

蚀下，黑色条带是枝晶干（含溶质少），白色条带常是富集杂质的枝晶间，也称原始带状。二次带状是固态转变的产物，在硝酸酒精浸蚀下，白色带状是先共析铁素体，黑色带状是珠光体，也称显微带状组织。只有在一次带状的基础上才会产生二次带状。这些带状都与元素的偏析和夹杂物的特殊分布有关。

八、略。

九、

①相变阻力中多了应变能一项。

②形核方面：非均匀形核，存在特定的取向关系，常为共格或半共格界面。

③生长方面：出现惯习现象，即有脱溶贯序；特殊/规则的组织形态，如片状、针状。

④有亚稳相出现以减少相变阻力。

十、凝固时宏观特征是：要有一定的过冷度，会放出明显的结晶潜热。

成长机理有三种：连续式成长、二维形核及借助台阶侧向生长、借螺旋位错生长。

十一、溶质原子以原子态溶入溶剂点阵中组成的单一均匀固体；溶剂的点阵类型被保留。

影响固溶度的因素有：

1. 原子尺寸因素。当溶剂、溶质原子直径尺寸相对差小于 $\pm 15\%$ 时，有大的代位溶解度。

2. 负电性因素。溶剂、溶质的负电性差越小溶解度越大，一般小于 $0.4 \sim 0.5$ 会有较大溶解度。

3. 电子浓度因素。有两方面的含义：一是原子价效应，即同一溶剂金属，溶质的原子价越高，溶解度越小；二是相对价效应，即高价溶质溶入低价溶剂时的溶解度高于相反的情况。

特点是：固溶体中有点阵畸变（强度、硬度会提高）而造成点阵常数变化；出现原子偏聚或有序化，甚至形成有序固溶体。

固溶体的结构变化：点阵畸变，点阵常数变化，偏聚及短程有序，甚至形成有序固溶体。力学性能变化：硬度、强度提高，塑性下降。物理性能变化：电阻加大，导电率下降。

十二、

①提高冷却速度从而加大了过冷度。相变驱动力加大，提高了形核率。

②加孕育剂。提供大量的非均匀形核地点，提高了形核率，降低了形核位垒。

③机械或电磁搅拌。将枝晶振碎增加核数目或加强热激活能量落，提高了形核率。



十三、如图 8-2 所示。由液相先凝固出 δ 铁素体，在 1495℃ 进行包晶反应，生成 γ 奥氏体；继续冷却，由剩余的液相再次析出 γ 奥氏体，然后变成单相奥氏体。冷至约 800℃，从 γ 奥氏体中析出先共析 α 铁素体，在 727℃ 进行共析反应，形成珠光体，最后得到铁素体加珠光体组织。

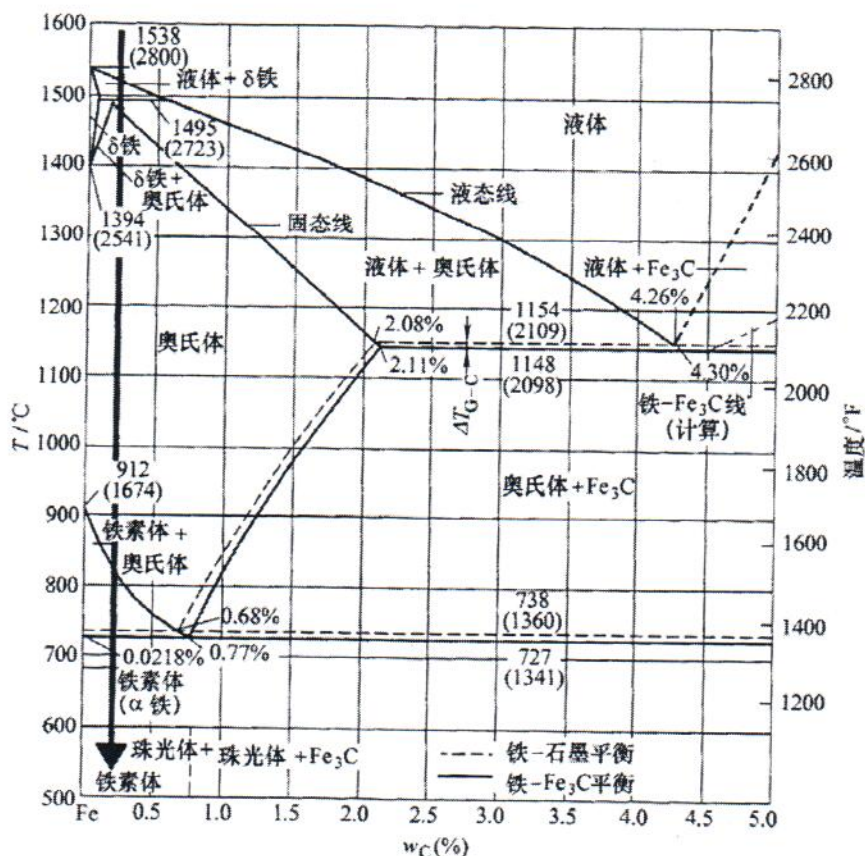


图 8-2 第十三题解答图

十四、连续脱溶：随新相生成，母相成分连续地由过饱和态转变到饱和态。

不连续脱溶：也称胞状脱溶，此时在母相和新生成的 α 相间存在一个界面，跨过界面母相由过饱和和不连续地突变到饱和状态，点阵常数也不连续。

十五、有四类：

点缺陷：沿三个方向的尺寸很小，溶质原子、间隙原子、空位。

线缺陷：沿两个方向的尺寸很小，第三个方向上的尺寸很大，甚至可贯穿整个晶体，指位错。

面缺陷：沿一个方向上的尺寸很小，另两个方向上的尺寸很大，如晶界，相界。

体缺陷：在三个方向上的尺寸都较大，但不是很大，如第二相粒子，显微空洞。



2002年招收攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目：金属学

一、名词解释（20分，每个2.5分）

- (1) 点阵畸变 (2) 柏氏矢量 (3) 相图 (4) 过冷度
(5) 形变组织 (6) 二次再结晶 (7) 滑移系 (8) 孪生

二、画出立方晶系中(111)面、(435)面。写出立方晶系空间点阵特征。(10分)

三、铸锭的一般组织可分为哪几个区域？写出其名称。并简述影响铸锭结晶组织的因素。(10分)

四、画图并简述形变过程中位错增殖的机制。(10分)

五、写出菲克第一定律的数学表达式，并说明其意义。简述影响扩散的因素。(10分)

六、简述形变金属在退火过程中显微组织、存储能及其力学性能和物理性能的变化。(10分)

七、简述固态相变与液态相变的相同点与不同点。(10分)

八、画出铁碳相图，标明相图中各特征点的温度与成分，写出相图中包晶反应、共晶反应与共析反应的表达式。(10分)

九、分析再结晶过程中形核和长大与凝固过程中的形核和长大有何不同点。(10分)

十、分析含碳量0.12%的铁碳合金的结晶过程。(10分) (单考生做)

十一、简述铸锭的宏观偏析。(10分) (单考生做)

十二、简述金属晶体中缺陷的类型。(10分) (单考生做)



1. 点阵畸变: 在局部范围, 原子偏离其正常点阵位置, 造成点阵畸变
2. 林氏柏式矢量: 描述位错特征的一个重要矢量, 它集中反映了位错区或内禀应变量的大小和方向, 也是晶体与周围晶体相对滑移力的量
3. 相图: 描述各相平衡存在条件或共有关系的图, 也可称为平衡的热力学量的几何表述。
4. 过冷度: 相变过冷度中冷却到相变以下某温度后发生转变, 平衡相变温度与这实际转变温度之差称为过冷度。
5. 形变织构: 在塑性变形过程中, 随形变程度的增加, 各个晶粒的滑移面和滑移方向都向着主要变形方向移动, 因此使多晶体中原来的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, 这种现象称为择优取向, 这种组织状态称为形变织构。
6. 二次再结晶: 再结晶结束后正常长大被抑制而只有少数晶粒异常长大的现象。
7. 滑移系: 晶体中一个滑移面及其面上一个滑移方向的组合称为滑移系。
8. 孪生: 晶体受力后, 以产生孪晶的方式进行切变过程。

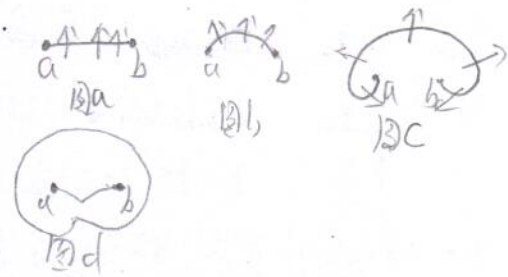
二. 立方晶系空间点阵特征 $a=b=c$ $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$

三. 细晶外壳区 树枝状晶区 中心等轴区

- 影响铸态结晶组织的因素: ① 液体过冷度, 越小越好, ~~有树枝状~~
 ② 凝固温度范围, 越大越好, 有利于树枝晶的破碎率。
 ③ 温度梯度, 越小越好, 有利于等轴晶
 ④ 合金熔点低, 温度梯度小。
 ⑤ 搅拌或加孕育剂

四. 弗兰克-里德增殖机制。

位错运动过程中, 两端被钉扎住如图, ab 端被钉扎固定不动。
 受外力作用, 单位长度位错所受外力 $F=2b$, 方向总是与位错线垂直。由于
 两端被钉扎, 在受力的位错线两端回折如图c。到一定程度两
 端相遇, 符号相反相互抵消, 形成一个向外扩张的位错环
 和一段 ab 位错。还在不断重复上述过程



五. 菲克第一定律数学表达式 $J = -D \frac{dc}{dx}$ 扩散中原子的通量与质量浓度梯度成正比

J 为扩散通量, 表明单位时间内通过垂直于扩散面积 A 的单位面积扩散物质的质量, 单位为 $kg/(m^2 \cdot s)$
 D 为扩散系数, 其单位为 m^2/s , 而 c 是扩散物质的质量浓度, 其单位为 kg/m^3 。式中的负号表示扩散物质
 的扩散方向与浓度梯度方向相反, 即表示物质由高浓度向低浓度区方向迁移

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

影响因素 ① 温度。满足 $D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$ 的关系, $T \uparrow$ $D \uparrow$ (间隙空位机制遵循热激活规律, 温度越高, 超过能垒的几率越高, 同时晶体空位平衡浓度也越高。这些都是影响扩散系数的因素)

② 材料成分

原子间结合键越强，对材料扩散系数也越高，键能越大，扩散系数越小。

③ 晶体结构

原子排列越紧密，致密度越高，键能越大，扩散系数越小。

晶体结构对合金材料中不同方向扩散系数的差别也大。

④ 晶体缺陷

(1) 空位缺陷 影响空位浓度

(2) 晶界表面和位错等扩散起着快速通道的作用。

各种缺陷处的原子处于高能状态，键能减小，加快了原子的扩散。

⑤ 其他因素

弹性应力场：可以加速尺寸大的原子向拉应力处扩散，加速尺寸小的原子向压应力处扩散，应力会促进原子扩散的驱动力。

六

随着退火温度的升高或时间延长，出现亚晶合并长大，再结晶形成，形成之后晶界移动驱动力由周围晶界变区生长。晶界移动驱动力是无畸变的晶粒本身周围畸变的晶粒之间的应变能差。晶界移动是背应力集中，向畸变区推进，直到全部形成无畸变的等轴晶粒为止。再结晶即告完成。期间组织：无畸变的等轴晶再结晶晶粒取代长条状高应变密度的形变晶粒。随着应变逐渐被释放，应力强度下降，伸长率上升，电阻率降低。密度提高。再结晶时各种性能的变化都伴随组织发生。

七. 固态相变和液态相变

都是相变，由形成与长大两个过程组成自由能下降。临界点，临界形核功。不同：形核功中多了应变能一项。固态相变的临界半径及形核功增大。新相可以亚稳态形式存在共析转变共析界面，半稳定的取向关系，非均匀形核。

八. 包晶

共晶 $\delta\text{-Fe (0.07\%C)} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$

共晶 $L (6.68\%C) \rightarrow \gamma\text{-Fe (2.11\%C)} + \text{Fe}_3\text{C (6.69\%C)}$

共析 $\gamma\text{-Fe (0.77\%C)} \rightarrow \alpha\text{-Fe (0.02\%C)} + \text{Fe}_3\text{C (6.69\%C)}$

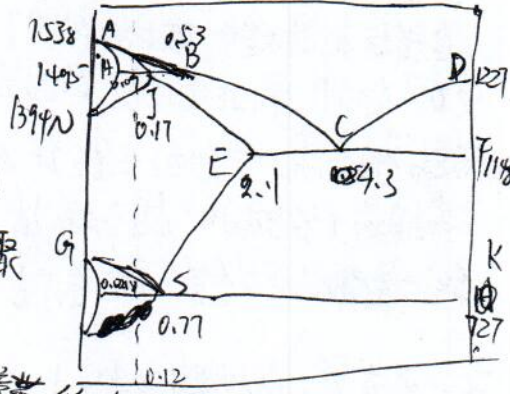
九

在退火时形成亚区动力为新旧两相化学位差（由液体的聚集状态转变为晶态的排列状态）。

再结晶驱动力只是应变能储存能。

退火速率是均匀形核，再结晶形核为现有应变不均区，如晶界附近加速。

冷却长大时与母相不会有取向关系，再结晶长大时才有特定取向关系。



十一. 宏观偏析.

正常偏析: 指按合金分凝系数 $k < 1$ 析出的溶质在凝固后凝固的溶质因凝固后大. 由表面到中心成分不均的偏析出现在宏观尺度上. 称宏观偏析.

反常偏析: 仍遵守合金分凝系数 $(k < 1)$. 只是形成大量枝晶后, 富集溶质的溶质会沿枝晶间的通道逆向回流至先凝固的铸锭表面附近, 从而造成由表面到中心成分分布的异常.

比重偏析: 凝固时, 固相与液相比更重而沉底或上浮, 从而造成铸件下部或上部成分的不均.

十二. 按尺寸分.

点缺陷: 如溶质原子、空位、~~线缺陷~~.

线缺陷: 如位错、~~面缺陷~~.

面缺陷: 如晶界、相界、表面等.

体缺陷: 如孔洞、气泡等. 对材料有绝对危害.

答案:

- 1, 点阵畸变: 在局部范围, 原子偏离其正常的点阵位置, 造成点阵畸变。
- 2, 柏氏矢量: 描述位错特征的一个重要矢量, 它集中反映了位错区域内畸变总量的大小和方向, 也是位错扫过后晶体相对滑动的量。
- 3, 相图: 描述各相平衡存在条件或共存关系的图解, 也可称为平衡时热力学参量的几何轨迹。
- 4, 过冷度: 相变过程中冷却到相变点以下某个温度后发生转变, 平衡相变温度与该实际转变温度之差称过冷度。
- 5, 形变织构: 多晶形变过程中出现的晶体学取向择优的现象。
- 6, 二次再结晶: 再结晶结束后正常长大被抑制而发生的少数晶粒异常长大的现象。
- 7, 滑移系: 晶体中一个滑移面及该面上的一个滑移方向的组合称一个滑移系。
- 8, 孪生: 晶体受力后, 以产生孪晶的方式进行的切变过程。

二、立方晶系中(111)面、(435)面图略。立方晶系空间点阵特征是点阵参数有如下关系:
 $a=b=c$, $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$ 。也可用具有哪类对称元素表示, 若有四个三次转轴, 则对应立方点阵。

三、分为三晶区: 激冷区、柱状晶区、中心等轴晶区。

影响铸锭结晶组织的因素: 1, 液体过冷度, 越小越好。2, 凝固温度范围, 越大越好, 有利于枝晶的破碎。3, 温度梯度, 越小越有利于等轴晶。4, 合金熔点低, 温度梯度小。5, 搅拌或加孕育剂。

四、frank-read 源机制, 图略见课本。滑移面上一个在 A, B 两点被钉扎的位错 AB, 在应力作用下弓出(状态 2), 弓出到 3 状态时, 下方相邻部分反号相吸, 并局部合并, 完成一次增殖过程放出一位错环(状态 4)。在应力作用下, 继续重复前面 1-4 过程。

五、一维下, $J=-D$; J: 扩散流量, 单位时间通过单位面积扩散的物质质量, D: 扩散系数, : 浓度梯度, : 其意义为物质扩散量与该物质的浓度梯度成正比, 方向相反。

影响扩散的因素: 1, 温度, 满足 $D=D_0e^{-Q/RT}$ 的关系, T 升高, D 增加。2, 界面表面及位错, 是扩散的快速通道。3, 第三组元, 可对二元扩散有不同影响, 如 Mo、W 降低 C 在 γ -Fe 中的扩散系数, Co、Si 加速 C 扩散, Mn 影响不大。4, 晶体结构, 低对称性的晶体结构中, 存在扩散的各向异性, 如六方结构晶体, 平行与垂直于基面的扩散系数不同。5, 熔点, 同一合金系中, 同一温度下熔点高的合金中扩散慢, 熔点低的扩散快。

六、随退火温度的升高或时间延长, 出现亚晶合并长大, 再结晶晶核及长大, 无位错的等轴再结晶晶粒取代长条状高位错密度的形变晶粒, 然后是晶粒正常长大。储存能逐渐被释放, 硬度及强度下降, 伸长率上升, 电阻降低, 密度提高。再结晶时各种性能变化都比回复时强烈得多。

七、相同点: 都是相变, 由形核、长大组成。临界半径, 临界形核功形式相同。转变动力学也相同。

不同之处: 形核阻力中多了应变能一项, 金属固态相变的临界半径及形核功增大, 新相可以亚稳方式出现, 存在共格, 半共格界面, 特定的取向关系, 非均匀形核。

八、铁碳相图。略

包晶反应: $L(0.53\%C) + \delta\text{-Fe}(0.09\%C) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(0.17\%C)$

共晶反应: $L(4.3\%C) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(2.11\%C) + \text{Fe}_3\text{C}(6.69\%C)$

共析反应: $\gamma\text{-Fe}(0.77\%C) \rightarrow \alpha\text{-Fe}(0.02\%C) + \text{Fe}_3\text{C}(6.69\%C)$

九、凝固时形核的驱动力, 是新、旧化学位差, 再结晶驱动力只是形变储存能。

凝固常是均匀形核, 再结晶形核在现有的形变不均匀区, 如晶界附近、切变带、形变带、第二相粒子周围。凝固长大时与母相不会有取向关系, 再结晶长大时可有特定取向关系。

十、含碳 0.12%的钢，由液相冷却时，先形成铁素体，到 1495℃包晶温度，部分进行包晶反应：新相奥氏体在已生成的铁素体上形核并向铁素体和液相中生长。反应后是两相组织铁素体+奥氏体，图略。铁素体相对量为： $(0.17-0.12)/(0.17-0.09)=62.5\%$ 。继续冷却得到单相奥氏体。

十一、宏观偏析：正常偏析和比重偏析。

正常偏析：指按合金的分配系数先析出的含溶质低，后凝固的含溶质多。因铸锭尺寸大，由表面到中心成分不均匀，偏析出现在宏观尺度上，称宏观偏析。

反常偏析：仍遵守分配系数关系，只是形成大量枝晶后，富集溶质的液相会沿枝晶间的通道逆向回流到先凝固的铸锭表面附近，千万由表面到中心成分分布的反常。

比重偏析：是凝固时，固相与液相比重不同，而沉积或漂浮，从而造成铸锭下端与上端成分的不均匀，也是宏观尺度。

十二、按尺寸分为：点缺陷，如溶质、杂质原子、空位；线缺陷，如位错；面缺陷，如各种晶界、相界、表面等；体缺陷，如孔洞、气泡等。体缺陷对材料性能是绝对有害的。

北京科技大学 2001 年金属学 A 试题

2001 北京科技大学攻读硕士研究生入学考试试题

考试科目: 金属学 A

适用专业: 科学技术史, 冶金物理化学, 钢铁冶金, 有色金属, 材料加工工程。

说明: 1. 试题必须写在答题纸上。

2. 统考生做 1-10 题; 单考生做 1-7 题和 11-13 题。

1. 名词解释: (每小题 2 分, 共 10 分)

(1) 单胞和复合单胞 (2) 金属键 (3) 代位固溶体 (4) 位错 (5) 偏聚和有序化

2. 判断对错: (10 分)

3. 以液态无限互溶、固态有限溶解并具有共晶反应的二元相图为例说明二元相图是制作方法和二元相图的一般几何规律。(10 分)

4. 结晶后的组织中产生显微偏析的原因是什么? 采用什么措施能减少和消除偏析。(10 分)

5. 什么是晶界? 讨论晶界在多晶体形变过程中的作用。(10 分)

6. 什么是相界面? 复合合金形变的特点是什么?(10 分)

7. 说明使多晶体晶粒细化能使材料的强度提高、韧性增加的原因。(10 分)

8. 简要叙述马氏体转变的一般特点。(10 分)

9. 要想获得粗大的再结晶晶粒可采取什么措施, 说明原因。(10 分)

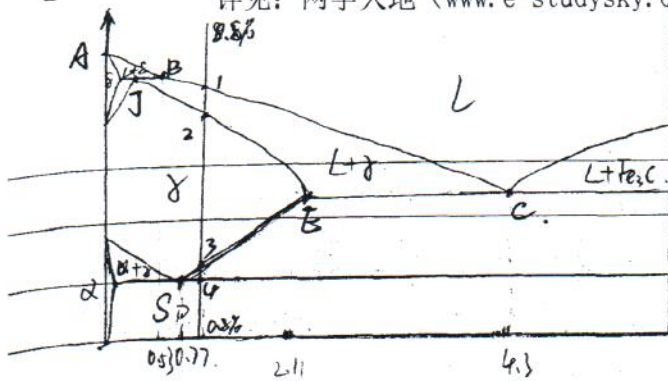
10. 简述固态相变在相变阻力、新相形核、新相成长方面的特点。(10 分)

11. 什么叫再结晶? 什么是再结晶温度? 简要描述再结晶过程。(10 分)

12. 以接近平衡的状态下固溶体合金结晶过程说明固溶体结晶过程特点。(10 分)

13. 铁碳相图为例说明什么是包晶反应、共晶反应、共析反应。(10 分)





727 1148 1495
 0.0218 0.09 0.17 0.53 0.77 2.11 4.3

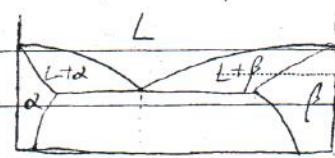
1148°C ① 随温度↓，合金液相于1点开始析出γ奥氏体，随后液相成分随BC线变化，γ奥氏体成分随JE变化至2点后，液相全部转变为γ-奥氏体。

γ-奥氏体成分随温度变化在2-3之间是稳定的，至3点以下时γ-奥氏体中开始析出渗碳体，奥氏体成分随ES变化至4点时发生共析反应 $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ 形成珠光体组织。至冷却至室温过程中以中析出渗碳体现象。

② 室温相组成：α相和渗碳体 $\alpha\% = \frac{6.69 - 0.8}{6.69 - 0.0218} \times 100\%$ $\text{Fe}_3\text{C}\% = \frac{0.8 - 0.0218}{6.69 - 0.8} \times 100\%$
 组织：珠光体和先共析渗碳体

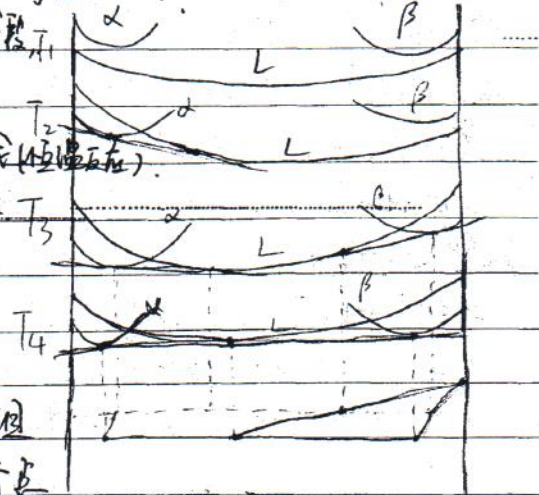
3. 以液态无限互溶、固态有限溶解并具有共晶反应的二元相图为例说明二元相图制作方法和二元相图一般几何规律。

答：① 利用已有的热力学参数，作出不同温度下、成分下对应各相的吉布斯自由能曲线，再根据吉布斯自由能曲线的公切线法则确定不同温度、成分下平衡存在的相的状态和成分，从而绘出



② 规律：① 两单相区只能交于一点，而不能交于线；② 两单相区之间必有一个由该两相组成的两相区；③ 三相共存区必定是一条水平线（恒温反应）。

该水平线必与这三个相区组合成3个两相区。④ 利用冷却曲线画二元相图



几何规律：① 平衡时相成分必须沿相界线随温度变化；② 两单相区之间必有一个由该两相组成的两相区；③ 两单相区最多以一个点相接触；④ 两个两相区之间必以单相区或三相区相接触；⑤ 三相区与单相区只能最多以点相连；⑥ 相邻相区相接触为±1。

⑦ 三相平衡为一条水平线，表示恒温反应，该水平线必与这三个相组合成三个两相区。

⑧ 当两相区分界线与三相水平线相交，则分界线延长线应进入各个两相区内，而不进入单相区。



4. 结晶后组织中产生显微偏析的原因? 采用何种措施减少、消除。

答: 显微偏析产生原因: ①在平衡结晶过程中, 每个温度间隔固相液相的溶质原子不可能扩散均匀而导致固相结晶时从心部到晶粒边缘成分不均匀 (晶内偏析) 同时由于液相成分不均匀而引起过冷产生枝状偏析。

②晶界偏析是由于溶质原子富集在晶界部分而造成的。造成晶界偏析

③由于存在一定的组成过冷, 晶体可能成胞状形式向前生长, 溶质富集在两边凹陷处
消除措施: 快冷; 均匀化退火; 长时间时效退火。

5. 什么是晶界? 讨论晶界在多晶体变形过程中的作用

答: 晶界是同成分同结构的两个不同取向晶粒之间的接触面

作用: ①晶界可以发生切变, 对塑性变形有直接作出贡献, 而减少应力集中

②晶界可以协调变形, 一方面抑制那些易于变形的晶粒继续变形, 另一方面促进那些不利于变形的晶粒变形; ③晶界对变形的阻碍作用始终占据地位。

6. 什么是相界面? 复合合金的变形特点?

答: 相邻两晶体不仅位向不同, 晶体结构也不相同, 有时成分也不相同, 即界面

两侧分属于不同的相, 这种界面称为相界面

复合合金形变情况除了取决于基体的性能外, 还取决于第二相的性质、数量、形状、分布

复相材料受载时, 负载可通过软基体传递到增强相上。

其塑变过程: ①基体与增强相都处于弹性应变阶段 (外载小于基体弹性极限)

②基体开始塑性变形而增强相仍处于弹性应变

③基体与增强相均发生塑性变形

④增强相断裂导致材料断裂

7. 说明使多晶体晶粒细化能使材料提高强度、韧性的原因。

答: ①由大量实验得出的霍尔-佩奇公式: $\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ 表明晶粒越小即 d 越小

σ_s 越大。多晶体中屈服强度主要看滑移从一个晶粒转移到另一个晶粒, 这又取决于位错堆积应力场, 位错累积应力场的大小与位错源到下一个位错源的间距 n 成正比, n 越大。因此晶粒越大, 越易屈服。当外力条件一定时,

即晶粒越细, 屈服强度越高, 表现出高强度。



②晶粒细化则滑移易在多个晶粒内同时开动, 使形变均匀, 减少应力集中, 提高塑性

8. 简述马氏体转变一般特点。(见笔记)

答: ① M转变不会引起化学成分变化, 只产生结构类型的变化, 有时会发生有序度变化。

② M转变是非扩散型, 转变速度极快。

③ 共格和切变是马氏体转变不可分割的两个重要属性, 转变后出现表面浮凸;

④ M大多是在相当低的温度下, 连续冷却过程中由高温转变而成的, 冷却一旦停止, 马氏体转变中断, 称为变温M, 但也有在恒温下转变的恒温M, 不论哪种都有M转变的温度范围, 超出这个范围M不能自发形成。⑤转变不完整性, 即使在 M_s 以下也不能完全转变为M。

⑥在 M_d 以下有些合金可以由应力诱发M转变, M_d 高于 M_s 。

⑦存在可逆马氏体转变, 少数转变类似弹性形变, 又称弹性马氏体。

9. 想获得粗大的再结晶晶粒可采取什么措施? 简述原因。(材料P203)

答: ①形变到临界形变量; 形变量太小不足以驱动再结晶, 当达到临界形变量时, 可以发生再结晶, 但因为形变程度不大, N 值小, 因此晶粒粗大。②退火温度提高, 可以在再结晶完成后的长大阶段使晶粒变粗。

③原始晶粒尺寸越大, 再结晶晶粒越大。

④微量溶质原子、杂质可以 ⑤尽量减少材料中第二相粒子、杂质。第二相粒子、杂质可以增加形变储存能, 促进形核等, 有利于细化晶粒。

10. 简述固态相变在相变阻力、新相形核、新相成长方面的特点。

答: 1. 相变阻力: 固态相变阻力包括由产生相界面引起的界面自由能升高和新旧相间由于比例不同或其他原因产生的畸变能。并由此导致固态相变临界形核半径和临界形核功变大。

2. 新相形核: ①固态相变形核主要依靠非均匀形核, 主要在界面或位错等处。

②核心取向关系 {新、旧两相存在}; ③新、旧两相成共格或半共格界面。

3. 新相成长: ①存在惯习现象。②对马氏体转变, 必须保持共格关系, 对扩散型转变, 共格则阻碍长大, 可能会遭到破坏。

11. 什么叫再结晶、再结晶温度? 简要描述再结晶过程。

答: 当金属或合金受形变后, 能量升高, 处在不稳定的高能态, 具有向变形



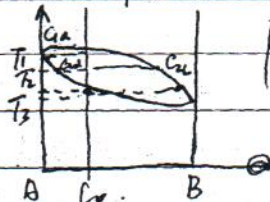
固前恢复的趋向，一旦动力条件允许，此过程便会发生称为回复再结晶，再结晶特指此过程中原子迁移形成新的无畸变晶粒的过程。

再结晶温度是指在规定时间内完成规定的再结晶程度所需最低温度。

再结晶过程：主要包括形核、长大两个过程。首先经过一定时间的孕育期，然后在局部形变程度较高的区域有利于形核的位置形成无畸变等轴晶，晶核通过大角度界面不断吞食周围畸变晶粒而长大，直到无畸变等轴晶完全占据整个晶体后，再结晶过程结束。

12. 以接近平衡的状态下固溶体合金结晶过程说明固溶体结晶过程特点。

答：合金 (C₀% B) 缓慢冷却至 T₁ 温度略下时，开始凝固出 C₁% 成分固相，由于此时固相 A 成分高，则其附近液相中 A 含量必然降低，通过扩散平衡后液相成分变成 C₂%，此时 C₂% 液相过冷度为 0，稳定



P98. (金属)

态 $\alpha(C_1) \rightleftharpoons L(C_2)$ 温度进一步下降至 T₂ 时，一方面在 T₂ 下形成的晶粒长大，另一方面在 T₂ 由 L(C₂) 中重新产生核并长大，形成新的 α 相其成分 C₃% 与 C₂% 不同。新旧固相间及液固相间相互扩散至完全均匀化，扩散才停止。温度达到固相线 T₃ 以下，液相消失，固相变为成分完全为 C₀ 的固溶体晶体。

特点：① 结晶过程发生在一个温度范围内，在此范围的每一个温度下只凝固出一定数量的固相，存在溶质再分配问题；

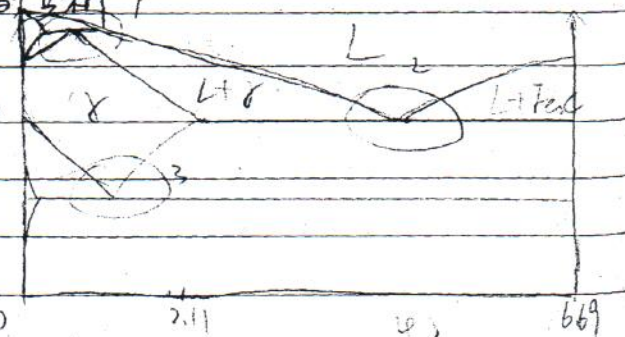
② 结晶过程所形成的晶体与母液化学成分不一样，晶体与液相的成分都随温度变化；③ 固相与液相存在原子扩散。

13. 以 Fe-C 相图为例说明包晶、共晶、共析。

1. 包晶： $L + \delta \rightleftharpoons \gamma$ 由液相和固相形成另一固相

2. 共晶： $L \rightleftharpoons \gamma + Fe_3C$ 由液相形成两种不同固相

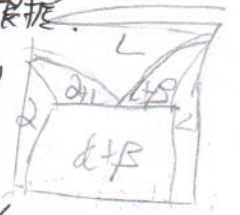
3. 共析： $\gamma \rightleftharpoons \alpha + Fe_3C$ 由一种固相形成另外两种固相。





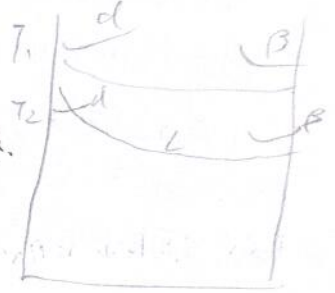
3. 制作二元相图

① 利用已有的热力学数据, 作出不同温度下成分下各相的自由能曲线, 再根据吉布斯自由能曲线法则在给定不同温度成分下平衡存在的相的状态和成分, 从而绘出



几条规律:

- ① 平衡相成分必须沿相界线随温度变化
- ② 两单相区之间必有一由这两相组成的两相区将它们分开两单相区最多以一点相接角也
- ③ 两个两相区之间必以单相区或三相水平线隔开
- ④ 三相区与单相区只能最多以一点相切 (综合②③④相邻两相区相差相差1)
- ⑤ 三相平衡为一条水平线, 表示恒温反应, 该水平线必与这三相组成三个两相区
- ⑥ 当两相区分界线与两相水平线相交相切, 则分界线在交点进入另一个两相区而不进入单相区



4. 结晶后产生显微偏析的原因

- ① 在平衡结晶过程中, 由于温度间隔, 固相液相的溶质原子不可能扩散完全均匀, 而导致固相结晶时从中心到晶粒边缘成分不均匀 (晶内偏析)
- ② 晶界偏析是液相溶质原子富集在晶界最后凝固的晶界处所造成的
- ③ 由于存在一定的组成过冷, 晶体可能造成月轮状或树枝状, 溶质富集在两边凹角处, 消除措施以未冷, 长时间扩散退火

5. 晶界: 同成分同结构的晶粒之间由于位向不同而产生的界面

- 作用:
- ① 晶界可以进行切变, 对塑性变形直接作出贡献, 而减少应力集中
 - ② 晶界可以协调变形, 一方面抑制那些易于变形的晶粒继续变形, 另一方面促进不易变形的晶粒变形
 - ③ 晶界对变形的阻碍作用始终主导地位

6. 相界面: 相邻两晶体不仅位向不同, 晶体结构不同, 有时成分也不相同, 即界面两侧同属不同的相, 这种界面称为相界面

复相合金变形情况除了取决于基体性能外, 还取决于第二相的性质、数量、形状、分布

复相材料加载时, 负载可通过较软基体传递到增强相上

其变形过程是: ① 基体与增强相都处于弹性应变阶段 (外载荷小于基体弹性极限)

② 基体与增强相都处于弹性应变, 基体开始塑性变形

③ 基体与增强相均发生塑性变形

④ 增强相继续变形导致材料断裂

④

7. 晶粒细化提高材料强度韧性原因

① 由大量实验得出霍尔佩奇公式 $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$ 表明晶粒越小, 即 d 越小, 强度越大。
多晶体的屈服强度主要看滑移从一个晶粒转移到另一个晶粒, 这又取决于位错堆积和应力场。位错塞积应力场的阻碍与位错数量相关。
当外力条件一定时塞积群间的位错源间距越大, n 越大, 因此晶粒越小屈服强度越高。
即晶粒越细, 屈服强度越高, 表现出高强度。

② 晶粒细化则滑移是在各个晶粒内部同时开展, 使形变均匀, 减少应力集中, 提高韧性。
(晶粒越细, 晶粒越多晶界越多, 晶界阻碍位错运动, 因此晶粒细化后变形抗力越大, 强度硬度提高。晶粒越多使外力作用在更多的晶粒内, 使得其在晶内分布均匀, 每个晶粒所需承受变形力减少, 韧性越好)。

8. 珠体转变的一般特点

- ① M 转变是非扩散型, 转变速度极快。
- ② M 转变不会引起化学成分变化, 只产生结构方面的变化, 有时会有有序度变化。
- ③ 共析和切变是 M 转变不可分割的重要属性, 转变后出现表面浮凸。
- ④ M 大多是在相当低的温度下连续冷却过程中高温转变而成, 冷却一旦停止, 珠体转变中止, 称为变温珠体, 但也存在小过冷条件下转变的恒温珠体, 两者都引起成分变化。
- ⑤ 珠体也是形成于长大两个过程, 但长大速度非常快, 转变速度完全取决于形核速度。
- ⑥ 少数可进行可逆珠体转变合金, 珠体转变及其逆转变很快弹性形变, 所以称为弹性珠体。

9. 获得粗大晶粒的措施

$$d = K \cdot \left(\frac{V}{G} \right)^{1/4}$$

- ① 形变至临界形变量, 形变量大小足以引起再结晶, 当达到临界形变量时, 可完全再结晶, 但为形变程度不同, 所以因此晶粒粗大。



- ② 退火温度提高, 可以在再结晶完成后的长大阶段使晶粒变大。

- ③ 原始晶粒尺寸越大, 再结晶晶粒越大。

- ④ 尽量减少材料中第二相粒子浓度, 第二相粒子浓度可以增加形变储能, 促进形核, 抑制晶粒长大。

细化晶粒的措施 (固态下, 无相变的金属如果不重熔情况下)

- ① 将金属通过较大的冷变形, 产生大量位错和晶界, 然后在适当温度下通过再结晶得到新的无畸变细晶粒。

- ② 将金属进行热加工, 在外力和温度共同作用下使位错运动并再结晶, 而且变形温度越高, 应变速率越高, 则晶粒越细。

必再结晶后的晶粒大小取决于形变量和退火温度。

再结晶晶粒的大小影响因素

$$d = k \left(\frac{N}{G} \right)^{\frac{1}{n}} \quad k \text{ 为常数}$$

① 冷变形量。当变形量很小时，所产生的位错密度不足以驱动再结晶，故加热后不再发生再结晶。当变形量增大到一定变形量（一般金属在2%-10%范围内）所产生位错密度足以驱动再结晶发生，这一变形量为临界变形量。

② 再结晶温度。随着冷变形温度降低，位错密度增加，从而降低 N/G ，使再结晶晶粒尺寸减小。

③ 再结晶加热速度。影响不大，因为随着温度升高，再结晶形核速率和长大速率以平方相。

但再结晶加热速度升高将使得临界变形量减小。

④ 原始晶粒尺寸。原始晶粒尺寸越大，金属中晶界面积越大，^{晶界}再结晶晶核的部位也越多，造成形核率增大，从而使再结晶晶粒尺寸减小。

⑤ 合金元素和杂质。会在再结晶过程中阻碍晶界的移动，从而得到细小的晶粒。

11. 再结晶温度

定义：冷变形金属开始进行再结晶的最低温度。可用金相法或硬度法测定。即以显微组织中开始出现新晶粒时的温度，或以硬度下降5%的对应的温度，定为再结晶温度。

工业上通常从经过大变形量（>70%）的冷变形金属经从退火完成再结晶2%的所对应的温度再结晶。

定义：将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的无畸变的新晶粒，发生明显的变化从而恢复到变形前的状态，这个过程称为再结晶。

再结晶温度的影响因素

① 变形程度。变形程度大，位错密度大，驱动力大， T_{\downarrow} 。

T 不会无限减小，而有一个最低值。每一 T 都随一个临界变形量。

② 原始晶粒尺寸。尺寸 \downarrow ，变形抗力 \downarrow ，位错密度 \downarrow ， T_{\downarrow} 。

③ 微量溶质原子。溶质原子 \downarrow ， T_{\downarrow} 。原因：钉扎晶界和位错，不易移动。不同溶质原子对 T 的影响程度不同，与原子和位错相互作用强度及扩散系数有关。

④ 第二相粒子。有两重性。变形过程中阻碍位错运动，引起位错密度增加， T_{\downarrow} ；再结晶过程中也会阻碍晶界的移动和迁移，从而阻碍再结晶， T_{\uparrow} 。

⑤ 再结晶退火工艺参数（加热速度、加热温度、保温时间）。

加热速度 \downarrow ，足够的时间因 T 下降而 \downarrow ，不能 \downarrow ，再结晶驱动力 \downarrow ，再结晶温度 \uparrow 。

但加热速度太快，使 T 来不及停留，因 T 过高而不及形核与长大，致使再结晶温度 \uparrow ，退火温度越高，再结晶速度越快。

再结晶因素总结：

① 退火温度。退火温度越高，再结晶速度越大。

② 变形量。变形量大，再结晶温度低；随着变形量增大，再结晶温度趋向于一个定值，变形量低于一定值再结晶无法进行。

③ 原始晶粒尺寸。晶粒越小，驱动力越大，温度越高，越利于形核。

④ 微量溶质原子。阻碍位错和晶界的运动，不利于结晶。

⑤ 第二相粒子。阻碍和直径比较大时，提高屈服强度并可作为形核核心，促进再结晶。

⑥ 第二相粒子。阻碍和直径很小时，提高屈服强度但阻碍晶界移动，阻碍再结晶。

※ 再结晶速度与温度关系 $V = A \exp(-Q/RT)$

规律：有屈服点温度越高，变形量越大，屈服强度越高，再结晶体积分数的 0.5 时的速率最大，然后减慢。

再结晶过程：包括形核与长大过程。首先经过一定孕育期，然后在局部相变能较高的区域有利于形核的位置形成无畸变等轴晶，晶核通过大角度界面的不断吞并周围畸变晶粒而长大，直到无畸变等轴晶完全占据整个晶体系，再结晶过程结束。

10. 固态相变：

- ① 相变阻力：包括由相界面引起的界面自由能升高和新旧晶之间由于比容不同或其他原因产生的畸变能。并由此导致临界形核半径和临界形核功变大。
- ② 固态相形核：① 固态相变形核主要依靠非均形核，主要在界面或位错处。
 ② 旧晶旧晶心存在形核取向关系
 ③ 新旧晶之间成共格或半共格关系。
- ③ 新相生长：① 存在惯习现象。
 ② 对片状转变必须保持共格关系 对扩散型转变共格关系也保持其长大 直到遇到障碍

12. 以接近平衡的状态下固溶体合金过程说明固溶体结晶过程特点

合金成分 (6% B) 缓慢冷却至下图中时，开始凝固出 C₂ 成分固相，由于此时固相 A 成分高，则其附近液相 A 含量必然降低，通过扩散平衡后液相成分变化

2000 年招收攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目: 金属学

适用专业: 材料加工工程 科学技术史

说明: 统考生答 1~10 题, 单考生答 1~7 题和 11~13 题。

1. 名词解释 (10 分)

- (1) 相界面 (2) 相律 (3) 过渡相 (4) 菲克第一定律 (5) 退火组织
2. 什么是固溶体? 在单相合金中, 影响合金元素的固溶度的因素有哪些? 固溶体与组成固溶体的纯金属相比有什么特点? (10 分)
3. 什么叫晶界? 简述小角度晶界和大角度晶界的晶体结构特点。(10 分)
4. 为什么固体相变比液态相变所需要的过冷度要大? 固体相变形核时有何特点? (10 分)
5. 铸锭的低倍组织由外向里可分为哪几个区域? 简述各个区域组织形成原因。(10 分)
6. 什么叫孪生? 什么叫滑移? 对面心立方晶体而言, 它们之间的区别和联系是什么? (10 分)
7. 在多晶塑性变形中, 各个晶体之间的变形是如何协调起来的? 简述晶界和晶粒的大小对形变的影响规律。(10 分)
8. 什么是上屈服点和下屈服点? 如何避免上屈服点和下屈服点的出现? 简述吕德斯带形成的原因。(10 分)
9. 什么是菲克第二定律? 运用菲克第二定律(扩散方程)阐述在扩散退火时是如何消除显微偏析的? (10 分)
10. 再结晶过程中, 晶核形成速度的定义是什么? 影响晶核形成速度和长大速度的因素有哪些? 并加以阐述。(10 分)
11. 再结晶过程中, 晶核形成速度的定义是什么? 影响晶核形成速度和长大速度的因素有哪些? 并加以阐述。(10 分)
12. 叙述含碳量 0.8% 的碳钢从液态缓慢冷却到室温的相变过程(包括相转变和成分变化), 以及室温时的相组成和各相的比例是多少? (10 分)
13. 写出面心立方晶体、体心立方晶体最可能发生滑移的晶面和晶向, 画出面心立方晶体的 (123) 晶面。(10 分)



2. 固溶体: 溶质组元溶于溶剂晶阵中而形成的^{均匀固溶}单相固溶体。其特点是保持原来的^{溶剂}晶体结构。影响固溶度因素:

- ① 晶体结构: 晶体结构相同是无限固溶的必要条件。
- ② 原子尺寸因素: 在其他条件相似情况下, 原子半径相差 $\Delta r < 1\%$ 时, 有利于形成溶解度大的置换固溶体; $\Delta r > 41\%$ [溶质原子], 溶质原子就可能进入溶剂的晶格间隙中形成间隙固溶体。
- ③ 电价性因素: 电价性差越小, 溶解度越大。
- ④ 原子价因素 (对于溶度)
 - 同-溶剂金属, 溶质原子价越高, 溶解度越低。
 - 高价组元在低价组元中的溶解度较反要低。

固溶体相比金属的特点

- ① 结构变化: 溶质原子溶入溶剂原子晶格晶阵中形成固溶体, 致使晶阵常数发生变化, 出现畸变有序化。
- ② ^{力学}性能: 对于固溶体而言, 由于溶质原子的溶入使固溶体强度提高, 塑性下降。
- ③ 物理性能: 电阻率降低, 还可提高磁导率。

3. 晶界: 同成分同结构的晶粒之间由于位向不同而出现的接触界面称晶界。

小角度晶界指: 相邻晶粒位向差小于 10° 的晶界。

- 对称化倾斜晶界: 晶界可看作由平行位错垂直堆积而形成。
- 不对称化倾斜晶界: 晶界结构可看作由柏氏矢量相互垂直的刃型位错交叉堆积而形成。
- 扭转晶界: 由同号虫鼠位错构成扭折晶界。

大角度晶界指: 相邻晶粒位向差大于 10° 的晶界。

- 过渡模型: 晶界处原子处于两晶粒取向折中位置。
- 重合阵点模型: 一些大角度晶界上, 一部分原子同属于两相邻晶阵, 晶面过其点排面时能量最低。

4. 固态固溶体相变比液态相变所需过冷度大的原因: 其一, 固态固溶体相变时新旧相之间因比容差大, 其它原因产生了应变能, 使形核临界尺寸增加, 形核功增加; 其二, 固态相扩散比液态扩散困难得多, 因此形核率更小, 所需过冷度大。

形核特点 ① 相变阻力方面: 多了应变能, 使临界形核半径和形核功增加。

② 固态相变多以非均匀形核方式形核。(金属缺陷处易形核)

③ 核心与旧相之间存在一定取向关系

④ 新旧两相界面存在共格与半共格关系

5. 细晶强化: 表层细晶区; 柱状晶区; 中心等轴晶区
表层细晶区: 浇注时, 液体金属与模壁接触, 模壁冷却能力强, 固液发生对流, 使内部液体也快速冷却, 加之模壁提供非均匀形核点, 外壳

① 晶粒大小: 晶粒大小对形变有影响
② 晶界可以阻碍位错运动
③ 晶界是相变的有利位置
④ 晶界是裂纹的萌生位置

②柱状晶区：由于外壳铸模壁与液体分离，冷却速度下降（加之金属收缩和结晶潜热的释放）液相温度梯度减小，形核率降低，使得靠近液相的晶粒可以从枝晶形式生长，其中主枝与模壁垂直的枝晶生长迅速并伸出二级枝，其中主枝与模壁垂直的枝晶生长迅速，排挤其它枝晶最终形成粗大的与模壁垂直的柱状晶。

③等轴晶区：柱状晶生长时破碎的枝晶有留在液体中心处，由于固液界面处溶质富集形成成分过冷，尤其当两个方向成分过冷重叠时，中部液体过冷度大时，开始形核，又由于中部液体温度差不大所以便形成了等轴晶区。（柱状晶生长到一定程度，由于前沿液体温度与模壁温差小，散热困难因此冷却慢，温度高阻止柱状晶生长，当温度降低到 T_m 以下时，出现等轴晶区并沿各方向生长，成为中心等轴晶区。）

6. 滑移晶体两部分一定沿一定的晶面和一定的晶向而变相对切变，切变量是原子距离的整数倍，既不改变晶体结构也不改变晶体取向，只在表面出现台阶状痕迹。
 产生：晶体受力后以原子团的方式进行切变过层，变层以台阶界面连接，晶体学取向成镜面对称关系的一对晶体。晶体在切应力作用下，一部分相对于另一部分沿一定晶面和晶向发生均匀切变过层，切变不改变晶体类型，但改变了切变区的晶体取向，也使其与未切变区垂直而又保持晶系的切变过程。

- 区别与联系
- 联系：①两者都是塑性变形的主要方式，滑移受阳离子会随产生改变取向从而使滑移系再发生。
 - ②两者都是切应力大于临界分切应力时才会进行的切变形式。
 - ③两者都不改变晶体结构类型。
 - ④两者都是位错运动的结果。

区别	滑移
晶体取向	晶体在滑移区与未滑移区取向相同。
位移的量	原子沿位错线沿滑移方向上原子排列的整数倍，在晶-滑移面上，总位移量大。
对变形的贡献	对塑性变形的贡献大，即应变量大。
变形应力	有确定的临界分切应力。
变形条件	一般情况下进行滑移。
变形机制	是位错运动的结果。

产生：
 变层与基体位向成一定取向关系。
 原子位移小于原子间距的原子间距。
 对塑性变形有大小，即变型量小。
 所需施加应力与温度有关。
 滑移不易产生补充。
 不是位错运动的结果。

7. 协调问题：在多晶体中某一滑移系已增大达到临界分切应力开始滑移，但相邻晶粒阻碍，滑移面在晶界处堆积，不断使位错在晶界处塞积形成应力场，此应力场作用在相邻晶粒上使相邻晶粒位错开动从而滑移，这又造成了原始晶粒中的应力松弛，~~这又使滑移~~这便使多晶粒协调变形。
 总结：①晶界可以发生协调以松弛相邻晶粒之间由于不均匀变形引起的应力集中。
 协调变形一方面抑制了变形的晶粒继续变形，另一方面又促进不利变形的晶粒。
 ②晶界对变形的阻碍作用始终占主导地位。
 减小晶粒尺寸更使塑性变形性好。因为晶粒小，晶界增多，增加了强度和硬度。
 ③晶界对变形的阻碍作用始终占主导地位。

8. 在含有某些溶质组元的单晶体或多晶体中在一定条件下发生塑性变形时滑移阻力较大。在应力-应变曲线上对应上屈服点，而滑移进行的应力较小对应下屈服点。

避免：进行少量的预塑性变形 ② 清除溶质元素或加以固定溶质的元素。

吕德斯带形成的原因：在屈服延伸阶段。试样应变不均。应力达到上屈服点的时候应力集中部分开始塑性变形。一旦开始此处立即表现出加工硬化效果。由此出现狭窄的条带状变形区就是吕德斯带。

9. 菲克第二定律：是非稳态扩散过程。表达扩散组元的浓度与时间和位置的一般关系的定律。

其数学表达式 $\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} = \frac{1}{D} \frac{\partial^2 C}{\partial t^2}$ D 为扩散系数。 $\frac{\partial C}{\partial t}$ 是浓度随时间的变化。 $\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$ 是浓度梯度。

① 具有显微偏析的合金其组分分布是不均匀的。在合金中选取其成分相当于合金平均成分的某点做参考坐标原点，则组分沿 x 轴分布类似于正弦曲线 $C = C_m \sin \frac{\pi x}{L}$

② 由于浓度梯度存在在这过程中溶质由高浓度的低浓度扩散。合金将逐渐均匀化扩散方程的解 $C = C_m \sin \frac{\pi x}{L} e^{-\frac{\pi^2 D t}{L^2}}$ 随着时间的增加，每一点浓度都逐渐减少并趋近于零。

③ 在浓度峰峰值 $C/C_m = e^{-t/\tau}$ $\tau = \frac{L^2}{\pi^2 D}$ $\sin \frac{\pi x}{L} = \pm 1$

τ 的降低可加快均匀化速度 ① 增加温度 $T \rightarrow D \uparrow$ ② 减小尺寸 L 如细化铸态组织 晶粒尺寸减小

10. 晶核形成速率 N 为单位时间，单位形变量体积内形成晶核数。

影响 N 的因素有： $[N = K \exp(-\frac{U_g^*}{RT}) \cdot \exp(-\frac{Q}{RT})]$

① N 随形变量的增大而增大

② 原始晶粒尺寸。原始晶粒越细。 N 越大 孕育期越短

③ 原始晶粒越细。 G 越大。 杂质对 N 的影响尚未研究充分。一般情况杂质使 N 增加

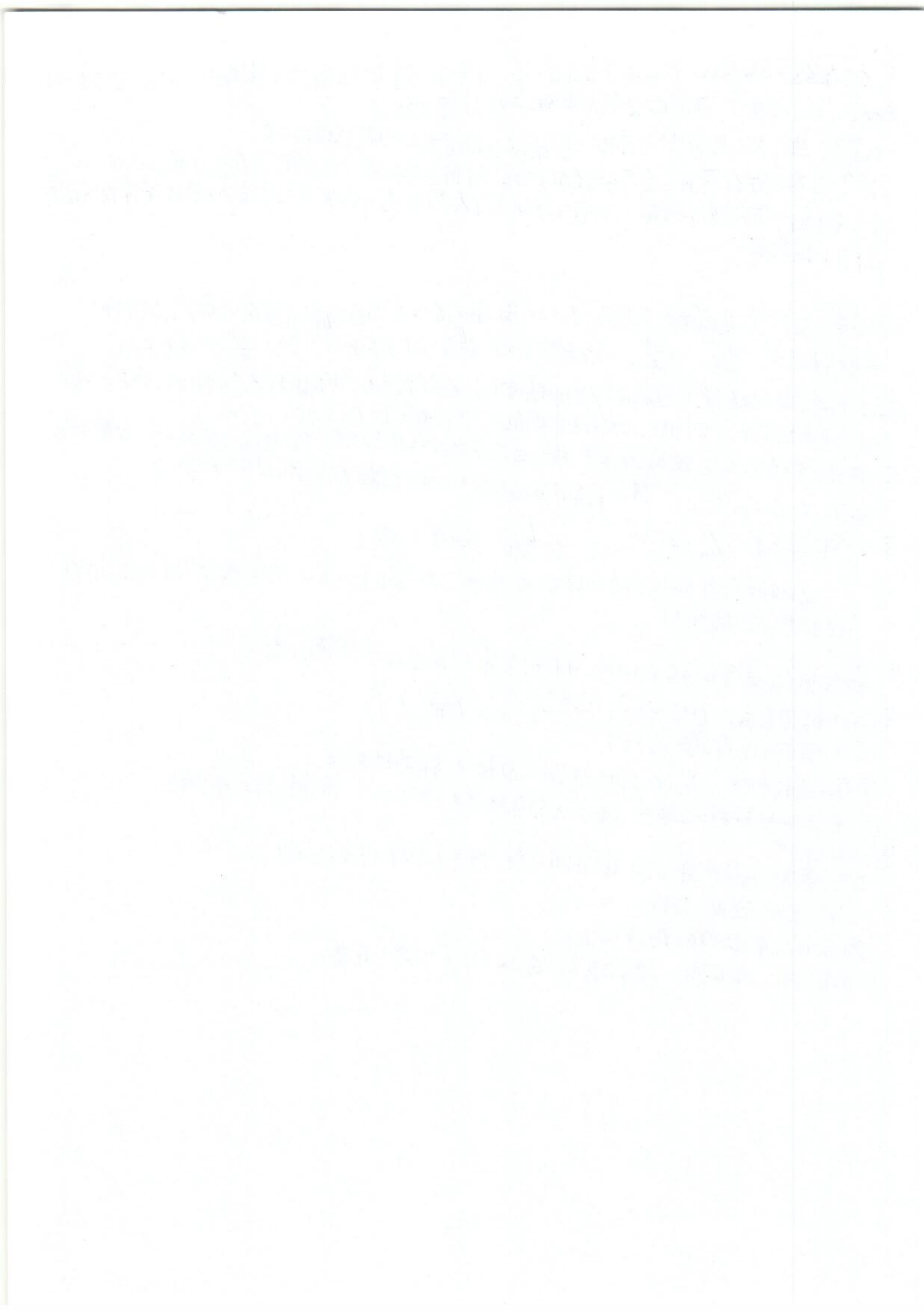
影响 G 的因素：

① 形变量越大。 G 越大。 孕育期且孕育期变短 当大于 15% 时 作用效果减小

② 原始晶粒越细， G 越大。

③ 杂质对 G 有促进的诱导效果

④ 扩散系数 D 越大。 $G = G_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$ G 越大。



2000年.

2. 什么是固溶体? 在单相合金中, 影响合金元素的固溶度因素有哪些? 固溶体与组成固溶体的纯金属相比有什么特点?

答: 固溶体: 溶质组元溶于溶剂点阵中而形成的单一均匀固体, 其特点是保持溶剂组元晶体结构不变。

$$\Delta r = \frac{r_{\text{溶}} - r_{\text{溶}}}{r_{\text{溶}}}$$

影响固溶度因素: ①原子尺寸: ②电负性: 当 $\Delta r \leq \pm 5\%$ 时有较大代位固溶度, $\Delta r > 4\%$ 时易形成间隙固溶体; ③电负性: 电负性差越小, 溶解度越大; ④电子浓度: 同一溶剂金属, 溶质原子价越高, 溶解度越低。

高价组元在低价组元中的溶解度较反之要高。

⑤晶体结构: 晶体结构相同是无限固溶的前提。

c. 特点: ①性能变化: 存在点阵畸变 (硬度、强度提高), 点阵常数变化, 出现偏聚或有序。

②力学性能: 韧性下降;

③物理性能: 电阻加大, 导电率小。

3. 什么叫晶界, 简述小角度晶界与大角度晶界的晶体结构特点。

答: 晶界: 同成分同结构的许多晶粒之间由于相对取向不同而出现的接触界面。

小角度晶界是指取向差小于 15° 的晶界, 主要模型是位错模型。

由同号平行刃型位错垂直堆起来形成对称倾斜晶界;

由柏氏矢量相互垂直的刃型位错交叉堆集而形成的晶界是不对称倾斜晶界;

由同号螺旋位错构成扭转晶界。

大角度晶界是指取向差大于 15° 的晶界。

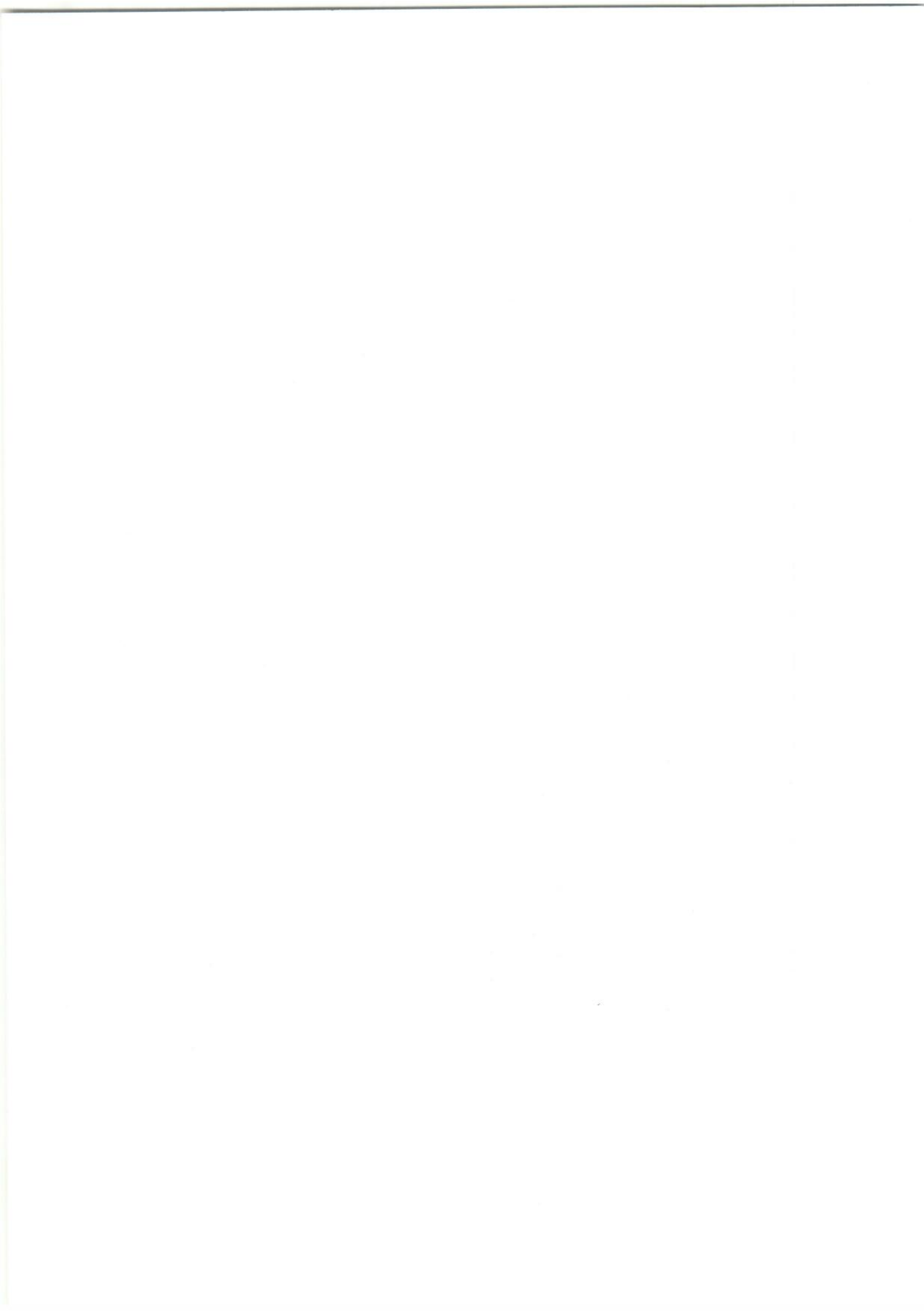
过渡模型: 晶界处原子处于两晶粒取向折中位置。

小岛模型: 晶界区一部分原子是两晶粒亚格子论为乱区, 另一部分不匹配为乱区。

乱区/乱区如小岛似的分布在晶界处, 特殊取向的

“重合点阵”模型: 处于特殊取向的两晶粒, 一些大角度晶界上一部分原子同属于

两侧点阵, 晶面过其密排面时能量最低。



4. 为什么固溶体相变比液态相变所需要的过冷度大? 固体相变形核时有何特点?

答: 由于固溶体相变时新相、旧相之间产生应变能, 使形核临界尺寸增加, 形核功增加; 再者固态时扩散比液态时扩散小几个数量级, 因此形核率更小, 所需过冷度大。

特点: ①相变阻力方面: ①应变能 使临界形核半径和形核功增加。

②固态相变大多以非均匀形核方式形核, ③核心与旧相之间存在界面能关系。

④新旧两相存在共格、半共格关系; ⑤新相成长时与母相存在惯习现象。

⑥新相可以以过渡相形式存在, 以减小相变阻力。

⑦新相组织形态: 界面能为主要阻力: 球状; 应变能为主要阻力: 片状、片状。两者相近: 针状。

5. 铸锭的低倍组织由外向里分为哪几个区域? 简述形成原因。

答: 表层细晶区、柱状晶区、中心等轴晶区。

形成原因: ①表层细晶区: 浇注时液态金属与模壁接触, 模壁冷却能力强, 金属液中出现陡峭的温度梯度, 同时发生对流, 使内部液体也快速冷却, 加之模壁提供非均匀的形核场所, 所以铸锭外层迅速形成细晶粒外壳。

②柱状晶区: 由于外壳将模壁与液体分离, 冷却深度 \downarrow (还有金属收缩、结晶潜热), 液相温度梯度变小, 形核率降低, 使得靠近液相的小晶粒可以以枝晶形式生长, 其中主枝与模壁垂直的枝晶生长迅速并伸出二级枝, 排挤其他枝晶, 最终形成粗大的、与模壁垂直的柱状晶。

③中心等轴晶: 柱状晶生长时产生破碎的枝晶留在液体中心处, 且由于固液界面处溶质富集形成成分过冷, 尤其当两个方向成分过冷重合时, 中部液体过冷度很大, 开始形核, 又由于中部液体温度差不多, 所以便形成了等轴晶区。

6. 什么是孪生? 滑移? 对面心立方而言, 它们的区别和联系?

答: 滑移是晶体两部分之间沿一定的晶面和一定的晶向而发生一种相对切变, 切变是原子间距整数倍, 既不改变点阵结构也不改变晶体取向, 只在表面出现台阶状痕迹。

孪生是晶体受力后, 以产生孪晶的方式进行切变过程。孪晶以其格界面连接, 晶体孪晶面成镜面对称关系的一对晶体。

孪生: 晶体在切应力作用下, 一部分相对于另一部分, 沿一定的晶面和晶向发生均匀的切变, 这样的切变并不改变晶体类型, 但改变了切变区的晶体取向, 便与未切变区晶体呈镜面对称取向的切变过程。



区别与联系: ①联系: 两者都是塑性变形的主要形式, 滑移受阻时, 会产生孪生, 改变取向从而使滑移再发生; ②两者都是切应力大于临界切应力时才能进行的切变形; ③两者都不改变晶体结构类型; ④两者都是位错运动的结果

区别: ①滑移切变是原子间距整体倍; ②孪生切变是原子问题的一个分节

③滑移不改变晶体取向, 而孪生则使晶体取向对称分布;

④滑移不均匀切变, 孪生均匀切变

⑤孪生所要求临界切应力远高于滑移

⑥滑移对塑性变形贡献量大, 孪生贡献量小

⑦滑移是位错运动的结果, 孪生是不位错运动结果

⑧滑移使表面产生台阶, 如先后消失; 孪生则使表面出现浮凸, 抛光、侵蚀后

7. 多晶体塑性变形中, 各晶体之间如何协调? 简述晶界和晶粒大小对开缝影响规律。

答: 若晶体中某一晶粒某一滑移系以最大, 达到临界切应力, 发生滑移。但由于晶界作用,

滑移的位错积累在晶界内, 这样不断使位错在晶界处累积会造成应力场, 此应力

场作用在其他晶粒上使相邻晶粒中从较小的滑移系位错源开动, 从而滑移,

这又造成了最开始滑移的晶粒中应力松弛, 它再发生滑移, 如此相互影

响使各晶粒协调变形。但实际中要求每个晶粒不在主滑移系上滑移, 每个晶

粒至少有5个独立的滑移系滑移才能保证晶粒变形的协调性、连续性。

2. 晶界影响: ①晶界可以发生切变以松弛相邻晶粒间由于不均匀形变引起的

应力集中; ②晶界可以协调开缝, 一方面抑制易于变形的晶粒继续变形, 一方面

又要促进那些不利于变形的晶粒变形; ③晶界对开缝的阻碍是始终占主导地位。

3. 晶粒大小: 晶粒越小, 材料强度、硬度、塑性、韧性均越好。因为晶粒小则晶界

增多, 增加强度、硬度; 晶粒小则形变均匀分布于各个晶粒中, 塑性、韧性好。

8. 上下屈服点? 如何避免? 简述吕德斯带形成原因

答: 在某些含有溶质元素的单晶体或多晶体中, 在一定条件下发生塑性变形时, 滑移

启动的阻力较大, 在应力-应变曲线上对应上屈服点, 而滑移进行的应力较小, 对应下

屈服点。

如何避免: ①减少量级预塑性变形; ②清除溶质元素或加入固定溶质元素

3. 吕德斯带成因: 在屈服延伸阶段, 试样应变不均匀, 应力达到上屈服点的时候, 应力集中部分首先开始塑性变形, 一旦开始, 此处立即表现出软化效果, 由此出现狭窄的条带状变形区就是吕德斯带。

9. 什么是菲克第二定律? 运用菲克第二定律(扩散方程)阐述扩散退火如何消除显微偏析
答: 菲克第二定律是非稳态扩散过程中, 表达扩散组分浓度与时间及位置的一般关系的定律, 其数学表达式为 $\frac{\partial}{\partial x}(D \frac{\partial C}{\partial x}) = \frac{\partial C}{\partial t}$ D 为扩散系数 $\frac{\partial C}{\partial t}$ 是浓度随时间的变化, $\frac{\partial C}{\partial x}$ 是浓度梯度。

④ 具有显微偏析的合金, 其溶质元素分布大多是周期性地变化的, 在合金中选取其成份相当于合金平均成分的某点做为参考坐标原点, 则溶质沿 x 轴分布类似于正弦曲线 $C = C_m \sin \frac{\pi x}{L}$ 。

B. 由于浓度梯度存在, 在退火过程中溶质由高浓度向低浓度扩散, 合金将逐渐均匀化。扩散方程的解 $C = C_m \sin \frac{\pi x}{L} e^{-\frac{D t}{L^2}}$ 随时间 t 的增加, 每一点浓度都逐渐减少并趋近于平均浓度。

C. 在浓度峰值处 $C_m = e^{-\frac{D t}{L^2}}$ $t = \frac{L^2}{2D} \sin \frac{\pi x}{L} = 1$

t 的降低可加快均匀化速度: ① 增加退火 $T \rightarrow D \uparrow$; ② 设法减小 L : 如细化铸态组织、晶粒、极细网。

10. 再结晶过程中, 晶核形成速率定义是什么? 影响晶核形成速度、生长速度的因素有哪些
答: 晶核形成速率 N 为单位时间、单位形变基体体积内形成的晶核数。

影响 N 的因素有: ① N 随形变量增大而增大;

② 原始晶粒尺寸, 原始晶粒越细 N 越大, 孕育期越短;

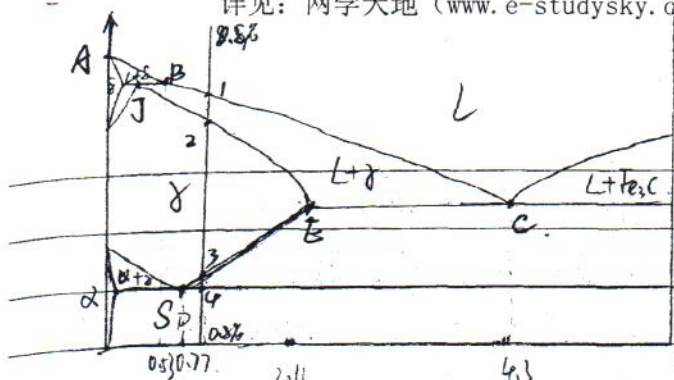
③ 杂质对 N 的影响尚未研究充分, 一般情况杂质使 N 增加。

影响 G 的因素: ① 形变量越大 G 越大, 且孕育期变短, 当大于 15% 时, 作用又减小。

② 原始晶粒越细, G 越大; ③ 杂质对 G 有很强烈的阻碍作用;

④ 扩散激活能 Q 越小, 温度越高 $G = G_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$ G 越大。

12. 再结晶过程中, 晶核形成: C% = 0.8% 的碳钢从液态, 缓冷至室温的相变过程 (包括相转变和成分变化), 以及室温时相组成和各相比例。



727 1148 1495

0.0218 0.09 0.17 0.53 0.77 2.11 4.3

1148°C ① 随温度↓，合金液相于1点开始析出γ奥氏体，随后液相成分随BC线变化，γ奥氏体成分随JE变化。至2点后，液相全部转变为γ-奥氏体。

γ-奥氏体成分随温度变化在2-3之间是稳定的，至3点以下时γ-奥氏体中开始析出渗碳体，奥氏体成分随ES变化。至4点时发生共析反应 $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ 形成珠光体组织。至冷却至室温过程中α中析出渗碳体现象。

② 室温相组成：α相和渗碳体 $\alpha\% = \frac{6.69 - 0.8}{6.69 - 0.0218} \times 100\%$ $\text{Fe}_3\text{C}\% = \frac{0.8 - 0.0218}{6.69 - 0.8} \times 100\%$
 组织：珠光体和先共析渗碳体

2001年

3. 以液态无限互溶、固态有限溶解并具有共晶反应的二元相图为例说明二元相图制作方法和二元相图一般几何规律。

答：① 利用已有的热力学参数，作出不同温度下、成分下

对各相的吉布斯自由能曲线，再根据吉布斯自由

能曲线的公切线法则确定不同温度、成分下平衡存在的相的状态和成分，从而给出

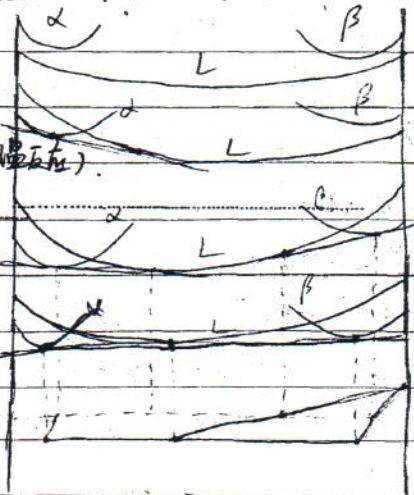
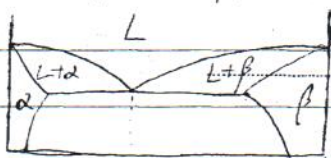
② 规律：① 两单相区只能交于一点，而不能交于线段。

② 两单相区之间必有一个由该两相组成的两相区

将它们分开；③ 三相共存区必定是一条水平线（恒温反应）。

该水平线必与这三个相区组合而成三个两相区。

④ 利用冷却曲线画二元相图



几何规律：① 平衡相成分必须沿相界线随

温度变化。② 两单相区之间必有一个由该两相组

成的两相区将它们分开，两单相区最多以一点

相接触；③ 两个两相区之间必以单相区或三相水

平线隔开；④ 三相区与单相区只能最多以点相连；⑤ 相邻相区相数

差为±1

⑥ 三相平衡为一条水平线，表示恒温反应，该水平线必与这三个相区组合成三个两相区。

⑦ 当两相区分界线与三相水平线相交，则分界线延长线应进入各个两相区内，而不能进入单相区。

1999 年招收攻读硕士学位研究生入学考试试题

考试科目: 金属学

适用专业: 科学技术史 冶金物理化学 钢铁冶金 有色金属 材料加工工程

说明: 统考生做 1~10 题, 单考生做 1~7 题和 11~13 题。

1、 名词解释: (10 分)

- (1) 点阵畸变 (2) 组成过冷 (3) 再结晶温度
(4) 滑移和孪生 (5) 惯习现象

2、说明面心立方、体心立方、密排六方 ($c/a \geq 1.633$) 三种晶体结构形成的最密排面, 最密排方向和致密度。(10 分)

3、在形变过程中, 位错增殖的机理是什么? (10 分)

4、简述低碳钢热加工后形成带状组织的原因, 以及相变时增大冷却速度可避免带状组织产生的原因。(10 分)

5、简要描述含碳量 0.25% 的钢从液态缓慢冷却至室温的相变过程 (包括相变转换和成分转换)。(10 分)

6、选答题 (二选一, 10 分)

(1) 铸锭中区域偏析有几种? 试分析其原因, 并提出消除区域偏析的措施。

(2) 固溶体结晶的一般特点是什么? 简要描述固溶体非平衡态结晶时产生显微偏析的原因, 说明消除显微偏析的方法。

7、简述金属或合金冷塑性变形后, 其结构、组织和性能的变化。(10 分)

8、简述经冷变形的金属或合金在退火时其显微组织, 储存能和性能的变化规律。(10 分)

9、选答题 (二选一, 10 分)

(1) 为了提高 Al-4.5%Cu 合金的综合力学性能, 采用了如下热处理工艺制度, 在熔盐浴中 505℃保温 30 分钟后, 在水中淬火, 然后在 190℃下保温 24 小时, 试分析其原因以及整个过程中显微组织的变化过程。

(2) 什么叫固溶体的脱溶? 说明连续脱溶和不连续脱溶在脱溶过程中母相成分变化的特点。

10、简述固溶强化, 形变强化, 细晶强化和弥散强化的强化机理。(10 分)

11、简述影响再结晶晶粒大小的因素有哪些? 并说明其影响的基本规律。(10 分)

12、画出铁碳相图, 并写出其中包晶反应, 共晶反应和共析反应的反应式。(10 分)

13、选做题 (二选一, 10 分)

(1) 如果其他条件相同, 试比较下列铸造条件下, 铸件中晶粒大小, 并分析原因。

- a. 水冷模浇铸和砂模浇铸 b. 低过热度浇铸和高过热浇铸
c. 电磁搅拌和无电磁搅拌 d. 加入, 不加入 Al-Ti-B 铝合金。

(2) 什么叫形变组织? 什么叫再结晶组织? 简要说明形变组织, 再结晶组织的形成机理。



1999年.

2. 说明面心、体心、六方 ($c/a \geq 1.633$) 三种晶体结构形成的最密排面、最密排方向和致密度

答: fcc: 密排面 $\{111\}$ 密排方向 $\langle 110 \rangle$ 致密度 0.74

bcc: 最密排面 $\{110\}$ 密排方向 $\langle 111 \rangle$ 致密度

hcp: 密排面 $\{0001\}$ 密排方向 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$

补充 hcp 晶面、晶向指数

晶面: $(hkl\bar{i})$ $i = -(h+k)$ 晶向 $[u\ v\ t\ w]$ $t = -(u+v)$

晶面化为 (hkl) 只需去掉 \bar{i} ; 晶向化为 $[U\ V\ W]$ $U = u - t$ $V = v - t$ $W = w$

三化四: $u = \frac{1}{3}(2U - V)$ 解上面的方程

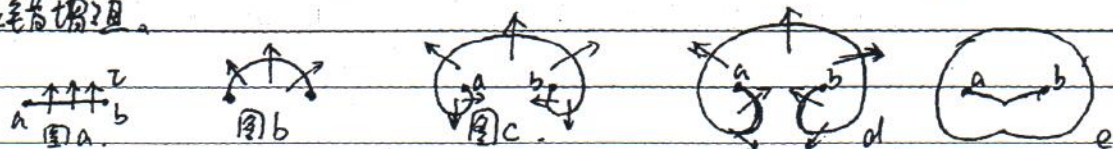
3. 形变过程中位错增殖的机理.

答: 弗兰克-里德、~~位错~~位错源增殖

假设晶体中存在一位错 ab 其两端被杂质元素钉扎不能运动, 如图 a. 在外力作用下, ab 开始弯曲, 单位长度位错受力 $F_L = \tau b$ 总是与位错线本身垂直, 如图 b.



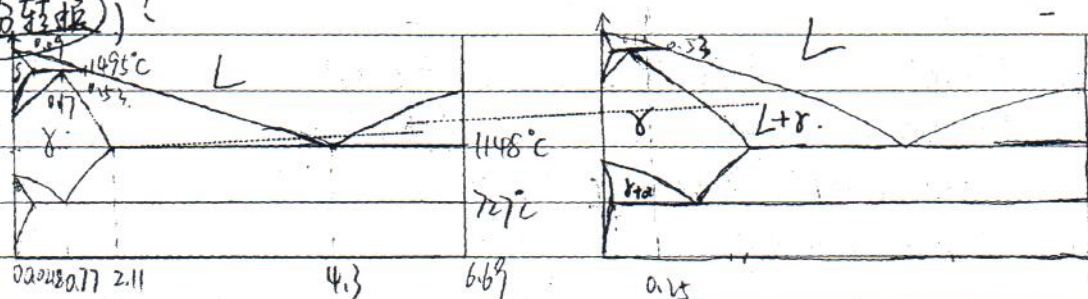
运动到一定程度，位错开始绕两端的结点回转，如图c；两端伸出来的线段相互靠近时由于位错符号相反，两者相遇并相消，如图d、e；此时位错分成一个向外扩张的位错环和一个连接ab的位错，在外力作用下位错ab将重复上述过程，造成位错增殖。



4. 简述低碳钢热轧加工后产生带状组织的原因，以及相变时增大冷却速度可避免带状组织产生的原因。需讨论

答：热轧过程中区域偏析变化不大，但发生宏观流变，残存的枝晶偏析、各种可变形杂质或第二相都会随工件的宏观流变方向显著伸长形成流线即显微组织中的带状组织。减小偏析从而避免带状组织。相变时增大冷却速度可以细化晶粒，若整个铸件整体都可以获得均匀的冷却速度则还可以使组织均匀，减小偏析。

5. 简要描述 $C\% = 0.25\%$ 的钢从液态缓冷至室温的相变过程（仅谈相变过程，成分忽略）？



0.0218, 0.17, 0.25, 0.8, 6.69

答：从液相开始，随 $T \downarrow$ 首先析出 δ -铁素体，液相成分随液相线变化 δ -Fe 越来越多。到达 1495°C 发生包晶反应 $L + \delta \rightarrow \gamma$ 。反应后液相有剩余 $\gamma\% = \frac{0.53 - 0.25}{0.53 - 0.17} =$ $L\% = \frac{0.25 - 0.17}{0.53 - 0.17} \times 100\%$

温度再下降液相逐渐析出 γ -奥氏体至完全变为 γ -奥氏体单相组织。

随后温度下降 γ 中开始析出 α -铁素体；至 727°C 时发生共析反应 $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$



$$\alpha\% = \frac{6.69-0.15}{0.69-0.018} \times 100\% \quad \text{Fe}_3\text{C}\% = \frac{0.25-0.018}{6.69-0.018} \times 100\%$$

冷却过程中伴有 Fe_3C 从 α 铁素体中析出。

6. (11) 铸造中区域偏析有哪几种? 试分析原因并提出消除区域偏析的措施 (02年)

① 显微偏析: 晶内(枝晶): 成分由晶内向晶界, 由枝干向枝晶末端升(降);

晶界偏析: 晶粒中心偏析不明显, 在临近晶界处有明显的偏析

胞状偏析: 组成过冷小, 胞状生长时, 胞状晶边界接点处, 溶质富集

② 宏观区域偏析: 正常: 假设合金分配系数 $k < 1$ 则先析出晶体溶质含量低

反常: 凝固过程中虽然结晶是由外向内, 但在表层一定范围内溶质分布却由外向内逐步降低 ($k < 1$ 的情况) 与正常偏析恰好相反, 称为反常。

比重: 凝固时因液相比重不同, 或沉淀或漂浮, 造成铸锭上下成分不均。

消除措施: ① 加快结晶速度; ② 机械搅动液体; ③ 化学变质法。

① 保证液相原始成分均匀, 使液相成分善变化, 从而减少液体流动速度

② 铸锭高度不宜过高; ③ 加入孕育剂形成枝晶状骨架; ④ 加大冷却速度, 缩短两相区冷却时间, 增加凝固界面推进 v 。

(12) 固溶体结晶一般特点? 简要描述固溶体非平衡态结晶时产生显微偏析的原因及消除方法。

答: 固溶体结晶一般特点是: 固溶体结晶在一个温度范围内进行, 并且在两相区内液相、固相成分不同, 故结晶过程中溶质发生重新分布。根据冷却条件不同引起液固相中溶质不同, 从而引起界面前沿液体过冷度和晶体生长(状态)的变化。若在 ③ 液相及晶体成分随 T 沿成分线变化 ④ 固液相平衡原因: 在非平衡结晶过程中, 每个温度间隔内固相液相的溶质原子不可能同时均匀, 而导致固相结晶时从心部到晶粒边缘的成分不均匀, 从而导致。

消除方法: 长时间扩散退火。

7. 简述金属或合金冷变形(塑性)后结构、组织、性能变化。

答: 1. 组织结构变化: ① 退火态的等轴晶粒沿变形方向被拉长, 晶粒间变化不一, 有些甚至被拉成纤维状, 有些则由于轧成带状。



② 晶粒内部出现一系列线状和带状组织特征，出现滑移带、孪生带。

③ 显微结构上，冷变形增加了结构缺陷。位错组态及分布变化，位错增殖且交互作用，缠结形成胞状结构（位错发团）。

④ 特殊情况下会出现亚显微结构。

2. 性能变化：力学：强度、硬度提高，塑性、韧性下降。

物理化学性能：导磁率、磁饱和度、导电率下降；比重、导热、弹性模量下降；

缺陷增多，化学活性↑加快腐蚀；各向异性。

3. 体系能量：① 点阵畸变，畸变能↑ ② 晶粒或亚晶粒变形不均匀，产生宏观残余应力 ③ 工件不同部分变形不同导致宏观残余应力。

8. 简述经冷变形的金属或合金在其退火时显微组织、性能和储存能的变化？

答：随退火温度升高或时间延长，形变组织中位错缠结演变成为亚晶。

亚晶合并并长大；再结晶阶段畸变度较大的区域产生新的无畸变晶粒核心。晶核不断吞食周围畸变晶粒长大，直到无位错等缺陷晶完全取代长条高畸变晶粒；随后，在降低界面能的驱动力下，新品粒相互吞食长大。

力学性能：① 强度、硬度下降 伸长率↑ 塑性、韧性↑；在回复阶段变化不大，再结晶阶段变化明显，晶粒长大时若粗化不严重则塑性韧性仍有上升趋势若粗化严重则塑性、韧性严重下降。

② 电阻：在回复阶段已比较明显下降，再结晶阶段更明显，主要与点缺陷运动解

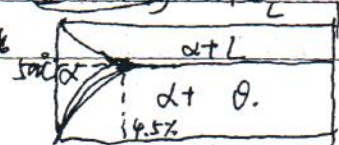
③ 密度：回复阶段逐渐增高，再结晶阶段显著变化。由于空位、位错减少所致。

④ 内应力：宏观内应力在回复阶段即可消除，微观内应力则在再结晶阶段才消除。

⑤ 亚晶尺寸：C、储存能：在加热至应力松弛时即开始释放，回复阶段释放一小部分，再结晶时出现能量释放峰值，最后残余一部分在长大时消除。

9. (1) 为了提高 Al-4.5% Cu 合金的综合力学性能采用了如下热处理工艺，在熔盐浴中 505°C 保温 30min 后水中淬火，190°C 下保温 24h，试分析原因和整个过程中显微组织变化。

答：在 505°C 保温 30min 组织全部是 α 固溶体，淬火后形成过饱和的 α 固溶体，在 190°C 保温 24h 发生时效，过饱和 α 固溶体分解，存在脱溶强化 $\theta \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta$ 。由于 θ 区和过渡相的存在产生时效强化，提高力学性能。





⑧显微组织变化: GP区是在 α 基体中~~以完全共格的~~^{铜 分析物}圆盘状富铜区, 先用显微镜观察到;
O'相是与 α 相完全共格的过渡相, 四方点阵, 圆盘状, 先用显微镜观察到;
P'相是与 α 基体相半共格的过渡相, 四方点阵, 圆盘状, 分布不均匀, 可以用心观察;
P相是与 α 相完全不共格的亚稳态相, 四方点阵, 不规则形状, 分布均匀的。

(2) 什么是固溶体的脱溶? 说明连续脱溶过程中母相成分变化特点。

答: 1. 所谓脱溶是指过饱和固溶体析出第二相, 而其本身仍保留, 但其浓度由过饱和达到饱和的一种转变过程。

2. 连续脱溶: 在脱溶过程中, 随着新相的析出, 母相的成分连续的、平缓地由过饱和状态达到饱和状态。脱溶相附近母相浓度较低, 由相界面向内母相浓度逐渐升高, 呈现连续的浓度梯度。

3. 不连续脱溶: 脱溶相一旦形成, 周围一定距离内的固溶体立即由过饱和状态变为饱和状态, 与原相成分形成截然的分界面, 浓度突变, 取向也有变化。

10. 简述固溶强化、形变强化、细晶强化和弥散强化各自强化机理。

答: 1. 固溶强化: 由于溶质原子与溶剂原子尺寸不同, 引起点阵畸变, 阻碍位错运动, 造成强度、硬度提高; 主要有析出强化、冷变形强化。有序固溶体强化实质是溶质原子与位错的应力场作用(钉扎); 有序固溶体强化实质是位错运动经过有序区时局部有序被破坏, 引起能量升高, 阻碍位错运动。

2. 形变强化(加工硬化): 随开度使位错增殖而导致的硬化。位错密度大, 运动时更易形成交滑移、相互缠结、堆积, 阻碍变形, 使硬度、强度↑。

3. 细晶强化: 晶粒越细小, 晶界越多, 晶界对位错连续滑移阻碍明显, 导致强化; 同时由于滑移分散其塑性、韧性也高(并且造成位错塞积阻碍位错增殖)。

4. 弥散强化: 由于细小弥散的第二相颗粒阻碍位错运动产生的强化, 包括环境机制和切割机制。

切割: 滑移位错切过粒子, 粒子与基体一起变形, 由于产生新界面导致能量升高而阻碍运动。

环境: 由于第二相颗粒对位错阻碍很大, 位错只得以弯曲向前推进, 产生一个绕第二相颗粒的位错环, 这样位错环越多, 位错运动阻力越大。

一开始半径、体积分数都较小, 但初期其分散度大, 第二相颗粒间距 d 小, 此时环境机制主要是切割, 后来第二相团聚 r ↑ d ↑环境机制开始作用。

N形核率 G长大率

11. 影响再结晶晶粒大小的因素，说明其影响的基本规律。 $d = k \left[\frac{G}{\dot{\epsilon}} \right]^{\frac{1}{n}}$

答：① 预形变率：原始晶粒度相同时，预形变率越大，晶粒尺寸越小。

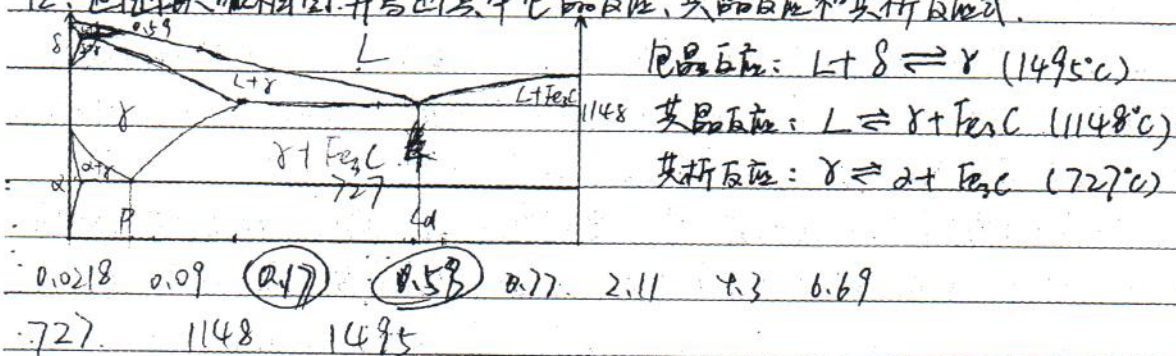
② 原始晶粒尺寸：当预形变率一定时，原始晶粒尺寸越小，晶粒尺寸越小。

③ 退火温度：高退火温度往往引起晶粒粗化。

④ 杂质：杂质可以降低晶界活性，阻碍晶界运动，阻止晶粒长大。

⑤ 形变温度：形变温度越高，储存能越大，晶粒也就越大。

12. 画出铁碳相图并写出其中包晶反应、共晶反应和共析反应式。



13. 什么叫形变织构？什么叫再结晶织构？简要说明两者形成机理。

答：形变织构：形变过程导致晶粒转动，最后各晶粒的某些晶面趋于平行，这种因形变导致的择优取向即形变织构。

再结晶织构：具有形变织构的材料经再结晶退火后形成的新晶粒仍具有择优取向。

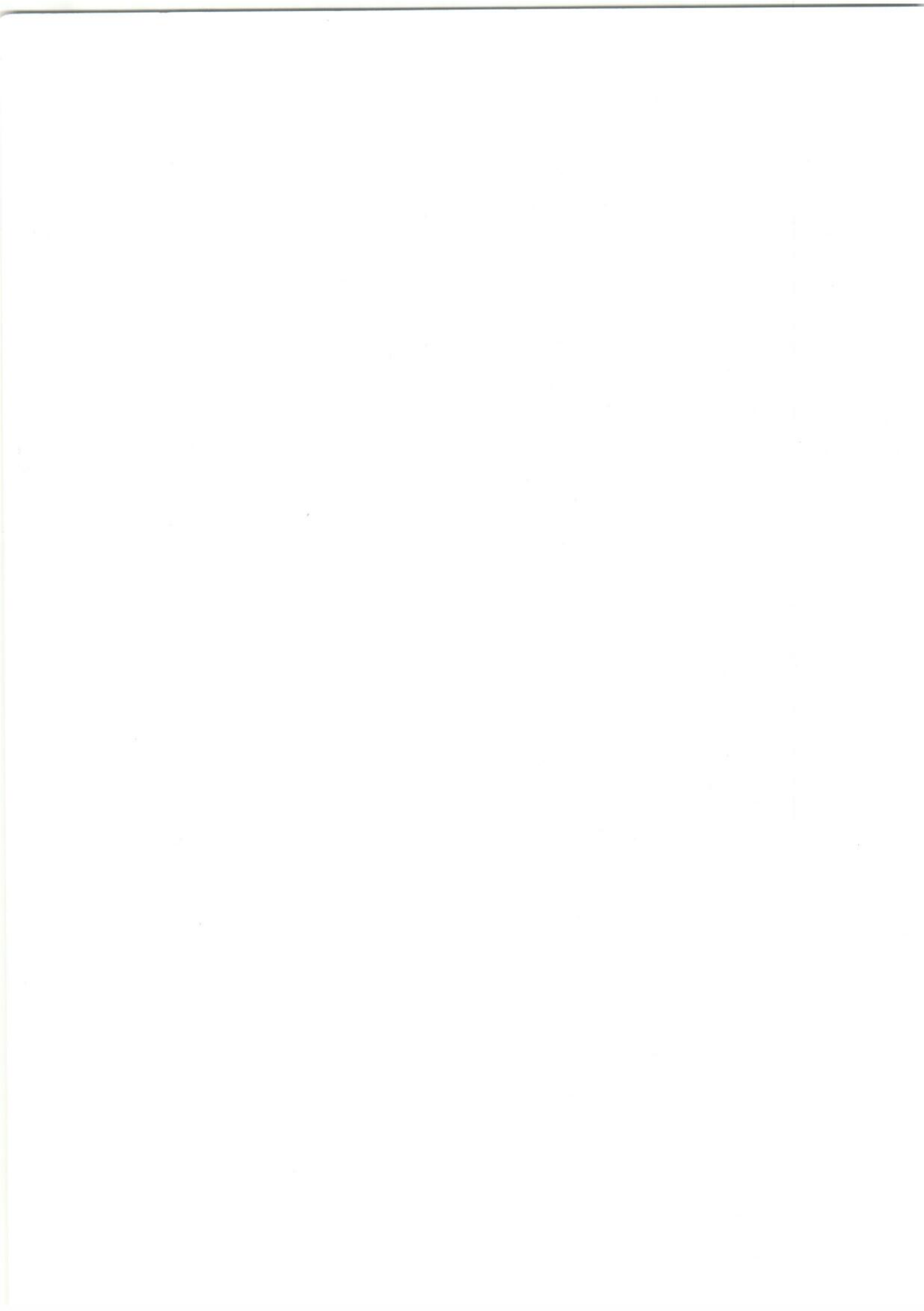
形成机理：再结晶织构有两种理论：择优形核论、择优成长论。

择优形核：由于基体具有较强烈的择优取向导致亚晶也具有相近的取向。

再结晶晶粒形核时也就有了择优取向；

择优生长：一些特殊取向的晶界移动速度大，生长时形成择优取向。

形变织构形成机理：多晶体塑性变形时晶粒之间相互协调，出现晶粒转动，力矩滑移系与力轴平行。



2. 面心立方	体心立方	密排立方	$\gamma/a \approx 1.633$
{111}	{110}	{0001}	最密排面
<110>	<111>	<1120>	密排向
0.74	0.68	0.74	致密度

3. 形变增殖机理:

弗兰克-瑞德源增殖:

假设晶体中存在一位错 a, b 两端被钉扎住不能运动。如图 a. 在外力作用下 ab 开始弯曲。单位位错所受应力 $F = \sigma b$ 或垂直于位错线本身垂直。如图 b. 运动一定程度后位错开始绕 ab 回弯。如图 c; 两端弯曲的线段相互靠近, 由于位错符号相反, 两者相遇会相消。如图 d, e; 此时位错分成一段向外扩张的位错环, 和一个连接 ab 的位错。在外力作用下 ab 将重复上述过程。造成位错增殖。



4. 带状组织出现的原因, 以及相变时增大冷却速度可避免带状组织的原因

加热过程中区域偏析变化不大, 但发生宏观流变, 残存的枝晶偏析, 各种不变形的夹杂物, 或更相组织中的第二相, 都会阻碍工作的宏观流变方向, 显著地形成流线即显微组织的带状组织。相变时增大冷却速度可以细化晶粒, 从而避免带状组织。
(关于防止和消除带状组织方法: ①不在原相区变形, ②减少夹杂元素的含量 ③用正火处理或高温扩散退火)

5. C% = 0.25% 的钢从液相缓慢冷却至室温。

从液相开始随 T ↓ 首先析出 δ-铁素体, 液相成分随液相线变化 δ-Fe 越来越富, 到达 1495°C 时发生包晶反应 δ → γ, 反应后的液相 $L\% = \frac{0.25 - 0.11}{0.53 - 0.11} \times 100\%$

$$\gamma\% = \frac{0.53 - 0.25}{0.53 - 0.11}$$

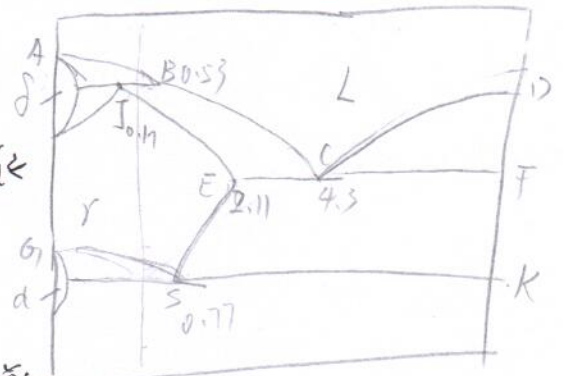
温度再下降液相逐渐析出 γ-奥氏体至完全奥氏体奥氏体中无组织。

随后温度下降开始析出 δ-铁素体。至 727°C 发生共析反应 γ → α + Fe₃C

$$\alpha\% = \frac{6.69 - 0.25}{6.69 - 0.0218} \times 100\%$$

$$Fe_3C\% = \frac{0.25 - 0.0218}{6.69 - 0.0218} \times 100\%$$

冷却过程至仍有 Fe₃C 从 α 铁素体中析出



6. 显微组织偏析

① 晶内偏析: 成分由晶内的晶界由枝干向枝晶连续上升或下降

② 晶界偏析: 晶内偏析不明显, 但晶界处有明显的偏析

③ 胞状偏析: 组织过冷小, 胞状生长时, 胞状晶边界处溶质富集

宏观偏析.

- ① 区域偏析 ① 正常偏析: 设合金分配系数 $k < 1$ 则先析出晶体溶质含量低
- ② 反常: 凝固过程中, 最后凝固处溶质富集, 但在表层一定范围内溶质分布由外向内降低.
- ($k < 1$) 的情况与正常偏析恰好相反, 称为反常
- ③ 比重: 凝固时因液相比重不同, 或上浮或下坠, 造成上下成分不均匀, 称比重偏析.

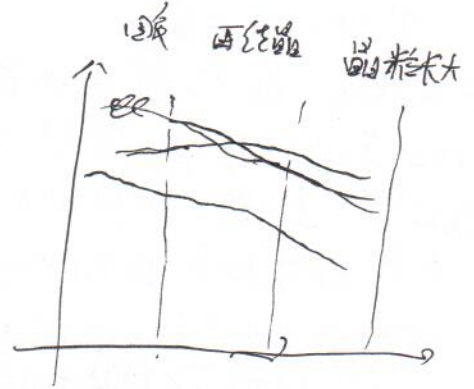
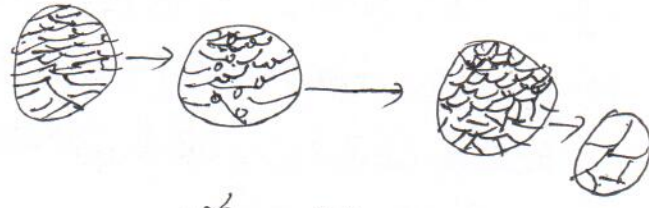
消除措施. 加快凝固速度, 机械搅拌液体 化学变质法.

- ① 保证液相成分均匀, 使液相成分差别小, 从而减少液体流动速度
- ② 铸锭高度不宜过高
- ③ 加入孕育剂形成枝晶状骨架
- ④ 加大冷却速度, 缩短两相区冷却时间, 增加液固界面推进

回复
大的回复变晶粒接形
前无改变但物理
性能有所改变
宏观内应力基本消除
微观内应力部分消除

再结晶
由回复变晶粒中形成新回复晶粒
性能变化大
微观内应力基本消除

晶粒长大
细小的回复变晶粒长大



- ① 内应力 回复 - 宏观内应力基本消除 微观内应力
- ② 强度硬度 回复 - 主要是位错运动 密度降低
再结晶 - 位错运动 密度降低
- ③ 电阻率 回复 - 去缺陷 减小电阻率下降明显
再结晶 - 主要是位错运动
- ④ 密度

⑤ 储存能 加热到应力松弛时开始释放 再结晶过程中达到峰值 最后一部分在大时释放

⑥

9. 在 505°C 保温 30 分钟 组织全为 α 固溶体 淬火后 形成过饱和 α' 固溶体。
100°C 保温 24 小时 发生脱溶, 过饱和 α' 固溶体分解, 存在脱溶产物的 $G.P.$ 区 $\rightarrow G.P. \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$
由于 $G.P.$ 区和过饱和 α' 固溶体存在产生脱溶了量, 提高力学性能

10. 组织变化: ~~$G.P.$ 区在淬火时完全析出~~ 固溶体 富铜区 铜原子偏聚区

$G.P.$ 区: $G.P.$ 区与基体未分离 没有铜原子偏聚区 没有析出界面 电阻率无法分离

θ' 相: 四方结构 薄片状 共格界面 亚稳相 由电阻率不可见

θ'' 相: 四方结构 薄片状 半共格 亚稳相 光学显微镜不可见

θ 相: 四方结构 不规则形状 非共格 稳定相。

(2) 脱溶指过饱和固溶体析出第二相而其本身仍保留, 但其浓度由过饱和向饱和转变

连续脱溶: 在脱溶过程中, 随着新相的形成, 母相成分连续均匀的由过饱和状态向饱和状态转变。脱溶相附近 母相浓度降低, 由相界面向母相逐渐升高, 呈现连续浓度梯度

不连续脱溶: 脱溶相一旦形成, 周围一定范围内的母相体立即达到饱和状态变为饱和相, 形成与原始母相截然不同的分界面。整个脱溶过程成分只有两个相端值 浓度突变

(1) 固溶强化: 固溶体中由于溶质原子与溶剂原子尺寸不同, 引起晶格畸变, 阻碍位错运动, 致使强度硬度升高。有序固溶体强化实质: 溶质原子与位错的应力场作用 (钉扎) 即产生柯氏气团。有序固溶体: 位错经过有序区时局部有序力被破坏, 引起能量的升高。

(2) 形变强化: 形变形成进行, 位错增殖而使位错密度升高, 位错运动受阻, 产生交互作用, 使位错不易运动, 运动过程中更易形成交割相互缠结堆积, 阻碍运动, 使强度硬度升高。

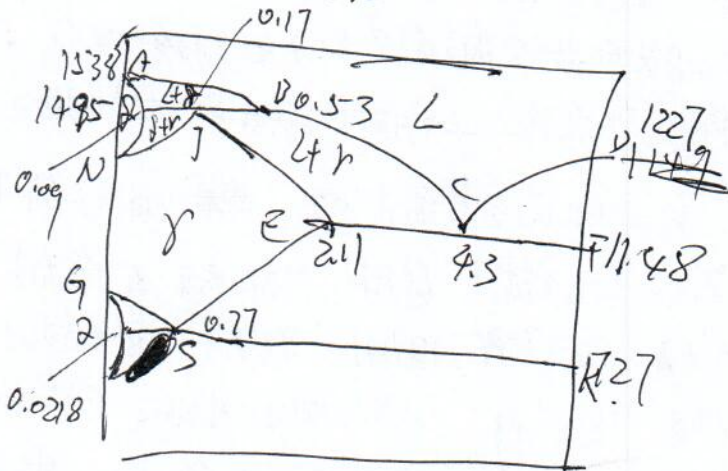
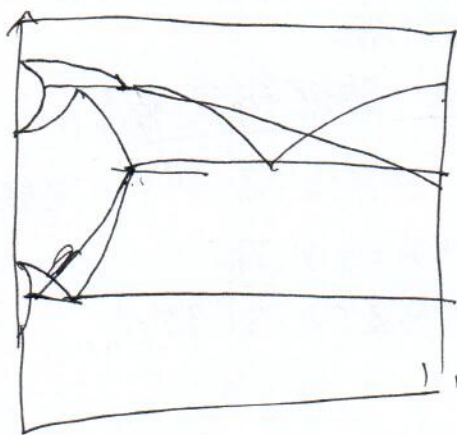
(3) 细晶强化: 晶粒越细晶界越多, 晶界对位错运动阻碍作用明显, 导致强化。同时由于晶粒细小使其塑性和韧性也好。晶界成位错塞积, 阻碍位错运动。

(4) 弥散强化: 由于细小弥散的第二相颗粒阻碍位错的运动, 产生的强化。包括亚结构强化和沉淀强化。

沉淀强化: 溶质位错切过第二相颗粒, 颗粒本身发生形变, 产生新的界面, 导致能量增加, 阻碍位错运动。同时切过颗粒时造成颗粒表面原子错排需额外应力克服。

亚结构强化: 由于第二相颗粒对位错阻碍作用大, 位错只得弯曲向前推进, 产生一个环绕第二相颗粒的位错环, 如此累积, 位错运动阻力越大。

一开始颗粒体积小, 但分布度大, 第二相颗粒的总表面积大, 主要是切过。



$\delta \Rightarrow \gamma$ (1495°C) 包晶
 $L \Rightarrow \gamma + Fe_3C$ (1148°C) 共晶
 $\gamma \Rightarrow \delta + Fe_3C$

形变组织: 由于变形方式不同, 随着变形程度增加, 晶粒的滑移面和滑移方向都要发生转动。这导致晶粒中原来取向互不相同的各个晶粒在空间取向呈一定再结晶组织: 通常具有变形组织的金属经再结晶后的新晶粒若仍具有择优取向, 称为再结晶组织。形变组织的分类: 丝状组织、板状组织、纤维组织、等轴组织。

塑性变形对显微组织的变化

1. 显微结构的变化 (出现纤维)

经塑性变形金属材料发生明显的改变, 除晶粒尺寸出现明显的滑移带或亚晶带。随着变形度的增加, 原来的等轴晶粒将逐渐沿其变形方向伸长。变形量很大时, 呈现一片如纤维状的条纹, 这称为纤维组织。纤维的分布方向即是材料流动变形的方向。

2. 亚结构的变化

经一定塑性变形, 晶体中位错线通过运动交互作用, 开始即呈现纤维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, 并由位错缠结组成胞状亚结构。其亚晶粒尺寸

3. 性能的变化

加工硬化

金属材料经冷加工变形后, 强度(硬度)显著提高, 塑性很快下降, 即冷加工硬化。

1) 金属单晶 应力-应变曲线



I. 开始屈服阶段

当 σ 达到 σ_s 后, 产生相当大的变形, 此时接近直线, 其余斜率 σ/ϵ 即加工硬化指数, 主要单滑移。

II. 线性硬化阶段

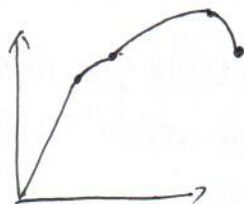
随变形量的增加, 应力线性增长, 此阶段曲线, 且斜率较大, 加工硬化十分显著。及滑移。

IV. 抛物线形硬化阶段

随应变的增加, 应力上升缓慢, 呈抛物线型, 且 σ/ϵ 下降, 交滑移。

各曲线实际曲线因其晶体结构, 晶体位向, 杂质含量以及试验温度等因素有所变化, 但总体特征相同。只是各阶段长短, 通过位错运动增殖交互作用而受影响, 某一阶段可能不再出现。

(2) 多晶



b. 其他性能

物理性能: 电阻率升高, 电阻温度系数降低, 磁导率下降, 热导率下降。

化学性能: 化学活性上升, 抗腐蚀性下降。

4. 形成织构

定义: 在塑性变形中, 随着变形度的增加, 各个晶粒的滑移面和滑移方向有择优的变形取向转动, 逐渐使各晶体中原来的取向不相同的各个晶粒有空间取向, 呈现一定的规律性, 这一现象称为择优取向。这亦称组织状态称为形成织构。

5. 残余应力

塑性变形中, 外力做的功除大部分转化成热之外, 还有一部分以畸变能形式储存在变形材料内部。

- 第一类内应力: 宏观变形
- 第二类内应力: 晶粒间变形不均匀性
- 第三类内应力: 点阵畸变

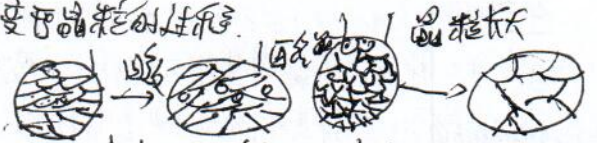
回复与再结晶

回复—再结晶—晶粒长大

回复：形新的无畸变晶粒出现之前所产生亚结构物性能变化的阶段。

再结晶：把 ~~回复~~ 无畸变晶粒通过新取代变形晶粒的过程。

晶粒长大：指再结晶结束之后晶粒生长的继续长大。



回复——由于不发生大角度晶界迁移，所以晶粒的形状和大小与变形前态相同，仍保持纤维状或扁圆状，从光学显微镜上看不出变化。

再结晶——先在变形度大的区域产生新的无畸变晶粒的核心，然后逐渐消耗周围的变形基体而长大，直到形成完全组织完全改组为新的无畸变的等轴晶粒为止。

晶粒长大——在晶界表面能的驱动下，新晶粒互相吞食长大，从而得到一个在热力学较为稳定的尺寸。

冷变形金属在退火过程中性能的变化

①强度硬度：在回复阶段仍保持很高的位错密度。

经冷变形后，位错密度显著降低，强度硬度下降。

②内应力：回复——宏观内应力基本消除，再结晶——位错内应力。

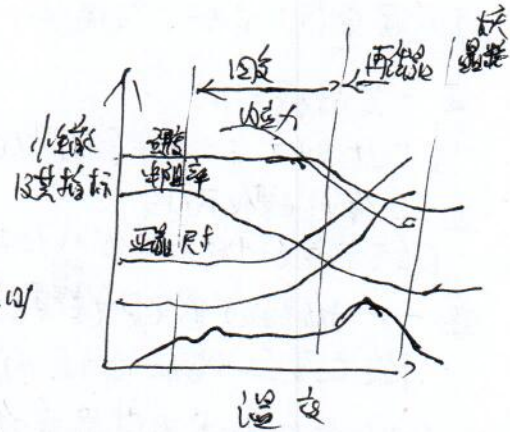
③电阻：回复——点缺陷浓度下降，电阻率下降。

④亚晶粒尺寸：回复前，亚晶粒尺寸变化不大，但后期接近再结晶时，亚晶粒尺寸明显增大。

⑤密度：回复——点缺陷减少，再结晶——位错减小，密度均上升。

⑥储能释放：冷变形金属加热到应力松弛的温度，储能就被释放。

回复——释放量小，再结晶晶粒出现的温度对此释放量高峰。



回复特点：①是一个弛豫过程。②没有孕育期。③在一定温度下，初期回复速率快，随后逐渐变慢，直至为零。④每一个温度的回复过程都有一个极限，温度越高，这个极限也越高，达到这一极限所需时间也越短。⑤预变形量越大，回复速率也越快，晶粒尺寸越小，有利回复过程加快。