

## 2014 年上交大凝固回忆版

1. 定向凝固装置图
2. 如何减少成分偏析
3. 设计大型铸件的减少溶质不均匀的方法和论述工厂实行的可行性
4. 成分过冷理论和界面稳定性理论的异同点
5. 非均质形核中孕育剂的机理与使用中注意问题

## 2010 年金属凝固原理复习重点

### 一、( 15 分 )

如图所示， Pb-Bi( $W_{Bi}=20\%$ )合金，在无固相扩散的条件下，试计算凝固后的共晶量。

解：第一阶段，非平衡凝固冷却至 184 ，无固相扩散  $=0$ ，根据公式 4-8：

$$C_s = k_0 C_0 (1 - f_s)^{(k_0 - 1)}$$

其中  $k_0 = 23/36 = 0.639$ ， $C_s = 23\%$ ， $C_0 = 20\%$  带入得  $f_s = 0.8$

剩余液相  $1 - f_s = 0.2$

第二阶段，发生包晶反应，先算  $k_0'$ ，延长线段  $L_1$ 、 $L_2$  交于一点 A，求 A (X, Y)

$$\frac{Y - 184}{X - 36} = \frac{125 - 184}{56 - 36}$$
$$\frac{Y - 184}{X - 33} = \frac{125 - 84}{42 - 33}$$

联立两方程解得：  $X = 30.545$ ， $Y = 200.090$

$$\text{故 } k_0' = \frac{42 - 30.545}{56 - 30.545} = 0.45,$$

将  $k_0' = 0.45$ ， $C_s = 42\% - 30.545\% = 11.455\%$ ， $C_0 = 36\% - 30.545\% = 5.455\%$ ，带入公式 4-8 可求得  $f_s = 0.9392$

剩余液相  $1 - f_s = 0.0608$

凝固后的共晶量为  $0.0608 \times 0.2 = 0.01216 \approx 0.01$

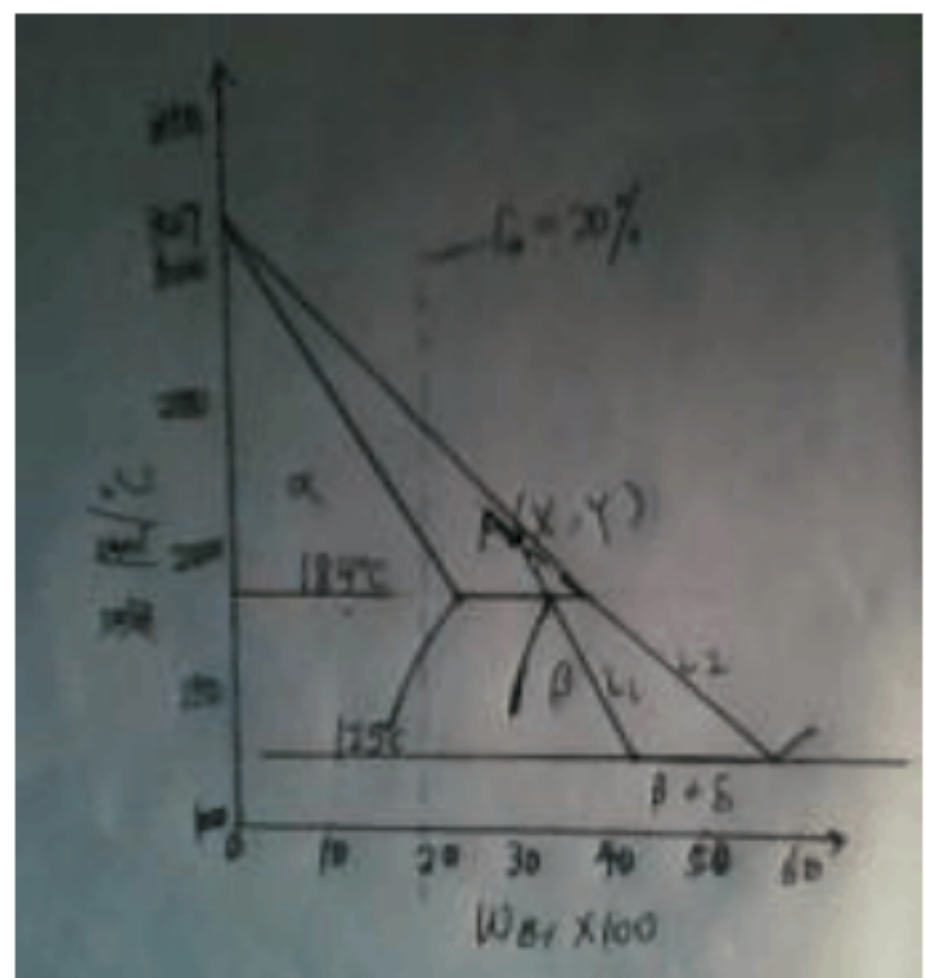
### 三、热裂产生机理：

热裂形成的机理主要有液膜理论和强度理论。

- 1、液膜理论：液膜理论认为，热裂纹的形成是由于铸件在凝固末期晶间存在液膜和铸件在凝固过程中受拉应力共同作用的结果。液膜是产生热裂纹的根本原因，而铸件收缩受阻是产生热裂纹的必要条件。
- 2、强度理论：强度理论认为，合金存在热脆区和在热脆区内合金的断裂应变低是产生热裂纹的重要原因，而铸件的集中变形是产生热裂纹的必要条件。

防止途径：

根据以上讨论可知，凡是能够减小热裂倾向性的因素均可据以制定出防止铸件产生热裂的措施。



1、合金成分、熔炼工艺：(1) 在不影响铸件使用性能的前提下，可适当调整合金的化学成分，或选择热裂倾向性较小的合金。(2) 减小合金中的有害杂质。应尽可能地降低钢中硫、磷的含量。(3) 改善合金的脱氧工艺，提高脱氧效果。(4) 细化初晶组织，对合金进行孕育处理以细化晶粒，消除柱状晶。

2、铸型方面：(1) 改善砂型和砂芯的溃散性。采用粘土砂时，可加入些木屑，以湿砂型代替干砂型，采用薄壁空心型芯或在型芯内加入松散材料（如碎焦炭、草绳等）；减小芯骨和箱档可能引起的阻碍；舂砂不应过硬。(2) 采用涂料使型腔表面光滑以减小铸件和铸型之间的摩擦阻力

3、浇注条件方面：(1) 减小浇冒口系统对铸件收缩的机械阻碍(2) 减少铸件各部分温差。(3) 用冷铁消除热节的有害作用。

4、铸件结构方面：(1) 两壁相交处应做成圆角；(2) 避免两壁十字交叉，将交叉的壁错开；(3) 必须在铸件上采用不等厚度截面时，应尽可能使铸件各部分收缩时彼此不发生阻碍。(4) 在铸件易产生热裂处设置防裂筋。总之，影响热裂产生的因素很多，它们又是错综复杂的，必须根据具体情况进行分析，找出其中的主要矛盾，采取适当措施，才能有效地防止和消除铸件产生热裂。

## 五、凝固区间结构特征

Ⅰ区（从液相边界到倾出边界）。这个区的特征为固相处于悬浮状态而未连成一片，液相可以自由移动，用倾出法做试验时，固体能够随液态金属一起被倾出。

Ⅱ区（从倾出边界到补缩边界），这个区的特征为固相已经连成骨架，但液相还能在固相骨架间自由移动，这时某一部位的体积收缩能够得到其它部位液体的补充，而不至于产生缩孔或缩松。

Ⅲ区（从补缩边界到固相边界）这个区的特征为固相不但连成骨架而且已经充分长大，存在于固相间隙中的少量液体被分割成一个个互不沟通的小“溶池”。这时液体再发生凝固收缩，不能得到其它液体的补缩。

根据以上的分析可以看出，对铸坯质量影响最大的是Ⅲ区的宽度。可以推断凝固区域越宽，则Ⅲ区的宽度也就越宽。

8. 说明典型条件下的溶质再分配规律，熟悉相关条件下的成分过冷判别式，并能够利用这些判别式进行相关计算。

答：(1) 液相完全混合的溶质再分配， $C_s^* = k_0 C_0 [1 - (1 - 2\alpha k_0) f_s]^{k_0^{-1}}$  (2) 液相中

有对流作用的溶质再分配， $k_E = \frac{C_s^*}{C_0} = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) e^{-\frac{v}{D_L} \delta_N}}$  (3) 液相中只有扩散的溶质再分

配，最初过渡区： $C_s = C_0 \left[ 1 - (1 - k_0) \exp \left( -\frac{k_0 v}{D_L} x \right) \right]$

成分过冷判别式：液相中只有扩散没有对流的情况： $\frac{G_L}{v} \geq \frac{m_L C_0 (1 - k_0)}{D_L k_0}$

通用式：
$$\frac{G_L}{v} \geq \frac{m_L}{D_L} C_0 \frac{1}{\frac{k_0}{1-k_0} + e^{-\frac{v}{D_L} \delta_N}}$$

4. 成分过冷判据？成分过冷大小受哪些因素的影响？

答：(1) 过冷判据的通式为：

$$\frac{G_L}{R} < \frac{m_L C_L}{D_L} \frac{1}{\frac{k_0}{1-k_0} + e^{-\frac{v}{D_L} \delta_N}}$$

$G_L$  - 液相中的温度梯度  $R$  - 冷却速度  $C_L$  - 液相平均成分

$D_L$  - 液相溶质扩散系数  $k_0$  - 平衡分配系数  $\delta_N$  - 与对流强度有关的参数

当液相只有有限扩散时，此时  $\delta_N \rightarrow \infty$ ，此时成分过冷判据为：

$$\frac{G_L}{R} < \frac{m_L C_0 (1 - k_0)}{D_L k_0}$$

其中  $C_0$  - 液相原始成分。

(2) 成分过冷大小的影响因素：

- ①液相中的温度梯度  $G_L$ ， $G_L$  越小，越利于成分过冷的形成；
- ②晶体生长速度  $R$ ， $R$  越大，越利于成分过冷的形成；
- ③液相线斜率  $m_L$ ， $m_L$  越大，越利于成分过冷的形成；
- ④原始成分浓度  $C_0$ ， $C_0$  越大，越利于成分过冷的形成；
- ⑤液相中溶质扩散系数  $D_L$ ， $D_L$  越小，越利于成分过冷的形成；
- ⑥平衡分配系数  $k_0$ ， $k_0 < 1$  时， $k_0$  越小； $k_0 > 1$  时， $k_0$  越大。此时越利于成分过冷的形成。

界面前方过冷状态对结晶过程的影响：(1) 热过冷对纯金属结晶过程的影响：1) 界面前方无热过冷下的平面生长 2) 热过冷作用下的枝晶生长 (2) 成分过冷对一般单相合金结晶过程的影响：无成分过冷，平面生长；成分过冷的出现和增大，胞状生长 - 枝晶生长 - 新的晶核并不断长大，由柱状枝晶的外生生长到等轴枝晶的内生生长。一般单相合金结晶时的界面生长方式和晶体结构形态取决于工艺条件和成分条件共同作用下的成分过冷。

11 说明共晶合金的生核生长特点，规则共晶和非规则共晶的区别。

答：规则共晶是指金属 - 金属共晶的凝固。多数的金属 - 金属共晶其长大速度在四周各个方向上是均匀的，它具有球形长大的前沿，而在共晶组织内部两相之间却是层片状的。球的中心有一个核心，它是两相中的一相，起着一个共晶结晶核心的作用。共晶中两相交替成长，并不意味着每一片都要单独形核，其长大过程是靠搭桥的办法使同类相的层片进行增殖，这样就可以由一个晶核长出整整一个共晶团。

非规则共晶是指金属 - 非金属共晶的凝固。金属 - 非金属共晶的型核与金属 - 金属共晶相似，但由于金属 - 非金属共晶两固相熔点一般来说相差较大，所以其共晶共生区偏向于高熔点一方也更突出，一直到进入共生区后，两相才开始“合作长大”。因此，在这类共晶中经常出现（或称晕圈）组织。金属 - 非金属共晶凝固时，由于非金属只能在



某些方向上长大，所以非金属晶体就会产生两种长大模型。第一种长大模型称为合作长大。按这种模型，当一个非金属晶体由于缺乏非金属原子的供应而停止长大时，它可以通过孪生或亚晶界将长大方向改变到非金属原子富集区，这样就产生了非金属晶体的分枝。当长大按照这种模型进行时，非金属内部是相连的。第二种长大模型称为重新形核长大，按照这种模型两个非金属晶体相对长大汇聚时，将导致一个或两个晶体长大的停止，而新的晶核将在非金属原子富集区重新形成，在这种情况下，非金属晶体将是不相连的。

12 熟悉包晶合金的非平衡凝固特点。

答：在非平衡凝固时，由于溶质在固相中的扩散不能充分进行，包晶之前凝固出来的相内部成分是不均匀的，即树枝晶的心部溶质浓度较低，而树枝晶的边缘溶质浓度高，当温度到达  $T_p$  时，在相的表面发生包晶反应。从形核功的角度看，相在  $\alpha$  相表面非均质形核要比在液相内部均质形核更为有利。因此，在包晶反应过程中，相很快被相包围，此时，液相与相脱离接触，包晶反应只能依靠溶质组元从液相一侧穿过相向相一侧进行扩散才能继续下去，因此将受到很大限制。多数具有包晶反应的合金，其溶质组元在固相中的扩散系数很小，因此在非平衡凝固条件下，包晶反应进行的是不完全的，由于溶质组元在固相中扩散的不充分，本来是单相组织却变成了多相组织。

13 如何由实验确定单相合金的动态凝固曲线？单相合金的凝固区间结构特点及其对缩孔缩松，热裂等铸造缺陷的影响。

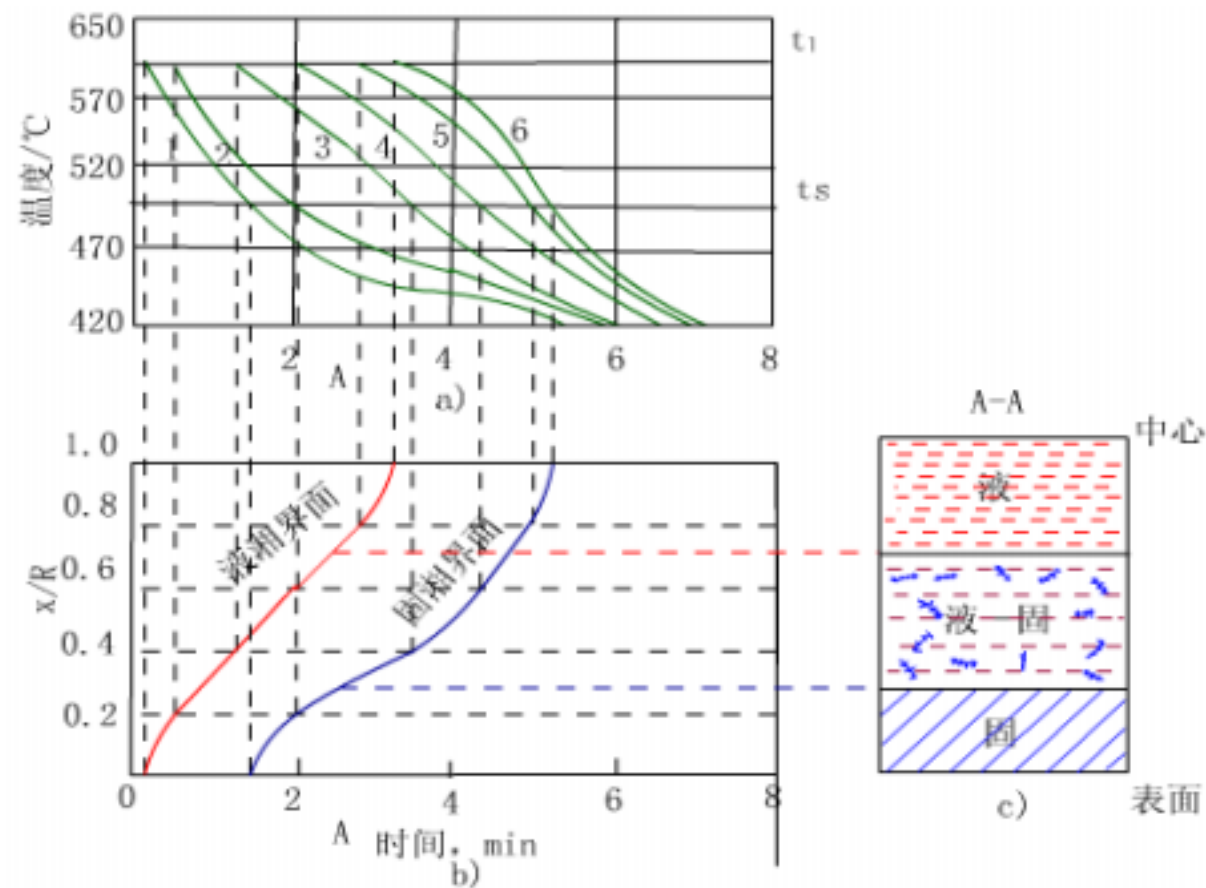


图4-6 铸件凝固动态曲线的绘制  
a) 铸件断面的温度—时间曲线 b) 凝固动态曲线 c) 某时刻的凝固状态

图 4-6 为凝固动态曲线，它是根据直接测量的温度—时间曲线绘制的。首先在图 4-6a 上给出合金的液相线和固相线温度，把二直线与温度—时间相交的各点分别标注在图 4-6b 的  $(x/R, t)$  坐标系上，再将各点连接起来，即得凝固动态曲线。纵坐标  $x/R$  是铸件表面向中心方向的距离， $R$  是铸件壁厚之半或圆柱体和球体的半径。由于凝固是从铸件壁两侧同时向中心进行，所以当  $x/R=1$  时表示已凝固至铸件中心。图 4-6c 为根据凝固动态曲线绘制的自测温度开始后 2 分 20 秒的凝固状况。根据凝固动态曲线可以获得任一时刻的凝固状态。

18 说明缩孔缩松的形成原因及预防措施。

答：铸件在凝固过程中，由于合金的液态收缩和凝固收缩，往往在铸件最后凝固的部位出现孔洞，称为缩孔。容积大而集中的孔洞称为集中缩孔，简称缩孔；细小而分散的孔洞成为分散性缩孔，简称为缩松。

预防措施：防止铸件中产生缩孔和缩松的基本原则使铸件在凝固过程中建立良好的补缩条件，尽可能地使缩松转化为缩孔，并使缩孔出现在铸件最后凝固的地方。这样在铸件最后凝固的地方安置一定尺寸的冒口，使缩孔集中于冒口中，或者把浇口开在最后凝固的地方直接补缩，既可获得健全的铸件。

使铸件的凝固方向符合“顺序凝固原则”或“同时凝固原则”：

- 1) 顺序凝固 用各种措施保证铸件结构上各部分，按照远离冒口的部分最先凝固，然后是靠近冒口部分，最后才是冒口本身凝固的次序进行，保证缩孔集中在冒口中，获得致密的铸件；
- 2) 同时凝固 取工艺措施保证铸件结构上各部分之间没有温差或温差尽量小，使各部分同时凝固。在同时凝固条件下，没有补缩通道。

不能简单地采用顺序凝固或同时凝固方式，而往往是采用复合的凝固方式

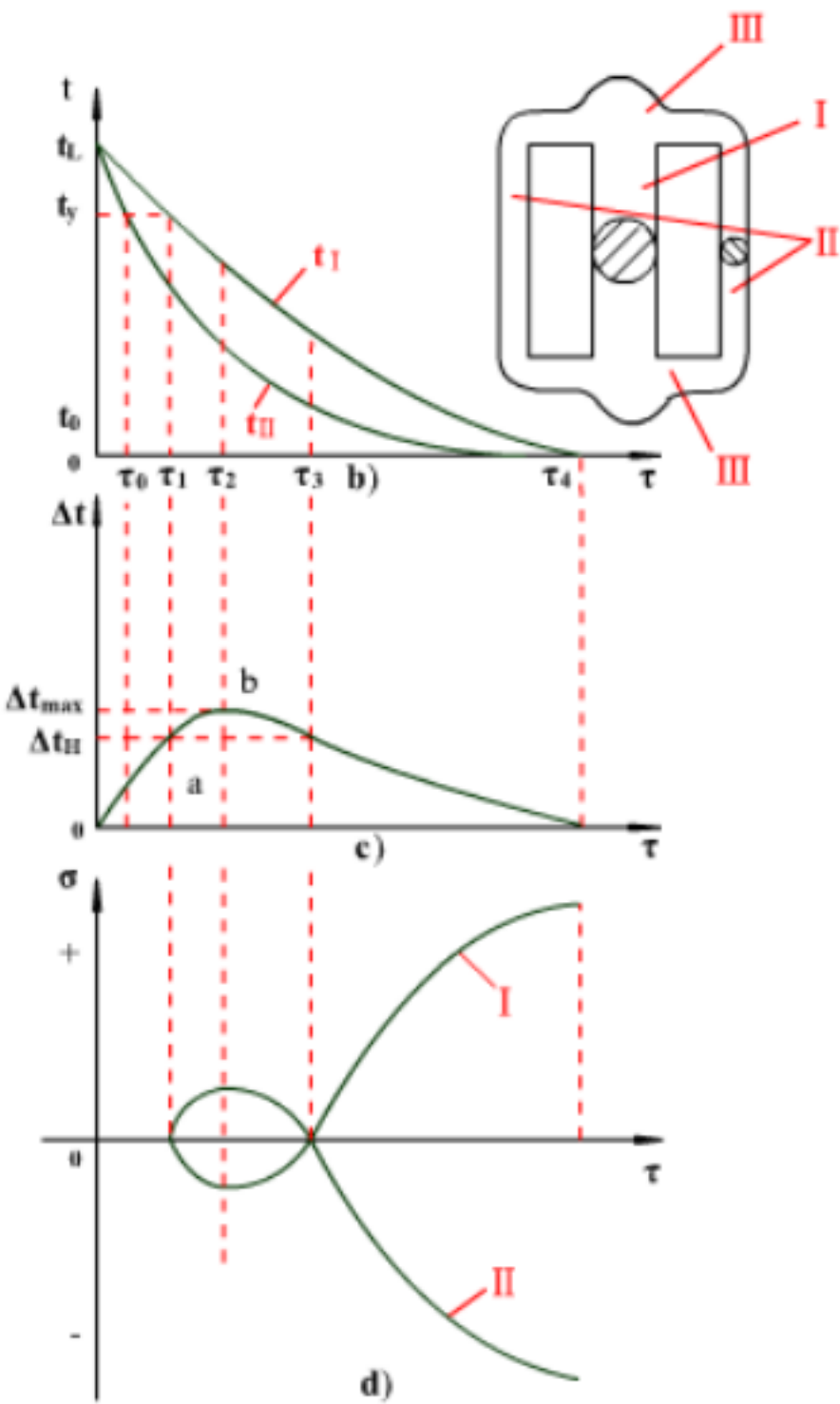


图9-1 壁厚不同的应力框铸件瞬时应力发展过程示意图  
a) 应力框铸件 b) 两杆温度变化曲线  
c) 两杆温差变化曲线 d) 两杆应力变化曲线

19 (应力框由杆 I，杆 II 以及横梁 III 组成；开始冷却时，两杆具有相同的温度  $t_L$ ，最后又冷却到同一温度  $t_0$ )

瞬时应力的发展过程可分四个阶段加以说明，如图 9-1d 所示：

第一阶段 ( $\tau_0 \sim \tau_1$ )： $t < t_y, t > t_y$ 。杆 II 开始收缩，而杆 I 仍处于凝固初期，枝晶骨架尚未形成。显然，此时铸件的变形由杆 II 确定，杆 II 带动杆 I 一起收缩。到  $\tau_1$  时，两杆具有同一长度，温差为  $t_H$ ，铸件不产生应力。

第二阶段 ( $\tau_1 \sim \tau_2$ )： $t < t_y, t < t_y$ 。杆 II 要比杆 I 多收缩，但两杆彼此相连，始终具有相同长度，故杆 II 被拉长，杆 I 被压缩。这样，在杆 II 内产生拉应力，在杆 I 内则产生压应力。

到  $\tau_2$  时两杆温差最大，应力达到极大值，该阶段为应力增长阶段。

第三阶段 ( $\tau_2 \sim \tau_3$ )：两杆中的应力逐渐

减小，到  $\tau_3$  时，铸件处于完全卸载状态。

第四阶段 ( $\tau_3 \sim \tau_4$ )：杆 I 的冷却速度仍然比杆 II 快，即杆 I 的自由线收缩速度大

于杆 。在此阶段，杆 I 被拉长，故产生拉应力，杆 则相反，产生压应力。

#### 一、 选择题

1. “成分过冷”原则是由( )首先提出的。

W. Kurz M.C.Flemings B.Chalmers

2. 在快速凝固条件下，不可能由仪器直接测量出冷却速度。这时，可以通过测量( )来估算冷却速度。 一次枝晶间距 二次枝晶间距 晶粒度

3. 在规则共晶生长时，促使 相和 相共生生长的决定因素是( ) P169

热流方向 固液界面附近的溶质横向扩散 晶体学因素

4. 在非平衡生长条件下，非规则共晶的共生区形状是：

对称的 偏向金属相一侧 偏向非金属相一侧

5. 某种物质凝固时的固液界面粗糙程度可由该物质( )值的大小判定。 P96

熔化熵 表面能 自由能

6. 对一般金属而言，晶体长大速度与界面过冷度成( )关系。 P118

直线 指数 抛物线

7. 在共晶固液界面前沿很小距离内，溶质成分的分布极不均匀。超过这个距离，液相成分是均一的  $C_e$ 。这段距离大约为： P176

相当于一个层片厚度的范围 相当于四个层片厚度的范围 相当于一个共晶晶粒的范围

8. 定向凝固条件下的热平衡方程为：

$$sG - L G = mLR$$

如果同一金属固相和液相的导热系数相同，那么在同样的生长速度下，以下三种金属中哪一种金属更容易获得较高的液相温度梯度： ( )

Al Cu Fe

9. 固液界面前沿液相的流动会影响柱状树枝晶的生长方向，那么柱状树枝晶通常向液体流动方向的( )方向倾斜。 P241

相同 相反 垂直

10. 金属玻璃的结构和其在( )时的结构大体相似。

气态 液态 固态

#### 四 试述金属凝固方式，影响因素及其对铸件质量的影响。

答：金属凝固方式分为三种：逐层凝固  $\frac{\Delta t}{\delta t} < 1$ ，体积凝固  $\frac{\Delta t}{\delta t} > 1$ ，中间凝固。  $\Delta t$  为结晶

温度间隔，  $\delta t$  为结晶开始温度与铸件表面温度差。影响因素：结晶温度范围越小，温度

梯度越大，凝固区域越窄，越趋向与逐层凝固。反之，结晶温度范围越大，温度梯度越

小，凝固区域越宽，越趋向与体积凝固。对铸件质量的影响： (1) 逐层凝固具有良好的

充填和补缩条件，产生分散性缩孔的倾向性很小，而是在最后凝固部位形成集中缩孔。

如果合理设置冒口，可使缩孔移入冒口，而且在凝固过程中收缩产生的晶间裂纹容易得

到金属液补充，使裂纹愈合，故热裂倾向小。 (2) 体积凝固方式，补缩条件差，形成分

散性缩孔，等轴晶粗大，热裂倾向大。 (3) 中间凝固方式的补缩特性，热裂倾向，充型

性能均介于前两者之间。



金属的凝固方式与铸件质量的关系：1、窄结晶温度范围的合金（1）纯金属和共晶成分合金：是以逐层方式凝固（2）窄结晶温度范围的合金：与纯金属的不同之处是凝固前沿不平滑，而为锯齿形。补缩性良好，最后凝固的部位缩孔，热裂倾向性小，较好的充型能力 2、宽结晶温度范围的合金：合金铸件的凝固区域宽，液态金属的过冷很小，容易发展成为树枝发达的粗大等轴晶组织，铸件中形成分散性的缩孔即缩松，热裂的倾向性很大，充型性能也很差。 3、中等结晶温度范围的合金补缩特性、热裂倾向性和充型性能介于窄结晶温度范围和宽结晶温度范围合金之间。

凝固时间的计算： $T=R^2/K^2$ ，R为折算厚度，板型为厚度/2，球形为半径/3

八 说明结晶与凝固的区别及凝固组织对铸坯质量和性能的影响。

答：结晶是一种原子排列短程有序，长程无序状态过渡到另一种原子排列状态长程有序的转变过程。结晶是从物理化学观点出发，研究液态金属的生核，长大，结晶组织的形成规律。凝固是物质聚集状态的变化，由液态转变为固态的过程，其中，固态也可以为晶态，也可以为非晶态。凝固是从传热学观点出发，研究铸件和铸型的传热过程，铸件断面上凝固区域的变化规律，凝固方式与铸件质量的关系等。

凝固组织对铸坯的性能和质量有很大的影响，就宏观组织而言，表面细晶区一般比较薄，对铸件的质量和性能影响不大。铸件的质量与性能主要取决于柱状晶区与等轴晶区的比例以及晶粒的大小。柱状晶的力学性能有明显的方向性，纵向好，横向差，铸坯在凝固或冷却过程中容易沿晶界产生裂纹。等轴晶的晶界面积较大，杂质和缺陷分布比较分散，且晶粒的晶体取向不同，故性能的方向性较小，比较稳定。晶粒越细，其综合性能越好，且抗疲劳性能也越高。所以通常情况下，希望获得细密的等轴晶组织。

十 说明如何获得等轴细晶组织。

答：等轴晶细化能使杂质和缺陷分布更加分散，从而在一定程度上提高各项性能。一般说来，晶粒越细，其综合性能就越好，抗疲劳性能也越高。细化原理：通过强化非均质生核和促进晶粒游离以抑制凝固过程中柱状晶区的形成和发展。就能获得等轴晶组织。非均质晶核数量越多，晶粒游离的作用越强，熔体内部越有利于游离晶的残存，则形成的等轴晶粒就越细。具体方法有：（1）合理控制浇注工艺和浇注条件，加大冷却速度，提高过冷度，降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、内外“冷铁”。（2）孕育处理和变质处理，加入晶粒细化剂和变质剂。（3）动力学细化，铸型振动，超声波振动，液相电磁搅拌等促使型壁晶体的游离，枝晶臂断裂与游离。

二 写出界面稳定性动力学理论的判别式，并结合该式说明界面能，温度梯度，浓度梯度对界面稳定性的影响。

答：判别式  $s(\omega) = -T_m \Gamma \omega^2 - \frac{1}{2}(g' + g) + mG_c \frac{\omega^* - \left(\frac{v}{D}\right)}{\omega^* - \left(\frac{v}{D}\right)(1 - k_0)}$ ， $s(\omega)$ 的正负决定着干扰

振幅是增长还是衰减，从而决定固液界面稳定性。第一项是由界面能决定的，界面能不可能是负值，所以第一项始终为负值，界面能的增加有利于固液界面的稳定。第二项是由温度梯度决定的，温度梯度为正，界面稳定，温度梯度为负，界面不稳定。第三项恒为正，表明该项总使界面不稳定，固液界面前沿形成的浓度梯度不利于界面稳定，溶质沿界面扩散也不利于界面稳定。

三 写出溶质有效分配系数  $k_E$  的表达式，并说明液相中的对流及晶体生长速度对  $k_E$  的影响。若不考虑初始过渡区，什么样的条件下才可能有  $C_s^* = C_0$

答： $k_E = \frac{C_s^*}{C_0} = \frac{k_0}{k_0 + (1-k_0)e^{-\frac{v}{D_L}\delta_N}}$  可以看出，搅拌对流愈强时，扩散层厚度  $\delta_N$  愈小，

故  $C_s^*$  愈小。生长速度愈大时， $C_s^*$  愈向  $C_0$  接近。(1) 慢的生长速度和最大的对流时，

$\frac{v}{D_L}\delta_N \ll 1$ ， $k_E = k_0$ ；(2) 大的生长速度或者液相中没有任何对流而只有扩散时， $\frac{v}{D_L}\delta_N \gg$

1， $k_E = 1$

(3) 液相中有对流，但属于部分混合情况时， $k_0 < k_E < 1$ 。 $k_E = 1$  时， $C_s^* = C_0$ ，即在大的生长速度或者液相中没有任何对流而只有扩散时。

四 写出宏观偏析的判别式，指出产生正偏析，负偏析，和不产生偏析的生长条件。

答： $\bar{C}_s = k_0 C_0 \frac{q}{k_0 - 1 + q}$ ， $\bar{C}_s$  是溶质的平均浓度， $C_0$  是液相的原始成分， $q$  是枝晶

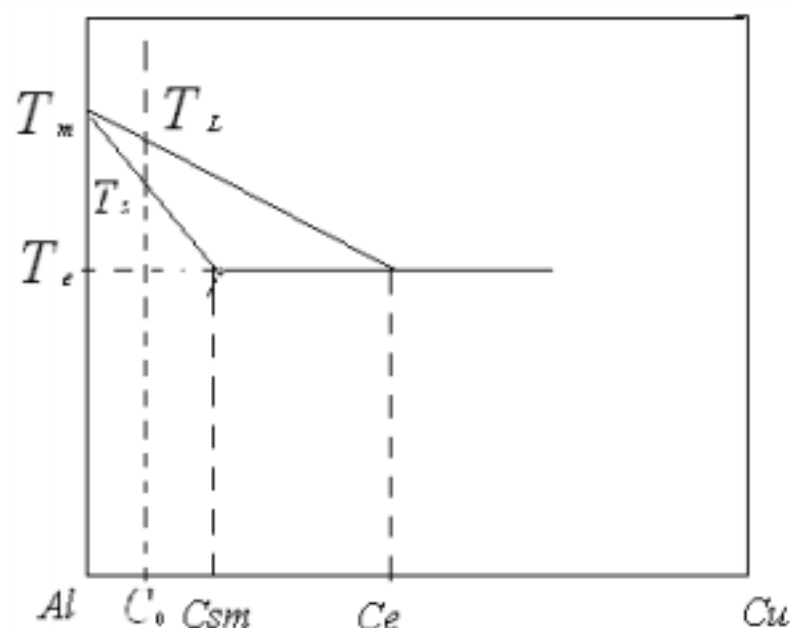
内溶质分布的决定因素，它是合金凝固收缩率  $\beta$ ，凝固速度  $u$  和流动速度  $\bar{v}$  的函数，

$q = (1 - \beta)(1 - \frac{\bar{v}}{u})$ 。 $\bar{C}_s = C_0$ ，即  $\frac{V_p}{u} = -\frac{\beta}{1 - \beta}$  时， $q=1$ ，无宏观偏析。 $\bar{C}_s > C_0$  时，对于

$k_0 < 1$  的合金来说，为正偏析，此时  $\frac{V_p}{u} > -\frac{\beta}{1 - \beta}$ 。 $\bar{C}_s < C_0$  时，对于  $k_0 < 1$  的合金来说，

为负偏析，此时  $\frac{V_p}{u} < -\frac{\beta}{1 - \beta}$ 。

五 解：用  $\Delta T_r = -\frac{\sigma T_m V_m}{\Delta H_m} \cdot k = -\frac{\sigma T_m V_m}{\Delta H_m} \cdot \frac{2}{r}$  计算



六 解：



如图所示，液相线斜率  $m_L = \frac{T_e - T_m}{C_e}$ ， $T_L = T_m + m_L C_0 = T_m + \frac{C_0(T_e - T_m)}{C_e}$

$$T_s = T_m + \frac{C_0(T_e - T_m)}{C_{sm}}$$

(1) 完全无对流时， $\frac{G_L}{v} \geq \frac{m_L C_0(1-k_0)}{D_L k_0} = \frac{\Delta T}{D_L} = \frac{T_L - T_s}{D_L}$ ，其中，

$\Delta T = T_L - T_s = \frac{m_L C_0(1-k_0)}{k_0}$ ，结合前边几个式子，可以求出  $k_0$ ，为(2)做准备。

(2) 对流相当激烈时， $\frac{G_L}{v} \geq \frac{m_L C_0(1-k_0)}{D_L} = k_0 \frac{\Delta T}{D_L} = k_0 \frac{T_L - T_s}{D_L}$ 。

七 如何获得深过冷？

答：深过冷快速凝固技术是指利用各种有效的净化手段尽可能消除异质核心，使金属熔体保持在平衡液相线以下数百度，再在缓冷条件下快速凝固的一种工艺方法。该方法的核心是(1)设法消除可作为非均质形核媒质的杂质，容器壁，以及外界随机扰动的影响，创造尽可能接近均质形核的条件，使熔体在形核前获得大的稳定的初始过冷度。(2)选择某些合金和合金成分，其熔体固有特性应能保证在不太高的冷却速度下达到大的初始形核过冷度和发生快速凝固。熔滴乳化法：将熔融金属液分成细小的液滴，这样在微小液滴里就形成了一个近均匀形核的条件，有利于获得大的稳定的过冷度。磁悬浮无坩埚熔炼法，玻璃混合料包裹合金熔体法。

八 普通铸件中不可避免的存在着微观偏析和宏观偏析，试述如何减少或者消除这种偏析。

答：对于微观偏析，采用长时间的扩散退火，可以予以消除或减轻。消除宏观偏析，可以采取的工艺措施有：(1)保证合金成分，使凝固过程中液体的密度差别减到最小。因为液体的密度差是促使液体流动的因素之一。(2)适当的铸件或铸锭高度，因为液体的静压头愈大，流动愈会加剧。(3)加入孕育剂细化枝晶组织，使流动阻力增加，从而减小流动速度。(4)在凝固开始阶段，用加速液体对流的办法，可以细化晶粒，但在凝固过程中，应该使液体的对流运动停止，如果自然对流速度较大，应该外加磁场使对流运动停止。(5)加大冷却速度，缩短固液两相区的凝固时间。

九 定向凝固技术最重要的工艺参数是液相中的温度梯度  $G_L$ ，试述如何获得较高的

$G_L$ ？

答：由于  $G_L = \frac{\lambda_s G_s}{\lambda_L} - \frac{LR \rho_m}{\lambda_L}$ ，所以凝固速率一定时， $G_L$  和  $G_s$  成正比，可以通过增

大  $G_s$  来增大固相散热强度，从而获得大的  $G_L$ 。但是同时，也会使凝固速率  $R$  增大，

因此，常常采用提高固液界面前沿熔体的温度来获得较大的  $G_L$ 。

5. “成分过冷”对固溶体合金凝固时生长组织形貌有何影响？

答：总的来看，随着成分过冷程度的增大，固溶体合金凝固时生长组织形貌按如下规律变化：平面晶 → 胞状晶 → 胞状树枝晶及柱状树枝晶 → 内部等轴晶（自由树枝晶）。

当成分过冷程度很小时，界面趋于平面生长；当在窄的成分过冷作用下，平面晶界被破坏，宏观组织上就会出现胞状晶；在成分过冷作用较宽时，胞状晶凸起伸向熔体远处，其生长方向转向优先的结晶生长方向，因而出胞状树枝晶或柱状树枝晶；当固液界面前沿出现大范围的宽成分过冷时，界面前方成分过冷的极大值大于异分结晶所需的过冷度，在柱状晶生长的同时，界面前方这部分熔体也将发生新的生核过程，导致晶体在过冷液体的自由生长，形成方向各异的等轴枝晶，即自由树枝晶。

### 成分过冷状态对结晶组织形成和形貌的影响。

①热过冷对结晶过程的影响(1)界面前方无热过冷下的平面生长： $G_L > 0$  时，纯金属晶体界面前方不存在热过冷，这时界面能最低的宏观平坦的界面形态是稳定的。生长中，每个晶体逆着热流平行向内伸展成一个个柱状晶，如果开始只有一个晶粒，则可获得理想的单晶体。(2)热过冷作用下的枝晶生长：当  $G_L < 0$  时，界面前方存在着一个大的热过冷区。这时宏观平坦的界面形态是不稳定的。如果  $G_L < 0$  的情况产生于单向生长过程中，得到的将是柱状枝晶；如果  $G_L < 0$  发生在晶体的自由生长过程中，则将形成等轴枝晶。

②成分过冷对结晶过程的影响(1)界面前方无成分过冷的平面生长  $\frac{G_L}{R} \geq -\frac{m c_0(1-k_0)}{D_L k_0}$  (2)

窄成分过冷区作用下的胞状生长  $\frac{G_L}{R} \leq -\frac{m c_0(1-k_0)}{D_L k_0}$  (3)宽成分过冷区作用下的枝晶生长

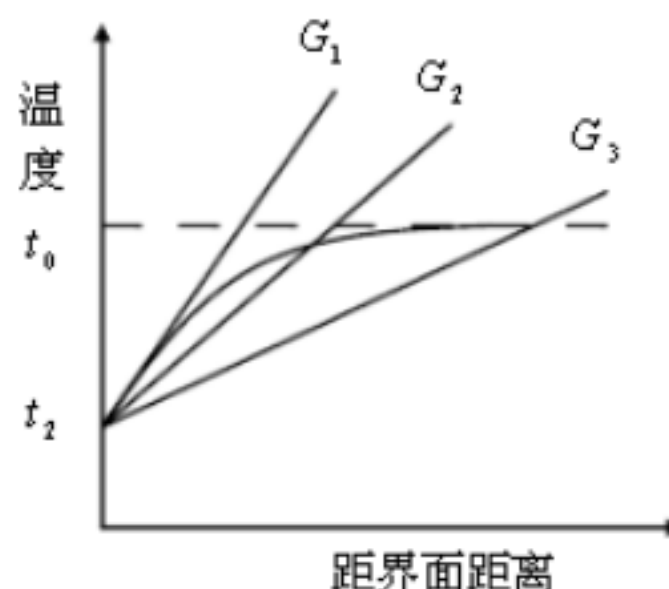
$$\left. \frac{dT_L(x)}{dx} \right|_{x=0} = -\frac{m c_0(1-k_0)}{D_L k_0} \cdot R \quad \text{①柱状枝晶生长 ②等轴枝晶生长}$$

液态金属的结晶过程对铸件质量的影响：液态金属的结晶过程决定着铸件凝固后的结晶组织，并对随后冷却过程中的相变、过饱和相的析出及铸件的热处理过程产生极大的影响。此外，它还影响到结晶过程中的其它伴生现象，如偏析、气体析出、补缩过程和裂纹形成等。

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

答: 如图所示:

图中曲线表示的是液相中平衡结晶温度梯度, 当实际温度梯度为  $G_2$ 、 $G_3$  时, 在固液界面前沿的一定范围内, 其实际温度低于平衡结晶温度, 出现了一个过冷区域, 即产生成分过冷。当实际温度为  $G_1$  时, 液体的实际温度梯度与界面处的平衡结晶曲线恰好相切, 当实际温度梯度进一步增大, 就不会



现成分过冷, 反之成分过冷区增大。因此形成成分过冷的临界条件为实际温度梯度  $G_L = G_1$ , 即实际温度梯度与平衡结晶曲线恰好相切。

在正常凝固过程中, 当温度梯度为正, 在固液界面处形成溶质的浓度梯度, 满足形成成分过冷条件:  $\frac{G_L}{R} < \frac{m_L C_0}{D_L} \frac{1 - k_0}{k_0}$ , 就会出现成分过冷。

7. 如何认识“外生生长”与“内生生长”? 由前者向后者转变的前提是什么? 仅仅由成分过冷因素决定吗?

答: 从合金的宏观结晶状态来看, 平面生长、胞状生长和柱状枝晶生长, 属于一种自型壁生核, 然后由外向内单向延伸生长方式, 称为“外生生长”, 等轴枝晶在熔体内部自由生长方式称为“内生生长”。

由前者向后者转变的前提是有一定大小的成分过冷, 并且成分过冷区扩大到一定范围。外生生长向内生长的是由成分过冷的大小和外来质点非均质生核的能力两个因素所决定的。因此成分过冷不是决定“外生生长”是否能向“内生生长”转变的唯一因素。

3. 成分过冷与热过冷的涵义以及它们之间的区别和联系。

答: 涵义: 成分过冷是指在固液界面前沿, 由液相成分变化与实际温度分布所决定的特殊过冷现象; 热过冷是指金属的凝固过程中, 由热扩散控制的过冷度, 也指纯金属凝固时的过冷。

区别和联系: 由定义可知, 成分过冷和热过冷产生的机理不同, 成分过冷是由于液相成分变化, 导致液相平衡结晶温度和实际温度之间的分布不均而产生的过冷, 热过冷是由于金属凝固时热扩散的影响而产生的。显然成分过冷只可能出现在二元及多元合金的凝固过程中, 热过冷在纯金属、二元合金以及多元合金的凝固过程中都有可能出现。虽然成分过冷和热过冷产生的机理不同, 但它们都会对金属凝固时固液界面的形貌、生长速度以及凝固方式产生影响。

1. 何谓结晶过程中的溶质再分配? 平衡分配系数  $k_0$  定义?

答: 溶质再分配: 固溶体合金结晶时所结晶出的固相成分与液相的不同, 这种结晶出的晶体与母相化学成分不同, 因此在结晶时, 溶质原子必然要在液相和固相之间重新分配, 这种重新分配的过程叫做结晶过程的溶质再分配。

平衡分配系数  $k_0$  定义为: 在一定温度下, 固液两平衡相中的溶质浓度之比值, 即  $k_0 = \frac{C_s}{C_l}$ , 其中  $C_s$ 、 $C_l$  为固相和液相的平衡浓度。



28、界面平衡假设：在实际结晶过程中，溶质原子在固、液两相中的扩散速度有限，界面两侧固、液相在大范围内成分不可能均匀化，所以是一个非平衡过程（亚平衡状态）；

近似地认为，单相合金的晶体生长仅取决于热的传输和质的传递，而原子通过界面的阻力则小到可以忽略不计；

界面处固、液两相始终处于局部平衡状态之中；

适用条件：对速度缓慢的单晶体可控生长以及在一般凝固条件下具有粗糙界面结晶相的生长。

2. A-B 二元合金原始成分为  $C_0 = C_B = 2.5\%$ ， $K_0 = 0.2$ ， $m_L = 5$ ，自左向右单向凝固，固相无扩散而液相仅有扩散（ $D_L = 3 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}$ ）。达到稳定态凝固时，求：

(1) S-L 界面的  $C_s^*$  和  $C_L^*$ ；

(2) S-L 界面保持平整界面的条件。

答：(1) 设某一瞬间固液两相在界面处的成分分别为  $C_s^*$ 、 $C_L^*$ ，相应的质量分数分别为  $f_s$  和  $f_L$ ，当界面处的固相增量为  $df_s$  时，其排出溶质量为  $(C_L^* - C_s^*)df_s$ ，这部分溶质将均匀的扩散至整个液相中，使液相中的溶质含量增加  $dC_L^*$ 。

$$\text{则：} (C_L^* - C_s^*)df_s = (1 - f_s)dC_L^*$$

$$\text{液相完全混合平均成分：} \overline{C_L} = C_L^* \quad \text{其中 } C_L^* = \frac{C_s^*}{k_0}$$

$$\text{由题意易得：} \frac{dC_s^*}{C_s^*} = \frac{(1 - k_0)df_s}{1 - f_s} \quad \text{积分得：} \ln C_s^* = (1 - k_0)\ln(1 - f_s) + \ln C$$

根据初始条件： $f_s = 0$ ， $C_s^* = k_0 C_0$  带入上式的积分常数  $C = k_0 C_0$  得

$$C_s^* = k_0 C_0 (1 - f_s)^{k_0-1} \quad \text{同理可得 } C_L^* = C_0 f_L^{k_0-1}$$

(2) 在固相无扩散而液相仅有扩散的条件下，要使固液界面保持平整界面，则必须满足①液相温度梯度为正，即  $G_L > 0$ ；②液相中不能产生成分过冷，即

$$\frac{G_L}{R} \geq \frac{m_L C_0 (1 - k_0)}{k_0}, \quad \text{带入数值 } \frac{G_L}{R} \geq 1.67 \times 10^4 \text{ s/cm}^2$$

热过冷与成分过冷：只有当界面液相一侧形成负温度梯度时，才能在纯金属晶体界面前方熔体内获得过冷。这种仅由熔体实际温度分布所决定的过冷状态称为热过冷。由溶质再分配导致界面前方熔体成分及其凝固温度发生变化而引起的过冷称为成分过冷。热过冷与成分过冷之间的根本区别是前者仅受传热过程控制，后者则同时受传热过程和传质过程制约。在晶体生长过程中，界面前方的热过冷只不过是成分过冷在  $Co = 0$  时的一个特例而已，两者在本质上是一致的。它们对晶体生长过程的影响也相同。

### 铸件形成理论概述

铸造：是一种用液态金属生产制品的工艺方法。

铸件：将金属熔化，成为具有良好流动性的液态，在重力场或其它力（压力、离心力、电磁力等）作用下充满铸型，经凝固和冷却成为具有铸型型腔形状制品，所铸出的金属制品称为铸件。

铸造的特点：(1) 适应性强 (2) 尺寸精度高 (3) 成本低 (4) 缺点：a：铸件尺寸均一

性差 b：与压力加工和粉末冶金相比，金属的利用率低 c：内在质量比锻件差 d：工作环境粉尘多、温度高、劳动强度大、生产效率低等。

**凝固过程模型的作用。**(1)物理模型和数学模型可以定性和定量的描述凝固现象。(2)通过电子计算机数值模拟对凝固过程的研究，有效的控制凝固过程，保证铸件的质量。

**为什么说液态金属的结构更接近固态而非气态。**(1)能量角度：以面心立方结构其汽化潜热比熔化潜热约大 28 倍。(2)液态与固态相比，其原子结合键的削弱是不大的。(3)金属由固态转变为液态过程中熵的增值小，可以再次说明，在熔点附近金属的液态结构与固态结构相差不会太大。

**液态金属的微观结构有何特点。**(1)液体金属原子以近程有序排列排列(2)有能量起伏现象：由于液体中原子热运动的能量较大，每个原子在三维方向都有相邻的原子，经常相互碰撞，交换能量。(3)存在结构起伏：液体中存在的能量起伏造成每个原子集团内具有较大动能的原子能克服邻近原子的束缚，(除了在集团内产生很强的热运动外)还能成簇地脱离原有集团而加入到别的原子集团中，或组成新的原子集团。

**液态金属的性质对铸件质量有何影响。**

①粘度对铸坯质量的影响(1)对液态金属流动状态的影响：液态金属流动状态分为紊流和层流。受粘度影响液态金属的流动阻力流动状态。而流动状态直接影响铸坯宏观质量，如气孔等。(2)对液态金属对流的影响：运动粘度越大，对流强度越小。近期研究表明，铸坯的宏观偏析主要受对流的影响。(3)对液态金属净化的影响：粘度越大，夹杂物上浮速度越小，越容易滞留在铸坯中。

②表面张力对铸坯质量的影响(1)表面张力产生附加压力  $P=2\sigma/r$ ，提高金属液中气体析出的阻力。(2)表面张力产生附加压力  $P=2\sigma/r$ ，影响金属液与铸型的相互作用。附加压力为正值时(润湿)，铸坯表面光滑，但反映铸型型腔的能力较差。附加压力为负值时(不润湿)，金属液能很好地反映铸型型腔，但是容易与铸型粘结(粘砂)，阻碍收缩，甚至产生裂纹。

**液态金属的遗传性**：铸件的组织和气孔等缺陷与炉料的组织和缺陷有关。主要体现在以下几个方面：炉料的组织和缺陷对凝固后铸件或毛坯的组织和缺陷有影响、在液态合金中加入合金元素后，改变了合金中元素与元素之间的相互作用，进而影响凝固后铸件或毛坯的组织、液态金属或合金的结构（如过冷度、净化程度等）不同对凝固后铸件或毛坯的组织有影响，这些影响液态金属或合金熔体结构进而影响凝固后铸件或毛坯的组织与性能称液态金属或合金的遗传性。

**实际金属的液态结构**：存在着大量杂质原子，不会很均匀地分布。游动集团之间存在着成分不均匀性，称为“浓度起伏”。因此，实际金属和合金的液体结构存在着两种起伏，一种是能量起伏，表现为各个原子间能量的不同和各个原子集团间尺寸的不同；另一种是浓度起伏，表现为各个原子集团之间成分的不同。原因：1) 工业多元合金 2) 原材料杂质 3) 熔化过程中金属与炉气、熔剂，炉衬的相互作用还会吸收气体带进杂质，甚至带入许多固、液体质点。实际金属在微观上是由成分和结构不同的游动原子集团、空穴和许多固态、气态或液态的化合物组成，它是一种“混浊”的液体；而从化学键上看，除了基体金属与其合金元素组成的金属键之外，还存在其它多种类型的化学键。

**斯托克斯公式条件**：杂质上升过程中保持球形或近似球形，且上升很慢或杂质半径很小 ( $r < 0.1\text{mm}$ )，满足  $Re=2rv/\nu$

**金属溶化和汽化的异同**：熔化是从晶界开始的，金属体积突然膨胀 3%~ 5%，原子间结合键部分破坏；汽化体积膨胀无限大，结合键全部破坏。X—Rry 衍射分析证实。



表面张力和界面张力、附加压力：表面层质点受到一个指向液体内部的力，使液体表面有自动缩小的趋势。这相当于在表面上存在一个平行于表面且各向大小相等的张力，称之为表面张力。不仅在上述的液-气界面，而且在所有两相界面，如固-气、液-固、液-液上都存在表面张力。故广义地说，表面张力应称为界面张力。表面张力引起附加压力，表面张力而造成的附加压力  $p$  的大小与曲率半径  $r$  成反比。

充型能力与流动性：液态金属充满铸型型腔，获得形状完整、轮廓清晰的铸件的能力，称为液态金属充填铸型的能力，简称液态金属的充型能力。液态金属的充型能力首先取决于金属本身的流动能力，同时又受外界条件，如铸型性质、浇注条件、铸件结构等因素的影响，是各种因素的综合反映。液态金属本身的流动能力，称为“流动性”，是金属的铸造性能之一，与金属的成分、温度、杂质含量，及其物理性质有关。

影响充型能力的因素及提高充型能力的措施：第一类因素金属性质方面的因素 1) 金属的密度  $\rho$ ；2) 金属的比热容  $c_1$ ；3) 金属的导热系数  $\lambda$ ；4) 金属的结晶潜热  $L$ ；5) 金属的粘度  $\eta$ ；6) 金属的表面张力  $\sigma$ ；7) 金属的结晶特点。第二类因素铸件性质方面的因素 1) 铸型的蓄热系数  $\lambda_2$ ；2) 铸型的密度  $\rho_2$ ；3) 铸型的比热容  $c_2$ ；4) 铸型的导热系数  $\lambda_2$ ；5) 铸型的温度；6) 铸型的涂料层；7) 铸型的发气性和透气性。第三类因素浇注条件方面的因素：1) 液态金属的浇注温度  $t_{\text{浇}}$ ；2) 液态金属的静压头  $H$ ；3) 浇注系统中压头损失总和；4) 外力场（压力、真空、离心、振动等）。第四类因素——铸件结构方面的因素：1) 铸件的折算厚度  $R$ ；2) 由铸件结构所确定的型腔的复杂程度引起的压头损失。

措施：金属方面（1）正确选择合金的成分（2）合理的熔炼工艺。铸型方面：调整铸型，减小铸型中气体反压力（降低型砂中的含水量和发气物质的含量，提高砂型的透气性）浇注条件方面（1）浇注温度（2）充型压头（3）浇注系统的结构。铸件结构方面（1）折算厚度大（2）铸件的复杂程度。

亚共晶和过共晶铝硅合金的流动性：在相同的过热度下 Al-Si 合金的流动性，在共晶成分处并非最大值，而在过共晶区里继续增加。原因初生  $\alpha$  相潜热大。和亚共晶合金对比，析出相同数量的固相量时，过共晶合金具有较高的实际过热度。

铸铁和铸钢的流动性：铸铁的结晶温度范围一般都比铸钢的宽，但铸铁的流动性却比铸钢的好。这是由于铸钢的熔点高，钢液的过热度一般都比铸铁的小，维持液态的流动时间就要短；另外，由于钢液的温度高，在铸型中散热速度大，很快就析出一定数量的枝晶，使钢液失去流动能力。高碳钢的结晶温度范围虽然比低碳钢的宽，但是，由于液相线温度低，容易过热，所以实际流动性并不比低碳钢差。

“高温出炉，低温浇注”：高温出炉能使一些难熔的固体质点熔化，未熔的质点和气体在浇包中镇静阶段有机会上浮而使金属净化，从而提高金属液的流动性。

浇注温度的影响：在一定温度范围内，充型能力随浇注温度的提高而直线上升。超过某界限后，由于金属吸气多，氧化严重，充型能力的提高幅度越来越小。随着浇注温度的提高，铸件一次结晶组织粗大，容易产生缩孔、缩松、粘砂、裂纹等缺陷。

影响铸件温度场的因素：（1）金属性质的影响 1) 金属的热扩散率大，温度梯度就小 2) 结晶潜热大，温度梯度减小 3) 金属的凝固温度高，铸件表面和铸型内表面的温度越高，



铸型内外表面的温差就越大 ( 2 ) 铸型性质的影响 1) 铸型的蓄热系数大, 温度梯度就越大 2) 铸型的预热温度高, 温度梯度小 ( 3 ) 浇注条件的影响: 增加过热, 温度梯度减小 ( 4 ) 铸件结构的影响 1) 铸件的壁厚大, 温度梯度小 2) 铸件的形状

界面共格对应理论的内容和局限性 : 该理论认为, 在非均质生核过程中, 衬底晶面总是力图与结晶相的某一最合适的晶面相结合, 以便组成一个 CS 最低的界面。因此界面两侧原子之间必然要呈现出某种规律性的联系。局限性: 1) 由于点阵失配而引起的晶格畸变是共格型界面能的主要来源, 但决非唯一来源。 2) 物质表面具有一个偏离内部正常结构的过渡层。 3) 影响非均质生核的其它因素, 如 LC 与 LS 的大小、生核剂的稳定性以及表面的几何形状和粗糙度等可能在某些情况下起着更大的作用。

粗糙界面和平整界面 : 1) 粗糙界面: 界面固相一侧的点阵位置只有 50%左右为固相原子所占据。这些原子散乱地随机分布在界面上, 形成一个坑坑洼洼、凹凸不平的界面层。 2) 平整界面: 固相表面的点阵位置几乎全部为固相原子所占据, 只留下少数空位; 或者是在充满固相原子的界面上存在有少数不稳定的、孤立的固相原子, 从而形成了一个总的来说是平整光滑的界面。

细化枝晶间距 : 枝晶间距越小, 组织就越细密, 分布于其间的元素偏析范围也就越小, 故铸件更容易通过热处理而均匀化; 这时的显微缩松和非金属夹杂物也更加细小分散, 因而也就越有利于性能的提高。

晶粒游离 : 晶粒游离方式决定了铸件结晶中等轴晶“晶核”的来源。铸件结晶过程中几种形式的晶粒游离: 1) 游离晶直接来自过冷熔体中的非均质生核。 2) 由型壁晶粒脱落、枝晶熔断和增殖所引起的晶粒游离。 3) 液面晶粒沉积所引起的晶粒游离。除了非均质生核过程以外, 各种形式的晶粒游离也是形成表面细晶粒区的“晶核”来源。

### **宽、窄结晶温度范围合金流动停止的机理和特点。**

纯金属和窄结晶温度范围: (a)过热量未完全散失前为纯液态流动。(b)冷的前端在型壁上凝固结壳。(c)后边的金属液在被加热的管道中流动, 冷却强度下降。由于液流通过 I 区终点时, 尚有一定的过热度, 将已经凝固的壳重新熔化, 为第 II 区。所以, 该区是先形成凝固壳, 又被完全熔化。第 III 区是未被完全熔化而保留下来的一部分固相区, 在该区的终点金属液耗尽了过热热量。在 IV 区, 液相和固相具有相同的温度——结晶温度。由于在该区的起点处结晶开始较早, 断面上结晶完毕也较早, 往往在它附近发生堵塞。前端液态金属凝固收缩, 形成吸力, 产生喇叭状缩孔。

宽结晶温度范围合金: (a)有过热, 纯液态流动。(b)温度低于液相线, 析出晶体。析出的晶体顺流前进, 并不断长大。前端冷却快, 晶粒粗大。(c)前端晶粒达到一定数量, 结成一个连续的网络, 阻碍后边的液态金属流动, 流动停止。所联成的网受到后面液态金属向前的推力, 造成前突特征。

**阐述正温度梯度条件下成分过冷的形成。**在固溶体合金凝固时, 在正的温度梯度下, 由于固液界面前沿液相中的成分有所差别, 导致固液界面前沿的熔体的温度低于实际液相线温度, 从而产生过冷称为成分过冷。这种过冷完全是由于界面前沿液相中的成分差别所引起的。温度梯度增大, 成分过冷减小。

3、半固态铸造：就是在其凝固过程中，对金属施加剧烈的搅拌或扰动、或改变金属的热状态、或加入晶粒细化剂、或进行快速凝固，即改变初生固相的形核和长大过程，得到一种液态金属熔体中均匀地悬浮着一定球状初生固相的固-液混合浆料（即半固态浆料），然后利用此浆料进行成型的工艺。

13、结晶雨：凝固初期在液面处形成的晶粒或顶部凝固层脱落的分枝由于密度比液体大而下沉，并且下沉过程中也可能发生枝晶的熔断和增殖。这种现象称为“结晶雨”（大型铸锭凝固）。

### 临界生核半径和临界形核功的导出和意义。

为了保证结晶顺利进行必须满足条件： $\frac{d\Delta G}{dr} = 4\pi r^2 \Delta G_v + 8\pi r \sigma = 0$

因为  $\Delta G_v = \frac{L\Delta T}{T_m}$  式中  $L$ ——熔化潜热； $T_m$ ——平衡结晶温度； $\Delta T$ ——过冷度；

所以临界半径为： $r^* = \frac{2\sigma T_m}{L\Delta T}$  则临界生核功为： $\Delta G^* = 4\pi r^2 \sigma$ ，即  $\Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3} \frac{T_m^2}{L^2\Delta T^2}$

意义：均质生核机制必须具备以下条件：(1)过冷液体中存在相起伏，以提供固相晶核的晶胚。(2)生核导致体积自由能降低，界面自由能提高。为此，晶胚需要体积达到一定尺寸才能稳定存在。(3)过冷液体中存在能量起伏和温度起伏，以提供临界生核功。(4)为维持生核功，需要一定的过冷度。

### 生核剂选择的理论条件？实际选择生核剂的基本准则。

(1)保证结晶相在衬底物质上形成尽可能小的润湿角  $\theta$ ；(2)在液态金属中尽可能地保持稳定，并且具有最大的表面积和最佳的表面特性。

界面共格对应理论。所谓界面共格对应是指结晶相和衬底物质的两侧原子间显现出有规律性的联系，从而组成一个能量最低的界面。

当  $\delta \leq 5\%$  时，点阵畸变过渡，一一对应。这种界面称为完全共格界面，其界面能较低，衬底促进非均质生核的能力很强。

当  $5\% < \delta < 25\%$  时，通过点阵畸变过渡和位错网络调节，可部分共格对应。称为部分共格界面，其界面能稍大，衬底具有一定的促进非均质生核的能力。衬底促进非均质生核的能力随  $\delta$  的增大而逐渐减弱，直至完全失去促进生核的作用。



### 粗糙界面和平整界面的区别，连续生长机制和二维生核生长机制的特点？

(1)粗糙界面(非小平面界面): 原子层点阵位置 50%固相原子所占据。是液固之间的过渡区。平整界面(小平面界面): 全部被固相原子占据,

(2)①连续生长机制——粗糙界面的生长。粗糙界面各向同性的非晶体学的弥散型界面。界面处 50% 空位置。空位置是生长台阶, 连续、无序而等效地往上堆砌。原子状态比较稳定, 不易脱落或弹回。于是界面便连续、均匀地垂直生长。连续生长的速度:  $R=\mu_1\Delta T_k$ 。 $\mu_1$  为连续生长动力学常数。绝大多数金属从熔体中结晶时具有粗糙界面结构, 因此在很小的过冷度下就可以获得极高的生长速度。

②二维生核生长机制——完整平整界面的生长。平整界面具有很强的晶体学特征, 密排面。晶面内原子排列紧密, 结合力较强。缺少现成的台阶, 原子很不稳定, 极易脱落或弹回。必须在平整界面上形成二维晶核而产生台阶, 然后通过原子在台阶上的堆砌而使生长层沿界面铺开。当长满一层后, 界面就前进了一个晶面距。这时又必须借助于二维生核产生新的台阶, 新一层才能开始生长。所以这种生长是不连续的。

二维生核控制着界面动力学过程, 因此需要较大的动力学过冷度来驱动, 其动力学过冷度  $\Delta T_k$  临界值为  $1\sim 2k$ , 是连续生长动力学过冷度的一百余倍。

### 19. 孕育处理和变质处理的机理和特点。

孕育处理和变质处理都是在金属液中加入少量物质。孕育处理主要是通过促进液体内部的形核, 达到细化晶粒的目的。变质处理主要通过改变晶体的生长方式, 从而改变晶体的形貌和生长速度, 达到细化晶粒的作用。

孕育和变质作用的原理可归纳为以下三类:

a)外加晶核; 在浇注时向金属液流中加入与欲细化相具有界面共格对应的高熔点物质或同类金属的碎粒, 使之在液体中作为有效质点促进非自发生核。

b)加入生核剂; 加入的物质本身不一定能作为晶核, 但通过它们与液体金属中某些元素的相互作用, 能产生晶核或有效质点, 促进非自发生核。这种生核剂可分为两类: 一是少量元素能与液体中某元素(最好是细化相原子)组成较稳定的化合物, 此化合物与欲细化相具有界面共格对应关系, 就能促进非自发生核。二是少量元素能在液体中造成很大的微区富集, 迫使结晶相提前弥散析出。

c)采用成分过冷元素; 这些元素的特点是熔点低, 能显著降低合金的液相线温度, 在合金中固溶量很小( $k\leq 1$ )。这类元素在晶体产生时, 富集在相界面上, 既能阻碍已有晶体生长, 又能形成较大的成分过冷促进生核, 同时又使晶体的分枝形成新的缩颈, 易于熔断脱落, 形成新的晶核。

宏观正常偏析条件: 铸件产生宏观偏析的规律与铸件的凝固特点密切相关。当铸件以逐层凝固方式凝固时, 凝固前沿是平滑的或短锯齿形, 溶质原子 ( $k_0 < 1$ ) 易于向垂直于凝固界面的液体内部传输。此时, 枝晶间液体的流动对宏观偏析的影响降至次要地位, 凝固后的铸件内外层之间溶质浓度差大, 正常偏析显著。 正常正常偏析少见原因: 正常偏析随着溶质偏析系数  $|1-k_0|$  值的增大而增大。但对于偏析系数较大的合金, 当溶质含量较高时, 铸件倾向体积凝固, 反而减轻正常偏析或不产生正常偏析。

常见气体在铸件中的存在形态: 气体元素在金属中主要有三种存在形态: 固溶体、化合物和气态。若气体以原子状态溶解于金属中, 则以固溶体形态存在。若气体与金属中某些元素的亲和力大于气体本身的亲和力, 气体就与这些元素形成化合物。气体还能以分



子状态聚集成气泡存在于金属中。

气体对铸件质量的影响：气孔减小铸件的有效工作断面，还产生应力集中，成为零件断裂的裂纹源，显著降低铸件的强度和塑性。溶解于固态金属中的气体对铸件机械性能和质量也有不良影响。液态金属中溶解的气体对其铸造性能也有不良影响，阻止金属液补缩，使铸件产生晶间缩松，流动性明显降低。

非金属夹杂物的分类：1) 简单氧化物 2) 复杂氧化物 3) 硅酸盐 4) 硫化物 5) 氮化物。前三类非金属夹杂物统称为氧化夹杂物。

夹杂物的分布：1) 能作为金属非自发结晶核心的非金属夹杂物分布在晶内。 2) 能上浮到铸件表面的夹杂物、不溶解于金属液中的液态夹杂物及固态夹杂物在金属液中运动、碰撞、聚合，尺寸不断加大。若夹杂物的密度小于金属液的密度，可能集中到冒口中被排除，或保留在铸件上部、上表面层和铸件的拐角处。 处在金属凝固区内的高熔点固态微小夹杂物，可能被枝晶粘附，分布于晶内；否则分布于晶界。

减少和排除夹杂物的途径：(1) 正确地选择合金成分，严格控制易氧化元素的含量。(2) 加熔剂(3) 采用复合脱氧剂(4) 采用真空或在保护气氛下熔炼和浇注(5) 应避免金属液在浇注和充型时发生飞溅和涡流，尽可能保证充型平稳。(6) 过滤法(7) 减少铸型的氧化气氛，在型砂中添加附加物

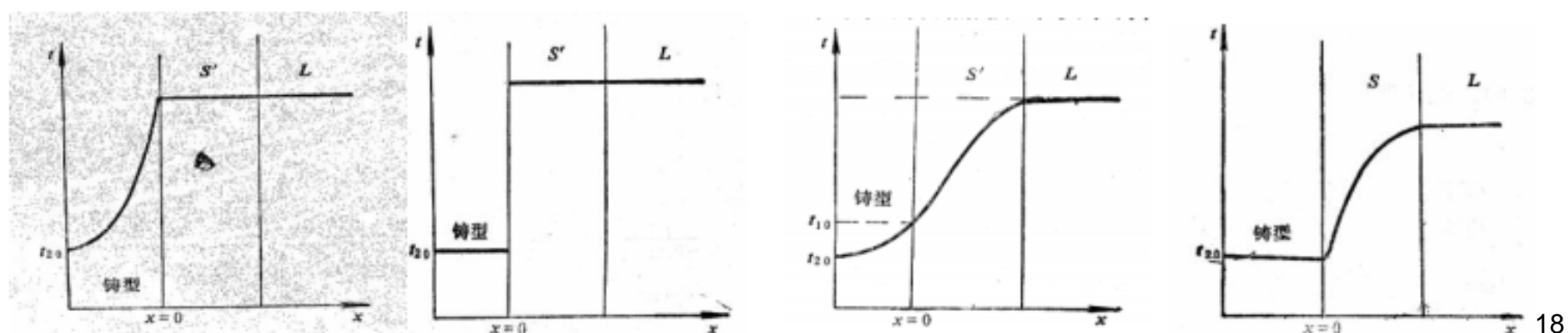
热裂的机理和理论：热裂纹是在凝固温度范围内、邻近固相线时形成的，或者说是在有效结晶温度范围形成的。液膜理论认为，液膜是产生热裂纹的根本原因，而铸件收缩受阻是产生热裂纹的必要条件。强度理论认为，合金存在热脆区和在热脆区内合金的断裂应变低是产生热裂纹的重要原因，而铸件的集中变形是产生热裂纹的必要条件。

结晶温度范围越宽的合金热裂倾向越大：结晶温度范围宽，热脆区大，低塑性时间长，热裂倾向大。

残余应力与下列因素有关：1) 金属的弹性模量越大，铸件中的残余应力就越大 2) 铸件的残余应力与合金的自由线收缩系数成正比 四种情况下铸件和铸型的温度场分布特点：

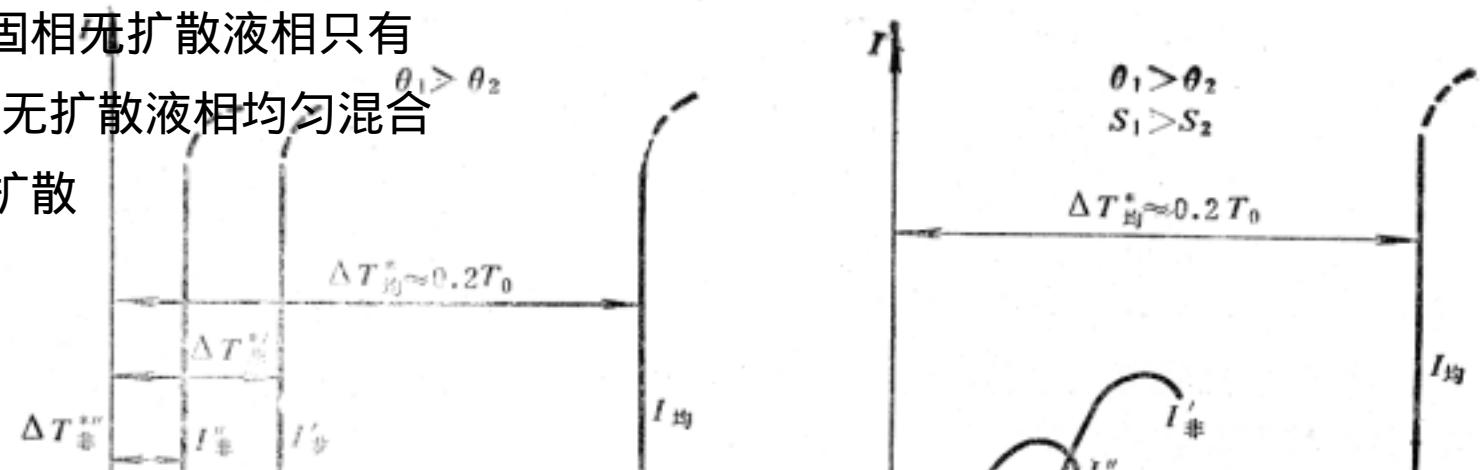
(1) 铸件在绝热铸型中凝固：导热系数远小于凝固金属的导热系数(2) 金属—铸型界面热阻为主的金属型中凝固：传热过程取决于涂料层的热物理性质(3) 厚壁金属型中的凝固：厚壁金属型中凝固金属和铸型的热阻都不可忽略，因而都存在明显的温度梯度(4) 水冷金属型中的凝固：凝固传热的主要热阻是凝固金属的热阻，铸件中有较大的温度梯度。

四种情况下铸件和铸型的温度场分布特点：(1) 铸件在绝热铸型中凝固：导热系数远小于凝固金属的导热系数(2) 金属—铸型界面热阻为主的金属型中凝固：传热过程取决于涂料层的热物理性质(3) 厚壁金属型中的凝固：厚壁金属型中凝固金属和铸型的热阻都不可忽略，因而都存在明显的温度梯度(4) 水冷金属型中的凝固：凝固传热的主要热阻是凝固金属的热阻，铸件中有较大的温度梯度。



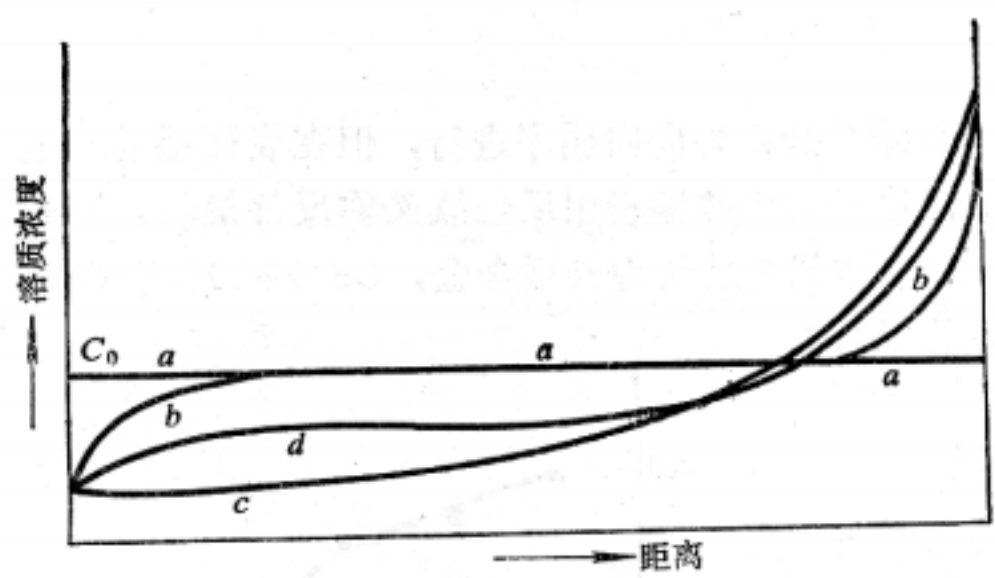
溶质分布：原始成分为  $C_0$  的合金 ( $k_0 < 1$ ) 以平面界面单向凝固后，沿试样凝固方向上的溶质分布，曲线 b、c、d 都是正常偏析。原始成分为  $C_0$  的合金在单向凝固后的溶质分布

- a—平衡
- b—固相无扩散液相只有扩散
- c—固相无扩散液相均匀混合
- d—液相部分扩散



液态金属生核率曲线：理论：在生核临界过冷度范围内，由于生核功数值过大，生核率基本上保持为零；当过冷度到达临界过冷度时，晶核几乎以不连续的方式突然出现，然后曲线迅速上升，并且在看不到出现最大值处结晶过程即告结束。 $I_{非}$  曲线在  $I_{均}$  曲线以左。越小，大量生核的临界过冷度就越小， $I_{非}$  曲线就越接近纵坐标。实际： $I_{非}$  从某一较小的临界过冷度处上升，通过最大值后下降，并在衬底面积全部为晶核铺满时中断。与均质生核率曲线相比， $I_{非}$  从低到高的过渡要平缓得多。曲线所能达到的最大值随衬底面积  $S$  的增加而加大，曲线的位置则随  $\theta$  的减小而左移。

金属结晶的生核率曲线 a) 由生核率公式得出的曲线 b) 考虑到衬底面积影响后的实际非均质生核率曲线



1.凝固速度对铸件凝固组织、性能与凝固缺陷的产生有重要影响。试分析可以通过哪些工艺措施来改变或控制凝固速度？

答：① 改变铸件的浇注温度、浇铸方式与浇铸速度；  
② 选用适当的铸型材料和起始（预热）温度；  
③ 在铸型中适当布置冷铁、冒口与浇口；  
④ 在铸型型腔内表面涂敷适当厚度与性能的涂料。

2. 影响铸件凝固方式的因素有哪些？

答：①合金凝固温度区间；②铸件断面的温度梯度。

3. 何为凝固动态曲线？有何意义？

答：凝固动态曲线：在凝固体的断面上，不同时间、不同位置达到同一温度点（液相温度、固相温度）连接起来的曲线。

3、减少和消除铸造应力有哪些方法？

答：减少：1 合金方面，选择弹性模量和收缩系数小的合金材料 2 铸型方面，尽量使铸件在冷却过程中温度分布均匀 3 浇铸条件，内浇口和冒口的位置应有利于铸件各部分温度的均匀分布 4 改进铸件结构，避免产生较大的应力和应力集中。消除：1 人工时效，去除残余应力的热处理温度和保温时间应根据合金的性质铸件的结构以及冷却条件不同而做不同的规定 2 自然时效，将具有残余应力的铸件至于露天场地经数月至半年以上自然消除应力 3 共振时效，调整震动频率使铸件在震动过程中交变应力和残余应力叠加，使应力消失。

5. 凝固时间“平方根定律”与“折算厚度法则”有何区别？

答：“平方根定律”是针对大平板，球体和长圆柱体铸件比较准确，对于短而粗的杆和矩形；“折算厚度法则”考虑了铸件形状，由于边角效应的影响，计算结果一般比实际凝固时间长10%~20%。“折算定律”考虑了铸件形状影响因素，接近实际，是对“平方根定律”的修正。它们形式一样但意义不一样。

6. 比较同样体积大小的球状、块状、板状及杆状铸件凝固时间的长短？。

答：一般在体积相同的情况下上述物体的表面积大小依次为： $A_{球} < A_{块} < A_{板} < A_{杆}$

根据  $\sqrt{\tau} = \frac{R}{K}$  与  $R = \frac{V}{A}$

所以凝固时间依次为： $t_{球} > t_{块} > t_{板} > t_{杆}$ 。

5. 在砂型中浇铸尺寸为 300×300×20 mm 的纯铝板。设铸型的初始温度为 20℃，浇注后瞬间铸件-铸型界面温度立即升至纯铝熔点 660℃，且在铸件凝固期间保持不变。浇铸温度为 670℃，金属与铸型材料的热物性参数见下表：

材料 \ 热物性	导热系数 $\lambda$ W/(m·K)	比热容 $c$ J/(kg·K)	密度 $\rho$ kg/m <sup>3</sup>	热扩散率 $\alpha$ m <sup>2</sup> /s	结晶潜热 J/kg
纯铝	212	1200	2700	6.5×10 <sup>-5</sup>	3.9×10 <sup>5</sup>
砂型	0.739	1840	1600	2.5×10 <sup>-7</sup>	

试求：（1）根据平方根定律计算不同时刻铸件凝固层厚度  $s$ ，并作出  $s - \tau$  曲线；

（2）分别用“平方根定律”及“折算厚度法则”计算铸件的完全凝固时间，并分析差别。

解：（1）代入相关已知数解得： $b_2 = \sqrt{\lambda_2 c_2 \rho_2} = 1475$ ，



$$K = \frac{2b_2(T_l - T_{20})}{\sqrt{\pi\rho_1[L + c_1(T_{10} - T_s)]}} = 0.9433 \text{ (m}/\sqrt{\text{s}}\text{)}$$

根据公式  $\sqrt{\tau} = \frac{\xi}{K}$  计算出不同时刻铸件凝固层厚度  $\xi$  见下表,  $\xi - \tau$  曲线见图 3。

$\tau$ (s)	0	20	40	60	80	100	120
$\xi$ (mm)	0	4.22	6.00	7.31	8.44	9.43	10.3

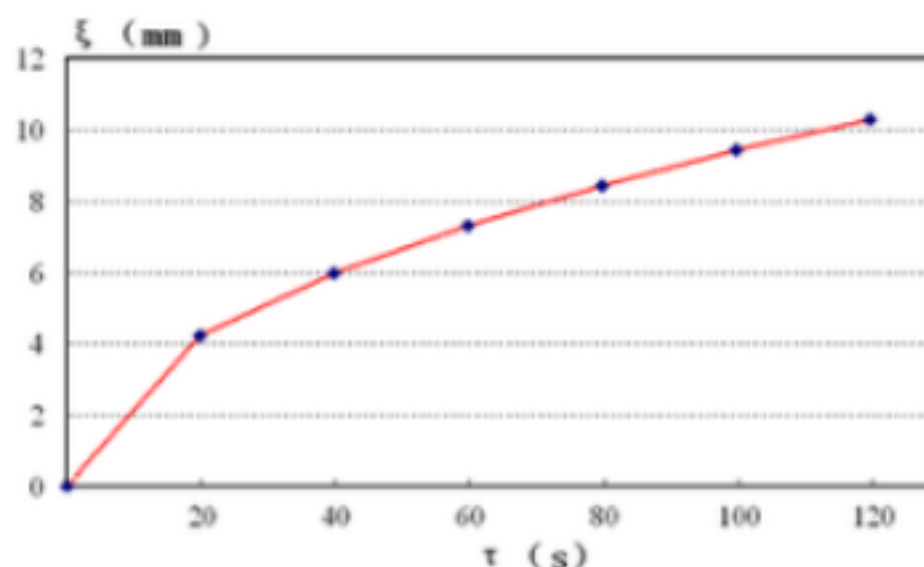


图 3  $\xi - \tau$  关系曲线

(2) 利用“平方根定律”计算出铸件的完全凝固时间:

取  $\xi = 10 \text{ mm}$ , 代入公式解得:  $\tau = 112.4 \text{ (s)}$ ;

利用“折算厚度法则”计算铸件的完全凝固时间:

$$R = \frac{V_1}{A_1} = 8.824 \text{ (mm)} \quad \tau = \left( \frac{R}{K} \right)^2 = 87.5 \text{ (s)}$$

采用“平方根定律”计算出的铸件凝固时间比“折算厚度法则”的计算结果要长, 这是因为“平方根定律”的推导过程没有考虑铸件沿四周板厚方向的散热

1、在液态金属中, 凡是涌现出的小于临界晶核半径的晶胚都不能成核。但如果有足够的能量起伏, 是否可以成核?

答: 不可以成核。因为任何一个晶核都是相起伏和能量起伏的共同产物, 当任何一项不能满足特定的条件时, 液态金属中的晶胚都不能形成稳定的晶核, 而是瞬间形成, 瞬间消失。当晶胚尺寸半径小于临界形核半径时, 此时的相起伏不能满足形核的热力学条件, 因此即使能量起伏足够大, 该晶胚也不能成为稳定的晶核。

2、液态金属凝固时需要过冷, 那么固态金属熔化时是否需要过热? 为什么?

答: 需要。固态金属熔化为液态金属时, 要求固相自由能大于液相自由能 ( $G_s > G_l$ ), 此时  $\Delta G_v = G_l - G_s < 0$ , 自由能降低, 熔化过程能够自发进行。当固态金属温度达到理论熔点  $T_m$  时,  $\Delta G_v = 0$ , 固态金属不熔化, 只有  $T > T_m$  时  $\Delta G_v < 0$ , 固态金属开始熔化, 因此固态金属熔化时需要一定的过热。

7、固-液界面结构如何影响晶体生长方式和生长速度？

答：固-液界面的结构不同，则其接纳液相中迁移过来的原子的能力也不同，从而使晶体生长方式和生长速度产生差异。根据固-液界面结构的不同，晶体有三种不同的生长机制，每种生长机制对应的生长速度也不同。

（1）二维晶核长大机制。

当固液界面为光滑界面时，若液相单个原子的扩散迁移到界面上是很难形成稳定状态的，这是由于它所带来的表面能的增加，远大于其体积自由能的降低。在这种情况下，晶体的长大只能依靠所谓的二维晶核方式，即依靠液相中的结构起伏和能量起伏，使一定大小的原子集团差不多同时降落到光滑界面上，形成一个原子厚度并且具有一定宽度的平面原子集团。这个原子集团带来的体积自由能的降低必须大于其表面能的增加，它才能在光滑界面上形成稳定的状态。这种晶核即为二维晶核，它的形成需要较大的过冷度。二维晶核形成后，它的四周就出现了台阶，后迁移来的液相原子一个个填充到这些台阶处，这样所增加的表面能较小。直到整个界面铺满一层原子后，便又变成了光滑界面，而后再需要新的二维晶核的形成，否则成长即告中断。

由于二维晶核长大机制需要较大的过冷度，而且需要新的二维晶核不断的形成才能使晶核继续长大，因此这种生产方式的长大速度十分缓慢。

（2）螺型位错生长机制。

对于固液界面是光滑界面的晶体来说，在晶体长大时可能形成种种缺陷，从而在缺陷处产生了台阶，液相中的原子源源不断的向台阶处迁移，晶体逐渐长大。这就是所谓的螺型位错生长机制，实质是二维生长的另一种方式，它不是由形核来形成二维台阶，而是依靠晶体缺陷产生出台阶。

由于这种因缺陷而产生的台阶使液相原子容易向上堆砌，而且这些缺陷提供了永远没有穷尽的台阶，因此长大速度比二维晶核长大速度快的多。

（3）连续长大机制。

在粗糙界面上，几乎有一半应按晶体规律而排列的原子位置正虚位以待，从液相中扩散来的原子很容易填入这些位置，与晶体连接起来。由于这些位置接纳原子的能力是等效的，在粗糙界面上的所有位置都是生长位置，所以液相原子可以连续地向界面添加，界面的性质永远不会改变，从而使固液界面迅速地向液相推移。这种长大机制称为连续长大机制。

这种长大机制的晶体长大速度很快，大部分金属晶体均以这种方式长大。

5、说明为什么异质形核比均质形核容易？影响异质形核的因素？

答：因为均质形核过程中，需要有较大强度的能量起伏和相起伏，因此需要较大的过冷度，一般  $T \approx 0.2T_m$ 。对异质形核而言，液态金属中存在一些微小的固相杂质质点，并且液态金属在凝固时还和型壁相接触，于是晶核就可以优先依附于这些现成的固体表面形核，因此形核所需的过冷度大大降低，一般  $T \approx 0.02T_m$ 。所以异质形核比均质形核更容易。

影响抑制形核的因素：

- （1）金属液过冷度的大小：一定范围内，过冷度越大，越促进形核；
- （2）结晶相的晶格与杂质基底晶格的错配度的大小：错配度越小，越促进形核；
- （3）杂质表面的形貌和杂质特性的影响；
- （4）过热度的影响：过热度很大时，固态杂质质点表面状态发生改变或发生熔化，从而阻碍了异质形核；
- （5）其他物理因素的影响：如震动和搅动都促进了异质形核。

3、假设凝固时的临界晶核为立方体形状，求临界形核功。分析在同样过冷度下均匀形核时，球形晶核和立方晶核哪一个更容易生成？

答：设立方体边长为  $a$ ，体积为  $V$  ( $V = a^3$ )，表面积  $S$  ( $S = 6a^2$ )。

则  $\Delta G = V\Delta G_v + S\sigma$

$\Delta G_v$  固-液单位体积自由能之差

$\sigma$  单位面积表面能

$$\Delta G = a^3 \Delta G_v + 6a^2 \sigma \quad \text{令 } \Delta G' = 0, \text{ 得 } a = \frac{-4\sigma}{\Delta G_v}$$

$$\text{即立方体晶核的临界边长 } a_x = \frac{-4\sigma}{\Delta G_v}$$

$$\text{把 } a_x \text{ 带入 } \Delta G = a^3 \Delta G_v + 6a^2 \sigma \text{ 中，整理得 } \Delta G_v = \frac{32\sigma^3}{\Delta G_v^2}$$

$$\text{因此临界形核功 } \Delta G_x = \frac{32\sigma^3}{\Delta G_v^2}。$$

在同样的过冷度下，临界晶核为球形的临界形核功为

$$\Delta G_x' = \frac{1}{3} \left[ 4\pi \left( \frac{2\sigma}{\Delta G_v} \right)^2 \sigma \right] = \frac{(16\pi/3)\sigma^3}{\Delta G_v^2}, \text{ 显然 } \Delta G_x > \Delta G_x', \text{ 球形晶核所需的形核功}$$

较小，故更容易生成。

24、逆偏析：铸件凝固后，常常出现和正常偏析相反的溶质分布情况，当  $k_0 < 1$  时，表面或底部含溶质元素多，而中心部分或上部含溶质较少，这种现象称为逆偏析。

25、密度偏析：密度偏析，也称重力偏析，是液体和固体共存或者是相互不混合的液相之间存在着密度差时产生的化学成分不均匀现象，一般形成于金属凝固前或刚刚开始凝固时。



### 23. 单向凝固技术及其特点？

单向凝固的目的是为了使铸件或铸锭获得按一定方向生长的柱状晶或单晶组织。要得到单向凝固组织需要满足以下条件：

首先，要在开始凝固的部位形成稳定的凝固壳。凝固壳的形成阻止了该部位的型壁晶粒游离，并为柱状晶提供了生长基础。该条件可通过各种激冷措施达到。

其次，要确保凝固壳中的晶粒按既定方向通过择优生长而发展成平行排列的柱状晶组织。同时，为使柱状晶纵向生长不受限制，并且在其组织中不夹杂有异向晶粒，固-液界面前方不应存在生核和晶粒游离现象。这个条件可通过下述措施来满足：

1、严格的单向散热。要使凝固系统始终处于柱状晶生长方向的正温度梯度作用下，并且要绝对阻止侧向散热以避免界面前方型壁及其附近的生核和长大。

2、要有足够大的  $G_L/R$ ，以使成分过冷限制在允许的范围以内。同时要减少熔体的非均质生核能力，这样就能避免界面前方的生核现象。提高熔体的纯净度，减少因氧化和吸氧而形成的杂质污染，对已有的有效衬底则通过高温加热或加入其它元素来改变其组成和结构等方法均有助于减少熔体的非均质生核能力。

3、要避免液态金属的对流、搅拌和振动，从而阻止界面前方的晶粒游离。对晶粒密度大于液态金属的合金，避免自然对流的最好方法就是自下而上地进行单向结晶。当然也可以通过安置固定磁场的方法阻止其单向结晶过程中的对流。

### 24. 单晶获得的条件和方法？

#### 获得单晶的条件

- 1、在金属熔体中只能形成一个晶核。可以引入籽晶或自发形核，尽量地减少杂质的含量，避免非均质形核。
- 2、固-液界面前沿的熔体应处于过热状态，结晶过程的潜热只能通过生长着的晶体导出，即单向凝固方式。
- 3、固-液界面前沿不允许有温度过冷和成分过冷，以避免固-液界面不稳定而长出胞状晶或柱状晶。

在满足上述条件下，适当地控制固-液界面前沿熔体的温度和晶体生长速率，可以得到高质量的单晶体。

#### 单晶制造方法

根据熔区的特点，单晶生长的方法可以分为 **正常凝固法** 和 **区熔法**

正常凝固法制备单晶，最常用的有坩埚移动、炉体移动及晶体提拉等单向凝固方法。

**区熔法：** (1) 水平区熔法 (2) 悬浮区熔法

1. 能量起伏：金属晶体结构中每个原子的振动能量不是均等的，一些原子的能量超过原子的平均能量，有些原子的能量则远小于平均能量，这种能量的不均匀性称为“能量起伏”
2. 结构起伏：液态金属中的原子集团处于瞬息万变的状态，时而长大时而变小，时而产生时而消失，此起彼落，犹如在不停顿地游动。这种结构的瞬息变化称结构起伏。
3. 浓度起伏：不同原子间结合力存在差别，在金属液原子团簇之间存在着成分差异。这种成分的不均匀性称为浓度起伏。
4. 熔化潜热：将金属加热到至熔点时，金属体积突然膨胀，等于固态金属从热力学温度零度加热到熔点的总膨胀量，金属其他性质如电阻，粘性等发生突变，吸收的热能。
5. 充型能力：液态金属充满铸型型腔，获得形状完整，轮廓清晰的铸件的能力。
6. 宏观偏析：又称长程偏析或区域偏析，指较大范围内的化学成分不均匀现象，表现为铸件各部位之间化学成分的差异。
7. 微观偏析：微观偏析是指微小范围（约一个晶粒范围）内的化学成分不均匀现象，按位置不同可分为晶内偏析（枝晶偏析）和晶界偏析。
8. 微观偏析
  - （1）晶内偏析：在一个晶粒内出现的成分不均匀现象，常产生于有一定结晶温度范围、能够形成固溶体的合金中。
  - （2）晶界偏析：溶质元素和非金属夹杂物富集与晶界，使晶界和晶内的化学成分出现差异。它会降低合金的塑性和高温性能，又会增加热裂倾向。在以下几种情况下将产生晶界偏析：如果晶界平行于生长方向，由于表面张力平衡条件的要求，在液体与晶界交界处出现凹槽，此处有利于溶质原子的富集，形成晶界偏析。如果两个晶粒相对生长，彼此相遇，在固液界面上溶质被排出（ $k_0 < 1$ ）。这样，在最后凝固的晶界处将堆积较多的溶质和其它低熔点物质。
9. 宏观偏析：（1）正常偏析：当合金溶质分配系数  $k < 1$  时，凝固界面的液相中将有一部分被排出，随着温度的降低，溶质的浓度将逐渐增加，越是后来结晶的固相，溶质浓度越高，当  $k > 1$  时相反。正常偏析存在使铸件的性能不均匀，在随后的加工中难以消除。（2）逆偏析：即  $k < 1$  时，铸件表面或底部含溶质元素较多，而中心部分或上部分含溶质较少。（3）V形偏析和逆V形偏析：常出现在大型铸锭中，一般呈锥形，偏析中含有较高的碳以及硫和磷等杂质。（4）带状偏析：它总是和凝固的固-液界面相平行。（5）重力偏析：由于重力的作用而出现化学成分不均匀的现象，常产生于金属凝固前和刚刚开始凝固之际。
 

枝晶偏析：由于固溶体合金多按枝晶方式生长，分支本身分支与分支间的成分是不均匀的，故称为 ~。
10. 正偏析：指溶质含量高于其平均溶质含量的区域
11. 负偏析：降低该区的溶质浓度，使该区  $C_5$  降低，产生的偏析。（溶质含量低于其平均溶质含量的区域）
12. 重力偏析：由于沿垂直方向逐层凝固而产生的正常偏析和固液相之间或互不相容的液相之间有的密度不同，在凝固过程中发生沉浮现象造成的。



13. 正吸附：当表面张力随溶液浓度升高而下降时，表面吸附量为正值，即为正吸附。
14. 负吸附：当表面张力随溶液浓度升高而增加时，表面吸附量为负值，即为负吸附。
15. 热裂：铸件在凝固期间或刚凝固完毕，在高温下收缩受到阻碍产生的现象。
16. 冷裂：铸件应力超出合金强度极限而产生的现象。
17. 铸造应力：铸件在凝固或冷却过程中，发生线收缩，有些合金还发生固态相变，引起体积的膨胀或收缩时产生的应力。
18. 顺序凝固：铸件结构各部分，按照远离冒口的部分最先凝固，然后是靠近冒口部位，最后是冒口本身凝固的次序进行的凝固方式。
19. 同时凝固：铸件各部分之间没有温差或温差尽量小，使各部分同时进行凝固的方式。
20. 析出性气孔：金属液在凝固过程中，因气体溶解度下降而析出气体，形成气泡未能排除而产生的气孔。
21. 反应性气孔：金属液与铸型之间，金属与熔渣之间或金属液内部某些元素、化合物之间发生化学反应所产生的气孔。
22. 流动性：液态金属本身的流动能力，是金属的铸造性能之一，与金属的成分、温度、杂质含量及其物理性质有关。
23. 粗糙界面：界面固相一侧的点阵位置只有 50%左右为固相原子所占据，这些原子散乱的随机分布在界面上形成一个坑坑洼洼、凹凸不平的界面层。
24. 平整界面：固相表面的点阵位置几乎全部为固相原子所占据，只留下少数空位或在充满固相原子的界面上存在有少数不稳定的孤立固相原子从而形成了一个总的来说平整光滑的界面。
25. 一次氧化物：金属熔炼过程中及炉前处理中产生的氧化物称为一次氧化物。
26. 二次氧化物：金属液在浇注及充填铸型过程中产生的氧化物称为二次氧化物。
27. 近程有序排列：金属液体则由许多原子集团所组成，在原子集团内保持固体的排列特征，而在原子集团之间的结合处则受到很大破坏。这种仅在原子集团内的有序排列称为近程有序排列。
28. 粘滞性：在流体力学中有两个概念，一个是动力粘度，另一个是运动粘度。
29. 机械阻碍应力：铸铁件冷却到弹性状态后，由于收缩受到弹性阻碍而产生机械阻碍应力。它可表现为拉应力和压应力，当机械阻碍一经消除应力也随之消失，所以它是一种临时应力。

## 2. 液态金属的停止流动机理

纯金属、共晶合金、窄结晶温度范围合金：型壁处凝固结壳，柱状晶相接触，通道中心合并，流动停止；合金的结晶温度范围越宽，枝晶就越发达，液流前端出现较少的固相量，通道阻塞，亦即在相对较短的时间内，液态金属便停止流动。纯金属、共晶合金或窄结晶温度范围合金有良好的流动性，降低了凝固成形中冷隔、热裂、缩松等缺陷的产生。反之，宽结晶温度范围合金由于流动性差，往往会有较多的缺陷产生。

## 36. 什么是定向凝固原则？如何保证铸件按规定凝固方式进行凝固？

答：定向凝固（也称顺序凝固）就是在铸件上可能出现缩孔的厚大部位安放冒口，在远离冒口的部位安放冷铁，使铸件上远离冒口的部位先凝固，靠近冒口的部位后凝固。控制铸件凝固方式的方法：

- (1) 正确布置浇注系统的引入位置，控制浇注温度、浇注速度和铸件凝固位置；
- (2) 采用冒口和冷铁；
- (3) 改变铸件的结构；
- (4) 采用具有不同蓄热系数的造型材料。