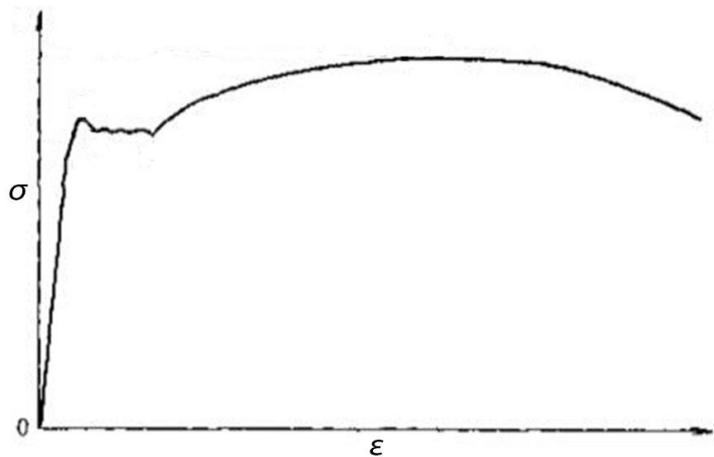
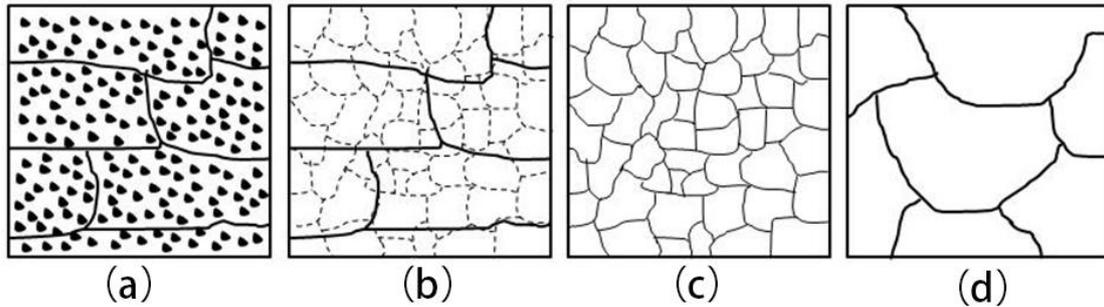


《材料科学基础》习题集（下学期）

- 一、简述冷变形金属加热时回复、再结晶和晶粒长大的过程及特点。
- 二、已知 Cu-30%Zn 合金的再结晶激活能为 250kJ/mol ，此合金在 400°C 的恒温下完成再结晶需要 1h，试求此合金在 390°C 的恒温下完成再结晶需要多少小时。
- 三、解释柯垂尔气团在强化金属中的作用。
- 四、何为动态回复和动态再结晶？
- 五、欲将一批齿轮进行渗碳，每炉装 500 件。在 900°C 渗 10 小时可以达到规定的深度。假定在 900°C 渗碳每小时生产成本为 1000 元，而在 1000°C 每小时生产成本为 1500 元。问在哪一温度渗碳成本较低？（已知 $Q=32900\text{cal/mol}$ ， $R=1.987\text{cal/mol}\cdot\text{K}$ ， $1\text{cal}=4.1868\text{J}$ ）
- 六、在下图所示的应力-应变曲线中，分别指出：
 1. 弹性极限。
 2. 屈服强度。
 3. 抗张强度。
 4. 破坏强度。
 5. 断裂延伸率。
 6. 弹性模量。



- 七、假设将纯铁工件在 800°C 进行渗碳，且工件表面渗碳的质量分数为 6.69%。
 1. 画出工件表面至心部的碳质量分数分布曲线，并在所画的曲线图中写出相应的相组成物。
 2. 说明碳质量分数按照上述曲线分布的原因。
- 八、冷加工金属的微观组织如下图所示，随着温度升高（在某一温度下保温足够长时间）会发生从图 a-d 的变化，试从微观组织（包括驱动力和过程）和宏观性能两个方面，依次对上述变化加以解释。



九、面心立方、体心立方和密排六方晶体的最密排面和最密排方向分别是什么？

十、简述金属多晶体的晶粒尺寸对其强度和塑性的影响。

十一、简述冷变形后金属回复及再结晶退火对材料组织和性能变化的规律，说明哪些地方可能是再结晶优先形核的地点，指出再结晶、结晶、固态相变之间的主要区别。

十二、举例说明至少三种金属材料的强化手段及其机制。

十三、何为上坡扩散，上坡扩散的热力学条件是什么？

十四、请以 Al-4.5%Cu 合金为例，说明时效过程的组织转变及其性能（硬度）变化。

十五、写出一维形式的菲克第一定律和菲克第二定律，并说明公式中各物理量的含义及单位。

十六、简述马氏体相变的主要特征。

十七、简述影响晶态固体中原子扩散的主要因素，并加以简单说明。

十八、固态相变的驱动力和主要阻力分别为什么。

十九、

1. 什么是时效处理？

2. 说明通过时效处理产生强化的原因。

3. 实际应用中，为消除时效强化可采用什么处理方法？为什么？

二十、固态下，无相变的金属如果不重熔能否细化晶粒？如何实现？

二十一、已知当退火后纯铁的晶粒大小为 16 个/ mm^2 ，屈服强度 $\sigma_{s1}=100\text{MPa}$ ；当晶粒大小为 4096 个/ mm^2 时， $\sigma_{s2}=250\text{MPa}$ ，试求晶粒大小为 256 个/ mm^2 时，屈服强度 σ_s 的值（假设晶粒为等直径的球形）。

二十二、结合影响金属材料强度的因素，总结位错理论在材料科学中的应用。

二十三、什么是形状记忆效应？说明通过马氏体相变产生形状记忆效应的原因。

二十四、比较说明滑移与孪生这两种金属塑性变形机制的不同。

二十五、金属多晶塑性变形至少需要多少个独立滑移系统开动？简述其原因。

二十六、何为烧结过程的晶粒生长与二次再结晶？简述造成二次再结晶的原因和防止二次再结晶的方法。

二十七、何为稳态扩散？

二十八、何为形变织构？

二十九、何为调幅分解？

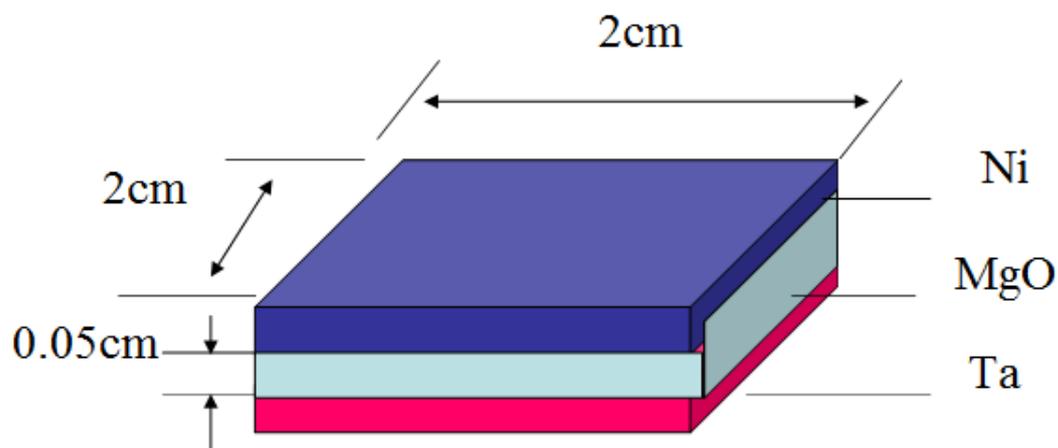
三十、在面心立方晶体中，若外力沿 $[001]$ 方向，材料的临界分切应力为 0.64MPa ，请问需要多大的拉伸应力可以使晶体开始滑移？

三十一、固态相变中调幅分解和形核长大式分解的不同点有哪些？

三十二、如图，Ni 与 Ta 中有 0.05cm 厚 MgO 作为阻挡层， 1400°C 时测试 Ni 通过 MgO 向 Ta 中扩散，假设扩散到 Ta 中的 Ni 原子将迅速离开 Ta/MgO 界面，Ni 在 MgO 中的扩散系数为 $D=9\times 10^{-12}\text{cm}^2/\text{s}$ ，Ni 的点阵常数为 $3.6\times 10^{-8}\text{cm}$ 。问

(1) 每秒钟通过 MgO 扩散的 Ni 的数目

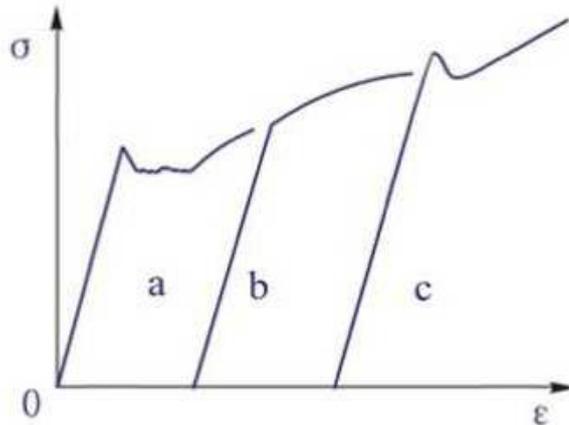
(2) 要扩散完 $1\mu\text{m}$ 厚度的 Ni 板需要多长时间



三十三、碳质量分数为 0.1% 的低碳钢，置于碳质量分数为 1.2% 的渗碳气氛中，在 920°C 下进行渗碳，已知碳在 $\gamma\text{-Fe}$ 中 920°C 时的扩散系数 $D=2\times 10^{-11}\text{m}^2/\text{s}$ ，如要求离表面 0.002m 处碳质量分数为 0.45%，问需要多少渗碳时间？

三十四、试解释低碳钢的屈服现象。

三十五、试解释下图所示的应变时效现象。



a - 上、下屈服点现象 b - 去载后立即再加载
c - 去载后放置一段时间或在200°C加热后再加载

三十六、理解滑移和孪生的异同。

三十七、何为包申格效应？

三十八、试证明取向因子最大值为 0.5 (即 $\mu_{\max} = 0.5$)

三十九、有一 Mg 合金的屈服强度为 180MPa, E 为 45GPa, 试求:

(1) 求不至于使一块 10mm×2mm 的此 Mg 合金板发生塑性变形的最大载荷;

(2) 在此载荷作用下, 该 Mg 合金板每 mm 的伸长率为多少?

四十、某工厂用一冷拔钢丝绳将一大型钢件吊入热处理炉内, 由于一时疏忽, 未将钢绳取出, 而是随着工件一起加热至 1000 摄氏度, 保温时间到以后打开炉门, 欲使用钢绳取出工件时, 钢丝绳发生断裂, 试分析原因。

四十一、W 具有很高的熔点 ($T_m=3410^\circ\text{C}$), 常被钨丝白炽灯泡的发热体。但当灯丝存在横跨灯丝的大晶粒, 就会变得很脆, 并在频繁开关的热冲击下产生破断。试介绍一种能延长灯丝寿命的方法。

四十二、简述固态相变的特点

四十三、为何固态相变时常常首先形成亚稳过渡相?

四十四、如何理解颗粒粗化过程中的小颗粒溶解和大颗粒长大现象?

四十五、时效合金在晶界附近出现“无析出带”, 试解释其原因。

四十六、假定将再结晶温度定义为退火 1 小时内完成转变量达 95% 的温度，已知获得 95% 转变量所需要的时间 $t_{0.95}$ 为：

$$t_{0.95} = \left[\frac{2.85}{\dot{N}G^3} \right]^{\frac{1}{4}}$$

式中， \dot{N} 、 G 分别为再结晶的形核率和长大线速度： $\dot{N} = N_0 e^{-\frac{Q_n}{kT}}$ ， $G = G_0 e^{-\frac{Q_g}{kT}}$

- (1) 根据上述条件导出再结晶温度 T_R 与 G_0 、 N_0 、 Q_g 及 Q_n 的函数关系；
- (2) 说明下列因素是怎样影响再结晶温度的：① 预变形度；② 原始晶粒度；③ 金属杂质。

参考答案

一、答：冷变形金属加热时，各自特点如下：

1. 回复过程的特征

- (1) 回复过程组织不发生变化，仍保持变形状态伸长的晶粒。
- (2) 回复过程使变形引起的宏观一类应力全部消除，微观二类应力大部分消除。
- (3) 回复过程中一般力学性能变化不大，硬度、强度仅稍有降低，塑性稍有提高，某些物理性能有较大变化，电阻率显著降低，密度增大。
- (4) 变形储能在回复阶段部分释放。

2. 再结晶过程的特征

- (1) 组织发生变化，由冷变形的伸长晶粒变为新的等轴晶粒。
- (2) 力学性能发生急剧变化，强度、硬度急剧降低，塑性提高，恢复至变形前的状态。
- (3) 变形储能在再结晶过程中全部释放，三类应力（点阵畸变）清楚，位错密度降低。

3. 晶粒长大过程的特征

- (1) 晶粒长大。
- (2) 引起一些性能变化，如强度、塑性、韧性下降。
- (3) 伴随晶粒长大，还发生其他结构上的变化，如再结晶织构。

二、解：由公式有

$$\begin{aligned}\frac{t_2}{t_1} &= \exp\left[-\frac{Q}{R}\left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right)\right] \\ &= \exp\left[-\frac{250 \times 10^3}{8.314} \times \left(\frac{1}{400 + 273} - \frac{1}{390 + 273}\right)\right] = 1.962\end{aligned}$$

所以 $t_2 = t_1 \times 1.962 = 1.962h$

三、答：柯垂尔气团：溶质原子优先分布于刃型位错的拉应力区，这种溶质原子的偏聚现象被成为柯垂尔气团。柯垂尔气团对位错产生了钉扎作用，要使位错运

动, 必须从钉扎作用下撕脱而出, 需要增加额外的应力, 从而提高了材料的强度。

四、答: 在热变形时, 由温度和外力联合作用下发生的回复和再结晶过程称为“动态回复”和“动态再结晶”

五、解: 由题意可使用菲克第二定律特殊解, 半无限大物体中的扩散结论式:

$$\frac{C - C_1}{C_0 - C_1} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (1)$$

$$\text{或} \quad \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) = \frac{C_0 - C}{C_0 - C_1} \quad (2)$$

由于只改变热处理的时间和温度, 即式(1)和式(2)中 C 、 C_1 、 C_0 和 x 值相等, 所以不同温度下热处理欲达到相同渗碳效果, 则其 Dt 值应该相等, 又由 $900^\circ\text{C} = 1173\text{K}$, $1000^\circ\text{C} = 1273\text{K}$, 故可得:

$$D_{1273}t_{1273} = D_{1173}t_{1173}$$

即

$$t_{1273} = D_{1173}t_{1173} / D_{1273}$$

又由于

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

故

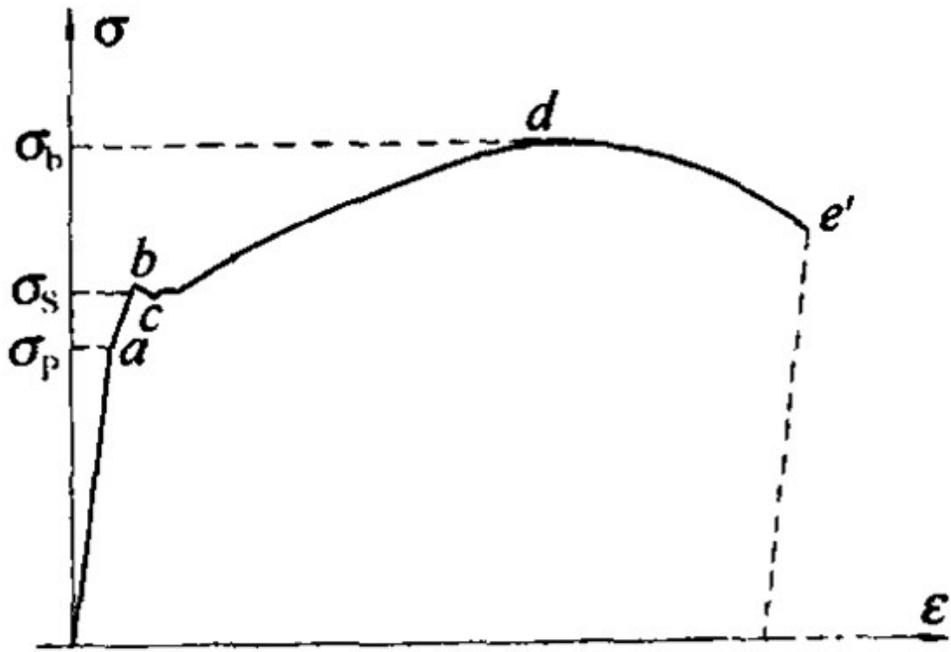
$$\begin{aligned} t_{1273} &= \frac{D_0 \exp\left[-\frac{32900}{1.987 \times 1173}\right](10h)}{D_0 \exp\left[-\frac{32900}{1.987 \times 1273}\right]} \\ &= \frac{\exp(-14.11562)(10h)}{\exp(-13.0067)} \\ &= 0.3299 \times 10 = 3.299h \end{aligned}$$

900°C 渗碳, 一炉齿轮需要 $1000 \text{ 元/h} \times 10h = 10000 \text{ 元}$ 。

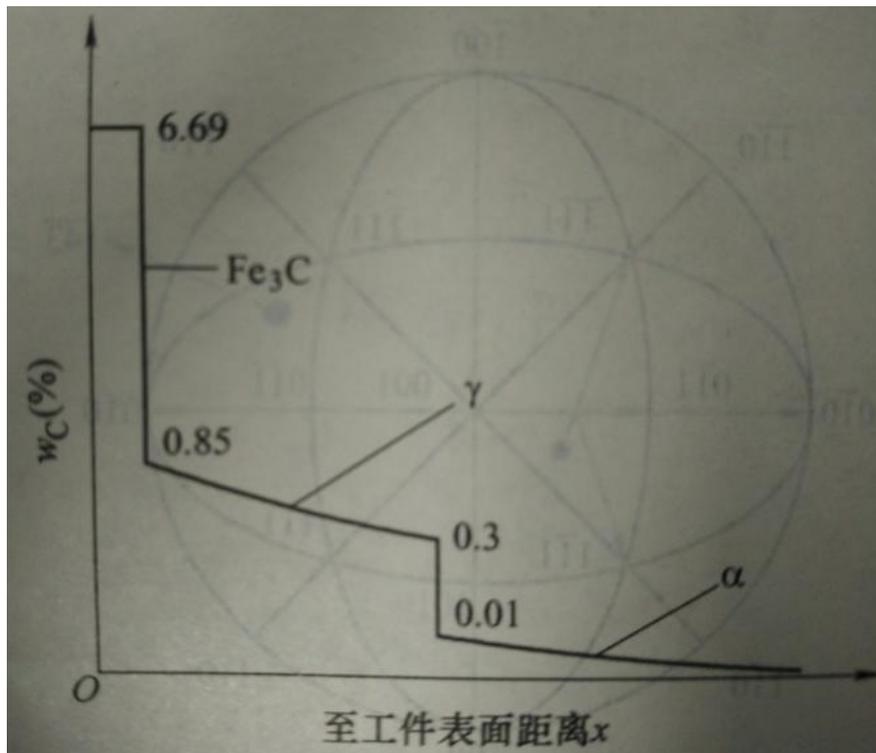
1000°C 渗碳, 一炉需要 $1500 \text{ 元/h} \times 3.299h = 4948.5 \text{ 元}$ 。

故只考虑炉子运行成本时, 1000°C 渗碳成本较低。

六、答: 如图所示, σ_p 为弹性极限, σ_s 为屈服强度, σ_b 为抗张强度, e' 点对应的纵坐标为破坏强度, e' 做 oa 线的平行线与 x 轴的交点的横坐标为断裂延伸率, oa 段的斜率为弹性模量。



七、答：1. 如下图所示。



2. 二元合金扩散时会发生反应扩散，且扩散层中不会存在两相共存区。在扩散中，一旦达到相图相分解线成分，便发生相变，浓度发生突变。即在二元系扩散系统中，只存在彼此相连的单相区，单相区的浓度按抛物线规律下降，而不存在平衡

共存的两相区。

八、答：

1. 图 a 所对应的为加工组织，其特点为：

- (1) 存在变形储能和内应力，大量非平衡点缺陷，高位错密度。
- (2) 拉长的晶粒和晶界。
- (3) 变形织构。
- (4) 高强度，高硬度，较低的延展性。

2. 图 b 所对应的为回复过程，其特点为：

- (1) 回复的驱动力为变形储能。
- (2) 回复过程中变形引起的宏观（一类）内应力全部消除，微观（二类）内应力大部分消除。
- (3) 回复过程组织不发生变化，仍保持变形状态伸长的晶粒；但空位浓度下降至平衡浓度，电阻率下降，晶体密度增加；同一滑移面异号位错相互抵消造成位错密度略有下降。
- (4) 高温回复阶段刃型位错通过滑移、攀移运动发生多边形过程，造成加工硬化现象保留，强度略有下降，塑性稍有提高。

3. 图 c 所对应的为再结晶过程，其特点为：

- (1) 变形储能全部释放，点阵畸变（三类内应力）消除。
- (2) 组织发生变化，由冷变形的伸长晶粒变为新的等轴晶粒。
- (3) 伴随再结晶过程原子的重新排列，位错密度大大降低，变形过程所产生的复杂位错交互作用消失，加工硬化现象消失。
- (4) 力学性能发生急剧变化，强度、硬度急剧降低，塑性提高，恢复至变形前状态。

4. 图 d 所对应的为晶粒长大过程，其特点为：

- (1) 晶粒长大的驱动力是界面能降低。
- (2) 晶粒长大是大晶粒吞并小晶粒的过程。
- (3) 引起一些性能变化，如强化、塑性、韧性下降。
- (4) 伴随晶粒长大，还发生其他结构上的变化，如再结晶结构等。

九、答：面心立方的最密排面是{111}，最密排方向是<110>；体心立方的最密排面是{110}，最密排方向是<111>；密排六方的最密排面是(0001)，最密排方向是<1120>。

十、略（详见书“材料的强化和韧化”章节）

十一、答：随退火温度的升高或退火时间的延长，形变组织中的位错缠结演变为亚晶，亚晶进行合并长大；在形变不均匀区内发生再结晶形核及长大，等轴晶取代形变长条晶粒；随后是晶粒正常长大。在性能上，强度、硬度下降，电阻下降；塑性、韧性提高。这些过程在再结晶阶段比回复阶段更显著。

优先形核地点为：原始晶界、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晶界、第二相粒子附近等。

再结晶只是一种组织变化，没有结构变化，驱动力是形变储能；结晶是非晶态的液相、气相或固态非晶体中形成晶体的过程；固态相变是固/固相的结构变化。后两者的驱动力都是化学自由能差。

十二、略（详见书“材料的强化和韧化”章节）

十三、答：物质从低浓度区向高浓度区扩散，从而提高了浓度梯度的扩散称为上坡扩散。例如铝铜合金时效早期形成的富铜偏聚区，以及某些合金固溶体的调幅分解形成的溶质原子富集区。上坡扩散真正驱动力是化学位梯度，而非浓度梯度，虽然扩散导致浓度梯度上升，但化学位梯度却是下降的。形成上坡扩散的热力学条件是：

$$\frac{\partial^2 G}{\partial c^2} < 0$$

十四、答：Al-4.5%Cu 合金淬火后得到过饱和固溶体，之后加热保温，固溶体内会依次析出 GP 区， θ'' ， θ' ， θ 相。GP 区的形成会使材料的硬度增加，形成第

一个时效强化峰；长时间时效，GP区溶解，硬度下降。 θ'' 的形成使得硬度继续增加，形成第二个时效峰。当 θ'' 全部溶解转化为 θ' 和 θ' 转化 θ 为后，硬度开始下降。

十五、答：一维形式的扩散第一定律：

$$J = -D \frac{\partial C}{\partial x}$$

一维形式的扩散第二定律（D与浓度无关）：

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$$

式中：J为扩散通量，单位为 $g \cdot cm^{-2} \cdot s^{-1}$ ，D为扩散系数，单位为 $cm^2 \cdot s^{-1}$ ，C为浓度，单位为 $g \cdot cm^{-3}$ ，t为时间，单位为s，x为距离，单位为cm。

十六、答：马氏体相变的基本特征表现为：

1. 无扩散性。马氏体相变时无需原子扩散，没有原子的混合与再混合过程。新相M与母相A的化学成分完全相同。

2. 切边性。具体表现为：

(1) 相变的协调一致性：A→M (FCC→BCC)。通过原子的整体协调运动（切变），晶体结构从FCC变成BCC。原子的移动距离小于原子间距。

(2) 表面浮凸效应。在经过抛光的表面，若发生马氏体转变，在切变时，将产生表面浮凸效应。这是由于点阵形变在转变区域中产生形状改变。

(3) 惯析面。M总是在母相的特定晶面上析出，伴随着M相变的切边，一般与此晶面平行，此晶面为基体与M相共有，称为惯析面。

(4) 新相与母相之间存在确定晶体学位向关系。两种著名的取向关系（钢中的马氏体转变），即K-S关系和西山关系。实际材料的马氏体转变，一般与上述关系存在几度的偏差。

3. 马氏体相变时伴随有点阵畸变。

4. 马氏体相变存在开始温度 M_s 和终了温度 M_f 。

十七、答：1. 温度：温度越高，扩散系数越大，扩散速率越快。

2. 晶体结构及固溶体类型：致密度较小的晶体结构中扩散激活能较小，扩散易于进行；对称性较低的晶体结构，扩散系数的各向异性显著；间隙固溶体中的扩散激活能远小于置换固溶体，扩散容易进行。
3. 第三组元：根据加入的第三组元的性质不同，有的促进扩散，有的阻碍扩散。
4. 晶体缺陷：沿晶界的扩散系数远大于体扩散系数；沿位错管道扩散激活能较小，因而位错加速扩散。

十八、答：固态相变的驱动力是相变前后的体积自由能变化，阻力是新相形成增加的界面能和应变能。

十九、答：1. 过饱和固溶体的脱溶过程处理为时效处理。

2. 在过饱和固溶体脱溶过程中，初始形成亚稳态析出相与母相保持共格或半共格界面。如果析出相粒子具有很高强度，将使进行滑移运动的位错发生完全并包绕第二相粒子留下位错环，将增加位错线长度，并且第二相粒子及位错环加大对后续运动位错的阻力，产生第二相强化。如果析出相粒子可以发生变形，将产生新的相界面，使析出相与基体相之间的共格（或半共格）界面遭到破坏；滑移面产生错配，可能使有序排列遭到破坏，增加位错运动难度，产生宏观强化。

3. 通过时效回归处理或重新固溶处理可以使时效强化现象减弱或消失。因为伴随着时效回归处理或重新固溶处理沉淀脱溶产生的第二相重新溶入固溶体之中。当沉淀析出相已为稳定相时，只能采用固溶处理。

二十、答：可以。通过进行较大的冷变形，而后在适当温度再结晶的方法获得细晶。或进行热加工，使之发生动态再结晶。

二十一、解：晶粒大小与屈服强度之间的关系满足 Hall-Petch 公式，即

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

由等面积圆直径表示晶粒尺寸，即

$$d_1 = (4A_1 / \pi)^{1/2}, d_2 = (4A_2 / \pi)^{1/2}$$

式中， A_1 和 A_2 为晶粒面积。

又有

$$\sigma_{s1} = \sigma_0 + Kd_1^{-1/2}, \sigma_{s2} = \sigma_0 + Kd_2^{-1/2}$$

由已知条件:

$$A_1 = 1/16\text{mm}^2, A_2 = 1/4096\text{mm}^2$$

$$\sigma_{s1} = 100\text{MPa}, \sigma_{s2} = 250\text{MPa}$$

带入 Hall-Petch 公式可以求得:

$$K = 25\sqrt{2}\pi^{-1/4}\text{MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}, \sigma_0 = 50\text{MPa}$$

再由

$$A_3 = 1/256\text{mm}^2$$

求得

$$\sigma_{s3} = 150\text{MPa}$$

二十二、答: 固溶强化的可能位错机制主要是溶质原子气团对位错的钉扎, 增加了位错滑移阻力。如溶质原子与位错交互作用的柯垂尔气团和斯诺克气团, 溶质原子与扩展位错交互作用的铃木气团, 使层错宽度增加, 位错难于束集, 交滑移困难; 溶质原子形成的偏聚和短程有序, 位错运动通过时破坏了偏聚和短程有序使得能量升高, 增加位错的阻力; 溶质原子与位错的静电交互作用对位错滑移产生的阻力使材料强度升高。

弥散强化也是通过阻碍位错运动强化材料, 如位错绕过较硬且与基体非共格第二相的 Orowan 机制和位错切割较软、与基体共格的第二相粒子的切割机制。

产生加工硬化的各种可能机制有滑移面上平行位错间交互作用的平行位错硬化理论, 以及滑移面上的位错与其他滑移面上的位错林切割产生割阶的林位错强化理论。

晶界强化, 按照 Hall-Petch 公式, 其实实质是位错越过晶界需要附加应力。

有序强化, 有序合金中的位错是超位错, 要使金属发生塑性变形就需要使超位错的两个分位错同时运动, 因而需要更大的外应力。异类元素原子间的结合力大于同类元素原子的结合力, 所以异类原子的有序排列赋予有序合金较高的强度。

二十三、答: 1. 将某些金属材料进行变形后加热至某一特定温度以上, 变形金属材料形状恢复到变形前的形状, 此现象称形状记忆效应。

2. 根本原因是马氏体转变的无扩散性、共格切变性和可逆转变性。

母相冷却过程中外加应力诱发马氏体相变, 利用马氏体相变伪弹性产生宏观变形。

加热过程中,当加热温度超过马氏体相变逆转温度时,伴随热弹性马氏体逆转变,产生形状恢复,完成形状记忆过程。

二十四、答: 1. 变形方式不同。滑移过程为晶体一部分相对另一部分的相对滑动,孪生过程为晶体一部分相对另一部分的均匀切变。

2. 发生孪生过程的临界切应力远大于滑移所需临界切应力。

3. 孪生过程改变晶体位向关系。滑移过程不改变晶体位向关系。

4. 滑移过程可以连续进行而孪生过程不能连续进行。

5. 滑移过程是塑性变形的机制,当滑移系处于不利于滑移变形发生时,通过孪生可以改变滑移系与外力的取向,使滑移过程进一步发生。

二十五、答: 为保证晶粒间的连续性,要求各个晶粒的变形与周围晶粒相互协调,这样在多晶体中,就要求每个晶粒至少要有 5 个独立的滑移系。这是因为形变过程可用六个应变分量,正应变和切应变各三个,因为塑性变形体积不变,即三个正应变之和为零,因此有五个独立的应变分量。每个独立的应变分量需要一个独立的滑移系来产生,故为保证多晶体的塑性变形,相邻晶粒必须有五个独立的滑移系同时启动,才能保证晶体体积不变。

二十六、答: 晶粒生长是无应变的材料在热处理时,平均晶粒尺寸在不改变其分布的情况下,持续增大的过程。在坯体内晶粒尺寸均匀地长大,晶粒生长时气孔都维持在晶界上或晶界交汇处。二次再结晶是少数巨大晶粒在细晶消耗时的一种异常长大过程,是个别晶粒的异常长大。二次再结晶时气孔被包裹到晶粒内部,二次再结晶与原料粒径有关。

造成二次再结晶的原因: 原料粒径不均匀,烧结温度偏高,烧结速率太快。防止二次再结晶的方法: 控制烧结温度、烧结时间,控制原料粒径的均匀性,引入烧结添加剂。

二十七、答: 在扩散体系中,任意一点的浓度不随时间变化而改变的扩散过程,即:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = 0$$

实际中稳态扩散的情况很少见，有些扩散虽然不是稳态扩散，只要原子浓度随时间的变化很缓慢，就可以按稳态扩散处理。

二十八、答：随塑性变形量的增加，多晶体不同晶粒某一晶体学取向区域一致的现象称为形变织构。

二十九、答：固溶体通过上坡扩散分解成结构均与母相相同的两种固溶体的转变称为调幅分解。调幅分解的相变过程为非形核过程、转变速率较快。

三十、解：

若外力沿[001]方向，有八个滑移系可以滑动，其 schmid 因子的取值相同，以滑移系(111) $[\bar{0}11]$ 为例计算，其中

$$\lambda = \frac{\pi}{4}, \cos \lambda = \frac{\sqrt{2}}{2}$$

$$\cos \phi = \frac{|1 \times 0 + 1 \times 0 + 1 \times 1|}{\sqrt{1^2 + 1^2 + 1^2} \times \sqrt{0^2 + 0^2 + 1^2}} = \frac{\sqrt{3}}{3}$$

所以

$$\sigma = \frac{\tau}{\Omega} = \frac{0.64}{\cos \lambda \cdot \cos \phi} = 1.57 \text{MPa}$$

三十一、答：略，见书 P428 面。

三十二、解：纯 Ni 具有面心立方结构，每个单胞具有原子数为 4，在 Ta 与 MgO 界面处 Ni 的浓度 C_{Ni} 为 0，而在 Ni 与 MgO 界面处 Ni 的浓度 C_{Ni} 为每 cm^3 拥有 Ni 原子的个数：

$$C_{\text{Ni/MgO}} = 4 \text{atom} / (3.6 \times 10^{-8} \text{cm})^3 = 8.57 \times 10^{22} \text{ atoms/cm}^3$$

则 Ni 原子通过 MgO 层的扩散通量：

$$\begin{aligned} J &= -D \frac{\Delta C}{\Delta x} \\ &= -9 \times 10^{-12} \text{cm}^2 / \text{s} \times \frac{(0 - 8.57 \times 10^{22}) \text{atoms} / \text{cm}^3}{0.05 \text{cm}} \\ &= 1.54 \times 10^{13} \text{atoms} / \text{cm}^2 \cdot \text{s} \end{aligned}$$

每秒钟在 $2 \times 2 \text{ cm}^2$ 的面积上通过 MgO 层扩散的 Ni 原子总数 N, 则

$$N = J \times \text{面积} = [1.54 \times 10^{13} \text{ atoms}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s})] \times 4 \text{ cm}^2 = 6.16 \times 10^{13} \text{ atoms/s}$$

实际上每秒钟从界面扩散走的 Ni 原子体积 V 为:

$$V = N (\text{扩散走的原子}) / N (\text{单位体积原子数})$$

$$= (6.16 \times 10^{13} \text{ Ni atoms/s}) / (8.57 \times 10^{22} \text{ atoms/cm}^3) = 0.72 \times 10^{-9} \text{ cm}^3/\text{s}$$

该面积中每秒扩散的 Ni 原子引起的厚度减少 d 为:

$$d = V / \text{面积} = (0.72 \times 10^{-9} \text{ cm}^3 / \text{s}) / (2 \times 2 \text{ cm}^2) = 1.8 \times 10^{-10} \text{ cm} / \text{s}$$

要将 $1 \mu\text{m}$ 厚的 Ni 层扩散掉, 所需时间 t 为:

$$t = (1 \mu\text{m}) / (1.8 \times 10^{-10} \text{ cm/s}) = 555556 \text{ 秒} = 154.32 \text{ 小时}$$

三十三、解: 对于低碳钢渗碳有:

$$\frac{C - C_0}{C_1 - C_0} = \text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

由题意可得:

$$C_0 = 1.2\%, C_1 = 0.1\%$$

同时, $x = 0.002\text{m}$ 时, 有:

$$C = 0.45\%$$

综上所述可得:

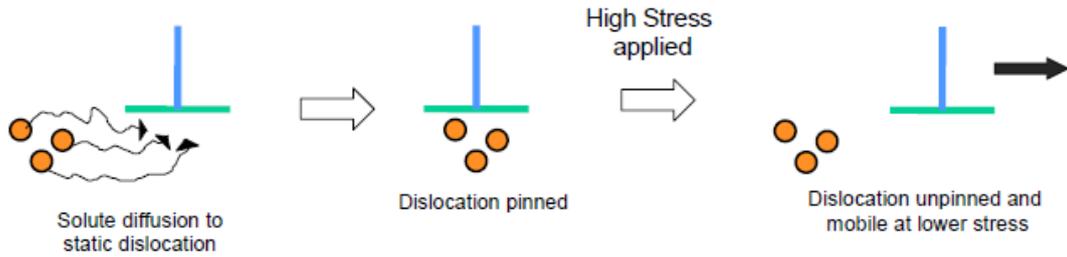
$$0.68 = \text{erf}\left(\frac{224}{\sqrt{t}}\right)$$

由高斯误差函数表可查:

$$\frac{224}{\sqrt{t}} \approx 0.71, t \approx 27.6\text{h}$$

三十四、答:

(1)柯氏气团理论: 溶质原子与位错之间的交互作用(Cottrell 气团)来解释位错的钉扎作用。位错运动必须挣脱这气团, 因而所需应力较高-上屈服点; 一旦挣脱气团的钉扎后便能在较低应力下运动-下屈服点, 如下图所示。



(2)位错增殖理论，应变速率 $\dot{\epsilon}_p$ 与可动位错密度 ρ_m 、位错运动速率 v 、位错的柏氏矢量 b 与外应力的关系为：

$$\dot{\epsilon}_p \propto \rho_m \cdot vb$$

其中位错运动速率 v 为：

$$v = \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^{m'}$$

τ 为位错受到的有效切应力， τ_0 为位错做单位速度运动所需要的应力， m' 为应力敏感系数，是与材料有关的常数。

在试样的拉伸过程中，应变速率 $\dot{\epsilon}_p$ 基本为恒定值，由于塑性变形前 ρ_m 较低，维持一定 $\dot{\epsilon}_p$ 势必要求位错运动速率 v 较高，故需要较高的切应力 τ ，即对应于拉伸曲线的上屈服点。一旦拉伸开始，可动位错密度 ρ_m 迅速增殖，为维持一定的应变速率 $\dot{\epsilon}_p$ ，则必须降低 v ，即需要较低的切应力 τ ，此时对应于拉伸曲线的下屈服点。加工硬化使一个增殖位错源增殖受阻，则 $\rho_m \downarrow$ ， $\tau \uparrow$ ，此时若启动另一位错源，则 $\rho_m \uparrow$ ， $\tau \downarrow$ 。如此反复形成屈服过程中的波动。

三十五、答：曲线 a 具有正常屈服现象，一般认为是由于上下屈服点是由于柯垂尔气团的钉扎造成。

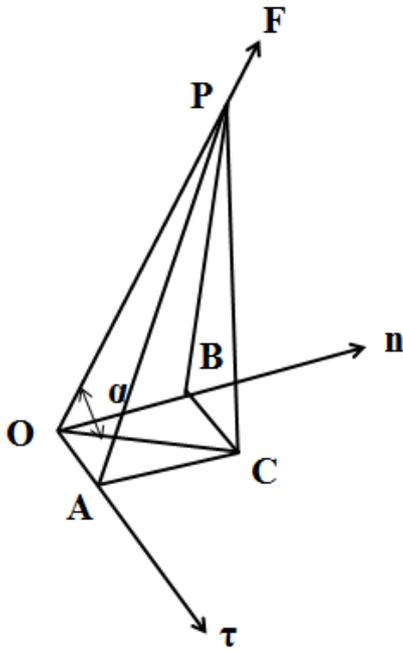
当将试样拉伸到塑性变形过程中卸载，然后马上再进行拉伸时，拉伸曲线为图 b 所示，因为材料内部的柯垂尔气团已经脱钉，故再次加载时屈服现象消失。

当将试样拉伸到塑性变形过程中卸载，然后在室温中时效几天，或在 150 摄氏度时效 1 个小时，再进行拉伸，拉伸曲线如图 c 所示，屈服现象重新出现。这是因为时效过程中溶质原子通过扩散重新回到位错附近形成柯垂尔气团故屈服现象重新出现。

三十六、答：略

三十七、答：材料经预先加载产生少量塑性变形（小于 4%），而后同向同向加载 σ_e 提高，反向加载则 σ_e 下降的现象。

三十八、证：如下图所示 \vec{F} 为拉伸轴方向， \vec{n} 为滑移面的法向， $\vec{\tau}$ 为滑移方向，则有：



$$\lambda = \langle \vec{F}, \vec{\tau} \rangle, \quad \phi = \langle \vec{F}, \vec{n} \rangle$$

过 P 点做 $PB \perp \vec{n}$ ， $PA \perp \vec{\tau}$ ，则有：

$$\cos \lambda = \frac{OA}{OP}, \quad \cos \phi = \frac{OB}{OP}$$

C 为 P 点在 \vec{n} 和 $\vec{\tau}$ 所确定平面的投影，

$\angle POC = \alpha$ 。

接下来几何证明：因为 $\vec{n} \perp \vec{\tau}$ ，所以 \angle

$AOB = 90$ 度；因为 $PB \perp \vec{n}$ ， $OB \perp PC$ ，

所以 $OB \perp$ 面 PBC ，即有 $OB \perp BC$ ， \angle

$OBC = 90$ 度；因为 $PA \perp \vec{\tau}$ ， $OA \perp PC$ ，

所以 $OA \perp$ 面 PAC ，即有 $OA \perp AC$ ， $\angle OAC = 90$ 度。故综上四边形 $OACB$ 为长方体，故有：

$$(OA^2 + OB^2) = OC^2$$

所以：

$$\cos^2 \alpha = OC^2 / OP^2 = (OA^2 + OB^2) / OP^2$$

即：

$$\mu = \cos \lambda \cdot \cos \phi$$

$$= OA \cdot OB / OP^2$$

$$= \cos^2 \alpha \cdot OA \cdot OB / (OA^2 + OB^2)$$

$$\mu \leq OA \cdot OB / (OA^2 + OB^2) \leq 0.5$$

上式只有在 $\alpha = 0$ 或 $\alpha = \pi$ ，且 $OA = OB$ 时， μ 取最大值 0.5，此时 \vec{F} 、 \vec{n} 、

$\vec{\tau}$ 共面，且 $\lambda = \phi$ 。

三十九、解：（1）不发生塑性变形的最大载荷可根据应力近似等于屈服强度来计算：

$$F = \sigma A = 180 \times 10^6 \times 10 \times 2 \times 10^{-6} = 3600(N)$$

$$(2) \quad \varepsilon = \frac{\sigma}{E} = \frac{180 \times 10^6}{45 \times 10^9} = 0.004$$

四十、答：冷拔钢丝绳是由大变形量的冷拔钢丝绞合而成。加工过程的加工硬化使其强度、硬度大大提高，从而使其能承载很大工件。但是当其被加热到 1000 摄氏度保温时，由于超过了其再结晶温度，而使冷拔钢丝绳产生了回复再结晶现象，加工硬化完全消失，从而强度、硬度大大下降。再用来起重时，由于负载超过了其承载能力，造成了钢丝绳断裂事故。

四十一、答：影响再结晶晶粒正常长大的因素除了温度外，还有弥散分布的第二相粒子。故可以在钨灯丝中引入弥散分布的 ThO_2 第二相质点，以阻碍灯丝在高温工作过程中的晶粒长大。若 ThO_2 质点的体积分数为 φ ，质点半径为 r 时，则晶粒的极限尺寸为：

$$D_{\text{lim}} = \frac{4r}{3\varphi(1 + \cos \alpha)}$$

式中， α 为接触角。因此，选择合适的 φ 和 r ，可使 D_{lim} 尽可能小，而且晶粒细化可提高其强度同时保持较高的水平的韧性，从而有效延长灯丝的使用寿命。

四十二、略

四十三、答：尽管从热力学上看，从母相中析出平衡相的驱动力最大，但实际上却往往先形成一系列的亚稳过渡相。这主要是因为固态相变受到表面能和应变能的制约所致。只有当表面能和应变能减小，才能有效的减小临界形核功，有利于

新相形核。在新相析出初期，析出相很小，单位体积的新相的表面积很大。为了减少表面能，形成与母相保持共格关系的亚稳过渡相，以便使体系的能量降低，有利于相变。另外，亚稳过渡相的成分和结构均更接近母相，先形成亚稳过渡相，所需的成分改变和结构变化均较小，有利于形核。

四十四、Ostwald 熟化（其他略）

四十五、略

四十六、(1)解：已知：

$$t_{0.95} = \left[\frac{2.85}{\dot{N} G^3} \right]^{\frac{1}{4}} \quad (1)$$

$$\dot{N} = N_0 e^{-\frac{Q_n}{kT}} \quad (2)$$

$$G = G_0 e^{-\frac{Q_g}{kT}} \quad (3)$$

将 (2) (3) 代入 (1)，则有：

$$t_{0.95} = \left[\frac{2.85}{\dot{N} G^3} \right]^{\frac{1}{4}} = \left[\frac{2.85}{N_0 G_0^3} \right]^{\frac{1}{4}} \cdot \exp\left(\frac{Q_n + 3Q_g}{4kT}\right) \quad (4)$$

由再结晶的定义，有 $T = T_R$ 时， $t_{0.95} = 1h$ ，代入 (4) 式，得到

$$1 = \left[\frac{2.85}{N_0 G_0^3} \right]^{\frac{1}{4}} \cdot \exp\left(\frac{Q_n + 3Q_g}{4kT_R}\right) \quad (5)$$

化简得到

$$T_R = - \frac{Q_n + 3Q_g}{k \ln\left(\frac{2.85}{N_0 G_0^3}\right)} \quad (6)$$

(2) 答：再结晶的驱动力是晶体经变形后的畸变能。晶体从畸变后的高能态向退火的低能态转变是一自发趋势。但这一能态变化要求原子越过一势垒 ΔE ，势垒的高度决定于变形后的晶格畸变能，当畸变能高时， ΔE 减小，则形核和长大激活能 Q_n 、 Q_g 均降低，再结晶速度便加快。因此，一切影响变形后畸变能的因素均会影响 Q_n 、 Q_g 以及 T_R 。

由上述分析，在一定形变度范围内，预变形程度越高，形变后畸变能越大，

Q_n 、 Q_g 越低，则再结晶温度 T_R 越低。

原始晶粒越细， Q_n 、 Q_g 越低，则再结晶温度 T_R 越低。

杂质对再结晶温度的影响可以从两方面考虑，一方面杂质会增加畸变能，使 Q_n 、 Q_g 降低，从而再结晶温度 T_R 降低；另一方面，杂质也会阻碍界面迁移，使 Q_n 、 Q_g 升高，反而会使再结晶温度 T_R 升高。故最终杂质对再结晶温度的影响要看这两种因素那种占主导地位，不能一概而论。