

第二部分 简答题

第一章 原子结构

1、原子间的结合键共有几种？各自的特点如何？【 11 年真题】

答：(1) 金属键：基本特点是电子的共有化，无饱和性、无方向性，因而每个原子有可能同更多的原子结合，并趋于形成低能量的密堆结构。当金属受力变形而改变原子之间的相互位置时不至于破坏金属键，这就使得金属具有良好的延展性，又由于自由电子的存在，金属一般都具有良好的导电性和导热性能。

(2) 离子键：正负离子相互吸引，结合牢固，无方向性、无饱和性。因此，其熔点和硬度均较高。离子晶体中很难产生自由运动的电子，因此他们都是良好的电绝缘体。

(3) 共价键：有方向性和饱和性。共价键的结合极为牢固，故共价键晶体具有结构稳定、熔点高、质硬脆等特点。共价结合的材料一般是绝缘体，其导电能力较差。

(4) 范德瓦尔斯力：范德瓦尔斯力是借助微弱的、瞬时的电偶极矩的感应作用，将原来稳定的原子结构的原子或分子结合为一体的键合。它没有方向性和饱和性，其结合不如化学键牢固。

(5) 氢键：氢键是一种极性分子键，氢键具有方向性和饱和性，其键能介于化学键和范德瓦耳斯力之间。

2、陶瓷材料中主要结合键是什么？从结合键的角度解释陶瓷材料所具有的特殊性能。【模拟题一】

答：陶瓷材料中主要的结合键是离子键和共价键。由于离子键和共价键很强，故陶瓷的抗压强度很高、硬度很高。因为原子以离子键和共价键结合时，外层电子处于稳定的结构状态，不能自由运动，故陶瓷材料的熔点很高，抗氧化性好、耐高温、化学稳定性高。

第二章 固体结构

1、为什么密排六方结构不能称为一种空间点阵？【 11 年真题】

答：空间点阵中每个阵点应该具有完全相同的周围环境。密排六方晶体结构位于晶胞内的原子具有不同的周围环境。如将晶胞角上的一个原子与相应的晶胞之内的一个原子共同组成一个阵点，这样得出的密排六方结构应属于简单六方点阵。

2、为什么只有置换固溶体的两个组元之间才能无限互溶，而间隙固溶体则不能？【模拟题一】

答：因为形成固溶体时，溶质原子的溶入会使溶剂结构产生点阵畸变，从而使体系能量升高。溶质与溶剂原子尺寸相差较大，点阵畸变的程度也越大，则畸变能越高，结构的稳定性越低，溶解度越小。一般来说，间隙固溶体中溶质原子引起的点阵畸变较大，故不能无限互溶，只能有限溶解。

3、试证明四方晶系中只有简单四方点阵和体心四方点阵两种类型。【模拟题三】

答：可以作图加以说明。四方晶系表面也含有简单四方、底心四方、面心

四方和体心四方结构，然而根据选取晶胞的原则，晶胞应具有最小的体积，尽管可以从 4 个体心四方晶胞勾出面心四方晶胞（如下图 1），从 4 个简单四方晶胞中勾出 1 个底心四方晶胞（如下图 2），但它们均不具有最小的体积。因此四方晶系实际上只有简单四方和体心四方两种独立的点阵。

4、空间点阵和晶体点阵有何区别？【模拟题四】

答：空间点阵是晶体中质点排列的几何学抽象，用以描述和分析晶体结构的周期性和对称性，由于各阵点的周围环境相同，它只能有 14 种类型；晶体点阵又称晶体结构，是指晶体中实际质点的具体排列情况，它们能组成各种类型的排列，因此，实际存在的晶体结构是无限的。

5、说明间隙固溶体与间隙化合物有什么异同。【模拟题五】

答：相同点：二者一般都是由过渡族金属与原子半径较小的 C、N、H、O、B 等非金属元素所组成。

不同点：（1）晶体结构不同。间隙固溶体属于固溶体相，保持溶剂的晶格类型；间隙化合物属于金属化合物相，形成不同于其组元的新点阵。

（2）表达式不同。间隙固溶体用 α 、 β 、 γ 表示；间隙化合物用化学分子式 MX 、 M_2X 等表示。

（3）机械性能不同。间隙固溶体的强度、硬度较低，塑性、韧性好；间隙化合物的强度、熔点较高，塑性、韧性差。

第三章 晶体缺陷

第四章 扩散

1、简述菲克第一定律和第二定律的含义，写出其表达式，并标明其字母的含义。

【08 年真题】

答：菲克定律描述了固体中存在浓度梯度时发生的扩散，即化学扩散。

菲克第一定律：扩散中原子的通量与质量浓度梯度成正比，即 $J = -D \frac{d\rho}{dx}$ 。

式中， J 为扩散通量，表示单位时间内通过垂直于扩散方向 x 的单位面积的扩散物质质量，其单位是 $\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ ； D 为扩散系数，其单位为 m^2/s ； ρ 是扩散物质的质量浓度，其单位为 kg/m^3 。式中的负号表示物质的扩散方向与质量浓度梯度 $\frac{d\rho}{dx}$ 方向相反，即表示物质从高的质量浓度区向低的质量浓度区方向迁移。该定律描述了一种稳态扩散，即质量浓度不随时间而变化。

菲克第二定律：大多数扩散过程是非稳态扩散过程，某一点浓度随时间而变化，这类扩散过程可以由菲克第一定律结合质量守恒定律推导出的菲克第二定律来处理。即 $\frac{\partial \rho}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial \rho}{\partial x} \right)$ 。

2、将一根高碳钢长棒与纯铁棒焊接起来组成扩散偶，试分析在扩散偶中碳浓度分布随扩散时间的变化规律，并画出分布曲线的示意图。 【12年真题】

答：高碳钢和纯铁焊接起来组成扩散偶，碳将经焊接缝进入纯铁内，发生反应扩散，在纯铁内部形成渗层组织（中间相或固溶体），且渗层组织中不存在两相混合区在界面上的浓度时突变的。分布如下图所示：

3、试从扩散系数公式 $D = D_0 \cdot \exp(-\frac{Q}{kT})$ 说明影响扩散的因素。 【模拟题二】

答：从公式表达式可以看出，扩散系数与扩散激活能 Q 和温度 T 有关。

扩散激活能越低，扩散系数越大，因此扩散激活能低的扩散方式的扩散系数较大，如晶界和位错处的扩散系数较大。不同类型的固溶体，原子的扩散机制是不同的，间隙固溶体的扩散激活能一般均较小。

温度是影响扩散速率的最主要因素。温度越高，原子热激活能量越大，越易发生迁移，扩散系数越大。

第五章 形变与再结晶

1、试述孪晶与滑移的异同，比较它们在塑性变形过程中的作用。 【07年真题】

答：相同点：均是均匀切变，都沿一定得晶面、晶向进行，不改变晶体结构，都是位错运动的结果。

不同点：（1）晶体位向不同。滑移不改变晶体位向；孪生改变晶体位向，形成镜面对称关系。

（2）位移量不同。滑移位移量较大，大于原子间距的整数倍；孪生位移量较小，小于孪生方向上的原子间距。

（3）对塑性变形的贡献不同。滑移很大，总变形量大；孪生有限，总变形量小。

（4）压力大小不同。滑移有一定临界分切应力；孪生所需临界分切应力远高于滑移。

（5）变性条件不同。一般先发生滑移，滑移困难时发生孪生。

（6）变性机制不同。滑移是全位错运动的结果，孪生是分位错运动的结果。

比较滑移与孪生在塑性变形过程中的作用：塑性变形主要通过滑移实现，只有当滑移难以发生时发生孪生，虽然孪生对塑性变形的直接贡献不大，但孪晶的产生改变了晶体的位向，使原处于不利的滑移系换到有利于发生滑移的位置，从而可以激发进一步的滑移和晶体变形。这样，滑移和孪生交替进行，相辅相成，可使晶体获得较大变形量。

2、说明金属在冷变形、回复、再结晶及晶粒长大四个阶段的行为与表现，并说

明各阶段促使这些晶体缺陷运动的驱动力是什么。 【07 真题】

答：(1) 冷变形加工时主要的形变方式是滑移，由于滑移，晶体中空位和位错密度增加，位错分布不均匀。缺陷运动驱动力为切应力作用。

(2) 回复过程空位扩散、聚集或消失；位错密度降低，位错相互作用重新分布（多样化）。缺陷运动驱动力为弹性畸变能。

(3) 再结晶过程毗邻低位错密度区晶界向高位错密度区的晶粒扩张。位错密度减少，能量降低，成为低畸变或无畸变区。缺陷运动驱动力为形变储存能。

(4) 晶粒长大阶段弯曲界面向其曲率中心移动，微量杂质原子偏聚在晶界区域，对晶界移动起到拖曳作用，这与杂质吸附在位错中组成柯氏气团阻碍位错运动相似，影响了晶界的活动性。缺陷运动驱动力为晶粒长大前后总的界面能差，而界面移动的驱动力是界面曲率。

3、试用位错理论解释低碳钢的屈服现象。说明吕德斯带对工业生产的影响及解决办法。 【08、09 真题】

答：由于低碳钢是以铁素体为基的合金，铁素体中的碳原子与位错交互作用，总是趋于聚集在位错线受拉应力的部位以降低体系的畸变能，形成柯氏气团对位错起“钉扎”作用，致使屈服强度升高。而位错一旦挣脱气团的钉扎，便可在较小的应力下继续运动，这时拉伸曲线上又会出现下屈服点。已经屈服的试样，卸载后立即重新加载拉伸时，由于位错已脱出气团的钉扎，故不出现屈服点。但若卸载后，放置较长时间或稍加热后，再进行拉伸时，由于溶质原子已通过扩散又重新聚集到位错线周围形成气团，故屈服现象又会重新出现。

吕德斯带会使低碳钢薄板在冲压成型时使弓箭表面粗糙不平。解决办法：可根据应变时效原理，将钢板在冲压之前先进行一道微量冷轧（如 1%~2%压下量）工序，使屈服点消除，随后进行冲压成型，也可向钢中加入少量 Ti、Al 及 C、N 等形成化合物，以消除屈服点。

4、奥氏体不锈钢能否通过热处理来强化？为什么？生产中用什么方法使其强化？ 【09 真题】

答：热处理强化机制主要是通过热处理过程中相变而得到强化，而奥氏体不锈钢在热处理时不发生相变，达不到预想的强化效果，因而不能通过热处理来强化。

生产中主要借冷加工实现强化的。金属材料经加工变形后，强度（硬度）显著提高，而塑性则很快下降，即产生了加工硬化现象。加工硬化是金属材料的一项重要特性，可被用作强化金属的途径，特别是那些不能通过热处理强化的材料。

5、简要说明提高一种陶瓷材料韧性的方法及原理。

答：相比于金属而言，脆、难以变形是陶瓷的一大特点，为了改善陶瓷的脆性、提高其韧性，目前采取降低晶粒尺寸，使其亚微米或纳米化来提高塑性和韧性，采取氧化锆增韧、相变增韧、纤维增韧或颗粒原位生长增强等有效途径来改善之。

纤维增韧原理：利用一些纤维的高强度和高模量，使之均匀分布于陶瓷材料的基体中，生成一种陶瓷基复合材料。当材料受到外载荷时，纤维可以承担部分的负荷，减轻了陶瓷本身的负担，同时纤维可以组织或抑制裂纹扩展，从而改善了陶瓷材料的脆性，起到增韧效果。

6、指出材料拉伸应力—应变曲线图中 σ_e 、 σ_s 、 σ_b 的含义。并解释为什么在 σ_s 附近，应力会发生多次微小的波动？ 【10 年真题】

答： σ_e 为弹性极限，当应力小于 σ_e 时试样发生弹性形变，当应力超过 σ_e 时

试样发生塑性形变。 σ_s 为屈服强度，当应力达到 σ_s 时试样开始屈服。 σ_b 为抗拉强度，当应力达到 σ_b 时，试样发生断裂。

在 σ_s 附近，应力的多次微小的波动时屈服伸长现象。这是因为当拉伸试样开始屈服时，应力随即突然下降，并在应力基本恒定的情况下继续发生屈服伸长，所以拉伸曲线出现应力平台区。在发生屈服延伸阶段，试样的应变是不均匀的。这种变形带沿试样长度方向不断形成与扩展，从而产生拉伸曲线平台的屈服伸长。其中，应力的每一次微小波动，即对应一个新变形带的形成。当屈服扩展到整个试样标距范围时，屈服延伸阶段就告结束。

7、六方晶系的滑移系通常是什么？ **FCC** 晶体的滑移系是什么？从晶体滑移角度上分析，为什么 **FCC** 晶系的多晶体塑性变形能力通常比六方晶系的多晶体的变形能力大。【11 年真题】

答：滑移系是由一个滑移面和此面上的一个滑移方向合起来的，滑移面和滑移方向通常是金属晶体中原子排列最密的晶面和晶向。因为原子密度最大的晶面其面间距最大，点阵阻力最小，因而容易沿着这些面发生滑移；滑移方向为原子密度最大的方向是由于最密排方向上的原子间距最短，及位错 b 最小。所以六方晶系的滑移系通常是：滑移面为 $\{0001\}$ 、滑移方向 $\langle 11-20 \rangle$ ；FCC 晶体的滑移系通常为：滑移面 $\{111\}$ 、滑移方向 $\langle 110 \rangle$ 。

每一个滑移系表示晶体在进行滑移时可能采取的一个空间取向。在其他条件相同时，晶体中的滑移系越多，滑移过程可能采取的空间取向便越多，滑移容易进行，它的塑性便越好。据此，面心立方的滑移系共有 $\{111\}_4 \langle 110 \rangle_3 = 12$ 个，而密排六方晶体的滑移系仅有 $\{0001\}_1 \langle 11-20 \rangle_3 = 3$ 个。由于 FCC 滑移系数比六方晶系的多，所以 FCC 晶系的多晶体塑性变形能力通常比六方晶系的多晶体的变形能力大。

8、在室温（20）下对铅板进行轧制，请问这个加工过程是冷加工还是热加工，为什么？（铅的熔点是 327.50）【11 年真题】

答：热加工是指在再结晶温度以上的加工过程，在再结晶温度以下的加工过程为冷加工。铅的再结晶温度低于室温，因此在室温下对铅板进行加工属于热加工。

9、某工厂用冷拉钢丝绳将一大型钢件调入热处理炉内，由于一时疏忽，未将钢丝绳取出，而是随同工件一起加热至 860（该温度高于钢丝绳的再结晶温度），保温时间到了，打开炉门，要吊出工件时，钢丝绳发生断裂，试分析原因。【12 年真题】

答：冷拉钢丝绳是经大变形量的冷拔钢丝绞合而成，加工过程的冷加工硬化是钢丝的强度、硬度大大提高，从而能承载很重的钢件。但是当其加热至 860 时，其温度已远远超过钢丝绳的再结晶温度，以致产生回复再结晶现象，加工硬化效果完全消失，强度、硬度大大降低。再把它用来起重时，一旦负载超过其承载能力，必然导致钢丝绳断裂事故。

10、请对比分析加工硬化、细晶强化、弥散强化、复相强化和固溶强化的特点和机理有何异同。【模拟题二】

答：（1）加工硬化：随冷塑性变形量增加，金属的强度、硬度提高，塑性、韧性下降的现象称加工硬化。原因：随变形量增加，位错密度增加，由于位错之间的交互作用（堆积、缠结），使得位错难以继续运动，从而使变形抗力增加。

（2）细晶强化：通过细化晶粒来同时提高金属的强度、硬度、塑性和韧性的方法称细晶强化。因为晶粒越细，单位体积内晶粒数目越多，参与变形的晶粒

数目也越多，变形越均匀，使在断裂前发生较大的塑性变形。强度和塑性同时增加，金属在断裂前消耗的功也越大，因而其韧性也比较好。该强化机制是唯一的同时增大强度和塑性的机制。

(3) 弥散强化：当在晶内呈颗粒状弥散分布时，第二相颗粒越细，分布越均匀，合金的强度、硬度越高，塑性、韧性略有下降，这种强化方法称弥散强化或沉淀强化。原因：由于硬的颗粒不易被切变，因而阻碍了位错的运动，提高了变形抗力。

(4) 固溶强化：随溶质含量增加，固溶体的强度、硬度提高，塑性、韧性下降，称固溶强化。原因：由于溶质原子与位错相互作用的结果，溶质原子不仅使晶格发生畸变，而且易被吸附在位错附近形成柯氏气团，使位错被钉扎住，位错要脱钉，则必须增加外力，从而使变形抗力提高。包括弹性交互作用（柯氏气团）、电交互作用（铃木气团）和化学交互作用。

(5) 复相强化：由于第二相的相对含量与基体处于同数量级是产生的强化机制。其强化程度取决于第二相的数量、尺寸、分布、形态等，且如果第二相强度低于基体则不一定能够起到强化作用。

11、纤维组织和织构是怎样形成的？它们有何不同？对金属的性能有什么影响？【模拟题三】

答：材料经冷加工后，除使紊乱取向的多晶材料变成有择优取向的材料外，还使材料中的不熔杂质、第二相和各种缺陷发生变形。由于晶粒、杂质、第二相、缺陷等都沿着金属的主变形方向被拉长成纤维状，故称为纤维组织。一般说来，纤维组织使金属纵向（纤维）方向强度高于横向方向。这是因为在横断面上杂质、第二相、缺陷等脆性、低强度“组元”的截面面积小，而在纵断面上截面面积大。当零件承受较大载荷或承受冲击和交变载荷时，这种各向异性就可能引起很大的危险。

金属在冷加工以后，各晶粒的位向就有一定的关系。如某些晶面或晶向彼此平行，且都平行于零件的某一外部参考方向，这样一种位向分布就称为择优取向或简称为织构。

形成织构的原因并不限于冷加工，而这里主要是指形变织构。无论从位向还是从性能看，有织构的多晶材料都介于单晶体和完全紊乱取向的多晶体之间。由于织构引起金属各向异性，在很多情况下给金属加工带来不便，如冷轧镁板会产生(0001) <1120>，若进一步加工很容易开裂；深冲金属杯的制耳，金属的热循环生长等。但有些情况下也有其有利的一面。

12、金属铸件能否通过再结晶退火来细化晶粒？【模拟题四】

答：再结晶退火必须用于经冷变形加工的材料，其目的是改善冷变形后材料的组织和性能。再结晶退火的温度较低，一般在临界点以下。若对铸件采用再结晶退火，其组织不会发生相变，也没有形成新晶核的驱动力（如冷变形储存能等），所以不会形成新晶粒，也就不能细化晶粒。

13、冷变形金属在加工时经过哪三个阶段，它们各自特点是什么？【模拟题四】

答：经过的三个阶段是回复、再结晶、晶粒长大。

(1) 回复：不发生大角度晶界迁移，晶粒的形状和大小与变形态相同。

(2) 再结晶：首先在畸变度高的区域产生新的无畸变晶粒核心，然后消耗周围的变形基体长大，直到完全变成无畸变的细等轴晶粒，但晶体结构并没有改变，性能发生明显变化并恢复到变形前的情况。

(3) 晶粒长大：在晶界表面能的驱动下，新晶粒互相吞食而长大，从而得

到在该条件下较为稳定的尺寸。

第六章 凝固

1、讨论形成晶相和玻璃相的条件，指出为什么大多数陶瓷材料可以结晶，形成玻璃相也是常见的，而金属很容易进行结晶，但很难形成玻璃相？【08年真题】

答：对于有可能进行结晶的材料，决定液体冷却时是否能结晶或者形成玻璃的外部条件是冷却速度，内部条件是黏度。如果冷却速度足够高，任何液体原则上都可以转化为玻璃。特别是对那些分子结构复杂、材料熔融态时黏度很大的液体，冷却时原子迁移扩散困难，则晶体的形成过程很难进行，容易形成过冷液体。温度下降至 T_g 以下时，过冷液体固化成玻璃。

金属材料由于其晶体结构比较简单，且熔融时黏度小，冷却时很难阻止结晶过程的发生，故固态下的金属大多为晶体；但如果冷却很快时，能阻止某些合金的结晶过程，此时过冷液态的原子排列方式保留至固态，原子在三维空间则不呈周期性的规则排列。

陶瓷材料晶体一般比较复杂，特别是能形成三维网络的 SiO_2 等，尽管大多数陶瓷材料可进行结晶，但也有一些是非晶体，这主要是指玻璃和硅酸盐结构。

2、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。【08年真题】

答：在铸锭组织中，一般有三层晶区：

（1）表层细晶区。其形成是由于模壁的温度较低，液体的过冷度较大，因此形核率较高。

（2）柱状晶区。其形成是由于模壁的温度升高，晶核的成长速率大于晶核的形核率，且沿垂直于模壁方向的散热较为有利。在细晶区中取向有利的晶粒优先生长为柱状晶粒。

（3）中心等轴区。其形成是由于模壁温度进一步升高，液体过冷度进一步降低，剩余液体的散热方向性已不明显，处于均匀冷却状态；同时，未熔杂质、破碎枝晶等易集中于剩余液体中，这些都促使了等轴晶的形成。

影响铸锭结晶组织的因素：冷却速度、浇注温度。通常快的冷却速度，高的浇注温度和定向散热有利于柱状晶的形成；如果金属纯度较高、铸锭截面较小时，柱状晶快速成长，有可能形成穿晶。相反，慢的冷却速度，低的浇注温度，加入有效形核剂或搅动等均有利于形成中心等轴晶。

3、合金凝固时发生成分过冷的原因是什么？请画出成分过冷的温度分布曲线。

【10年真题】

答：在合金的凝固的过程中，由于液相中溶质的分布发生变化而改变了凝固凝固温度，这可由相图中的液相相来确定，因此，界面前沿的液体中的实际温度低于由溶质分布所决定的凝固温度时，产生过冷，即成分过冷。

$K_0 < 1$ 成分过冷的温度分布示意图如下图所示：

4、分别写出固溶体的自由能公式中的混合熵、混合焓的表达式。画图示意出当相互作用参数不同时自由能—成分曲线的形状有何不同？【 10 年真题】

答：

5、什么叫临界晶核？它的物理意义及过冷度的定量关系如何？【 11 年真题】

答：半径为 r^* 的晶核称为临界晶核， r^* 为临界半径。

它的物理意义：由 $G-r$ 曲线可知， G 有最大值，当晶胚的 r 小于 r^* 时，则其长大将导致体系自由能的增加，故这种尺寸晶胚不稳定，难以长大，最终熔化而消失。当 $r = r^*$ 时，晶胚的长大使体系自由能降低，这些晶胚就称为稳定的晶核。因此临界晶核是晶胚可以长大地半径最小的晶核。

r^* 与过冷度的定量关系：
$$r^* = \frac{2\sigma \cdot T_m}{L_m \cdot \Delta T}$$
，即临界半径由过冷度 ΔT 决定，过冷

度越大， r^* 越小，则形核的几率增大，晶核的数目也增多。

6、分析纯金属生长形态与温度梯度的关系。【12 年真题】

答：在正温度梯度的情况下，结晶潜热只能通过固相而散开，相界面的推移速度受固相传热速度所控制，晶体的生长接近于平面状向前推移，这是由于温度梯度是正的，当界面上偶尔有突起部分，而伸入温度较高的液体中时，它的生长速度就会缓解甚至停止，周围部分的较凸起部分大而会赶上来，使凸起部分消失，这种过程使得液固界面保持平面状态。

在负温度梯度时，相界面上产生的结晶潜热可以通过固相也可以通过液相而消失，相界面的推移不止由传热速度所控制，在这种情况下，如果部分的相界面生长凸起，到前面的液体中，则能处于温度更低的液相中，使得凸出部分的生长速度增大而进一步的伸向液体中，在这种情况下，液固界面将以树枝状生长。

7、液体金属凝固时都需要过冷，那么固态金属熔化时是否会出现过热，为什么？【模拟题一】

答：固态金属熔化时不一定出现过热。如熔化时，液相若与气相接触，当有少量液体金属在固相表面形成时，就会很快覆盖在整个表面（因为液体金属总

是润湿同一种固态金属)，由下图表面张力平衡可知 $r_{LV}\cos\theta + r_{SL} = r_{SV}$ ，而实验指出 $r_{LV} + r_{SL} < r_{SV}$ ，说明在熔化时，自由能的变化 $G(\text{表面}) < 0$ ，即不存在表面能障碍，也就不必过热。实际金属多属于这种情况。如果固体金属熔化时液相不与气相接触，则有可能使固体金属过热，然而，这在实际上是难以做到的。

8、简述金属晶体长大地机制。【模拟题二】

答：晶体长大机制是指晶体微观长大方式，它与液—固界面结构有关。

具有粗糙界面的物质，因界面上约有 50% 的原子位置空着，这些空位都可接受原子，故液体原子可以单个进入空位，与晶体相连接，界面沿其法线方向垂直推移，呈连续式长大。具有光滑界面的晶体长大，不是单个原子的附着，而是以均匀形核的方式，在晶体学小平面界面上形成一个原子层后的二维晶核与原界面间形成台阶，单个原子可以在台阶上填充，使二维晶核侧向长大，在该层填满后，则在新的界面上形成新的二维晶核，继续填满，如此反复进行。

若晶体的光滑界面存在有螺型位错的露头，则该界面成为螺旋面，并形成永不消失的台阶，原子附着到台阶上使晶体长大。

9、试述结晶相变的热力学条件、动力学条件、能量和结构条件。【模拟题四】

答：分析结晶相变时系统自由能的变化可知，结晶的热力学条件为 $G < 0$ ；

由单位体积自由能的变化 $G_v = -\frac{L_m \cdot \Delta T}{T_m}$ 可知，只有 $T > 0$ ，才有 $G_v < 0$ 。即只有过冷才能使 $G_v < 0$

动力学条件为液—固界面前沿液体的温度 $T < T_m$ (熔点)，即存在动态过冷。

由临界晶核形成功 $A = \frac{1}{3} \sigma_s$ 可知，当形成一个临界晶核时，还有 $\frac{1}{3}$ 的表面能必须由液体中的能量起伏来提供。

液体中存在的结构起伏，是结晶时产生晶核的基础。因此，结构起伏是结晶过程必须具备的结构条件。

10、比较说明过冷度、临界过冷度、动态过冷度等概念的区别。【模拟题五】

答：实际结晶温度与理论结晶温度之间的温度差，称为过冷度 ($\Delta T = T_m - T_n$)。它是相变热力学条件所要求的，只有 $\Delta T > 0$ 时，才能造成固相的自由能低于液相自由能的条件，液、固相间的自由能差便是结晶的驱动力。

过冷液体中，能够形成等于临界晶核半径的晶胚时的过冷度，称为临界过冷度 (ΔT^*)。显然，当实际过冷度 $\Delta T < \Delta T^*$ 时，过冷液体中的最大的晶胚尺寸也小于临界晶核半径，故难于成核；只有 $\Delta T > \Delta T^*$ 时，才能均匀形核。所以，临界过冷度是形核时所要求的。

晶核长大时，要求液—固界面前沿液体中有一定的过冷，才能满足

$\left(\frac{dN}{dt}\right)_F = \left(\frac{dN}{dt}\right)_M$ ，这种过冷称为动态过冷度（ $T_k = T_m - T_i$ ），

它是晶体长大地必要条件。

第七章 相图

1、杠杆定律与重心法则有什么关系？在三元相图的分析中怎样运用杠杆定律和重心法则？【07年真题】

答：杠杆定律与重心法则的关系：杠杆定律应用于三元相图两相平衡时，而重心法则则是应用于三元系统处于三相平衡时，当设想先把三相中的任意两相，混合成一体，然后再把这个混合体和第三相混合成合金，那么这两部分即可应用杠杆定律中的推论，即当给定材料在一定温度下处于两相平衡状态时，若其中一相的成分给定，另一相的成分点必在两已知成分点连线的延长线上。结合直线定律，再进一步应用杠杆定律，可推导出合金成分正好位于成分三角形（三相平衡的三相成分点构成）的质量重心，即重心法则。可见，重心法则是由一定假设，借助直线法则、杠杆定律而推导出来的。

杠杆定律用来计算三元系中两相平衡时，两个相的质量分数；另外可以由直线法则及杠杆定律作出有用的推论：当给定材料在一定温度下处于两相平衡时，若其中一相的成分给定，另一相的成分点必在两已知成分点连线的延长线上；若两个平衡相的成分点已知，材料的成分点必然位于此两个成分点的连线上。

重心法则可用来计算三元系中三相平衡时，三个相的质量分数。

2、三元相图的垂直截面与二元相图有何不同？为什么杠杆定律可以应用于二元相图而不能应用于三元相图的垂直截面图？【09年真题】

答：尽管三元相图的垂直截面图与二元相图的形状很相似，但是它们之间存在着本质的差别，二元相图的液相线与固相线可以用来表示合金在平衡凝固过程中液相与固相浓度随温度变化的规律，而三元相图的垂直截面就不能表示相浓度随温度而变化的关系，只能用于了解冷凝过程中额相变温度，不能应用直线法则来确定两相的质量分数，也不能用杠杆定律计算两相的相对量。

3、三元匀晶相图中，如果是一个两相区，根据相律，该相区的自由度是多少？如果一个合金成分位于该相区，如何知道两相的成分和含量？【12年真题】

答：（1）有相律可知 $f = c - p + 1 = 2$ ，即自由度为 2。

（2）可用直线法则、杠杆定律、重心定律计算两相的成分和含量。

直线法则：在一定温度下三组元材料两相平衡时，材料的成分点和其两个平衡相的成分点必然位于成分三角形内的一条直线上。如下图所示，设在一定温度下成分点 o 的合金处于 $\alpha + \beta$ 两相平衡状态， α 相及 β 相的成分点分别为 a 、 b 。由图中可读出三元合金 o 、 α 、 β 相中 B 组元的含量分别为 Ao_1 、 Aa_1 、 Ab_1 ；C 组元的含量分别为 Ao_2 、 Aa_2 、 Ab_2 。由含量关系可推导出解析几何中三点共线的关系式：
$$\frac{Aa_1 - Ab_1}{Aa_2 - Ab_2} = \frac{Ao_1 - Ab_1}{Ao_2 - Ab_2}$$
。由此可证明 o 、 a 、 b 必在一条直线上。同样在等边成分三角形中，上述关系依然存在。

杠杆定律：由前面推导还可以得出 $\omega_a = \frac{Aa_1 - Ao_1}{Ab_1 - Aa_1} = \frac{o_1b_1}{a_1b_1} = \frac{ob}{ab}$

重心定律：成分为 R 的三元合金在某一温度下，分解成 α ， β ， γ 三个相，则 R 的成分点必定位于 $\alpha\beta\gamma$ 的重心位置上。如图，合金成分 o，三相 α 、 β 、 γ 成分分别为 P、Q、S，则由杠杆定律可以得到各相的质量分数为：

$\omega_\beta = \frac{OR}{QR}$ ， $\omega_\alpha = \frac{OM}{PM}$ ， $\omega_\gamma = \frac{OT}{ST}$ 。O 点正好位于成分三角形 PQS 的质量重心。

4、
第八章 综合

、

一、概念辨析题（说明下列各组概念的异同。任选六题，每小题 3 分，共 18 分）

- | | | |
|---------------|------------|-------------|
| 1 晶体结构与空间点阵 | 2 热加工与冷加工 | 3 上坡扩散与下坡扩散 |
| 4 间隙固溶体与间隙化合物 | 5 相与组织 | 6 交滑移与多滑移 |
| 7 金属键与共价键 | 8 全位错与不全位错 | 9 共晶转变与共析转变 |

答：1 晶体结构与空间点阵

异：点的属性、数目、有无缺陷；同：描述晶体中的规律性。

2 热加工与冷加工

异：热加工时发生回复、再结晶与加工硬化；冷加工只发生加工硬化；

同：发生塑性变形。

3 上坡扩散与下坡扩散

异：扩散方向；

同：驱动力 - 化学位梯度。

4 间隙固溶体与间隙化合物

异：结构与组成物的关系；

同：小原子位于间隙位置。

5 相与组织

异：组织具有特定的形态；

同：都是材料的组成部分。

6 交滑移与多滑移

异：多个滑移系的滑移；

同：交滑移中滑移系具有相同的滑移方向。

7 异：电子共用范围不同，金属键中电子属所有原子共用，共价键中属若干原子共用。

同：成键方式为电子共用。

8 异：柏氏矢量与点阵常数的关系不同。

同：都是线缺陷，即位错。

9 异：共晶转变为从液相转变，共析转变为从固相转变。

同：在恒温下转变产物为两个固相。

1. 请对比分析加工硬化、细晶强化、弥散强化、复相强化和固溶强化的特点和机理。

答：加工硬化：是随变形使位错增殖而导致的硬化；

细晶强化：是由于晶粒减小，晶粒数量增多，尺寸减小，增大了位错连续滑移的阻力导致的强化；同时由于滑移分散，也使塑性增大。该强化机制是唯一的同时增大强度和塑性的机制。

弥散强化：又称时效强化。是由于细小弥散的第二相阻碍位错运动产生的强化。包括切过机制和绕过机制。

复相强化：由于第二相的相对含量与基体处于同数量级是产生的强化机制。其强化程度取决于第二相的数量、尺寸、分布、形态等，且如果第二相强度低于基体则不一定能够起到强化作用。

固溶强化：由于溶质原子对位错运动产生阻碍。

1 试论材料强化的主要方法及其原理。

固溶强化：原理：晶格畸变、柯氏气团，阻碍位错运动；方法：固溶处理、淬火等。

细晶强化：原理：晶界对位错滑移的阻碍作用。方法：变质处理、退火等。

弥散强化：原理：第二相离子对位错的阻碍作用；方法：形成第二硬质相如球化退火、变质处理等。

相变强化：原理：新相为高强相或新相对位错的阻碍。方法：淬火等。

加工硬化；原理：形成高密度位错等。方法：冷变形等。

1. 请简述二元合金结晶的基本条件有哪些。

答：热力学条件 $G < 0$

结构条件： $r > r^*$

能量条件： $A > G_{\max}$

成分条件

2. 同素异晶转变和再结晶转变都是以形核长大方式进行的，请问两者之间有何差别？

答：同素异晶转变是相变过程，该过程的某一热力学量的倒数出现不连续；再结晶转变只是晶粒的重新形成，不是相变过程。

3. 两位错发生交割时产生的扭折和割阶有何区别？

答：位错的交割属于位错与位错之间的交互作用，其结果是在对方位错线上产生一个大小和方向等于其柏氏矢量的弯折，此弯折即被称为扭折或割阶。扭折是指交割后产生的弯折在原滑移面上，对位错的运动不产生影响，容易消失；割阶是不在原滑移面上的弯折，对位错的滑移有影响。

4. 请简述扩散的微观机制有哪些？影响扩散的因素又有哪些？

答：置换机制：包括空位机制和直接换位与环形换位机制，其中空位机制是主要机制，直接换位与环形换位机制需要的激活能很高，只有在高温时才能出现。

间隙机制：包括间隙机制和填隙机制，其中间隙机制是主要机制。

影响扩散的主要因素有： 温度（温度越高，扩散速度越快）；晶体结构与类型（包括致密度、固溶度、各向异性等）；晶体缺陷；化学成分（包括浓度、第三组元等）

5. 请简述回复的机制及其驱动力。

答：低温机制：空位的消失

中温机制：对应位错的滑移（重排、消失）

高温机制：对应多边化（位错的滑移 + 攀移）

驱动力：冷变形过程中的存储能（主要是点阵畸变能）