“气孔”则处于较为自由的状态，在应力作用下运动，产生下限服点，从而引起底膜现象。但是，铸造后浇铸加热，脱离的杂质子还未扩散到硅铝周围形成气团，因此不会产生底膜现象。若将

倒置后将低熔钢在高温放置较长时间，或加热到一定温度保温，冷却后则扩散到硅铝附近重新形成气团，底膜现象再次出现，并使扩展和硬度升高，这就是液变时效产生的原因。

### 纯金属和单相固溶体含杂质时界面扩散、由扩散距离增长的推导。

纯金属凝固时结晶速率由能的降低，必要条件是有足够的扩散以及结构起伏和扩散长度。晶粒长大时，液固界面处还需要一定的能量起伏，以免限制扩散能的降低，其条件是有足够的扩散以及结构起伏和扩散长度。晶粒长大时的形貌与液固相界面的扩散距离密切相关，晶粒长大时，液固界面处还需要一定的能量起伏。当界面前沿液体具有正温度梯度时，金属以平面状生长，当为负温度梯度时，金属以树枝状生长。液固界面的扩散距离也影响晶体生长方式，影响生长形貌。

单相固溶体含杂质除结构起伏和能量起伏外，还需要成核起伏，其生长形貌与液固相界面前沿的成分过冷有直接关系。由晶相图知，固溶体合金凝固是在一个温度范围内进行，随着温度的降低，相界面处的液、固相成分分别沿着相同的液、固相线变化，界面前沿液体原子的混合程度随着合金生长速度的改变而不同，从而引起成分过冷区的形状及大小也不同。当成分过冷很小时，固溶体以扩散生长；成分过冷稍大时，以胞状生长；成分过冷较大时，以树枝状生长。

如果扩散带中发生扩散扩散与生长扩散扩散的扩散系数有何不同？

扩散带

如果扩散系数远大于扩散系数？为什么？

扩散带

① 在固液相界面中，扩散是限制杂质原子的扩散，其扩散系数与杂质原子扩散的扩散系数无关。但在固液相界面中，不同组元原子间的扩散是相易扩散的，因此扩散系数表示杂质扩散系数： $D = k_B T / \mu A D_0$

如果固液相界面不会发生扩散系数交变，因为扩散系数只与浓度有关，而没有点阵原子的扩散系数。

### 扩散退火会不会出现两种相？为什么？

不会。这时因为若在两相区，那么在此区域内的扩散组元在两相区内向化学势必然相等，此时其化学势梯度为零，这样在两相区内没有扩散驱动力，就不会发生扩散，而事实上扩散过程是不断进行的。

### \* 对于二元系，若系统从液相冷却，形成非晶态必要条件是什么？(15分)

> 冷却速度  $R_c$  物理意义是什么？它与什么因素有关？

形成非晶态的必要条件是冷却速度  $R_c > R_c$ ,  $R_c$  为临界冷却速度，它与物理

意义是系统冷却时能抑制结晶过程而实现非晶化转变的量小冷却速度， $R_c$  冷却速度与  $T_g/T_f$  比值有关，比值越高，则  $R_c$  越小，越容易形成非晶

此外，还与金属成分为关，对于特定的系统，往往在其成分范围内  $R_c$  小，容易形成非晶。

### 什么是热弹性马氏体？

和相变区间在加热和冷却时可以直接受到温度的马氏体。

### 试比较单晶铝和多晶铝的加工硬化特性。

单晶铝塑性变形能力具有明显的方向性，而多晶铝塑性变形则呈各向同

性；单晶铝的加工硬化经过三个阶段，分别是滑移阶段、线性硬化阶段、抗拉曲线是不连续阶段，而多晶铝的应力-应变曲线没有单阶段，而且其硬度随

变形程度的增加水平降低，多晶铝是单晶铝还是多晶铝，想

### 何谓超塑性？产生的原因是什么？

在一定条件下进行形变，材料可能得到特别大的均匀塑性变形，而不发生缩颈，延伸率可达  $500\% - 2000\%$ ，材料的这种行为称超塑性。

条件：(1) 材料本身具有细小、等轴、稳定的多相组织；(2) 在  $(0.5 \sim 0.65) T_m$  进行热

变形；(3) 位错的应变速率  $10^2 \sim 10^4 \text{ mm/s}$ 。

### 从微观组织上如何区分动态再结晶、静态再结晶？

从显微组织上观察，静态回复时可见到清晰的亚晶界，静态再结晶形成等轴晶粒；而动态回复时形成胞状亚结构；动态再结晶时，等轴晶中又形成一个细胞结构，其组织比静态、动态晶要细。

### 试分析下面两条拉伸曲线中金属形变产生原因。

图一



1) 同单晶在水中的拉伸曲线

低碳钢 (0.2% C) 退火和迁移-恢复曲线。

钢单晶出现滑移带是由于晶体产生塑性造成而，因为形变率生的过程可分为形核和扩展两个阶段，晶体变形时先是以极快的速度爆发成薄片孪晶（滑移），然后随着界面扩展开来使孪晶增宽，在一般情况下，孪晶形成所需的应力远高于扩散所需要的应力，故当单晶出现时就伴随着以较低突然下降的现象，在形变历程中孪晶不断形成，就导致锯齿形拉伸曲线。

低碳钢出现锯齿形拉伸后是由低碳钢中的孪晶间隙型隙，它与铁素体和奥氏体是不连续阶段而多晶钢的应力-应变曲线没有单阶段，而且其硬度随变形程度的增加水平降低，多晶钢是单晶钢还是多晶钢，想

变形过程中位错密度的增加及其所产生的阻碍作用是导致加工硬化的根本原因。在室温下对铁素 (熔点  $1538^\circ\text{C}$ ) 和奥氏体 (熔点  $1340^\circ\text{C}$ ) 分别进行热处理，随着变形的进行，会发生什么现象？为什么？

根据  $T_R = (0.35 \sim 0.45) T_m$  可知。  
 $Fe$  在室温下加工为冷加工,  $Sn$  在室温下加工为热加工;  
 因此随着变形的进行, 珠状发生加工硬化, 继续变形, 导致珠状断开。  
 $Sn$  在热加工, 产生动态再结晶, 变形可不断地进行下去。

为什么结构材料通常采用两相或多相合金而不用单相合金?

单相合金只能通过固溶强化、形变强化等有限的方法提高强度, 而且提高的幅度有限。采用两相或多相合金, 可以通过第二相(或更多相)来细化晶粒, 改善第二相的本征性能、尺寸、形状、数量和分布等对材料性能有很大影响, 因而两相或多相合金成为工程应用的材料。常用的有复合型两相合金和弥散强化。

Cu-Zn 组成的红铜在锻造发生扩散时, 材料会向哪个方向移动? 为什么?

$Cu-Zn$  组成的红铜在锻造发生扩散时, 材料会向  $Zn$  一侧移动。这是因为  $D_{Zn} > D_{Cu}$ 。

合金性能的高低对塑性变形的影响?

合金性能越高, 扩展化错小, 则有利于扩展化错的束缚; 反之, 位错攀移困难。因此高硬度的扩展化错, 对于扩展化错的反滑移运动, 以及与其他位错的交割运动十分有利。

试用位错理论解释: (1)单晶体 加工硬化现象; (2)金属强化机理。

(1) 加工硬化: 单晶体加工硬化大致分三个阶段:

a. 在硬升曲线的第一阶段, 单晶体只有一组滑移系发生滑移, 在平均滑移面上滑移的位错很少, 受到其他位错的干扰, 故可移动相当长的距离, 并可能达到晶体表面, 这样位错源就能不断地增加新位错, 使第一阶段产生较大的应变, 由此阶段的位错增加量所遇到的阻碍是很小的。

b. 进入第二阶段, 变形以两组或多组滑移系进行, 由于相互滑移系的阻碍,

使位错作用生成塞积、固定位错等障碍, 晶体位错密度迅速增高, 产生塞积和局部应力集中, 使位错不能越过这些障碍而被限制在一范围内滑动。流动应力与位错所密度间存在以下关系  $\tau = \tau_0 + \alpha G \rho^m$ , 即随着塑性应变的增大, 晶体中的位错密度迅速增高, 继续变形所需要的流动应力也很大。

c. 第三阶段起主要作用的是交滑移。当流动应力增高到一定程度后, 滑移面上的螺位错借交滑移而绕过障碍, 避免了与之发生交互作用, 而螺号的螺位错通过交滑移走开, 很快折消。这些情况使一部分位错利用被消除(流动回身), 使加工硬化程度降低, 由纯塑性变为塑性。

### 3. 细晶强化

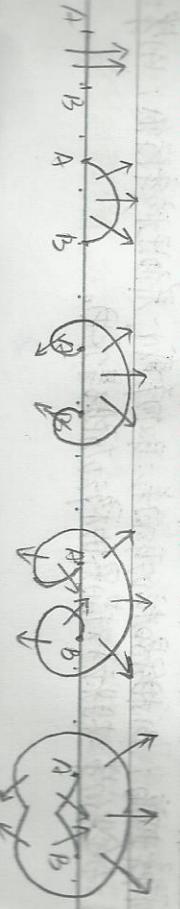
a. 位界上流动变形严重, 外加应力必须大到足以诱发大量晶粒间的位错源运动, 才能察觉到宏观的塑性变形, 因此位界对位错的运动起阻碍作用, 从而使塑性变形抗力提高。而晶界数量直接决定晶粒大小, 因此晶粒越小, 晶界越多, 位错的强度也越高。

b. 当位错运动到晶界处受阻形成塞积时, 滑移就不能继续下去, 同时位错容易引起应力集中, 当应力增加到一定幅度时, 相邻晶粒的变形协调配合, 从而得以继续进行。而位错源所施加的附加应力  $\tau_s = G_i + k\delta^{1/2}$ , 由此可见, 晶粒越小, 位错源运动所需应力越大, 物体的流动为强度高, 性能越高。

简述再结晶结束后的长大影响因素。

1) 温度,  $T$  越高, 晶粒越粗大; 2) 第二相粒子, 越细散、细小, 尺寸越大效果越好; 3) 位向差小, 位错迁移速度慢; 4) 滑移量减低杂质, 是妨碍再结晶的主要原因。

试用 Frank - Read 滑移增殖过程示意图。



试从相变量、位错类型、位错线形状和可能的运动方式比较奥氏体和马氏体  
弗兰克位错、肖克莱位错和面角位错的特点。

运动方式	全位错	弗兰克位错	肖克莱位错	面角位错
相变量	$\frac{1}{2}\langle 110 \rangle$	$\frac{1}{3}\langle 111 \rangle$	$\frac{1}{6}\langle 112 \rangle$	$\frac{1}{6}\langle 110 \rangle$
位错类型	刃型 位错 滑移 形核	刃型 位错 只能滑移	刃型 位错 只能滑移	刃型 位错 不能运动

工业生产中，为防止深冲用的低碳薄钢板冲压后成形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。

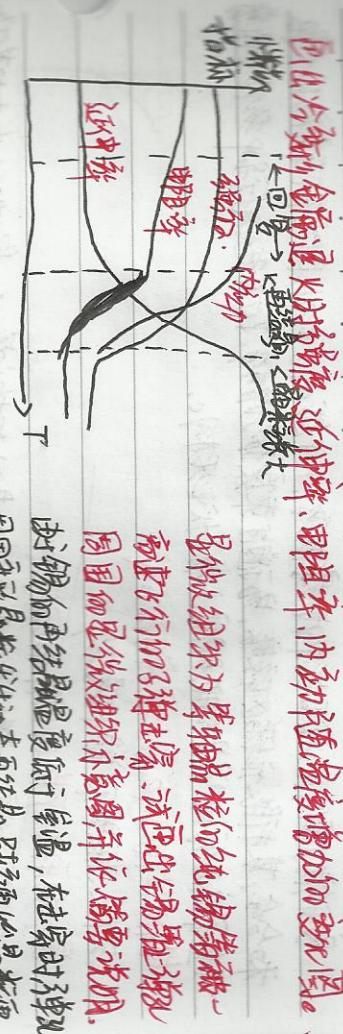
低碳钢在冲压成形时会因屈服延伸区所产生的不均匀变形（吕德斯带）而使工件表面粗糙不平。产生这一屈服现象的原因主要是由于间隙型碳原子在伸长的金属叶片中与位错具有很强的吸附作用，形成柯氏钉，位错被牢固地钉扎住，在一般压力下不能脱钩，从而形成上下台阶的现象。当拉断后立刻重新伸展时，由于位错已经脱钩，从而不出现屈服现象。基于此原因，生产中通常将薄板在冲压前先经均匀化处理，这样屈服点消除，随后进行冲压加工，就可保证工件表面的平滑光洁。

简述热稳定性化成形机理。

某些金属回复时发生稳定性化过程而驱动力来自位错能的降低，当回火温度越高时，位错沿滑移面水平排列，其强度是增加的；多边化后，同号位错要直滑移而排列，其强度将部分抵消，从而使强度能降低，变形抗力将能部分释放。

影响回火迁移的因素有哪些？

(1) 温度原子：杂质原子在界面处富集，阻碍界面的迁移；(2) 温度：温度越高，回火迁移率越高；(3) 相邻晶粒的影响：见向右迁移，界面迁移率降低；(4) 第二相粒子：合金中的第二相粒子对晶界的移动有阻碍作用。



冷拉铜导线在圆角弯曲成形时(要求一定的强度)和钢丝在导线(要求韧性)时，应分别采用什么样的最终热处理工艺才合适？

铜导线用冷拉钢丝要求一定的强度，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，保持冷拉加工硬化的效果；钢丝导线要求韧性和良好的耐蚀性，应采用再结晶退火或终热处理工艺，提高韧性和导电性。

为细化镍板晶粒，将其加热到 $700\text{--}800^\circ\text{C}$ 退火 $1\text{h}$ ，组织反而粗化，增大公变形量至 $80\%$ ，再于 $620^\circ\text{C}$ 退火 $1\text{h}$ ，仍然得到粗大晶粒。试分析其原因指出上述工艺不合理之处，并拟定一种合理的晶粒细化工艺。

前种工艺，由于钢材变形处于临界变形度下，故退火时可形成个别再结晶核心，最终晶核格子粗大；而后种工艺是由进行再结晶退火时的温度选择不合理，若按 $T_{\text{再}}=700^\circ\text{C}$ 进行计算，则 $T_{\text{再}}=1020^\circ\text{C}$ ，故再结晶温度不能超过 $700^\circ\text{C}$ 为宜。由于采用 $620^\circ\text{C}$ 退火 $1\text{h}$ ，则再结晶圆上的晶粒非常大，故晶粒仍粗大。

正确工艺： $150^\circ\text{C}$ 退火处理 $1\text{h}$ 。

锻件亚结构和形成条件是什么？

(1) 经过一定塑性变形后，变形区内位错线通过运动交连作用形成位错缠结，进一步增加塑性变形，大量位错发生聚集，并由缠结的位错形成胞状组织。

变形程度越大，胞状亚结构数量越多，尺寸越小。此外，除错能较高的金属和合金，其折断位错区较窄，易通过束集而滑移，故不使开裂率随多位错增加而增加作用，容易出现明显的胞状亚结构。

### 阐述过热和冷却对脆性产生方式

淬火、锻造和塑性变形。

### 影响脆性扩散的因素有哪些？

1) 温度越高，扩散系数越大；2) 质体结构的影响：层排结构中扩散快；3) 固溶体类型的的影响：固溶杂质和溶质原子的扩散快于置换原子；4) 质体体积的影响：晶界、界面促进扩散。

### 试述过热与单晶的塑性变形特性。

单晶质扩散无序结构，单晶质加工应力曲线中第Ⅱ阶段是滑移阶段，由于晶界和晶粒之间协调配合要求，各晶粒不可能以单一滑移系运动而必然有多组滑移系同时作用，因此其应力-应变曲线不会出现单晶特有的易滑移阶段，仅有线性硬化和塑性硬化的阶段。通常弯曲半径大，且在单晶质加工应力曲线中弯曲点低。单晶质加工硬化呈各向异性，而多晶质则呈各向同性。

### 通过哪些方法可以获得细小的再结晶组织？

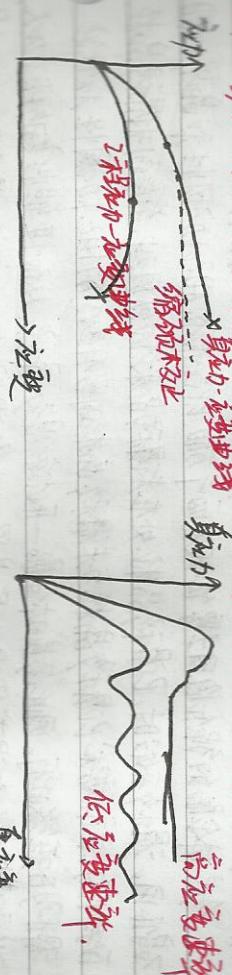
主要是合理控制再结晶时加热速率和晶粒生长速率两因素。常取过大含碳量、车床细原生组织、添加微量强碳元素及细、破碎的第二相粒子，均有利用细晶化；此外，在保证再结晶效果的前提下，选择低加热温度，缩短保温时间。

### 讨论多晶体的晶隔和冷塑性变形过程及其流动机理。

多晶体纯金属的晶粒取向不同，以纵晶带晶粒固溶在晶界，使得其冷塑性变形和强化机理与单晶体金属有较大区别。

多晶体金属冷塑性变形时，断裂机制也不同，另外，因高“滑移系”而加大力学性能相同，取向较软的晶粒首先受到剪切应力开始滑移，其他晶粒此时被割裂而不能滑移。随着外力增大和滑移时晶体转动，其他晶粒也将逐渐撕裂

画出低碳钢经冷拉-应力曲线和真应力-应变曲线示意图。



150°C 淬火，表面淬火深度达到 0.9%，缓慢冷却后，重新加热到 800°C，继续冷却，试验也在 800°C 长时间保温后（碳当量为 1.5%）和经淬火后缓冷至室温的两种情况下试件表面至心部的组织分布，并解释形成的原因。

在 800°C 时回火后组织分布：

表面	奥氏体	中间	心部
淬火			
表面	奥氏体 + 次渗碳体	珠光体 + 渗碳体	铁素体
心部			

1.5% 的淬碳层深大大超过 90°C 奥氏体最大碳溶深度 (0.9%)，因此在淬火表面形成渗碳体。经淬火后缓慢冷却至室温组织分布：

表面：奥氏体 + 渗碳体  
中间：珠光体 + 渗碳体  
心部：铁素体

到临界切应力开始滑移。可以看出多晶体滑移过程是在晶粒中逐个进行的，滑移从块状晶粒开始，然后依次扩展到其他晶粒，乃至整个金属中。

多晶体金属的滑移原因主要体现在两个方面：即晶粒的粗细协调性和晶界的阻碍作用。滑移开始时，已滑移晶粒处在未滑移晶粒的包围之中，并受到未滑移晶粒的制约，这就要求已滑移晶粒与未滑移晶粒之间要有良好的相互协调性，以保证滑移的连续进行。因此，多晶体金属一开始就是多滑移，从而使塑性变形阻力加大，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，这是由于晶界上原子排列不规则，当位错运动到晶界附近时不能穿过晶界到达晶界的另一侧，导致大量位错在晶界处受阻，形成位错塞积群；另外，由于相邻晶粒的取向不同，根据刃型位错具有固定滑移面的特性，所以看出该位错不可能通过晶界，这也是金属强化的原因之一。经计算可知，在设计常规晶粒或亚晶粒尺寸越小，金属的强度越高，强度与晶粒尺寸满足 Hall-Petch 公式。

## 本节所讲滑移模型简要解释：为什么金属的实际屈服强度比理论屈服强度低得多？

晶体的理论屈服强度是以刚性滑移模型为基准来计算出来的，该模型认为晶体是完整的，不存在任何缺陷。在外力作用下，晶体内相邻晶粒部分晶体沿滑移面和滑移方向作整体的刚性滑移，显然，晶体滑移时外力要破坏滑移面上两晶粒界面的结合键，需要做很大功，由此计算出的屈服强度远高于实际屈服强度。

位错滑移模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滑移面上运动的结果。当位错在滑移面上滑移时，只需要在错中心区域的原子弹发生微小而快速的运动，而远离位错线的原子位移量迅速减小，这样，位错运动仅

破坏位错线中较少量原子的结合键，所做的功少得多。位错滑移使晶体滑移阻力急剧减小，所计算的屈服强度比理论屈服强度低了4~5个数量级，接近于实验值。

### 解释冷变形金属在回复再结晶过程中内应力以助活性能的变化。

金属冷变形后在清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。在回复时，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微少量的塑性变形，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，剩余的内应力则在再结晶过程中进一步被消除。因此，回复的主要作用是消除内应力。

金属的力学性能主要指强度、硬度及塑性、韧性。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少量降低，塑性和韧性稍有升高。在再结晶过程中，通过形核和长大，位错密度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状态。因此，再结晶的主要目的是消除加工硬化。

### 试说明再结晶晶界为什么核内应力。

当多晶体金属在冷变形多滑移变形时，在金属内部形成加速度能大、加热再结晶时没有足够加速度发生晶界迁移和正晶合差形核，只能发端于晶粒内部。由于相变时在晶粒内部形成加速度能大、加热再结晶时没有足够加速度发生晶界迁移和正晶合差形核，只能发端于晶粒内部。由于相变时在晶粒内部形成加速度能大、加热再结晶时没有足够加速度发生晶界迁移和正晶合差形核，只能发端于晶粒内部。由于相变时在晶粒内部形成加速度能大、加热再结晶时没有足够加速度发生晶界迁移和正晶合差形核，只能发端于晶粒内部。其结果

能作为阻力，相邻晶粒的位错作为驱动力，便可计算出界与台阶梯级的倾斜角。当位移梯级区域达到临界尺寸后，再结晶晶核就形成了。

### 试说明高温回复阶段位错组态的变化。

高温金属单晶体在高温回复阶段发生的是亚晶粒的多次化过程，其机制是通过位错的滑移和攀移所使亚晶向回复亚晶的转变过程。

金属多晶体中位错多且比单晶体中复杂得多，是由冷变形而加复杂的过程。若用各形貌的高温度回复时所能量较低的简单位错网络（回复晶）加热至过热，在这个过程中，通过各种类型的位错的滑移和攀移，最终形成回复亚晶。

### 试比较说明回旋相和间隙化合物的组成、结构及性能特点。

两者都是尺寸较小的非金属原子与过渡族金属原子组成稳定性较高的金属间化合物，非金属原子有规则地处在金属原子晶格的间隙中，其中 $Ru/Ru < 0.5$ 者，具有简单晶体结构，称为简单间隙或回旋相，金属原子通常构成面心立方和体心立方等结构； $Ru/Ru > 0.5$ 者，具有复杂晶体结构，称为复杂间隙相或间隙化合物。

间隙化合物具有高的熔点和硬度，而回旋相具有比间隙化合物更高的熔点和硬度，因此后者在高温合金、金属陶瓷以及工模具钢中得广泛应用。

### 简述小角度晶界与大角度晶界的结构。

通常将倾角 $\theta < 10^\circ$ 的晶界称为小角度晶界， $\theta > 10^\circ$ 的晶界称为大角度晶界，二者

的晶界结构不同。

小角度晶界分为倾斜晶界和扭折型晶界两种基本类型，它们均由位错构成。

扭折型晶界中常见的小角度晶界，一般由混合型位错构成。

大角度晶界不能单独由位错构成，因为这样构成的晶界位错密度太大，晶界能

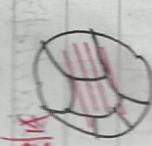
高，不适合实际情况。大角度晶界上的原子排列既小而且界层较多，晶界上既有压应力区，也有拉应力区，有的原子处于两晶粒的公共点上，大多数原子不处于该点上。

大角度晶界模型较少，目前公认的是在常温或低温下晶界结合重合位置上所形成，该模型认为晶界上有部分原子仍处在两晶粒的重合点上，从而使晶界附近的滑移力降低，与液淬值较为接近。

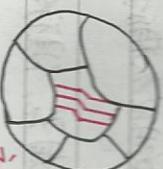
为什么液淬运动的位移量相垂直的螺型位错交割后产生的割阶会阻碍螺型位错的滑移运动？

根据螺型位错的相位差与位错线平行，以及螺型位错的位错线周围的原子而产生螺形的特性知道，当两条位错线相垂直，也就是相位差量相垂直的螺型位错相交割后，会在相的位错线上产生一个相割阶，但是相割阶的滑移面与螺型位错的滑移面不平行，螺型的滑移方向与螺型位错的滑移方向垂直。在外力作用下，当螺型位错向前滑移时，螺型只能以攀移方式来阻碍螺型位错的滑移，在常温和低温下这是不可能的。因此，相割阶一定阻碍螺型位错的滑移运动。

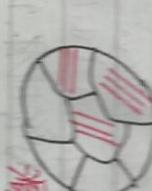
划痕、滑移线、复滑移线、交滑移线、扭折型晶界、退火孪晶、退火空位的金相形貌各有什么特征？试用图说明。



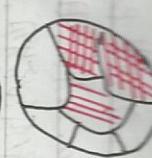
小角度晶界



大角度晶界



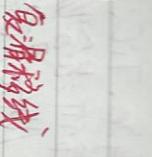
扭折型晶界



复滑移线



划痕



交滑移线



退火孪晶

氢在金属中扩散极快，当温度较高、压强较大时，用金属容器储存氢会很容易泄漏。

1. 列出不稳定状态下金属容器中的高压氢通过器壁的扩散方程。
2. 说明其中各项的含义。

3. 提出减缓氢扩散逸出的措施。

估算氢泄漏系数后，可以认为在有限的时间内钢瓶内外氢压不变，因此钢瓶内部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。

$$J = -D \frac{dc}{dx}$$

而钢瓶内壁  $c = k \sqrt{P_b}$  钢瓶外壁  $c' = 0$

$$\text{因此 } J = -D \frac{c}{k} = -Dk \frac{\sqrt{P_b}}{k}$$

2. 依据上式，可能采取措施有：改变容器材料，以减小  $D$  和  $k$ ；降低容器内所储存氢气压  $P$ ，增加容器壁厚  $h$ 。

投射图赤道上的扇面是否是一个圆带，为什么？

答：因为将赤道线绕至圆心转  $90^\circ$  后，它与一条子午线重合。该球带轴向晶向是  $[1\bar{1}00]$ 。

$\text{MgSe}, \text{TiC}, \text{CaO}$  都是  $\text{BaCl}_2$  结构，为什么这三种材料没有边缘扩散混合物，由阴相和阳子晶体，请说出原因。

$\text{MgSe}$  是正循环经济物，形成扩散合规律，但是具有金属的特性；  
 $\text{TiC}$  是间隙相，分成不完全化合物规律，其结构主要由间隙相的原子R决定；

$\text{CaO}$  是离子晶体，分子结合化合物律，是一种氧化物陶瓷，不具有金属特性。