

·全国硕士研究生入学考试专业课讲义·

西安理工大学

《816材料科学基础》冲刺串讲

主讲老师：杨亮



关注考试点官方微博：

<http://weibo.com/kaoshidian>

意见及建议也可发送邮件至：service@kaoshidian.com



客服电话请拨打：

400-6885-365

周一至周日：8:00-24:00

第 1 讲 合金中的相结构凝固

本讲的主要内容

1. 固溶体
2. 中间相
3. 金属结晶的基本过程
4. 结晶的三个基本条件
5. 形核
6. 长大
7. 凝固动力学及晶粒大小的控制

固溶体

一、固溶体的三大基本特征

- (1) 溶质和溶剂原子占据一个共同的布拉菲点阵,且点阵类型和溶剂的点阵类型相同。例如 Cu-Zn 合金的固溶体。
 - (2) 由于成分范围可变,故不能用一个化学式表示。
 - (3) 具有比较明显的金属性质,例如,具有一定的导电和导热性,一定的塑性,正的电阻温度系数。
- 这表明,固溶体中的结合键主要是金属键。

二、固溶体分类

固溶体可以从不同角度来分类:

- (1) 根据溶质原子在溶剂点阵中的位置
- (2) 根据固溶度
- (3) 根据各组元原子分布的规律性

无序固溶体

有序固溶体

三、溶解度和 Hume - Rothery 规则

为了预计置换式固溶体的固溶度, Hume - Rothery 提出了如下经验规则: (1) 尺寸因素 (15% 规

则)

(2)电负性因素

(3)晶体结构因素

(4)价电子浓度因素

价电子浓度 e/a ——合金中每个原子平均的价电子数。

四、固溶体的性能特点

1. 力学性能——固溶强化

2. 物理化学性能

(1)电阻率 \uparrow 、导磁率 \uparrow 、电极电位 \uparrow

(2)有序化的影响:电阻率 \downarrow 、导磁率突变(居里温度点)

以对电阻率的影响为例:

溶质原子的溶入,破坏了纯溶剂的周期性势场,在溶质附近的电子波受到强烈散射,使电阻率增加。

五、固溶体在合金中的作用

(1)由单相固溶体组成的合金,塑性好,易于压力加工;

(2)硬度小,强度低,一般作为合金中的基体相,是固溶体是合金组织的重要组成部分。

金属结晶的基本过程

金属材料均需经历 L \rightarrow S 的过程;

如:冶炼、铸造、焊接

对后续加工的工艺性能的影响;

如:轧制、锻压、热处理

对材料的组织与性能有决定性的作用;

目的:控制材料的结晶过程与组织。

结晶的现象

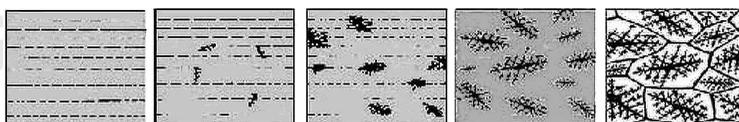
1. 宏观现象

液体金属在结晶时的温度-时间曲线称为冷却曲线。纯金属恒温结晶。

2. 微观现象

a 形核(nucleation)

b 长大(crystal growth)



结晶的三个基本条件

- 4.1 热力学条件
- 4.2 能量条件—能量起伏
- 4.3 结构条件—结构起伏

4.1 热力学条件

过冷为金属结晶的必要条件

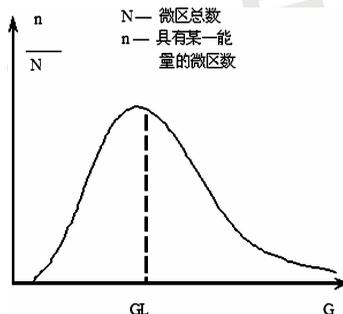
大分子结构的高分子和无机材料,因 SL 与 SS 相差很小,即使在很大的过冷度下,也难以获得足够的相变驱动力,因此难以结晶。

4.2 能量条件—能量起伏

液态自由能 G_L 是液态平均能量的宏观描述。但从微观来讲,液体中各个微区的能量是不等的,有高有低,服从麦克斯威尔—玻尔兹曼分布。

就一个区域来讲,由于原子热运动等原因,不断交换着能量,而出现时高时低的局面。

从整体来讲,就出现此起彼伏的局面,称为能量起伏。



4.3 结构条件—结构起伏

金属结晶的过程是形核—长大的过程,与液态金属的结构有关!

L 态与 S 态配位数和原子间距相差无几,与 g 态相差很大。

金属熔化时体积变化很小,约膨胀 3-5%,少数体积收缩。

熔化潜热 L_m 只有气化潜热 L_g 的 1/27,说明熔化时结合键破坏并不严重。

结论:液态金属的结构与固态比较接近。

区别:晶胚—尺寸小,瞬时存在,不能稳定生长。

晶核—尺寸较大,能稳定生长。

总之:液态金属的重要特点是,存在能量起伏和结构起伏,当液态金属过冷时,晶胚可变成能稳定生长的晶核,这就是结晶的开始。

过冷、能量起伏、结构起伏是纯金属结晶的三个基本条件。

形核

凝固的过程包括形核(nucleation)和长大(growth)两个基本过程。

形核方式分为:

- (1) 均匀形核(homogeneous nucleation);
- (2) 非均匀形核(heterogeneous nucleation);

一、均匀形核

1. 热力学分析
2. 形核率

二、非均匀形核率及其影响因素

由于非均匀形核功较小,所以可在较小的过冷度下获得较高的形核率。

均匀与非均匀形核率具有相似的表达式,即:

$$\dot{N}_c = c \exp\left[-\frac{Q}{RT}\right] \cdot \exp\left[-\frac{\Delta G_c^*}{RT}\right]$$

影响因素

$$\dot{N}_c = c \exp\left[-\frac{Q}{RT}\right] \cdot \exp\left[-\frac{\Delta G_c^*}{RT}\right]$$

杂质质点越多、越细小、表面越粗糙,与液态金属接触面积越大,形核位置越多。

长大

晶体长大的条件:

- (1) 要求液相能继续不断地向晶体扩散供应原子(温度要高)
- (2) 要求晶体表面能不断牢靠地接纳这些原子。

一、晶体长大的条件

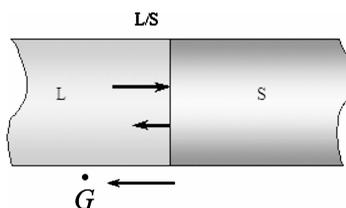
长大速率—单位时间 L/S 界面向前推进的距离。

从微观来看:原子总是存在相向跃迁。

L 原子向 S 表面跃迁—凝固

S 原子向 L 跃迁——熔化

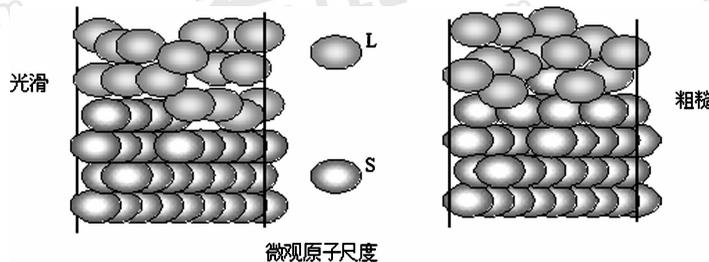
在不同温度下以上速度不等!



二、L/S 界面结构

分类：

微观	宏观	晶体形貌	图例
光滑	小面	晶形	
粗糙	非小面	非晶形	



三、晶体长大的机制

晶体的长大方式分为：垂直长大和横向长大

1. 垂直长大方式(连续长大)

(1) 液固界面的构造

液固界面的结构有两种形态：小平面形状和非小平面形状。

2. 横向长大方式

对于光滑界面结构：为了维持晶体在长大过程中，平面界面结构不至于破坏，需以二维晶核和螺旋型位错长大机制。

对于二维晶核长大，首先需要在光滑的二维平面上形核，然后核心横扫长大。

形核是整个过程的控制环节，需一定过冷度。因此，长大速度直接取决于形核速度。

四、晶体长大的形态

晶体长大的形态一方面决定于 L/S 界面结构，另一方面还受 L/S 界面前沿液相一侧温度梯度的影响。

1. 正、负温度梯度

2. $dT/dx > 0$ 时晶体生长形态

粗糙界面

光滑界面

3. $dT/dx < 0$ 时的晶体生长形态

凝固动力学及晶粒大小的控制

一、金属凝固动力学

液体金属过冷至 T_m 以下,经孕育期后,结晶开始,速度逐渐增大,到 50% 时达最大值,然后减缓。提高过冷度,可以使整个过程加快。如 T_2 、 T_3 曲线左移,加快。

二、晶粒大小的控制

★细化晶粒的途径

- ①提高过冷度。
- ②加入有效形核剂,作为非均匀形核的核心。
- ③用机械、电磁或超声波振动,使晶核破碎成多个核心。
- ④合金化,降低 L/S 界面能,提高,阻碍原子远程扩散,降低。

第 2 讲 回复与再结晶、扩散

本讲的内容:

1. 冷变形金属在加热时的变化
2. 回复
3. 再结晶
4. 再结晶后的晶粒长大
5. 金属的热变形
6. 扩散的基本知识
7. 扩散定律
8. 扩散的微观机理与现象
9. 影响扩散的主要因素

冷变形金属在加热时的变化

一、组织与性能的变化

储存能

1. 储存能:

存在于冷变形金属内部的一小部分(~10%)变形功。(其它以热形式耗散)。

2 存在形式

(1) 晶格畸变能(3 ~12%)——回复和再结晶的驱动力。

(2) 位错(80 ~90%)。

(3) 点缺陷。

3. 储存能的释放

原子活动能力提高,迁移至平衡位置,储存能得以释放。

回复

一、回复过程中微观结构的变化机制

回复:经冷塑性变形的金属在低温加热时,其显微组织无可见变化,但其物理、力学性能却部分恢复到冷变形以前的变化过程。

回复的驱动力:弹性畸变能的减小。

1. 低温回复—— $0.1 \sim 0.3T_m(K)$
2. 中温回复—— $0.3 \sim 0.5T_m(K)$
3. 高温回复($\geq 0.5T_m$)

二、回复动力学

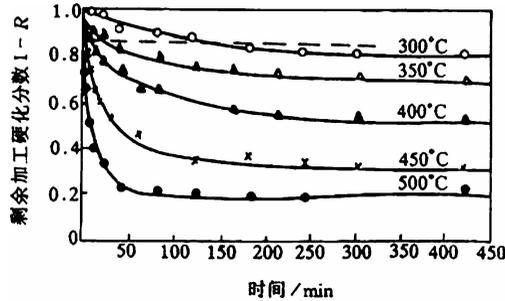


图 8-34 经拉伸变形的纯铁在不同温度下加热时，屈服强度的回复动力学

回复动力学的基本特征

- (1) 没有孕育期；
- (2) 开始变化快,随后变慢；
- (3) 长时间处理后,性能趋于一平衡值。

再 结 晶

一、再结晶的概念

冷变形金属被加热到适当温度时,在变形组织内部,新的无畸变的等轴晶粒逐渐取代变形晶粒,而使变形强化(加工硬化)效应完全消除的过程。

再结晶的驱动力:弹性畸变能的减小。

与固体中的大多数相变相似,再结晶也包括形核和核长大过程。但再结晶没有晶体结构和化学成分的变化,因此,从本质上说,再结晶属于相变。

二、再结晶动力学

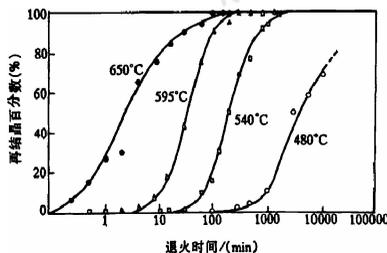


图 温度对纯铁再结晶的影响

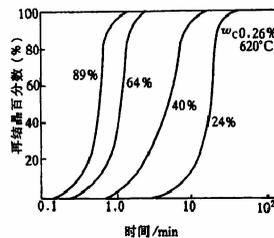


图 变形量对碳钢再结晶的影响

开始时再结晶速度很小,在体积分数为0.5时最大,然后减慢。

三、再结晶温度及影响再结晶的温度

1. 再结晶温度:

经严重冷变形(变形量 > 70%)的金属或合金,在 1h 内能够完成再结晶的(再结晶体积分数 > 95%)最低温度。

再结晶温度经验公式

高纯金属: $T_{再} = (0.25 \sim 0.35) T_m (K)$

工业纯金属: $T_{再} = (0.35 \sim 0.45) T_m$

合金: $T_{再} = (0.4 \sim 0.9) T_m$

2. 影响再结晶的温度

(1) 温度。温度越高,再结晶的速度越大。

(2) 变形量。给定温度下,变形量越大,发生再结晶的温度越低;随变形量增大,再结晶温度趋于稳定;变形量低于一定值,再结晶不能进行。(能够发生再结晶所需要的最小变形度,通常称临界变形度)。

(3) 原始晶粒尺寸。原始晶粒细小,驱动力大,有利于形核(再结晶温度降低),再结晶晶粒细化。

(4) 合金元素和杂质。阻碍位错和晶界的运动,不利于再结晶。

(5) 第二相的分散程度。间距和直径都较大时,提高了畸变能,并可作为形核核心,促进再结晶;直径和间距很小时,提高了畸变能,但阻碍晶界迁移,阻碍再结晶。

(6) 再结晶过程刚结束后,晶粒大小主要取决于变形度,变形度越大,再结晶后的晶粒越细。温度影响相对较弱。

再结晶后的晶粒长大

长大方式:正常长大和异常长大(二次再结晶)

一、晶粒的正常长大

(1) 概念:再结晶后的晶粒随温度和时间的增长而均匀连续的长大。

(2) 驱动力:界面能差。

(3) 长大方向:指向曲率中心

(4) 晶粒的稳定形状

(5) 影响晶粒正常长大的因素

1) 温度。温度越高,晶界易迁移,晶粒易粗化。

2) 第二相粒子。阻碍晶界迁移,降低晶粒长大速率。

晶粒稳定尺寸 d 和第二相质点半径 r 、体积分数 j 的关系: $d = 4r/3j$

3) 杂质与合金元素。降低界面能,阻碍晶界移动。

4) 晶粒位向差。小角度晶界的界面能小于大角度晶界,因而前者的移动速率低于后者。

二、异常长大(二次再结晶)

- (1) 概念:少数再结晶晶粒的急剧长大现象。
- (2) 机制:

金属的热变形

一、金属的加工的分类

冷加工:

热加工:

二、热加工温度

$T_{再} < T_{热加工} < T_{固} \sim 100 \sim 200^{\circ}\text{C}$ 。

三、金属热加工(热轧制、热挤压、热锻)后的组织与性能

组织致密(与铸态组织相比)

呈流线/带状分布(变形量很大时)

强度和韧性等力学性能优良

适合制作重要机器零件(轴、齿轮、连杆等)

热加工的优点

- (1) 可持续大变形量加工。
- (2) 动力消耗小。
- (3) 提高材料质量和性能

四、动态回复与动态再结晶

1. 动态回复:

2. 动态再结晶:

五、热加工引起组织、性能的变化

六、超塑性

扩散的基本知识

1. 扩散的现象与本质

2. 扩散的分类

(1) 根据有无浓度(concentration)变化

- (2) 根据扩散方向
- (3) 按扩散路径来分:
- (4) 根据是否出现新相

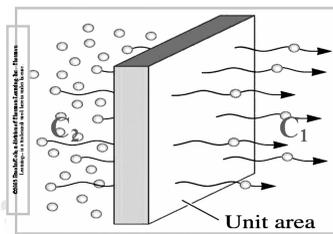
3. 固态扩散的条件

- (1) 温度足够高;
- (2) 时间足够长;
- (3) 扩散原子能固溶;
- (4) 具有驱动力:化学位梯度。

扩散定律

一、Fick 定律

1. Fick 第一定律(Fick' First Law)



2. Fick 第二定律

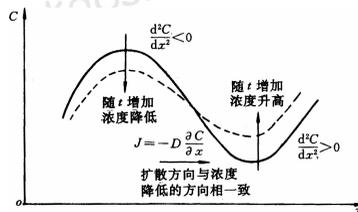


图 8-4 菲克第一、第二定律的关系

Fick 第二定律描述的是在扩散过程中,某点的浓度随时间的变化率,与浓度分布曲线在该点的二阶导数成正比。

3. 扩散第二定律的应用

(1) 误差函数解

适用条件:无限长棒和半无限长棒。(恒定扩散源)

二、Kirkendall 效应的理论和实际意义

揭示了扩散的宏观规律与微观机制的内在联系,具有普遍性。

- 1. 否定了置换式固溶体扩散的直接换位机制,支持了空位机制低熔点组元与空位的亲和力大,易换位。
- 2. 在扩散系统中,每一中组元都有自己的扩散系数。

3. 副效应(side effect)

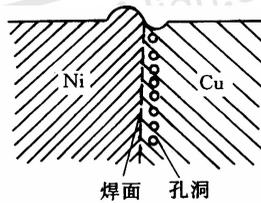


图 8-19 克根达耳效应的副效应

收缩不完全、Kirkendall 孔洞不可避免

后果:

引起电子器件断线、击穿、性能劣化、或失效无法达到烧结致密化

4. 分扩散系数(partial diffusion coefficients)

扩散分两个过程:

本征扩散(intrinsic diffusion)

点阵膨胀或收缩、标志物移动

扩散的微观机理与现象

1. 扩散机制

间隙 - 间隙;

(1) 间隙机制平衡位置 - 间隙 - 间隙: 较困难;

间隙 - 篡位 - 结点位置。

(间隙固溶体中间隙原子的扩散机制。)

(2) 空位机制

方式: 原子跃迁到与之相邻的空位;

条件: 原子近旁存在空位。(金属和置换固溶体中原子的扩散。)

(3) 换位机制

直接换位

环形换位(所需能量较高)

2. 扩散的驱动力与上坡扩散

(1) 扩散的驱动力

(2) 扩散的热力学因子

(3) 上坡扩散

影响扩散的主要因素

1. 温度

2. 固溶体的类型

扩散机制不同。

3. 晶体结构

扩散系数、溶解度、各向异性等。

4. 晶体缺陷

晶内、晶界、表面的扩散系数不同；

位错有利于扩散,也可减慢扩散。

5. 化学成分

结合键的强度、溶质浓度、第三组元等。

6. 应力的作用

第3讲 钢的热处理

本讲的内容:

1. 钢在加热时的转变
2. 钢在冷却时的转变
3. 钢的回火转变
4. 钢的退火和正火
5. 钢的表面淬火
6. 钢的淬火
7. 钢的回火
8. 钢的化学热处理

钢在加热时的转变

一、奥氏体形成的机理

1. 奥氏体组织结构和性能

①定义:C及合金元素固溶于面心立方结构的 γ -Fe中形成的固溶体。

C溶于 γ 相八面体间隙中,R间隙=0.535Å < R_C=0.77Å→ γ 晶格畸变,并非所有晶胞均可溶碳,1148℃→2.5个晶胞溶一个C原子。

②性能:顺磁性;比容最小;塑性好;线膨胀系数较大。

2. 奥氏体化中成分组织结构的变化的变化

3. 奥氏体形成的热力学条件

相变热力学条件:组织转变的推动力是新相与旧相之间的自由能差。

二、钢的奥氏体化过程

1. 奥氏体晶核的形成

A的晶核优先在 α 和Fe₃C的相界面上形成,A中含碳量介于 α 和Fe₃C之间,具有最大的能量起伏和结构起伏,故在两相的相界面上,为A形成提供了良好形核的条件。

任何固态相变均需形核与长大过程

*形核需要“三个起伏条件”:

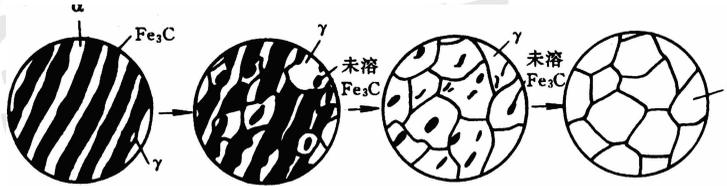
成分起伏、结构起伏、能量起伏——故晶界或缺陷处易形核

4. A 成分的均匀化

渗碳体完全溶解后。开始时奥氏体中碳浓度分布不均匀,原先是渗碳体的地方碳浓度高,原先是铁素体的地方碳浓度低。必须继续保温,通过碳的扩散,使奥氏体成分均匀化。

亚共析钢和过共析钢在加热时的转变过程与共析钢略有不同。即在 P 向 A 转变完成后,还有未转变的 α 和 Fe_3C 。因此,只有分别继续加热到 Ac_3 和 $Accm$ 后才能完全 A 化。

共析钢中奥氏体形成示意图



三、影响 A 化的因素

1. 温度 T 的影响

$T \uparrow$, A 化的速度 \uparrow 。

2. 加热速度的影响

加热速度 \uparrow , 奥氏体形成温度 \uparrow (Ac_1 越高), 形成所需的时间缩短。

3. 原始组织的影响

原始组织越细, 相界面越多, 形成奥氏体晶核的位置越多, 奥氏体转变就越快。

4. 化学成分的影响

四、奥氏体晶粒度

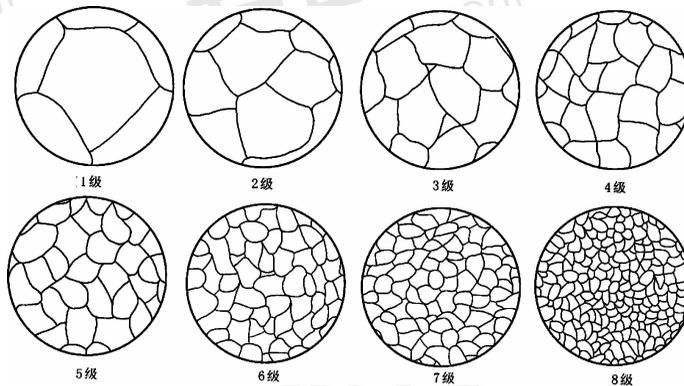
奥氏体晶粒度表示奥氏体晶粒大小, 工业上一般分为 8 级。

1-4 级为粗晶, 5-8 级细晶, 8 级以上超细晶;

计算式: $n = 2N - 1$

N: 晶粒度级别

n: 1 平方英寸视场中所包含的平均晶粒数 (100X)。



标准晶粒度级别图

奥氏体有三种不同概念的晶粒度

(1)初始晶粒度:奥氏体转变刚结束时的晶粒大小。

—通常极细小

(2)实际晶粒度:具体加热条件下获得的奥氏体晶粒大小

①与具体热处理工艺有关:

热处理温度 \uparrow ,时间 \uparrow ,晶粒长大 \uparrow

②与晶粒是否容易长大有关

—引入本质晶粒度概念

(3)本质晶粒度

指钢在特定的加热条件下,奥氏体晶粒长大的倾向性,分为本质粗晶粒度和本质细晶粒度。

钢在冷却时的转变

一、过冷奥氏体的等温转变

1. 过冷 A 等温转变曲线

2. 要点:

二、影响 C 曲线的因素

指溶入奥氏体中的 C

与奥氏体状态有关

1. 化学成分

(1)含碳量:

理论:奥氏体中 C% \uparrow ,C 曲线右移。

F 相难析出,珠光体转变难进行

实际:亚共析钢:C% \uparrow ,C 曲线右移

过共析:C% \uparrow ,左移;未溶 Fe₃C \uparrow

(2)合金元素

2. 奥氏体组织:

三、钢的珠光体转变($A_1 \sim 550^\circ\text{C}$)

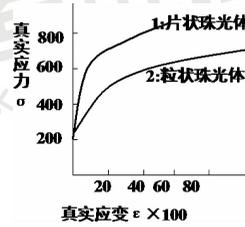
1. 珠光体的组织形态

2. 珠光体的性能

珠光体的性能取决于:

Fe₃C 形态分布;F/Fe₃C 相界面多少

P 粒的 HB、 $\sigma_b < P$ 片;P 粒的 ψ 、 $\delta > P$ 片

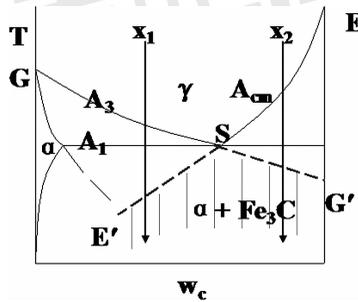


3. 伪共析组织

通过加快钢冷却速度,可获得强硬度较好的伪共析组织。

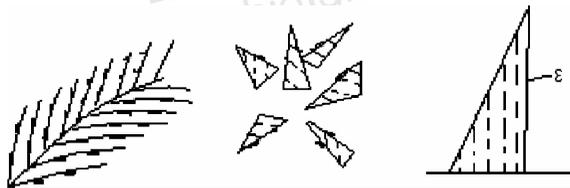
(1)定义:

(2)形成条件:



四、贝氏体类型转变(550°C ~ Ms)

贝氏体—是由含碳过饱和的铁素体与碳化物组成的非层状两相组织。其转变过程也是在固态下形核和长大的过程。



钢中马氏体强化机制:

①C 的固溶强化;②相变强化(亚结构强化):高密度位错、孪晶、层错;③时效(沉淀)强化:C 向缺陷处扩散偏聚或析出,钉扎位错。

马氏体转变的特点:

①马氏体转变是无扩散型相变。②马氏体转变的速度极快,10⁻⁵ ~ 10⁻⁷S。③马氏体转变发生在一定温度范围内(Ms - Mf 之间),存在 AR,转变不完全性。④切变共格性。⑤马氏体转变可逆性。

五、过冷奥氏体连续冷却转变曲线

钢的回火转变

淬火:钢加热到 AC₃ 或 AC₁ 以上,保温,V > V 临界,M 或 B。

回火:淬火钢加热到低于临界点 A₁ 的某温度,保温后以适当方式冷却到室温的热处理工艺。

目的:(1)调整钢强硬度与塑韧性的配合,以获要求的性能;

(2)降低内应力,防止工件变形或开裂;

(3) 稳定组织,防尺寸变化。

3. 回火过程中的组织转变

$M + AR \rightarrow$ 不稳定组织 $\rightarrow C$ 的析出,四个过程:

(1) 马氏体分解 ($< 250^{\circ}\text{C}$);

(2) 残余奥氏体分解 ($200 \sim 300^{\circ}\text{C}$);

(3) 碳化物类型的转变 ($250 \sim 400^{\circ}\text{C}$);

(4) α 相回复与再结晶,碳化物聚集长大 ($400 \sim 650^{\circ}\text{C}$)

钢的退火和正火

一、钢的退火

二、钢的正火

钢的表面淬火

钢的淬火

1) 提高强度、硬度和耐磨性 - 采用淬火 + 低回

2) 提高弹性 - 采用淬火 + 中回;组织为

3) 提高综合性能 - 采用淬火 + 高回;组织为

钢的回火

定义:回火是将淬火钢加热到 A_{c1} 以下某一温度,经保温适当时间后冷却到室温的热处理工艺。

回火目的:

1) 淬火得到的淬火马氏体组织很脆,存在较大的内应力,容易产生变形和开裂。

2) 淬火马氏体和残余奥氏体都是亚稳定组织,在适当条件下有可能分解,导致零件形状、尺寸和使用性能的变化。

3) 为获得要求的强度硬度塑性和韧性。

因此淬火钢一般不直接使用,必须进行回火。

一、淬火钢在回火中的转变

回火时间一般为 1.5 ~ 2 小时。回火后一般空冷,有第二类回火脆性的钢回火后油冷。

根据转变的过程和形成的组织,一般把回火转变分为四个阶段:

1. 马氏体分解 ($T < 200^{\circ}\text{C}$)

回火马氏体:

2. 残余奥氏体转变(200 ~ 300℃)

性能:在该阶段,虽然马氏体已分解为回火马氏体,降低了钢的硬度,但由于比较软的残余奥氏体转变为下贝氏体,因此使钢的硬度下降不明显,但屈服强度反而略有上升。

残余奥氏体的转变

碳素钢:在回火升温的过程中 $A' \rightarrow M$, (称为二次淬火)。

低合金钢:在回火保温的过程中转变产物按 C 曲线进行。

高合金钢:在回火升温、回火保温过程中都不发生转变,只有在回火降温过程中 $A' \rightarrow M$ 或 B 组织。

3. 形成回火屈氏体(250 ~ 400℃)

4. 碳化物的聚集长大(>400℃)

二、回火的分类

根据回火温度和对淬火钢力学性能的要求,一般将回火分为三类:

1. 低温回火(150 ~ 250℃)

2. 中温回火(350℃ ~ 500℃)

3. 高温回火(500 ~ 650℃)

钢化学热处理

对于某些齿轮类零件,如汽车变速箱齿轮,内燃机凸轮等在工作中承受强烈的摩擦磨损,和较大的交变载荷,冲击载荷。要求表面高硬度、高耐磨和高的接触疲劳强度,一定的韧性;心部具有高的韧性和足够高的强度。对这类材料需要进行表面化学热处理。

化学热处理

化学热处理是将工件置于一定的介质中加热和保温,使介质中的活性原子渗入工件表层,改变表面层的化学成分及显微组织,从而使工件表层获得所需特殊性能的热处理工艺。

钢的渗碳(气体渗碳)

渗碳用钢

渗碳件一般采用低碳钢或低碳合金钢制造,如 20、20Cr、20CrMnTi、20CrMo 等。

渗碳温度:900 ~ 950℃。

渗碳时间为:依要求的渗层厚度而定。

渗碳目的:是使工件在热处理后表面具有高硬度和耐磨性,而心部仍保持一定强度以及较高的韧性和塑性。

主要用于:表面将受严重磨损,并在较大冲击载荷、交变载荷,较大的接触应力条件下工作的零件,如齿轮、活塞销、套筒等。

第4讲 材料的结构、晶体缺陷

本讲的内容:

三大典型材料的晶体结构、间隙、堆积方式
点缺陷、线缺陷、面缺陷

晶体学

1. 空间点阵

实际晶体中,质点在空间的排列方式是多种多样的.为了便于研究晶体中原子、分子或离子的排列情况,近似地将晶体看成是无错排的理想晶体,忽略其物质性,抽象为规则排列于空间的无数几何点.这些点代表原子(分子或离子)的中心,也可是彼此等同的原子或分子群的中心,各点的周围环境相同.这种点的空间排列称为空间点阵,简称点阵,这些点叫阵点。

2. 晶胞

从点阵中取出一个仍能保持点阵特征的最基本单元叫晶胞。

3. 晶格

将阵点用一系列平行直线连接起来,构成一空间格架叫晶格。

a. 晶胞选取的条件

b. 14 种空间点阵,布拉菲点阵

4. 晶向指数和标定

(1)以晶格中某结点为原点,取点阵常数为三坐标轴的单位长度,建立右旋坐标系.定出欲求晶向上任意两个点的坐标。

(2)“末”点坐标减去“始”点坐标,得到沿该坐标系各轴方向移动的点阵参数的数目。

(3)将这三个值化成一组互质整数,加上一个方括号即为所求的晶向指数 $[uvw]$,如有某一数为负值,则将负号标注在该数字上方。

三大典型材料的晶体结构

1. FCC:面心立方 Face - Centered Cubic

2. BCC:体心立方 Body - Centered Cubic

3. HCP:密排六方结构(CPH)

典型晶体结构的几何特征(geometrical features)

每个晶胞中的原子数(Number of atoms/unit cell)

配位数 (C. N.) (coordination number, 或 ligancy): 每一个原子周围最近邻且等距离的原子数。

堆积密度 (k) (packing density)

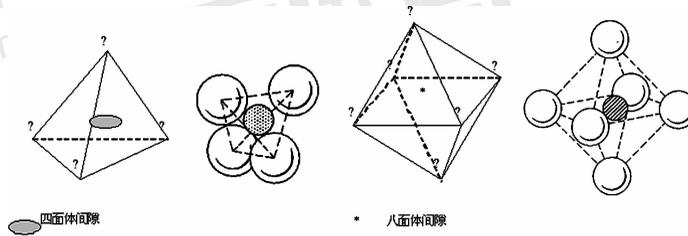
典型的晶体结构中的间隙

Introduction:

目的、意义

两种主要间隙 -- 四面体间隙 tetrahedral interstices

八面体间隙 octahedral interstices



Summary: 典型的晶体结构的几何特征

晶体结构	每个晶胞中的原子数	配位数	堆积系数	八面体间隙		四面体间隙	
				数量/原子数	大小 r/R	数量/原子数	大小 r/R
FCC	4	12	0.74	4/4 = 1	0.414	8/4 = 2	0.225
BCC	2	8	0.68	6/2 = 3	0.155	12/2 = 6	0.291
HCP	6	12	0.74	6/6 = 1	0.414	12/6 = 2	0.225

晶体的堆积方式

一、堆积方式和堆积次序 Stacking modes and stacking order

在钢球模型的基础上, 晶体可以看成是由某些(hkl)晶面(或层)在空间按一定次序(堆积次序)一个挨一个堆积而成。

1. 面心立方(FCC)

2. 密排六方结构(HCP)

{0001} 面: 堆积次序为 ABAB……, 相邻两层错动了

点缺陷

1. 形成:

原子的热运动并存在能量起伏

2. 结构:

零维的缺陷,如空位、间隙原子等

点缺陷团(Cluster of point defects):

空位片

挤塞子(crowdion)

3. 能量:

点缺陷周围的点阵畸变,能量升高(点缺陷形成能)。

点缺陷的平衡浓度

在高于0K的任何温度下,晶体最稳定的状态是含有一定浓度的点缺陷状态。即在平衡浓度情况下,自由能最低。

从热力学上晶体中的平衡浓度

State:晶体中含有N个阵点,含有n个缺陷,即N-n个原子

点缺陷对晶体性能的影响

1. 电阻率升高

2. 强度增大

3. 体积膨胀,密度降低

形成空位要膨胀,形成间隙原子要收缩。

4. 有利于扩散

线缺陷

一、刃(型)位错 edge dislocation

刃(型)位错:附加的半原子面与滑移面的交线.其形状类似于晶体中插入一把刀刃而得名

刃位错的特性:已滑移区域与未滑移区域的分界线。

刃位错有额外半原子面,额外半原子面刃口处的原子列称为位错线。

刃位错位错线可以是直线、折线或曲线。

位错线必垂直于滑移矢量,滑移面是唯一的。

刃位错周围的晶体产生畸变,上压下拉(正刃),半原子面是对称的。位错线周围畸变大,位错线远处畸变小。

位错线周围的畸变区只有2-5个原子间距宽。一般点阵畸变程度大于正常原子间距的1/4的区域宽度,定义为位错宽度。

分正刃和负刃

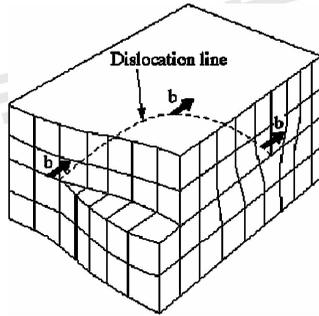
二、螺(型)位错 screw dislocation

螺位错的特征:

1)位错线也是已滑移区与未滑移区的边界线。

- 2) 无额外半原子面,位错区原子错排是轴(位错线)对称的。
- 3) 位错线与滑移矢量平行,且为直线。
- 4) 位错线运动方向与滑移矢量垂直。
- 5) 螺位错也是包含几个宽度的线缺陷。
- 6) 分左螺位错和右螺位错。

三、混合型位错 Mixed dislocation



可分解为两个分量:

纯刃位错和螺位错的位错线均为直线,但混合型位错的位错线可能是直线、曲线或封闭曲线。

位错环 dislocation loop

四、柏氏回路和柏氏矢量的确定

柏氏回路:在有缺陷的晶体中围绕缺陷区将原子逐个连接而成的封闭回路。

(图见视频)

柏氏矢量:是完整晶体中对应回路的不封闭段。

刃型位错柏氏矢量的求法

- (1) 确定位错线的正向(由里向外)绕螺型位错线周围右旋做一封闭回路——柏氏回路
- (2) 将同样的回路置于完整晶体中——不能闭合
- (3) 补一矢量(终点指向起点)使回路闭合——柏氏矢量

(图见视频)

完整晶体

含有刃型位错的晶体

螺型位错柏氏矢量的求法

- (1) 确定位错线的正向(由里向外)绕螺型位错线周围右旋做一封闭回路——柏氏回路
- (2) 将同样的回路置于完整晶体中——不能闭合
- (3) 补一矢量(终点指向起点)使回路闭合——柏氏矢量

(图见视频)

完整晶体

含有螺型位错的晶体

五、柏氏矢量的表示方法——晶向指数

柏氏矢量的方向晶向指数表示,大小(位错强度)用其模表示。它表示该位错线移出晶体(或扫过滑移面)后,晶体沿该晶向的位移量(原子间距)。

六、三种位错柏氏矢量的特点总结

七、柏氏矢量的特性

唯一性

一条位错线只能有一个柏氏矢量,各处相等。

连续性

只能中止于晶体表面或界面,不能中止于晶体内部;在晶体内部它只能封闭成环线或与其它位错相交于结点。

守恒性

如果若干条位错线交于一点(称为节点),那么“流入”节点的位错线的柏氏矢量之和必然等于“流出”节点的位错线的柏氏矢量之和。即:

八、柏氏矢量的意义

(1)反映了位错周围点阵畸变的总积累(包括大小和方向)。

(2)该矢量的方向表示位错线运动导致晶体上、下两部分相对滑动的方向,该矢量的模表示点阵畸变的程度,称为位错的强度,反映了晶体上、下部分相对滑动的量(程度)。

九、位错密度对晶体的强度的影响

位错密度较低时,位错密度越低,晶体强度越高

在位错密度较高时,位错越高,晶体强度越高。但冷加工提高晶体强度有局限性。

提高晶体强度 σ_c 的方法:

将晶体拉得很细(如晶须)

增加合金元素和热处理

非晶态材料

十、位错的运动

(一)刃型位错的运动

两种运动方式:滑移和攀移

1. 滑移

2. 攀移

攀移的特点

- (1) 扩散需要热激活,受温度影响大,比滑移需要更高的能量。
- (2) 纯剪应力不能引起体积变化,对攀移不起作用。
- (3) 过饱和空位的存在有利于攀移进行。

面 缺 陷

1. 晶界——晶体内点阵相同而取向不同的两个晶粒之间的相邻边界。
2. 晶界对合金的形变、相变过程,化学变化以及相关性能有极重要的影响,在金属和合金的冶炼及热处理过程中,对晶界及晶粒度的控制十分重要。
3. 根据两相邻晶粒位向差大小分:小,大。

一、小角度晶界($<10^\circ$)

根据两相邻晶粒位向差的性质分为:

- (1) 对称倾侧晶界

相邻晶粒各转 $\theta/2$

同号刃位错垂直排列

- (2) 不对称倾侧晶界

相互垂直的两组刃位错垂直排列

- (3) 扭转晶界

二、大角度晶界

10° 以上,一般在 $30^\circ \sim 40^\circ$

三、孪晶界

两晶粒沿公共晶面形成镜面对称关系(互为孪晶区域)的界面

四、相界

晶界特点

- 1) 晶界——畸变——晶界能——向低能量状态转化——晶粒长大、晶界变直——晶界面积减小
- 2) 阻碍位错运动—— $\sigma_b \uparrow$ ——细晶强化
- 3) 位错、空位等缺陷多——晶界扩散速度高
- 4) 晶界能量高、结构复杂——容易满足固态相变的条件——固态相变首先发生地
- 5) 化学稳定性差——晶界容易受腐蚀
- 6) 微量元素、杂质富集

第 5 讲 相 图

本讲的内容:

1. 二元匀晶相图
2. 二元共晶相图
3. 铁碳合金相图

二元匀晶相图

一、匀晶相图及其分析

(1) 匀晶转变:

(2) 匀晶相图:

(3) 形成匀晶相图的条件:

相图分析(相图三要素)

两点:纯组元的熔点;

两线:L,S 相线;

三区:L(液相线以上), α ,L + α 。

二、固溶体合金的平衡结晶

(1) 平衡结晶:

(2) 凝固过程与组织

3) 在每一温度下固溶体平衡凝固的过程

固溶体长大机制的主要特征:

直到该温度下液固两相建立完全平衡,停止长大。

4) 两平衡相的相对量计算

杠杆定律:在二元相图的两相区内,温度一定时,两相的重量比是一定的。因与力学中的杠杆定律相似而得名。只适用于两相区,而且只能在平衡状态下使用。三点(支点和端点)要选准.确定两平衡相的成分(浓度)确定两平衡相的相对量

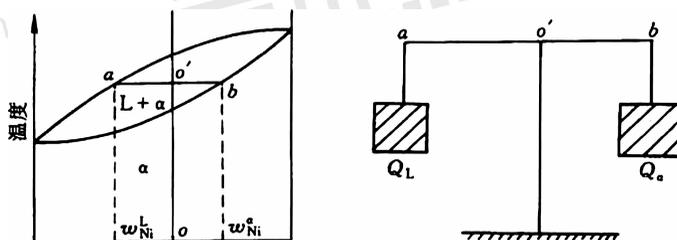


图 5-10 杠杆定律证明及力学比喻

三、固溶体的非平衡凝固与微观偏析

非平衡凝固:

非平衡组织:非平衡凝固得到的组织。

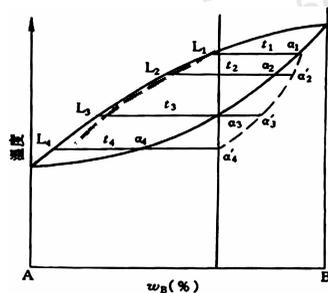


图 5-16 匀晶系合金的不平衡结晶

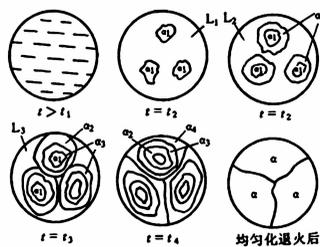


图 5-17 不平衡结晶引起的晶内偏析

(1) 由于冷速较快,合金要冷却到较低的温度 T_1 (比上交点低) 才能开始凝固,此时合金结晶出成分为 α_1 的固相。

(2) 冷却至 T_2 温度,固相的成分应为 α_2 ,液相的成分则改变为 L_2 。但由于冷却较快,液相和固相,尤其是固相中的扩散不充分,因此只能在液-固界面上维持 $L_2 \rightarrow \alpha_2$,而固相内部仍低于 α_2 ,甚至保留为 α_1 ,从而形成成分不均匀现象。此时,整个固体的平均成分 α_2' 应在 α_1 与 α_2 之间,而整个液体的平均成分 L_2' 应在 L_1 与 L_2 之间。

(3) 冷却至 T_3 温度,结晶出固相的成分应为 α_3 ,液相的成分应变为 L_3 。同样因扩散不充分而达不到平衡凝固成分,也只能在液-固界面上维持 $L_3 \rightarrow \alpha_3$,此时,整个固体的平均成分应为 $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ 的平均值 α_3' ,而整个液体的平均成分应为 L_1, L_2, L_3 的平均值 L_3' 。

(4) 达到下交点时,若平衡凝固,则此时应凝固完毕在不平衡凝固下,此时凝固不能结束。

(5) 合金冷却至 T_4 温度才凝固结束。此时固相的平均成分从 α_3' 变到 α_4' ,即原合金的成分。

若把每一温度下的固相和液相的平均成分连接起来,则分别得到图中的虚线 $\alpha_1', \alpha_2', \alpha_3', \alpha_4'$ 和 L_1', L_2', L_3', L_4' ,分别称为固相平均成分线和液相平均成分线。

四、非平衡凝固与平衡凝固的比较

五、平衡凝固——液、固相内溶质完全混合

平衡分配系数:一定温度下,固相平衡浓度与液相平衡浓度的比。 $k_0 = C_s/CL$

若液相线和固相线均为直线,则 K_0 为常数。

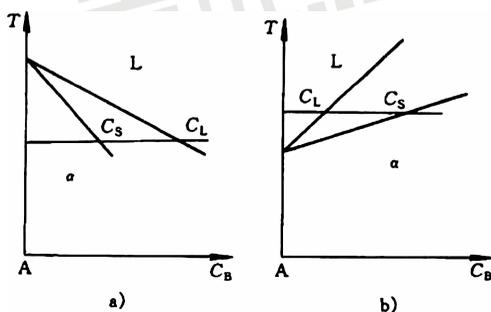


图 6-16 $k_0 < 1$ 的相图(a)及 $k_0 > 1$ 的相图(b)

六、非平衡凝固

在 $K_0 < 1$ 的情况下,凝固后固体试样的成分沿长度方向变化,左端纯化,右端富集溶质组元, K_0 越小,这个效应越显著。利用正常凝固的溶质重新分配,发展了区域熔炼技术,可对金属进行提纯。

(图见视频)

区域熔炼是以感应加热方法将金属逐渐熔化,金属棒从一端到另一端进行局部熔化,凝固过程也随之逐步进行。熔化区从始端到终端,杂质元素就富集于终端,重复移动多次,金属棒纯度大大提高。

成分过冷

在不平衡凝固时,液相中溶质分布不均匀,可能出现界面前液体的温度 T_m 低于平衡液相线温度 T_L 的情况。在正温度梯度下,界面前就有过冷区域存在,如图所示。这种由成分分布不均匀引起的过冷称为成分过冷。

(图见视频)

成分过冷——固溶体合金液体在凝固过程中,由于界面前沿液体的熔点随浓度的变化而变化,这种由于溶质浓度变化引起的过冷称为成分过冷。

热过冷——纯金属凝固时由于其熔点是固定的,界面前沿液体的过冷区形态和性质取决于液体内的实际温度分布,这种由于负温度梯度形成的过冷称为热过冷。

有利于成分过冷的条件

此条件式的左边是工艺参数,右边是凝固金属体系参数。有利于成分过冷的条件:

1. 液体中的温度梯度 GL 小;
2. 长大速度 R 高;
3. 液相线曲线陡;
4. 合金元素含量高(用不同参数的代表性数据可以证明,通常在 $C_0 \geq 0.2\%$ 时存在着成分过冷);
5. 液相中扩散系数小;
6. $k_0 < 1$ 时, k_0 值很小; $k_0 > 1$ 时, k_0 值很大。

成分过冷对生长形态的影响

(图见视频)

无成分过冷:平面状

成分过冷区小:胞状

成分过冷区大:树枝状

(胞状树枝状、柱状树枝状、等轴树枝状)

二元共晶相图

共晶转变(反应):由一种液相在恒温下同时结晶出两种固相的转变(反应)。

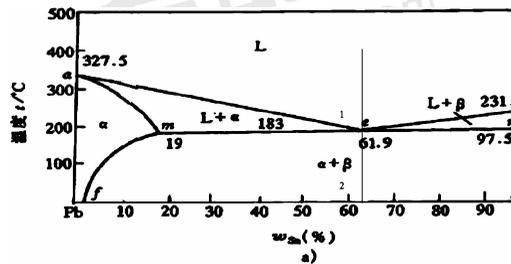
(图见视频)

共晶反应的产物称为共晶体。

共晶反应的温度称为共晶温度。

共晶点:E点。三相共存(平衡)点。

共晶线:水平线。成分位于共晶线区间的合金都有机会发生共晶反应。



室温组织($\alpha + \beta$)共晶

共晶组织中 β 的相对量:

(3)亚共晶合金

冷却曲线:

相变:匀晶转变

——共晶转变

——脱溶转变

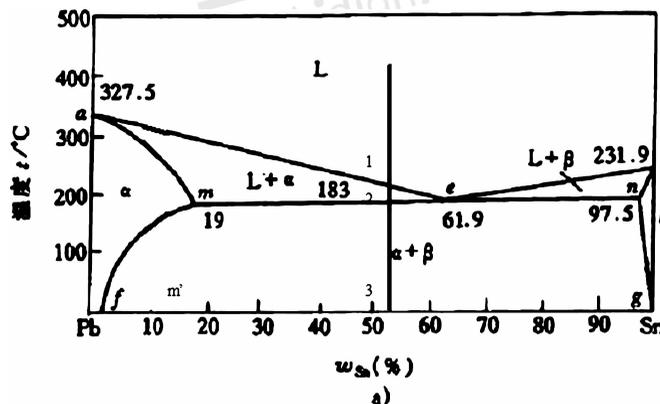
室温组织及其相对量的计算:

室温组织[α 初 + β II + ($\alpha + \beta$)共晶]

分析显微组织时,要区分组织组成物和相组成物的区别!

组织组成物:在结晶过程中形成的、有清晰轮廓的独立组成部分,例如 α 初、 β II、($\alpha + \beta$)共晶

相组成物:组成显微组织的基本相,它有确定的成分及结构,但没有形态上的概念,例如 α 和 β 相。所以共晶合金都是由 α 和 β 相组成的机械混合物。



三、共晶组织及其形成机理

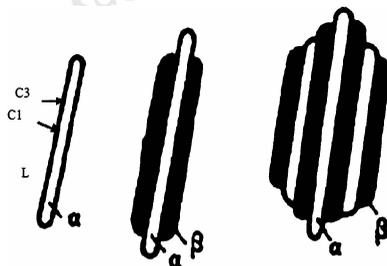


图 共晶体晶核的形成

1. 共晶体的形核与长大

(1)形核

(2)长大

纵向长大

α 相界面前沿液相浓度 C_3 , β 相界面前沿液相浓度 C_2 , 它们前沿液相内暂时形成浓度梯度 $C_3 - C_2 \rightarrow$ 短程扩散 \rightarrow 破坏了 L/α 与 L/β 相界平衡 \rightarrow 相界移动, 共晶体中 α 相与 β 相协同生长。

横向长大

当新的一层 α 相形成前, 在原先一层 α 相上存在着突出部位, 这个突出部位通过 β 相层显露出来, 露头部位就有利于新的片层 α 相的生长。这个突起的部位相当于“桥”。

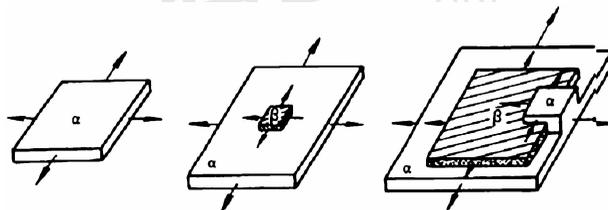


图 共晶体生长的“搭桥”机制

2. 共晶体的形态

共晶体的形态基本特征为两相交替排列。

(1)粗糙-粗糙界面(金属-金属型):层片状、棒状、纤维状等

(2)粗糙-平滑界面(金属-非金属):具有不规则或复杂组织形态(球状、针状、螺旋状等)

3. 共晶(体)合金的特殊性质

比纯组元和固溶体的熔点低, 简化了熔化和铸造的操作;

比纯金属具有更好的流动性, 在其凝固中阻止了阻碍液体流动的枝晶形成, 从而改善铸造性能;

恒温转变(无凝固温度区间)减少了铸造缺陷, 例如偏析和缩孔;

共晶凝固可获得多种形态的显微组织, 尤其是通过定向凝固, 控制凝固条件 (G/R), 可以获得两相规则排列的(具有一定方向和间距)棒状或纤维状共晶组织, 成为原位复合材料, 可以大大提高材料的室温和高温性能。

四、共晶系合金的非平衡凝固和其组织

1. 伪共晶

①概念:由非共晶成分的合金所得到的完全共晶组织。

②形成原因:凝固速度快;成分位于共晶点附近。

③不平衡组织:非共晶成分的合金得到的完全共晶组织;共晶成分的合金得到亚共晶或过共晶组织。

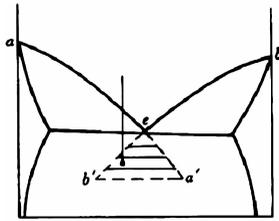


图 5-28 伪共晶区

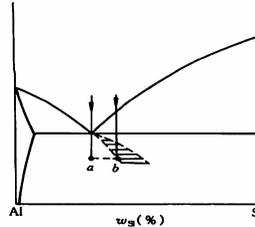


图 5-30 Al-Si 合金系的伪共晶区

2. 离异共晶

①概念

由于共晶体数量较少,通常共晶体中的 α 相依附在初生 α 相生长,而把共晶体中另一相 β 推向最后凝固的晶界或枝晶处,从而使共晶体两组成相相间的组织特征消失,这种两相分离的共晶体称为离异共晶。

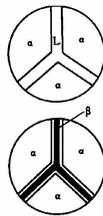


图 5-32 离异共晶形成示意图

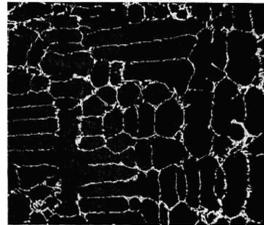


图 5-33 Pb-Sn 合金共晶离异组织(铸造)($\alpha+\beta$),400 \times

②形成原因:共晶两相未配合长大

先共晶量过大(平衡条件下,成分位于共晶线上两 endpoint 附近;

非平衡条件下,成分位于共晶线外两 endpoint 附近);

共晶点偏离中心;

两相结构差异太大。

③消除:扩散退火

④意义:

在金相分析时,往往容易将枝晶间的共晶体误认为次生相,从而将铸造工艺状态错判为退火状态。

不平衡共晶的组织形态在生产上也有重要意义,因为在金相分析时,往往容易将端部固溶体合金误判为亚共晶合金。

铁碳合金相图分析

点:14 个。熔点;纯铁的同素异构转变点;包晶点;共晶点;共析点;单相特殊成分点(单相固溶体的最大溶解度点),

线:液相线;固相线;等温转变线;溶解度变化曲线;磁性转变线;

区:5 个单相区,7 个两相区,3 个三相区。

相图标注:相组成物标注的相图;组织组成物标注的相图。

铁碳合金分类

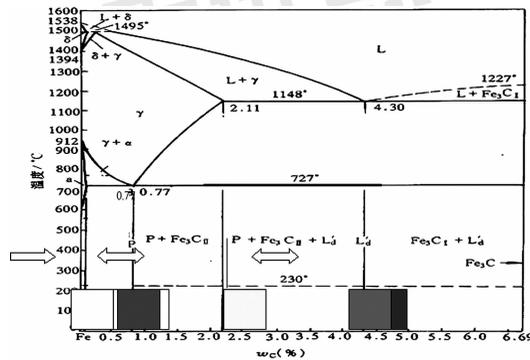


图 5-62 按组织分区的铁碳合金相图

工业纯铁

碳钢

亚共析钢

共析钢

过共析钢

铸铁

亚共晶白口铸铁

共晶白口铸铁

过共晶白口铸铁

含碳量对平衡组织和性能的影响

(1) 含碳量对平衡组织的影响

组织与相	工业纯铁			
	亚共析钢	过共析钢	亚共晶白口铸铁	共晶白口铸铁
成分及组织特征	w _c = 0.0218%	w _c = 0.77%	w _c = 2.11%	w _c = 4.3% w _c = 6.69%
组织组成物	高温固态组织为单相固溶体		组织中有共晶莱氏体	
相组成物				
相组成物				

(2) 含碳量对铁碳合金力学性能的影响

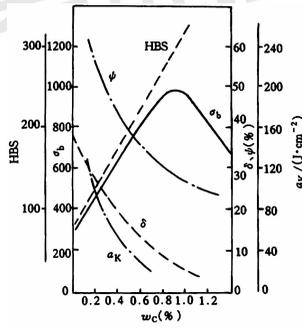


图 5-64 含碳量对平衡状态下碳钢力学性能的影响

强度、硬度升高,塑韧性下降

(3)对工艺性能的影响

适合锻造: $C\% < 2.11\%$,可得到单相组织。

适合铸造: $C\% \sim 4.3\%$,流动性好。

适合冷塑变: $C\% < 0.25\%$,变形阻力小。

适合热处理: $0.0218 - 2.11$,有固态相变。

第6讲 三元相图塑性变形

本讲的内容:

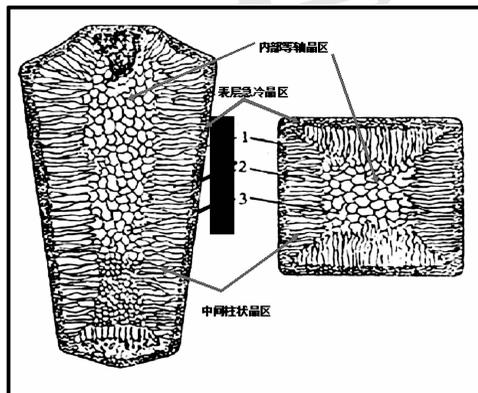
1. 铸件组织与控制
2. 铸件中的偏析
3. 三元共晶相图
4. 单晶体的塑性变形

铸件的宏观组织

激冷晶区的晶粒细小;

柱状晶区的晶粒垂直于型壁排列,且平行于热流方向.

内部等轴晶区的晶粒较为粗大;



激冷晶区的晶粒细小;

柱状晶区的晶粒垂直于型壁排列,且平行于热流方向.

内部等轴晶区的晶粒较为粗大;

一、表面激冷区的形成

一旦型壁附近的晶粒互相连结而构成稳定的凝固壳层,凝固将转为柱状晶区由外向内的生长,表面激冷细晶粒区将不再发展。因此稳定的凝固壳层形成得越早,表面细晶粒区向柱状晶区转变得也就越快,表面激冷区也就越窄。

型壁附近熔体由于受到强烈的激冷作用,产生很大的过冷度而大量非均质生核,各种形式的晶粒游离也是形成表面细等轴晶的“晶核”来源。这些晶核在过冷熔体中采取枝晶方式生长,由于其结晶潜热既可从型壁导出,也可向过冷熔体中散失,从而形成了无方向性的表面细等轴晶组织。

二、柱状晶区的形成

柱状晶区开始于稳定凝固壳层的产生,而结束于内部等轴晶区的形成。因此柱状晶区的存在与否及宽窄程度取决于上述两个因素综合作用的结果。如果在凝固初期就使得内部产生等轴晶的晶核,将会有效地抑制柱状晶的形成。

稳定的凝固壳层一旦形成,柱状晶就直接由表面细等轴晶凝固层某些晶粒为基底向内生长,发展成由外向内生长的柱状晶区。枝晶主干取向与热流方向平行的枝晶生长迅速。

内部等轴晶的形成机理

(1)“成分过冷”理论

该理论认为,随着凝固层向内推移,固相散热能力逐渐削弱,内部温度梯度趋于平缓,且液相中的溶质原子越来越富集,从而使界面前方成分过冷逐渐增大。当成分过冷大到足以发生非均质生核时,便导致内部等轴晶的形成。

(2)激冷等轴晶型壁脱落与游离理论

在浇注的过程中及凝固的初期激冷,等轴晶自型壁脱落与游离促使等轴晶形成,浇注温度低可以使柱状晶区变窄而扩大等轴晶区。

三、铸件宏观结晶组织的控制

思路:晶区的形成和转变乃是过冷熔体独立生核的能力和各种形式晶粒游离、增殖或重熔的程度这两个基本条件综合作用的结果,铸件中各晶区的相对大小和晶粒的粗细就是由这个结果所决定的。凡能强化熔体独立生核,促进晶粒游离,以及有助于游离晶的残存与增殖的各种因素都将抑制柱状晶区的形成和发展,从而扩大等轴晶区的范围,并细化等轴晶组织。

1. 合理地控制浇注工艺和冷却条件
2. 孕育处理
3. 动力学细化

四、孕育处理

孕育处理是浇注之前或浇注过程中向液态金属中添加少量物质以达到细化晶粒、改善宏观组织目的的一种工艺方法。

孕育(Inoculation)主要是影响生核过程和促进晶粒游离以细化晶粒;而变质(Modification)则是改变晶体的生长机理,从而影响晶体形貌。变质在改变共晶合金的非金属相的结晶形貌上有着重要的应用,而在等轴晶组织的获得和细化中采用的则是孕育方法。

铸件中的偏析

1. 微观偏析:

短程偏析,晶粒内部或晶界等微区内成分不均匀现象,是不平衡凝固造成的。

(1) 枝晶偏析

a. 机理

b. 影响因素

(2) 晶界偏析

概念:

成因:

危害:

合金元素:

(3) 微观偏析的消除措施

2. 宏观偏析

宏观偏析为长程偏析,是发生于区域之间的成分差别(区域偏析)。

液态金属沿枝晶间的流动对宏观偏析的产生有着重要的影响。

正常偏析(正偏析)

反偏析(逆偏析)

比重偏析(重力偏析)

(1) 正偏析

概念:

机理:

危害:

防止:

(2) 反偏析

成分特点:外层溶质元素含量反而高于内层的含量;

形成特点:不常见,易发生于凝固温度区间宽、凝固收缩大、冷却缓慢、枝晶粗大、液体金属中含气量较高等情况下。

机理:由于铸件表层枝晶间以及内部的低熔点液体,在液体金属静压力和析出气体压力的作用下,通过树枝晶之间收缩产生的空隙渗出到表面,在表面形成的一种含有较多低熔点组元和杂质的偏析层。如 Cu-10% Sn 合金铸件表面 Sn 含量有时可高达 20% - 25%。

(3) 比重偏析

一种由于固相和液相之间的比重差别较大引起的上下成分不一致的现象。

a. 机理

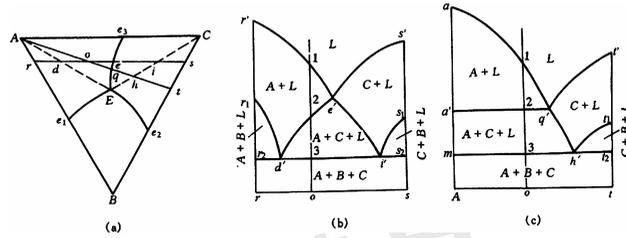
b. 防止

三元共晶相图——形态特征

一、垂直截面分析

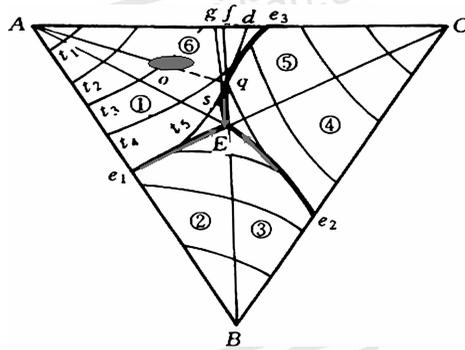
1) 垂直截面与三相共晶面的交线为一水平线;

- 2) 通过一顶点 A 所取的垂直截面与两相共晶线的交线也为一水平线;
- 3) 平行于 B 角对边所取的垂直截面与两相共晶线相交于一点, 垂直截面图中, 两相共晶转变区为尖角向上的曲边三角形, 且上方的尖角与反应相相接。



(3) 投影图分析

利用投影图分析 O 点合金的凝固过程, 确定室温组织。

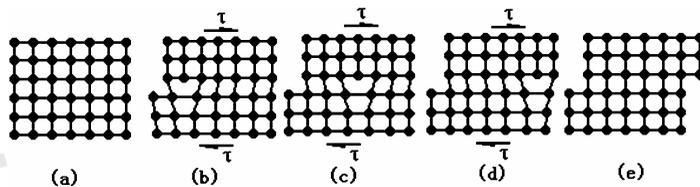


单晶体的塑性变形

一、滑移变形

(一) 滑移的概念与本质

1. 概念:



晶体中通过位错运动而造成滑移的示意图

2. 滑移的实质——位错的运动

(二) 滑移系 (Slip system)

(三) Schmid 定律

分切应力: Shearstress, τ

作用在滑移面上, 沿着滑移方向的剪应力

$$\tau = \frac{F \cos \lambda}{A / \cos \phi} = \frac{F}{A} \cos \phi \cos \lambda = \sigma \cos \phi \cos \lambda = \sigma m$$

(四) 滑移方式

1. 单滑移:

2. 双滑移:

3. 多滑移:

4. 交滑移:

交滑移:

双交滑移:交滑移后的螺位错再转回到原滑移面的过程。

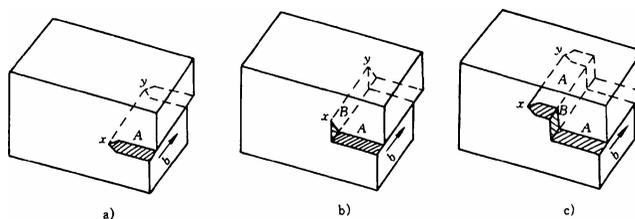


图 8-15 螺位错 xy 的交滑移
a) 滑移面为 A 面 b) 交滑移到 B 面 c) 再次交滑移到 A 面

(五) 滑移变形的特点

1. 滑移只能在切应力的作用下发生。

2. 滑移常沿晶体中原子密度最大的晶面和晶向发生。这是因为只有在最密晶面之间的面间距最大,原子面之间的结合力最弱,沿最密晶向滑移的步长最小,因此这种滑移所需要的外加切应力最小。

3. 滑移时晶体的一部分相对于另一部分沿滑移方向的距离为原子间距的整数倍,滑移的结果会在晶体的表面上造成台阶。

4. 滑移的同时必然伴随有晶体的转动。

5. 滑移变形在晶体表面形成的滑移线。

二、孪生变形(twinning deformation)

1. 概念:

在切应力作用下,晶体的一部分相对于另一部分沿一定的晶面和晶向发生均匀切变,已变形的晶体部分与未变形的晶体部分构成镜面对称,形成孪晶。每层晶面的移动距离与该面距孪晶面的距离成正比,即相邻晶面的相对位移量相等。

2. 表面形貌:

孪晶区表面出现浮突,变形前的直线在变形后变为折线。

孪晶在显微镜下呈带状或透镜状,浮突磨去后腐蚀仍能观察到。

三、滑移和孪生的比较

1. 相同方面

2. 不同方面

1) 滑移不改变晶体的位向(不导致位向差),而孪生改变了晶体的位向,并且基体和孪晶部分呈晶面对称关系,有一个固定的位向差。

2) 原子的运动

3) 滑移有确定的临界分切应力

- 4) 形貌
- 5) 变形的条件

四、塑性变形对材料组织和性能的影响

1. 对组织结构的影响

晶粒拉长；

(1) 形成纤维组织

杂质呈细带状或链状分布。

(2) 形成形变织构

1) 形变织构：

丝织构：某一晶向趋于与拔丝方向平行。

2) 常见类型

3) 对性能的影响(各向异性)

(3) 形成位错胞

2. 对性能的影响

(1) 对力学性能的影响

1) 加工硬化(形变强化、冷作强化)：

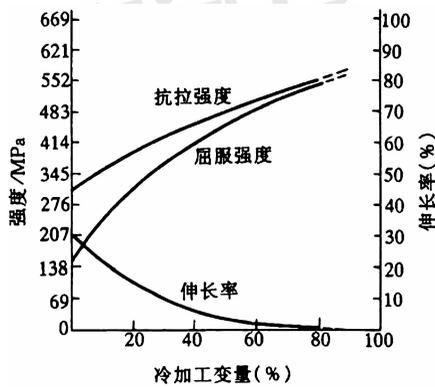


图 8-30 钢丝冷变形时的力学性能变化

2) 对物理、化学性能的影响

3. 残余应力(约占变形功的 10%)

(1) 分类

(2) 利弊

(3) 消除：去应力退火。