

专业课笔记

第一章

共价键：原子间不发生电子转移，仅共用电子对所产生吸引力结合成的键。

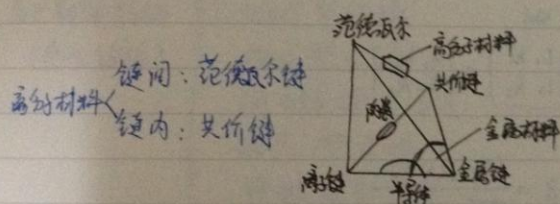
符合 8-2 规则，主要有金刚石、硅。

离子键：当正电性元素和负电性元素相接触时，由于电子得失，使它们各自变成正离子和负离子，二者靠静电作用相互结合起来的化学键。

主要有：NaCl, CsCl，无饱和性和方向性

* 金属键：由金属正离子和自由电子之间相互作用而结合称为金属键（无方向性和饱和性）

范德瓦耳键：由一个分子的正电荷部位和另一分子的负电荷部位间，以微弱静电力相吸引，使之结合在一起，称为范德瓦耳键。



晶体：物质的质点（分子、原子或离子）在三维空间作有规律的周期性重复排列所形成的物质叫晶体。

VS { 晶体：长程有序，有熔点，有各向异性
非晶体：短程有序，长程无序，无熔点，无各向异性

空间点阵：对理想晶体，把几何点在三维空间中作周期性规则排列所形成的三维阵列，是人为对晶体结构的抽象

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

晶胞的选取条件：

- ① 晶胞几何形状充分反映点阵对称性
- ② 平行六面体内相等的棱和面数目最多
- ③ 当棱间呈直角时，直角数目最多
- ④ 满足上述条件，晶胞体积应最小

晶向指数：表示晶格中各原子列的位向 形式为 $[uvw]$
 晶面指数：表示晶格中各不同方位上的原子面，形式为 (hkl)

具有相同指数的晶面与晶向必定互相垂直 $[010] \perp (010)$

对于立方晶系 晶面指数 $\{hkl\}$ $i = -(h+k)$

晶向指数 $[uvw]$ $t = -(u+v)$

晶带：相交于某一晶向直线或平行于此直线的晶面构成一个晶带，称晶带轴

晶面 $(h_1k_1l_1)$ 与其晶带轴 $[uvw]$ 则

$$hu + kv + lw = 0$$

晶带轴求法：两不平行晶面 $(h_1k_1l_1)$ 和 $(h_2k_2l_2)$

晶带轴 $[uvw]$ 则

$$u:v:w = \begin{vmatrix} k_1 & l_1 \\ k_2 & l_2 \end{vmatrix} : \begin{vmatrix} l_1 & h_1 \\ l_2 & h_2 \end{vmatrix} : \begin{vmatrix} h_1 & k_1 \\ h_2 & k_2 \end{vmatrix}$$

计算晶面(向)夹角公式

(利用两法线夹角) $\cos \lambda = \frac{[321][120]}{\sqrt{3^2+2^2+1^2} \sqrt{1^2+2^2+0^2}}$

晶面间距：(立方系) $d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}}$ (简单立方系)

注：对于复杂立方系，如：面心立方，体心立方， $d = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \times \frac{1}{2}$
 但 { 体心立方 $\{110\}$ 不乘 $\frac{1}{2}$
 面心立方 $\{111\}$ 不乘 $\frac{1}{2}$

低指数晶面的面间距大。

	原子半径	配位数(k)	致密度	四面体间隙	八面体间隙
体心	$\frac{\sqrt{3}a}{4}$	8	0.68	12	6
面心	$\frac{\sqrt{2}a}{4}$	12	0.74	8	4
密排	$\frac{a}{2}$	12	0.74	12	6

致密度公式 $k = \frac{nV}{V} = \frac{n \cdot \frac{4}{3}\pi r^3}{a^3}$

体心立方： $k = \frac{2 \times \frac{4}{3}\pi (\frac{\sqrt{3}a}{4})^3}{a^3} \approx 0.68$

面心立方 按 ABCA BC... 堆垛
 密排六方 按 ABAB... 堆垛

间隙半径求法: 例: 体心: 间隙半径 $(\frac{1}{2}, \frac{1}{4}, 1)$, 体心原子半径 $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$
 两点间距离 $= a \sqrt{(\frac{1}{2}-\frac{1}{2})^2 + (\frac{1}{4}-\frac{1}{2})^2 + (1-\frac{1}{2})^2} = \frac{\sqrt{5}}{4} a$
 \therefore 间隙半径 $r_B = \frac{\sqrt{5}}{4} a - r_A = \frac{\sqrt{5}}{4} a - \frac{1}{2} a = 0.291$
 (标注: 间隙半径)

共价晶体结构 { 金刚石结构
 层状结构 (石墨)
 (硅的) 链状结构

离子晶体结构 (典型结构) { cscI 型结构
 NaCl 型结构
 闪锌矿型结构
 CaF_2 型结构
 纤锌矿型结构

一般负离子占据间隙结点位置
 例如: CaF_2 型结构, Ca^{2+} 占据位置

相: 是合金中具有同一聚集状态、成分和性能均一, 并以界面互相分开的组成部分。
 化学和物理性能完全一样, 具有明显界面的组成部分。

固溶体: 溶质原子溶于溶剂中, 并保持溶剂的晶格类型和合金 —— 称为固溶体
 溶质原子在溶剂中占 { 结点位置 —— 置换固溶体
 间隙位置 —— 间隙固溶体

影响固溶度的因素: ① 组元的晶体结构类型: 晶体结构相同时固溶度大
 ② 原子尺寸因素: 相对原子半径差越小固溶度越大, 若 $>15\%$, 固溶度有限
 ③ 电负性: 电负性差小, 有利于形成固溶体, 反之, 易于形成化合物
 ④ 电子浓度因素: 溶质原子的价越高, 固溶度越小。

固溶体溶度分布: 无序分布, 偏聚分布, 短程有序分布

中间相: 合金中, 溶质含量超过其溶解度, 出现新相, 成分在 A 在 B 中
 和 B 在 A 中的最大溶解度之间, 称为中间相

$\begin{matrix} \text{非金属} & \text{金属} \\ \uparrow & \uparrow \\ \text{间隙相} & \text{间隙化合物} \end{matrix}$
 $\begin{matrix} r_x/r_m < 0.59 \text{ 时} \\ r_x/r_m > 0.59 \text{ 时} \end{matrix}$
 化合物具有简单晶体结构
 具有复杂晶体结构

拓扑密堆相：由大小不同的原子紧密堆积，得到全部或主要是四面体间隙的复杂结构。简称 TCP，常见有拉弗斯相。

中间相包括 { 正常价化合物

电子化合物：电子化合物是指主要由电子浓度决定其晶体结构的一类化合物

间隙相与间隙化合物：(1) 对金属 (m) 与非金属 (x) 的原子半径比 $r_x/r_m < 0.59$ 时形成具有简单晶体结构的相，称间隙相。

(2) 当 $r_x/r_m > 0.59$ 时，形成具有复杂晶体结构的相，称间隙化合物

拓扑密堆相

肖脱基空位：高位原子跑到晶格表面或晶界形成

弗伦克尔空位：离位原子跳入晶体间隙中，就形成了弗伦克尔空位。

第二章

缺陷 { 点缺陷 { 空位 (肖脱基空位、弗伦克尔空位)
 置换原子
 线缺陷
 面缺陷

对于离子晶体在形成肖特基空位时为保证电中性,正负离子同时在点阵中缺失。

复合(湮灭): 间隙原子与空位相遇, 则两者都消失, 这一过程称复合或湮灭。

一定温度下空位数量相对稳定, 动态的平衡

点缺陷对金属性能的影响:

1. 使电阻增大
2. 使密度减小
3. 过饱和点缺陷还可提高屈服强度

线缺陷(位错): 是指原子发生错排的范围, 在一个方向上尺寸较大, 另一个方向上尺寸较小, 成线状分布的原子错排区

刃型位错：晶体中多出的半原子面，像刀刃一样插入晶体形成的错排区

螺型位错：在位错线附近的原子按螺旋形排列的位错称螺型位错

(判別方法: 大姆指螺旋前進方向, 4指旋轉方向, 符合右手法則稱右螺旋位端, 符合左手法則的稱左螺旋位端)

柏氏矢量：

螺型位错的柏氏矢量垂直于晶面

物理意义: 反映柏氏回路所含位错引起点阵畸变的总积累
也表示晶体平滑移动时原子移动的大小和方向

特点：1. 守恒性

2. 唯一性：一根不分叉的任何形状的位错线有一个柏氏矢量
3. 位错线不能终止于晶粒内部，只能终止于晶界、或相界、表面。
(位错线的连续性) 若终止于内部，则必与其它位错相连，或成位错环。
4. 是位错特有的性质，其它缺陷无柏氏矢量。

0.2. ③. 3. ⑤ 这集子一点的名错 $\sum b_i = 0$

判断左右螺，正刃方法：

- ① $b \parallel t$ 为螺型位错，同向为右螺，反向为左螺
- ② $b \perp t$ 为刃型位错，右手法则：食指 t 方向，中指 b 方向，拇指代表多余半原子面，向上正刃，向下负刃。

混合位错：柏氏矢量 b 与位错线即不平行，也不垂直的位错称为混合位错。

※ 判别在 τ 的作用下，位错环将如何运动：

- ① 在位错环上选取一点，刃型位错（记为 A 点）
- ② 选取与 b 方向相同的力 τ ，看 τ 在 b 的什么位置，拇指由 $b \rightarrow \tau$
- ③ 食指是 A 点处的位错线方向，则中拇指为位错环受力方向。

位错密度： $\rho = S/V$ (cm/cm^3) 单位体积中位错线长度

$\rho = \frac{N_L}{V} = \frac{N}{A} \cdot \frac{1}{L} \text{ (1/cm}^2\text{)}$ 单位面积中位错数目。

位错运动两种形式：滑移：一应力下，位错线沿滑移面的移动。

攀移：刃型位错可在沿着垂直于滑移面方向移动。

滑移是保守运动，晶体体积不变。攀移是非保守运动（因为受拉压应力）

交滑移：螺位错在原滑移面运动受阻时，可移到与位错线相交的另一滑移面上去。该过程称交叉滑移。

原因：螺位错的 b 与 t 平行，可确定的滑移不止一个，刃位错 $b \perp t$ 只有一个滑移面，不能发生交滑移

派纳力：晶体滑移时遇到的晶格阻力 (τ_p)

$$\tau_p \approx \frac{2G}{1-\nu} e^{-\frac{2\pi a}{b \ln W}}$$

a: 晶面间距

b: 滑移方向上的原子间距

应用解释：为什么发生滑移是密排面，滑移方向为密排方向！

答：密排面 a 较大， τ_p 较小，密排方向 b 较大， τ_p 较小，晶格阻力小，易发生滑移

正攀移时，晶体受压应力

负攀移时，晶体受拉应力

割阶：位错上的不在滑移面上的扭折段

扭折：在滑移面上的扭折段

① 位错应力场： r_0 内超出弹性变形范围，不适用虎克定律

σ_{ab} ： a 表示垂直于 a 轴的滑移面， b 表示作用方向与 b 轴平行

螺位错应力场：

$$\begin{cases} \sigma_{xz} = \sigma_{zx} = -\sigma_{z\theta} \sin\theta = -\frac{Gb}{2\pi} \frac{y}{(x^2+y^2)} \\ \sigma_{yz} = \sigma_{zy} = \sigma_{z\theta} \cos\theta = \frac{Gb}{2\pi} \frac{x}{(x^2+y^2)} \end{cases}$$

正应力： $\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{zz} = \sigma_{xy} = \sigma_{yx} = 0$

刃位错应力场：

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = -D \frac{y(3x^2+y^2)}{(x^2+y^2)^2} \\ \sigma_{yy} = D \frac{y(x^2-y^2)}{(x^2+y^2)^2} \\ \sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \\ \sigma_{xy} = \sigma_{yx} = D \frac{x(x^2-y^2)}{(x^2+y^2)^2} \\ \sigma_{xz} = \sigma_{zx} = \sigma_{yz} = \sigma_{zy} = 0 \end{cases} \quad D = \frac{Gb}{2\pi(1-\nu)}$$

各应力分量与 x 无关， $y > 0$ σ_{xx} 为压应力

$y < 0$ σ_{xx} 为拉应力

② 位错应变能：都与 b^2 成正比

③ 单位长度上的作用力 $F_d = F/dl = \tau b$ (外力 τ 作用下)

④ 在外力 τ 作用下，单位长度位错线受力与线张力平衡时

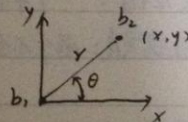
$$\tau = \frac{Gb}{2r}$$

⑤ 位错间交互作用力

① 两根平行螺位错： $F_r = \frac{Gb_1b_2}{2\pi r}$

$$F_x = \frac{Gb_1b_2}{2\pi} \cdot \frac{x}{(x^2+y^2)}$$

$$F_y = \frac{Gb_1b_2}{2\pi} \cdot \frac{y}{x^2+y^2}$$



异号相吸引，同号相排斥

最短平移

单位位错：柏氏矢量等于单位点阵矢量的位错

面心立方单位位错 $\frac{a}{2}\langle 110 \rangle$

体心立方单位位错 $\frac{a}{2}\langle 111 \rangle$

密排六方单位位错 $\frac{a}{2}\langle 11\bar{2}0 \rangle$

部分位错：柏氏矢量小于最短平移矢量

不全位错：柏氏矢量不等于最短平移矢量整数倍的位错

肖克莱不全位错

弗兰克不全位错 (只能是刃型)

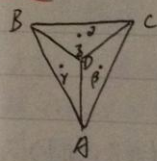
由于弗兰克不全位错与 b 垂直，且 b 与 b 决定的平面不是密排面，故弗兰克不全位错不能滑移，只能攀移，攀移是靠层错面的扩散来完成的，故弗兰克不全位错是固定位错

位错反应条件：

① 几何条件 $\sum b_{前} = \sum b_{后}$

② 能量条件 $\sum b_{前}^2 \geq \sum b_{后}^2$

※ 杨普逊四面体：



6个棱边是——单位位错 AB, AC, \dots

顶点到所在面面的——肖克莱 $B\alpha, C\alpha$

顶点到所对的面面的——弗兰克 $A\alpha$

$\alpha(\frac{a}{2}, \frac{a}{2}, \frac{a}{2}), \beta(\frac{a}{2}, \frac{a}{2}, \frac{a}{2}), \gamma(\frac{a}{2}, \frac{a}{2}, \frac{a}{2})$

$A(\frac{a}{2}, \frac{a}{2}, 0), B(\frac{a}{2}, 0, \frac{a}{2}), C(0, \frac{a}{2}, \frac{a}{2}), D(0, 0, 0)$

扩展位错：一个单位位错分解为两个不全位错，中间夹住一片层错的组态叫扩展位错

扩展位错宽度：两个不全位错之间距离 d

$$d = \frac{Gb}{2\pi\gamma}, \gamma \text{ 为 单位面积的层错能}$$

位错增殖机制：弗兰克-瑞德源

双交滑移增殖

攀移增殖

固体材料界面：表面、晶界、亚晶界、相界。

比表面能：晶体表面单位面积能量的增加称为比表面能

晶界：相邻的晶粒取向不同，其交界面叫晶粒界，简称晶界

每个晶粒内部取向差极小的亚结构，亚结构之间的交界叫亚晶界

晶界 { 大角度晶界 (取向差大于 10° 以上) {
 小角度晶界 (取向差小于 10°) { 对称倾斜晶界
 孪晶界 (最常见) { 扭转晶界

大角度晶界的重合位置点阵模型：当相邻晶粒处于某些特殊位向时，不受晶界存在的影响，有些点阵重合，并形成一个新的点阵，使晶界上的畸变程度下降，导致晶界能下降。

孪晶界：相邻两晶粒或一个晶粒内部相邻两部分沿一个公共晶面，构成镜面对称的位向关系，该公共面即为孪晶界。

相界：具有不同晶体结构的两相之间的分界，相界结构：共格界面，半共格，非共格，欠配度， δ

$\delta < 0.05$ 为完全共格 $\delta = 0.05 \sim 0.25$ 半共格， $\delta > 0.25$ 非共格

共格界面能最低，非共格界面能最高

内吸附：由于界面能的存在，在晶体中存在能降低界面能的异类原子时，这些原子将向晶界偏聚，这种现象叫内吸附。

端

能

简述FCC晶体中形成不全位错两种方式，以及两种不全位错的特点。

- (1) 晶体上下两部分作适当的滑移，形成肖克莱不全位错 ($b = \frac{a}{2} \langle 112 \rangle$)：肖克莱不全位错为可动位错（可沿原滑移面滑移）
- (2) 在正常堆垛的原子密排面中，加入或抽出部分（不完整）密排面，形成弗兰克不全位错 ($b = \frac{a}{2} \langle 111 \rangle$)：弗兰克不全位错是不可动位错（只能攀移）（因为b平行于该面，而面心立方密排面，故为固定位错）

第三章

纯金属的凝固

：有

结晶：液态转变为结晶态固体的固化过程。

形成
核)

液态金属近程有序。近程有序原子集团就是晶胚(液态金属中)
结晶过程是一个形核及核长大的过程

形核率(N)：单位时间内，单位体积液体中晶核的生成数量 N 叫作形核率($m^{-3}s^{-1}$)
长大线速度：单位时间内晶核生长的线长度。

过冷度：平衡结晶温度 T_m 与实际结晶温度 T_n 之差 ΔT 称为过冷度

$$\Delta T = T_m - T_n$$

结晶的驱动力：结晶时液体与固体的吉布斯自由能差 ΔG ($\Delta G = \Delta(G_L - G_S)$)

只有当 $T < T_m$ 时， $G_S < G_L$ ， $\Delta G < 0$ 结晶才能进行。液体向固相转变时，过冷度越大，引起的自由能下降越多，驱动力越大。

$$\Delta G_v = \frac{-L_m \Delta T}{T_m}$$

L_m 潜热

自发形核：是指在母相中自发形成新相结晶核心的过程。

系统自由能 = 体积引起的自由能下降 + 表面能的增加

$$\Delta G_r = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$$

(ΔG_v ：单位体积自由能， σ ：比表面能)

临界晶核 r_c ：结晶时，液体中长大趋势等于消失趋势的晶胚

$$\frac{d\Delta G_r}{dr} = 0$$

$$\therefore r_c = -\frac{2\sigma}{\Delta G_v} \quad (\text{临界晶核半径})$$

$$\therefore \Delta G_v = \frac{-L_m \Delta T}{T_m}$$

$$r_c = \frac{2\sigma T_m}{L_m \Delta T} \quad r_c \propto \frac{1}{\Delta T} \quad (\text{过冷度越大，临界晶核半径越小})$$

临界晶核形成功(ΔG_c)：临界晶核形成时所需要的能量。

$$\Delta G_c = \frac{16\pi\sigma^3}{3(\Delta G_v)^2} = \frac{4}{3}\pi \left(\frac{2\sigma}{\Delta G_v}\right)^3 \Delta G_v + 4\pi \left(\frac{2\sigma}{\Delta G_v}\right)^2 \sigma$$

$$\text{将 } \Delta G_v = \frac{-L_m \Delta T}{T_m} \text{ 代入}$$

$$\Delta G_c = \frac{16\pi\sigma^3 T_m^2}{3(L_m \Delta T)^2}$$

$$\Delta G_c \propto \frac{1}{\Delta T^2}$$

(过冷度增大， ΔG_c 减小)

问

临界晶核表面积 $A_c = 4\pi r_c^2 = \frac{16\pi\sigma^2}{\Delta G_v^2}$

$\therefore \Delta G_c = \frac{1}{2} A_c \cdot \sigma$ (即所增加的表面能)

液固相之间的自由能差只能供给所需要的表面能的 $\frac{2}{3}$, 另外 $\frac{1}{3}$ 则需由液体中的能量起伏来提供。($\Delta G = 0$ 时)

($\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v$ 是 $4\pi r^2 \sigma$ 的 $\frac{2}{3}$)

均匀形核条件 ① 过冷度 $\Delta T > 0$

② 能量起伏 + 结构起伏

形核率受两因素控制 { 受形核功影响
受扩散

一方面随过冷度增大, $r_c, \Delta G_c$ 减小有利于形核

另一方面随过冷度增大, 原子的扩散速率降低, 不利于形核

有效形核温度: 形核率 N 急剧上升的温度称为有效形核温度

非均匀形核: 金属结晶时常依附在液体中的外来固体表面上 (包括容器壁)

形核

$$\Delta G_{c非} = \Delta G_{c均} \left(\frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \right) \quad \begin{matrix} \theta \in (0, \pi) \\ \cos\theta \in (-1, 1) \end{matrix}$$

$$\Delta G_{c非} < \Delta G_{c均}$$

这表明非均匀形核比均匀形核所需的形核功小, 可在较小的过冷度下发生, 形核容易

液固界面按微观结构分为: 光滑界面和粗糙界面

光滑界面: 是指在界面处固液两相截然分开, 固相表面为基本完整的原子密排面。 (从宏观上看是曲折, 不平整的, 称小平面界面)

粗糙界面: 是指微观上高低不平, 存在厚度为几个原子间距的过渡层的液-固界面。 (宏观上是平整光滑的, 非小平面界面)

长大机制:

动态过冷度: 晶核长大时液固界面前沿液体中的过冷度, 是晶体长大的必要条件.

粗糙界面长大机制 { 垂直长大机制

光滑界面长大机制 { 三维晶核机制

依靠晶体缺陷长大机制 (缺陷有限, 生长速度小)

纯金属凝固时生长形态取决于 { 固液界面的微观结构
界面前沿的温度梯度.

1. 正温度梯度 ($S |_{T \rightarrow T_c} \frac{dT}{dx} > 0$)

(由于界面处温度小于右侧液相温度, 大于左侧固相温度) 结晶潜热只能通过固相散出, 界面前进速度受固相传热速度控制, 晶体生长从平面状堆建

2. 负温度梯度 ($S |_{T \leftarrow T_c} \frac{dT}{dx} < 0$)

结晶潜热 (界面的热量) 可以通过固、液两相散失。

负温度梯度下, 液态金属中结晶出树枝晶的过程?

答: 如果界面某处偶然伸入液相, 进入 ΔT 更大的区域, 获得更大的生长速率, 便在液相中形成一个晶轴, 晶轴结晶时向两侧液相中放出潜热, 使垂直于晶轴方向又产生负温度梯度, 这样又会形成二次晶轴, 同理还会长出三次晶轴, 这种生长方式称树枝状生长。树枝状生长在粗糙界面中明显, 光滑界面中不明显。

树枝晶: 结晶时, 固液界面将以树枝方式在空间中迁移所形成的晶粒。

柱状晶: 结晶时, 固液界面只能在空间中的一个方向自由迁移, 其他两方向受限制所形成的晶粒。

等轴晶: 结晶时固液界面能够在空间各个方向自由迁移所形成的各方向上尺寸差异较小的晶粒。

细晶强化：通过细化晶粒来提高材料强度的方法称为细晶强化
细晶晶粒不仅能提高强度和硬度，还能提高材料的塑性和韧性

细化晶粒方法：①. 提高过冷度： ΔT ↑ 不仅 N 增加， G 也增加，但形核 N 增加速度高于长大线速度 G

例：用导热好的金属模代替砂模

在模外加强制冷却

在砂模里加冷铁

采用低温慢速浇铸

(这种方法受铸件尺寸限制)

② 变质处理：在液态金属中加入某些难溶固体颗粒
增加形核数量使晶粒细化。

难溶杂质叫变质剂

③ 振动、搅拌：搅拌和振动能向液体中输入
能量以提供形核功，促进形核。

定向凝固技术：是通过单向散热，使凝固从铸件一端开始，沿
随温度的温度梯度方向逐步发生，获取方向性的柱
状晶或层片状双晶的一种凝固技术

方法：下降功率法
快速逐步凝固法 } 均得到柱状晶

单晶体：就是由一个晶粒组成的晶体

制备方法：垂直提拉法

尖端形核法

急冷凝固技术：是设法将熔体分割成尺寸很小部分，增大散热面积，再进行高强度冷却，使熔体短时间凝固以获得与模铸材料结构组织性能显著不同的新材料的凝固方法。

可以制备：非晶态合金、微晶合金、准晶态合金

按工艺原理可分为三类：模冷技术、雾化技术、表面快热技术

表面快热技术：即通过高密度能束如激光或高能束扫描工件表面使工件表面熔化，然后通过工件自身吸热、散热使表层达到快冷。

非晶态金属：在特殊的冷却条件下金属不可能不经过结晶过程而凝固成保留液体短程有序结构的非晶态金属，又称金属玻璃

非晶态，各向同性，无晶界、相界，无位错，无成分偏析

微晶合金：利用急冷技术可以获得晶粒尺寸达微米和纳米的超细晶粒合金材料，我们称之为微晶合金和纳晶合金。

准晶合金：具有五次对称轴的晶体，其原子在晶体内部是长程有序具有准周期性，介于晶体与非晶体之间的一类晶体，称为准晶。

简述纯金属金属凝固理论的主要工程应用

- (1) 利用增大过冷度、搅拌振动，加入变质剂等方法，细化晶粒
- (2) 采用下降功率法、快速逐步凝固法实现定向凝固
- (3) 利用垂直提拉法、尖端形核法制备单晶体
- (4) 采用急冷凝固技术制备非晶态、微晶及准晶态合金

第四章 二元相图

相图：表示物质的状态和温度、压力、成分之间的关系简明图解

组织：是指用肉眼或借助放大镜、显微镜就能观察到材料微观形貌图像（放大倍率小）

组织组成体：组织中具有一定组织特征的组成体。

热分析法建立相图：① 配制成分不同的合金

② 测出合金的冷却曲线

③ 根据曲线转折点确定合金临界点

④ 将临界点引入相应位置，把各相意义点连起来。

相平衡：在指定的温度压力下，若多相体系的各相中每一组元浓度均不随时间而变，则体系达到相平衡。

相平衡条件：各组分在它存在的各相中的化学位相等

α 相 β 相
A组元 A组元
化学位相等

相律：是表示在平衡条件下，系统的自由度、组元数和平衡相数之间的关系式

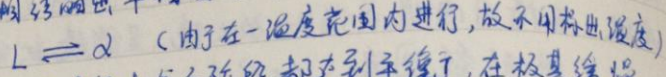
自由度：是指在不改变系统平衡相的数目条件下，可独立改变的、影响合金状态的因素的数目。 $f = C - P + 1$ （凝聚态）

二元相图的几何规律：

- ① 两个单相区之间必有一个两相区（由这两个单相组成）
两个两相区必须以单相区或三相线隔开。 } 相区接触法则
- ② 三相区为一水平线，与三个单相区接触，确定三个平衡相及其浓度
- ③ 如果两相区转变（两水平线，两三相线）之间有两相区的相，则在两相区之间必有这两个相组成的两相区。
- ④ 如果单相与两相区的分界线与三相等温线相交，延长线将进入另一两相区

结晶相图

结晶转变：由液相结晶出单相固溶体的过程（自由度为1）



平衡凝固：是指凝固过程中每个阶段都达到平衡了，在极其缓慢的冷却下实现的

非平衡凝固：先结晶的部分含高熔点的组分多，后结晶的部分含低熔点的组分多，只在固液界面上符合相图平衡，这种在偏离平衡条件下的凝固过程为不平衡凝固。

偏析：合金内部质量分数不均匀的现象被称作偏析

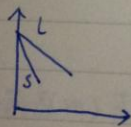
晶内偏析：晶粒内部质量分数不均匀的现象称晶内偏析

枝晶偏析：树枝晶内的偏析被称为枝晶偏析

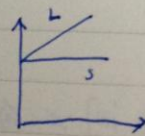
（扩散退火能消除枝晶偏析，热轧和锻造可降低枝晶偏析）

平衡分配系数：合金质量分数为 C_0 ，当冷却到温度 T_0 （固液相线间， T_1, T_2 间某一温度）时，固相质量分数 C_s 与液相质量分数 C_L 的比值 K_0 被称为平衡分配系数

$$K_0 = C_s / C_L$$



$K_0 < 1$



$K_0 > 1$

正常凝固：实际凝固过程中，固相中扩散几乎不能进行而液相中溶质可以通过扩散、对流、搅拌有不同程度的混合，这种凝固称为正常凝固。

正常凝固的几种情况：

① 液相中溶质完全混合 (液相成分均一无偏析)
 $k_0 < 1$, 凝固从左到右, 左端纯化, 右端富集。

② 液相完全不混合

当凝固速度很快, 无搅拌时, 固体中无扩散而液体中仅靠扩散混合。

当从固相中排到液相中的溶质原子数等于从界面扩散出去的溶质原子数, 凝固达到稳态。

③ 液体中溶质部分混合的情况

区域熔炼: 固液合金定向凝固时, 溶质重新分布, 使得一端提纯, 一端富集。该过程一般多次重复进行

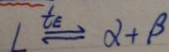
成分过冷: 液态合金的凝固过程中, 由于液体中溶质分布的变化, 改变了熔点, 此时过冷由成分变化和实际温度分布两个因素来决定的这种过冷, 称为成分过冷 (T_m 是变化的)

纯金属在正温度梯度下, 只能以平面方式生长

合金由于成分过冷的原因, 存在从界面到液相内部过冷增大的区域, 因此根据成分过冷区大小不同生成胞状组织, 胞状树枝晶, 柱状树枝晶。

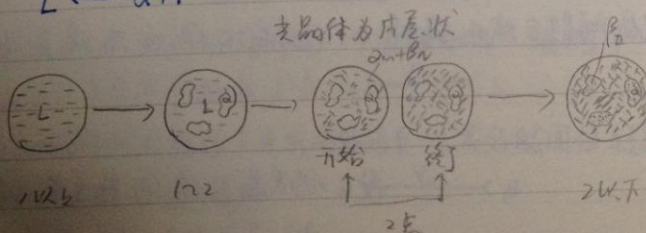
共晶相图

共晶转变: 由液相在恒温下, 同时结晶出两个固相的转变



共晶相图:

亚共晶合金:



50% Sn 的亚共晶合金室温组织： $\alpha + \beta$ 共晶， β_{II} ， $\alpha_{初}$

相的相对量： $\alpha\% = \frac{2N}{mN}$ $\beta\% = \frac{mN}{mN}$

组织组成件： $\alpha_{初}\% = \frac{2G}{mE}$
 $(\alpha + \beta)\% = \frac{2m}{mE} = 4\%$

其它： $\beta_{II}\% = \frac{3F}{FG} \cdot \alpha_{初}\%$

$\beta_{共} = \frac{Em}{mN} (\alpha + \beta)\%$

共晶组织的基本特征是两相交替分布

- 共晶组织 {
- ① 金属-金属型 (粗糙-粗糙界面) —— 搭桥机构
 - ② 金属-非金属型 (粗糙-光滑界面)
 - ③ 非金属-非金属型 (光滑-光滑界面)

共晶组织的形态：层片状，棒状，球状，针状，螺旋状

共晶形成时，凝固速度 R 与层片间距的关系

$$\lambda = k R^{-n}$$

凝固速度越快，共晶的层片间距越小，减小层片间距
 可以提高共晶合金的强度 (界面增多，阻碍位错运动)

伪共晶：在非平衡凝固条件下，成分接近共晶成分的亚共晶或过共晶合金凝固后的组织却可以全部是共晶体。这种非共晶合金得到完全的共晶组织称为伪共晶

产生原因：合金液体过冷到平衡相图的两条液相线的延长线所包围的区域时，合金液体对于 α 相 β 相都是过饱和的，故可同时析出 α 相和 β 相形为伪共晶。

伪共晶两相区域的偏移 ① 伪共晶区偏向高熔点组元

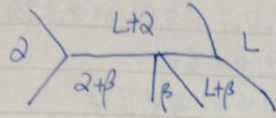
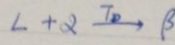
为使液相中成分与 AB 差别较为接近

② 伪共晶区偏向非金属组元

为了中和键强度，非金属元素共晶平衡线慢

包晶相图

包晶转变：一个液相与一个固相在恒温下生成另一固相



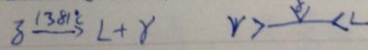
新生成的 β 相包裹着 α 相生成

结合79页相图：合金II

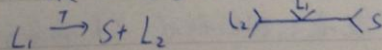
包晶转变的不平衡凝固：原子在固相中的扩散速度比在液相中慢得多，所以包晶转变速度往往很慢， \therefore 在不平衡凝固时则在 β 相中保留残余的 α 相。

包晶转变产生的不平衡组织，可用扩散退火来减少或消除

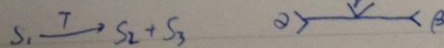
熔晶转变：一固相恒温下转变为一个液相和另一固相的转变

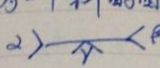


偏晶转变：恒温下，一液相转变为一个固相和另一液相。



共析转变：一定成分的固相在恒温下生成另外两个一定成分的固相转变叫共析。



包析转变：两个组成成分的固相，在恒温下，转变为一个新的固相的转变
 称作包析转变。 $S_1 + S_2 \rightarrow S_3$ 

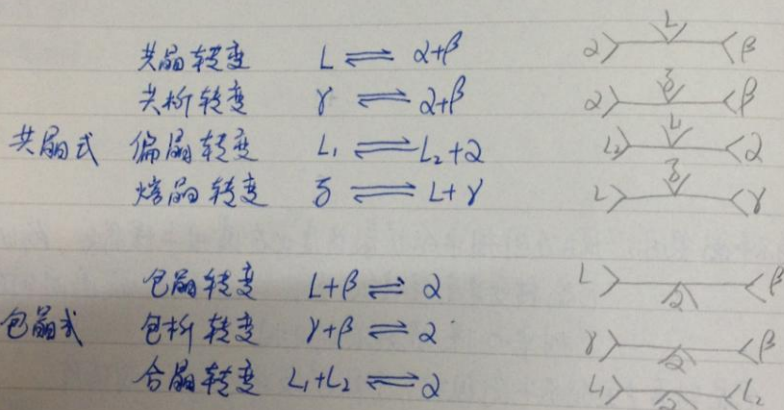
稳定化合物：是指具有一定熔点，在熔点以下不分解的化合物（可用来划分相图）

成分固定的稳定化合物，在相图中为直线
 成分可变的稳定化合物，在相图中为一区域

不稳定化合物：加热至一定温度即发生分解的化合物（不能用来划分相图）

异相转变（同素异构转变）：一个固相转变为另一固相的转变。

在居里温度以下合金为铁磁性，居里温度以上为顺磁性



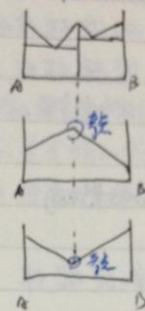
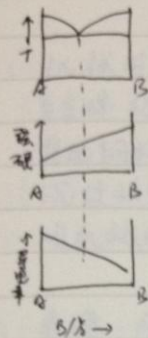
单相区相的成分就是合金的成分

应用相图注意的问题：

- ① 相图不能表示相的形状、大小和分布
- ② 相图只表示平衡状态的情况，实际生产条件下，只有固液界面符合

机械混合物的合金(共晶、共析),其性能是组成相性能的平均值,即性能与成分呈直线关系。当形成稳定化合物时,性能曲线上出现奇点。

成分相图



对于铸造工艺: 共晶合金相比与固溶体合金, 熔点低, 且恒温凝固, 流动性好, 易形成集中缩孔, 热裂, 偏析倾向小。铸造一般选择接近共晶成分的合金。

铁碳相图

铁碳合金中碳可以有两种形式存在, 渗碳体(Fe_3C)或石墨。

Fe_3C 是亚稳相, 一定条件下可分解为铁的固溶体和石墨

$\left\{ \begin{array}{l} \alpha\text{-Fe} \text{ 和 } \gamma\text{-Fe} \text{ 为体心立方} \\ \gamma\text{-Fe} \text{ 为面心立方} \end{array} \right.$

铁素体: 碳溶于 α -铁或 γ -铁中形成的固溶体

奥氏体: 碳溶于 γ -铁中形成的固溶体

Fe_3C 复杂的斜方结构, 不同冷却转变, 是脆硬相; 铁素体是软相

A_1 线: 奥氏体中开始析出铁素体或铁素体全部转为奥氏体的转变线

A_{cm} 线: 碳在奥氏体中的固溶度线

液相 $L \rightarrow Fe_3C$

奥氏体 $\gamma \rightarrow Fe_3C$

铁素体 $\alpha \rightarrow Fe_3C$

白口铸铁：按Fe-Fe₃C相图结晶的铸铁
灰口铸铁：按Fe-石墨相图结晶的铸铁
珠光体：铁素体和渗碳体的机械混合物
索氏体：奥氏体与渗碳体的机械混合物
变态索氏体：珠光体与渗碳体的机械混合物

杂质元素对碳钢组织性能的影响

1. 碳

碳钢中的相为铁素体和渗碳体。

渗碳体为脆硬相
铁素体是软相

对亚共析钢：随碳质量分数增加，珠光体增多，强度硬度上升，韧性塑性下降

对过共析钢：随碳质量分数增加， $w_c > 1.0\%$ 时二次Fe₃C体为网状，呈脆性，强度硬度下降。因渗碳体网的早期断裂。

2. 锰：脱氧去硫，过量的锰溶于铁素体起固溶强化作用

3. 硅：脱氧，硅增大钢的流动性，少量，超过0.8%~1.0%使塑性↓

4. 硫：

不能除尽，与铁形成低熔点FeS，Fe+Fe₂S₃共晶熔点更低

在对钢进行热加工时，加热温度常在1000℃以上，这时晶界上的Fe+Fe₂S₃共晶熔化，导致热加工时钢的开裂，这种现象称为钢的热脆或红脆
优质钢中硫的质量分数不超过0.04%

5. 磷：磷(含量不高时)能提高钢的强度，但使其塑性和韧性降低。特别是它使钢的脆性转变温度急剧提高，即提高了钢的冷脆

低温脆性：温度低于 T_k （脆性转变温度），材料由韧性状态变为脆性状态的现象

6. 氮：机械时效（应变时效）

当含碳较高的钢自高温快冷，铁素体中的溶氮量达到饱和。如果将此钢材冷变形后在室温放置或稍加热时，氮将以氮化物形式沉淀析出。低碳钢的硬度强度上升而塑性韧性下降。这种现象叫机械时效或应变时效。

7. 氮：氮脆、内部裂纹

氮对钢的危害表现在①氮入溶入钢中，使钢的塑性降低引起“氮脆”
②原子态氮析出时，造成内部裂纹性质的缺陷。

8. 氧：产生非金属夹杂物，使钢性能下降。

铸件的组织与缺陷

物理不均匀性：缩孔、疏松、气泡、裂纹

结晶不均匀性：初生树枝晶的大小、形状、位向和分布。

化学不均匀性：树枝（晶内）偏析、区域偏析

① 激冷区：紧邻型壁，细小等轴晶组成

② 柱状晶区：垂直型壁，平行的柱状晶组成

③ 等轴晶区：处于铸件中心，由等轴晶组成，晶粒尺寸与激冷区大。

三晶区形成机理：

① 因为金属液流入铸型后，与冷的型壁接触产生强烈过冷，产生大量晶核并迅速长大。（对于纯金属则其长大后互相接触，形成固体壳层）对于合金，在型壁处先结晶后，溶质析出并聚集根部，此成分过冷降低，形成较粗大晶体，并通过对流卷入铸型中。随着温度的降低，脱离晶体处聚集，使过冷度增大，形成等轴晶。

② 柱状区：液芯区中晶体向液体中生长时，生长速度是各向异性的，只有平行于散热方向的晶体生长迅速，并挤压相邻晶体，阻止向两侧生长。其它方向被抑制，形成了柱状晶区

③ 等轴晶区 (4种机制)

- 颈缩晶体脱离，对流扫入铸模中心区，形成等轴晶萌芽
- 熔断的枝晶因对流扫入铸模中心，成为等轴晶萌芽
- 液面因辐射散热而过冷产生晶核，晶核长大，成为等轴晶体
- 液体温度逐渐均匀并过冷到熔点以下，产生均匀或非均匀形核并长大。

等轴晶无择优取向，没有脆弱分界面，同时取向不同的晶粒彼此咬合，裂纹不易扩展，故细小的等轴晶可以提高铸件的性能。

但柱状晶区组织较为致密，不像等轴区包含那样多的气孔与疏松。

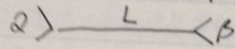
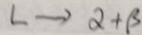
有利于柱状晶发展因素：快的冷却速度(如用金属型)，高的浇注温度，定向散热。
有利于等轴晶发展因素有：慢的冷却速度(如用砂型)，低的浇注温度，均匀散热，变质处理(加形核剂)，采用机械振动，超声波振动，磁搅拌等。

偏析 { 正常偏析： $k_0 < 1$ ，先凝固的外层中溶质较后凝固内层低。
宏观偏析 { 反析： $k_0 < 1$ 的合金铸成最外层的溶质浓度反而高。
比重偏析：由组成相与熔液之间比重的差别所引起的宏观偏析。
显微偏析 { 胞状偏析： $k_0 < 1$ 溶质富集于胞壁， $k_0 > 1$ 溶质富集于胞中心。
枝晶偏析： $k_0 < 1$ 树枝晶溶质富集于枝间，枝干溶质贫化。
晶界偏析：① 两晶粒并行生长，溶质在晶界与液体交界处富集。② 两晶粒相对生长，晶界间富集溶质。

缩孔：铸件凝固时，当液体体积收缩而固体体积收缩而产生的空洞，一般位于热节处。分散缩孔又称疏松。

1. 写出共晶、包晶、偏晶、熔晶转变反应式及图型特征。

小共晶转变：共



(1) 包晶

2. 根据晶体学知识和Fe-C合金相图，分析 α -Fe和 γ -Fe哪种晶体的溶C量大。
答： α -Fe致密度为0.68， γ -Fe的致密度为0.74。虽然 α -Fe的致密度比 γ -Fe的小，但 γ -Fe的八面体间隙比 α -Fe中间隙半径较大的四面体间隙要大。另外， γ -Fe溶C量最大为2.11%，而 α -Fe最大溶C量为0.0218%，因此 γ -Fe的溶C量大。

第五章 三元相图

浓度三角形(成分三角形): 表示合金成分的等边三角形。

三角形内任意一点合金成分: (如O点), 先求A的含量, 过O点作平行于A的对边的直线, 交BC边于2C(40%), 即A含量为40%。

平行于浓度三角形某一边的直线: 相对顶点代表的组元是一定的。

通过三角形顶点的任一直线: 由另外两个点所代表的两组元的浓度比一定。

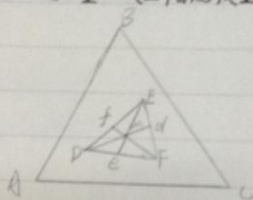
直线定律: 三元系中某一浓度C的合金分解为a, b两相时, a, b, c三个浓度点必位于同一直线上。

重心定律: 在三元系中如M成分的合金分解为D, E, F三相, 则M必位于△DEF的重心(三相的质量重心)且合金M的重量与各个相重量有如下关系。

$$W_D\% = m_D/pd$$

$$W_F\% = m_F/fF$$

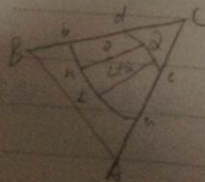
$$W_E\% = m_E/ee$$



等温截面图

用来表示一定温度下, 所有合金处于平衡状态的相, 各平衡相的成分, 并可确定各相相对重量。

直接线(共轭线): 等温截面图中, 两相区上, 用来确定两组成相成分及相对重量的连线, 一般用实验测定。



A, B, C 三组元, 哪一熔点高, 与其相近的线为固相线。

(例: C熔点最高, dc为固相线)

变温截面图

在两种截取方式：① 平行于浓度三角形一边作垂直截面。（相对顶点成分一定）

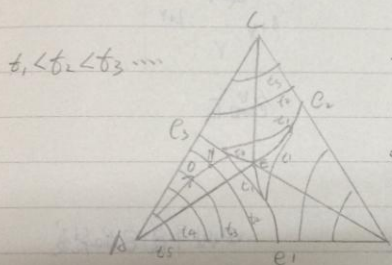
② 过浓度三角形顶点作垂直截面。（另外两成分成比例）

在变温截面上不能确定多相区的相成分，也不能用杠杆定理来确立相的相对重量。

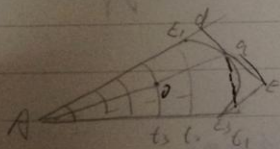
单变量线（单变线）：三元共晶相图，中三相区三条棱边被称为单变量线。

投影图：

等温线投影图：把一系列水平截面中的相界线投影到浓度三角形中，并每一条线注明相度的温度。



合金落在 t_3 上，表明在 t_3 温度，合金开始凝固，析出初晶 A。冷却过程不断析出 A，液相成分沿 AO 延长线变化（ $w_A\% = \frac{AO}{AO} \%$ ）。当与三相平衡共晶线 C_3E 相交时，剩余液相在 t_3 温度下发生三相平衡共晶转变 $L \rightarrow A+B$ ，液相成分沿 t_3E 变化， $w_A\% = \frac{C_3t_3}{C_3E}$ 。液相达到 E 点时，剩余液相发生三相平衡转变 $L \rightarrow A+B+C$ ，室温组织为：初晶 A，二相共晶 (A+B)，三相共晶 (A+B+C)。



例：在投影图上求 O 合金组织相对量 ① 求 A 初

② 求 (A+B) 共，和 (A+B+C) 共

$$1) t_1: A\% = \frac{Oa}{Aa} \times 100\%$$

$$L\% = \frac{Oa}{Aa} \times 100\%$$

$$t_1 \rightarrow t_2 \quad (A+B)\% = \frac{C_3t_2}{C_3E} \times \frac{Oa}{Aa} \times 100\%$$

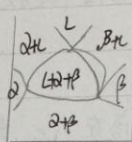
$$t_2 = (A+B+C)\% = \frac{Oe}{Ee} \times \frac{Oa}{Aa} \times 100\%$$

三相平衡线上的合金，凝固过程不发生匀晶转变，室温组织： $A+C$, $A+B+C$
 AE, BE, CE 线上的合金，不发生三相平衡共晶转变，室温组织：初晶 A + 三相共晶 $A+B+C$
 成分位于 E 点的合金只发生四相平衡共晶转变，室温组织： $(A+B+C)$ 三相共晶

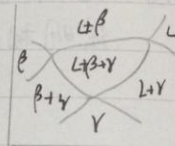
共晶三角形：三相平衡成分点（一定温度）连成的三角形

三相平衡共晶转变的共晶三角形：以反应相 L 的顶点为向导，生成相 α, β 在后向前移
 --- 包晶 --- : 生成相组成的一边为向导向前移动。

垂直截面上的三相区形状：



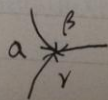
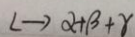
共晶区



包晶区

四相平衡共晶转变

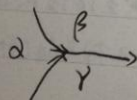
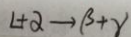
三相区类型：三上一下



(几个箭头向内，生成几项)

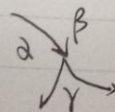
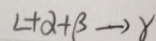
四相平衡包晶转变

二上二下



四相平衡包晶转变

一上三下



三元系中的化合物有两种 ① 二元化合物：处于浓度三角形边上
 ② 三元化合物：处于浓度三角形内部

第6章

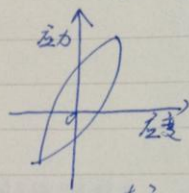
$$\sigma = E\varepsilon \quad \text{或} \quad \tau = G\gamma$$

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

弹性模量(E): 表示使原子离开平衡位置的难易程度, 只取决于晶体原子结合的本性, 不依晶粒大小以及组织变化而变, 是一种组织不敏感的性质。

对于完全弹性体, 加上或除去应力, 应变都是瞬时达到其平衡值。

滞弹性: 若在弹性范围内加载或卸载, 应变不是瞬时达到其平衡值, 而是通过一种弛豫过程来完成的。这种在弹性极限内, 应变滞后于外加应力, 并和时间有关的現象, 叫滞弹性。



由于应变落后于应力, 在 $\sigma-\varepsilon$ 曲线上, 使加载线与卸载线不重合而形成一封闭回线。

在应力作用下逐渐产生的弹性应变叫滞弹性应变, (后引起应力松弛)

内耗: 振荡应力作用下, 应力-应变回线所包围的面积是应力循环一周所消耗的能量, 称为内耗。

半晶塑性变形

金属塑性主要方式: { 滑移、孪生、扭折

(高温时) 还有: 扩散蠕变、晶界滑动

滑移带: 许多聚集在一起的相互平行的滑移线

滑移线: 晶体表面产生的一个滑移台阶。

{ 滑移面是面间距最大密排面

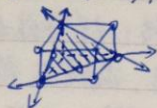
{ 滑移方向是原子最密排方向

滑移面与其上的滑移方向组成一个滑移系

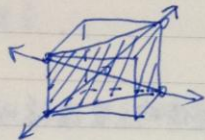
> 此时派纳力最小

$$\tau_p \approx \frac{2G}{1-\nu} e^{-\frac{22a}{b(1+\nu)}}$$

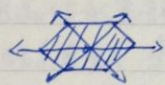
面心：滑移面 $\{111\}$, 4组, 滑移方向 $\langle 110 \rangle$, 一面3个, 共12个滑移系



体心：滑移面 $\{110\}$ 6组, 滑移方向 $\langle 111 \rangle$, 一面2个, 共12个滑移系



密排六方：与轴比 c/a 有关, $c/a \approx 1.633$ 密排面 (0001) , 方向 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 有3个滑移系。



塑性：面心 > 体心 > 密排

原因：密排六方金属滑移系少，滑移过程中，可能采取的空间位向少，故型差。体心立方金属滑移面密排程度不如面心立方，滑移方向的数目也少于面心立方。

临界分切应力： $\tau = \frac{P}{A \cos \lambda} \cdot \cos \lambda = \frac{P}{A} \cos \lambda \cos \phi = \sigma \cos \lambda \cos \phi$

ϕ ：外力轴与滑移面法线的夹角

λ ：外力与滑移方向夹角

$\cos \lambda \cos \phi$ 称为取向因子。

$$\sigma_s = \frac{\tau_c}{\cos \lambda \cos \phi}$$

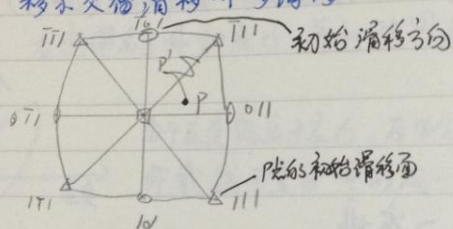
软位向：当 λ 和 ϕ 都接近 45° ，取向因子取得极大值， σ_s 最低（外力下最易型变）

硬位向：当 λ 和 ϕ 要有一个接近 90° 时，取向因子趋近0， σ_s 趋近无穷大。（此时不会产生滑移，直至断裂）

滑移时晶体的转动

随滑移的进行不仅滑移面转动，滑移方向也在旋转，故晶体的位向不断改变。处在软位向的滑移系，随滑移进行，晶体不停地转动，使应力与入射角逐渐远离 45° ，使滑移阻力越来越大，即产生几何硬化，最终停止滑移。开始时，处于硬位向的滑移系可能转到软位向而参与滑移，即产生“几何软化”。

多滑移：若两组或几组滑移系处在同等有利的位向，在滑移时，各滑移系同时开动，或由于滑移过程中晶体的转动使两个或多个滑移系交替滑移叫多滑移。



初始滑移系 $(111)[\bar{1}01]$ ，共轭滑移系 $(\bar{1}\bar{1}1)[011]$

交滑移：是指两个或多个滑移面沿同一个滑移方向滑移。

(刃位错的滑移面被限定在由位错线与柏氏矢量所构成的平面上，唯一确定，故不能产生交滑移)

(纯螺位错其柏氏矢量与位错线平行，故滑移面可以是任何一个含有位错线的密排面，这些密排面可沿同一滑移方向滑移)

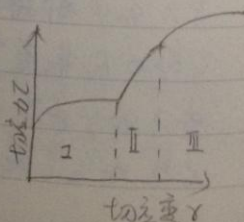
热激活可促进交滑移，故升高温度有利于交滑移进行。层错能高，扩展位错宽度 d 小，易产生交滑移。

单晶体的应力-应变曲线

第I阶段 — 易滑移阶段

第II阶段 — 线性硬化阶段

第III阶段 — 抛物线型硬化阶段



孪生：晶体受力后，以产生孪晶的方式进行的切变过程。

形变孪生（机械孪生）：通过外加压力产生孪生的切变。特征：发育不完全
相变孪生（退火孪生）：高温下发生相变过程中原子排列造成的。（发育完全）

孪生切变后，已变形部分与未变形部分以孪晶面为分界构成了镜面对称的位向关系。

孪生参数：不发生畸变的孪晶面（有4对）

孪生变形特点：

- ① 孪生使一部分晶体发生了均匀切变，而滑移只集中在一些滑移面上进行
- ② 孪生后晶体的变形部分的位向发生了改变，滑移后晶体各部分位向均未改变
- ③ 与滑移系类似，孪生要素也与晶体结构有关，但同一结构的孪晶面、孪生方向与滑移面、滑移方向可以不同
- ④ 孪生变形的应力-应变曲线与滑移不同，出现锯齿状波动。此外孪生临界分切应力比滑移切应力大得多。
- ⑤ 位移量：滑移方向上原子间距的整数倍，较大。孪生

⑥ 对塑变的贡献：滑移变形量贡献很大，孪生相反

扭折：外力在滑移面上的分切应力为零，故不能滑移。此时孪生过程阻力过大也难以进行时，只能靠晶体的弯曲变形。这种形式的变形叫扭折。

多晶体的塑性：

与单晶体不同之处是变形受到晶界阻碍与位向不同的晶粒的影响使变形更复杂。

多晶体型变特征：① σ_s 是材料的性能指标。

② 塑性变形时必须各晶粒协调变形，所以必须是5个以上滑移系同时开动，没有单滑移，HCP型性差

③ 晶界对位错运动有阻力

细晶强化：晶粒越细，单位体积所包含的晶界越多，基强化效果越好。

这种用细化晶粒提高金属强度的方法叫细晶强化

$$\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2} \quad d \downarrow \sigma_s \uparrow$$

d 减小，强度、塑性、韧性都提高

多晶体应力应变曲线：没有单晶体的第I阶段——易滑移阶段

原因：至少有5个独立滑移系开动，一开始便产生多滑移，故无易滑移阶段。

加工硬化：加载变形后卸载，重新加载，强度、硬度提高，塑性、韧性减小

位错塞积的后果：① 螺位错可以改变滑移面产生交滑移

② 晶界处的应力可能随晶粒中位错运动来松弛应力

③ 无法松弛就可能在此造成裂纹。

形变织构：金属冷塑性变形时，晶体发生转动，使金属晶体中原为任意取向的各晶粒逐渐调整到取向彼此趋于一致，这就形成了晶体的择优取向，称形变织构。

丝织构：拔丝时形成丝织构，晶向大致与拔丝方向平行

板织构：轧板时形成板织构，晶向与轧制主变形方向平行。

织构强化：出现织构时，显示各向异性。具有(100)织构的密排六方金属，由于缺乏适当取向的滑移系使材料变薄，因此厚度方向的压缩屈服强度高，这种强化叫织构强化

残余应力

宏观残余应力 又称第一类内应力，是物质各部分不均匀变形所引起

微观内应力 也叫第二类内应力，由晶粒或亚晶变形不均匀引起

(此应力与外力的联合作用下，易使工件有远小于屈服应力下产生裂纹，并导致断裂)

点阵畸变 也叫第三类内应力，是形变金属内部产生大量位错等缺陷引起。

残余应力有益的，使疲劳强度显著提高。

强度：是指材料在外力作用下抵抗塑性变形与断裂的能力

柯氏气团：溶质原子在位错周围的聚集叫柯氏气团。这相当溶质原子对位错有钉扎作用，阻碍了位错的移动，是固溶强化的重要原因均使位错移动的阻力增大，使金属强度增高。

林位错：对于在滑移面上运动着的位错来说，穿过滑移面的其他位错称为林位错。(阻碍位错运动)

位错的互相切割叫位错的交割，分为：
扭折：
割阶：

扭折：位错交割生成的小曲折线段与原位错线在同一滑移面。

割阶：~ ~ ~ 与原位错线有不同的滑移面。

可滑移的割阶叫滑移割阶，可攀移运动的割阶叫攀移割阶。攀移割阶的大小不同，随原位错运动情况也不同，但都将成为位错运动的阻力。

固定位错：位错本身不能沿滑移面滑动。不能滑移，只能借攀移而运动。
包括：弗伦克尔不全位错、罗麦位错、罗麦-柯垂耳位错

时效强化：通过过饱和固溶体时效处理，沉淀析出细小弥散的第二相微粒，均匀分布于基体相中，起到显著的强化效果。

断裂：

是材料在外力的作用下丧失连续性的过程

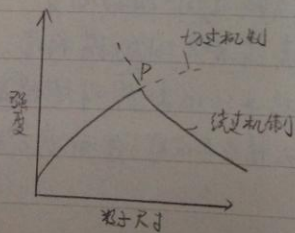
断裂可分为 { 裂纹的萌生
裂纹的扩展

对于不可变形的第二相粒子，位错采用绕过机制

对于可变形粒子，位错采用切过机制

绕过机制：粒子半径 r 越小，所需切应力越大，强化作用越大

切过机制：对于切过机制，粒子半径越大，位错切过越困难。



脆断：指断裂前无明显变形的断裂

韧断：指断裂前有明显塑变的断裂

理论断裂强度：指两个相邻原子平面在拉力作用下，克服原子间键力作用，使两个原子面分离的应力

实际断裂强度：不是两相邻原子面的分离应力，而是现成微裂纹的扩展应力。

Griffith条件（裂纹扩展条件）： $\sigma \sqrt{a} / \sqrt{2\pi} \geq 2\gamma_s / \sqrt{2\pi}$ 即弹性应变能释放率大于表面能增长速度时，裂纹将扩展。

断裂应力与裂纹尺寸平方根成反比。

断裂力学将裂纹扩展时的 $\sigma \sqrt{a}$ 叫断裂韧性

裂纹萌生机理：① Smith 机制：微裂纹优先在微小的氧化物、碳化物等颗粒上形成

② Stroh 机制：在位错塞积群顶端有很高的应力集中，正应力可拉出一裂口。

③ Cottrell 机制：两滑移面的相交处，可通过位错反应萌生微裂纹。

断裂形式：① 纯剪切断裂 ② 微孔聚集型断裂 ③ 解理断裂。

微孔聚集型断裂包括微孔形成、微孔长大和连接，最后使试样断裂，多数为韧性断裂。

解理断裂：是在正应力作用下，产生的一种穿晶断裂，即断裂面（解理面）分离，常见于体心立方，密排六方的金属及合金。

按裂纹扩展路径分：
穿晶断裂 多为宏观脆性，也可能是宏观韧性
沿晶断裂 多为宏观脆性

影响材料断裂的基本因素：

- (1) 键合键及晶体结构类型对材料断裂形式有决定性的影响
- (2) 材料的化学成分及显微组织对断裂行为也有重要影响
- (3) 裂纹及应力状态的影响
- (4) 温度对材料断裂行为的影响

脆性转变的温度(T_c)：当 $T < T_c$ 时，屈服强度高于解理强度，室温本来塑性较好的材料也将产生脆性断裂——解理断裂。

第10章 回复与再结晶

冷变形金属加热过程中经历力的基本过程：回复、再结晶、与晶粒长大
一般将冷变形后金属加热到0.5 T_m 温度

回复阶段，晶粒仍是冷变形后的纤维状；再结晶阶段出现等轴、无畸变的小晶粒；晶粒长大阶段，新晶粒逐步相互吞并长大。

储存能：冷变形时，外力所作功有一小部分储存在形变金属内部，这部分能量叫储存能。

回复再结晶对性能的影响：使硬度、电阻率下降
使胞状亚晶尺寸、密度上升。

储存能逐渐释放完毕，性能也恢复到冷变形前水平。

回复：

活化温度：是指用绝对温标表示的加热温度与其熔点温度之比即 $T_H = T/T_m$

$1 < T_H < 0.3$ —— 低温回复：主要涉及点缺陷运动，缺陷密度下降

$0.3 < T_H < 0.5$ —— 中温回复：位错可以在滑移面上滑移或交滑移

$T_H > 0.5$ —— 高温回复：位错除滑移外还可攀移。主要机制是多边形化。

多边形化：把原先的晶粒分隔成许多取向稍有不同的小晶粒的过程。

通过回复机制，使点缺陷数目减少，使位错互毁外，还使许多位错从滑移面转入亚晶界，使位错密度大大降低，并形成能量低的状态。同时使亚晶尺寸增大，亚晶之间位向差变大。

回复温度不同，回复机制也不同，故回复不同阶段，其激活能值不同。

回复开始阶段，回复机制以空位迁移为主，而后期位错的攀移为主

回复和再结晶的驱动力都是储存能的释放

回复退火主要用来除去内应力

回复温度越高，回复速度越快，加工硬化效果也就越小

再结晶:

再结晶: 冷变形后的金属加热到一定温度之后, 在变形基体中, 重新生成无畸变的新晶粒过程。

再结晶使冷变形金属恢复到原来的软化状态。

与重结晶不同的是再结晶没发生晶格类型的变化

再结晶过程没有真正意义的相变, 与重结晶完全不同。

再结晶形核机制: (1) 小变形量的孪生形核机制

(2) 亚晶合并机制: 变形量较大的高层错能金属再结晶核心通过亚晶合并来产生

(3) 亚晶长大机制: 变形量很大的低层错能金属扩展位错密度大, 不易束集, 交滑移困难, 位错密度很高。

总之: 三种形核机制都是大角度晶界的突然迁移, 获得大角度晶界途径不同

★ 影响再结晶的因素:

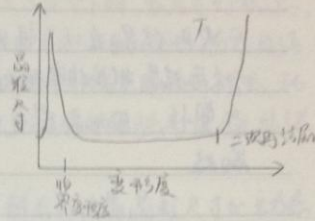
- (1) 温度: 温度越高, 再结晶转变速度越快, 完成再结晶所需时间也越短。
- (2) 变形程度: 变形度越大, 储存能越多, 驱动力越大, 再结晶所需温度越低, 再结晶速度也越快。
- (3) 微量溶质原子: 对位错的运动及晶界迁移起阻碍作用, 不利于再结晶的形核与长大, 使再结晶温度升高。
- (4) 原始晶粒尺寸: 晶粒越细, 变形抗力越大, 储存能越多, 再结晶温度越低, 速度加快。
- (5) 分散相粒子: 分散相粒子直径较大, 粒子间距较大, 促进再结晶; 而小的粒子尺寸和小的粒子间距, 再结晶被阻碍。

再结晶后的晶粒通常呈等轴状, 大小受多因素影响, 主要有: 变形度、退火温度、合金成分。

变形度影响

变形量很小时，储存能少，不足以发生再结晶，再结晶退火的晶粒特别粗大称为临界变形度。超过临界变形度增加变形量，发生再结晶，由于 $N > 6$ 故得到晶粒细化，但对于有些合金变形度过大，晶粒异常长大（二次再结晶），晶粒又会粗化。

临界变形度：发生再结晶的最小变形度



温度影响

提高退火温度，使再结晶后的晶粒尺寸增大。

晶粒长大

晶粒长大可分为：
正常长大：均匀地连续生长
异常长大（二次再结晶）

1. 正常长大：

驱动力：晶粒长大前后总的界面能差， $\Delta G < 0$ 故是自发过程。

单位面积上的驱动力为 $P = \frac{2\gamma}{r}$ ；晶界迁移驱动力随 r 增大而增大，随曲率半径增大而减小，方向总是指向曲率中心。

实际晶粒二维时，较大晶粒大边以外，较小晶粒少于6边，故小晶粒的晶界面必定向外凸，大晶粒的界面必定向内凹。因此晶界向曲率中心移动，其结果必然是大晶粒吞食小晶粒而长大。

影响晶粒长大的因素：

(1) 温度 温度越高，长大速度越快

(2) 杂质与合金元素 降低晶界面移动的驱动力，使晶界不易移动

(3) 第二相质点 弥散分布的第二相粒子阻碍晶界的移动，可使晶粒长大受到抑制

(4) 相邻晶粒的相位差 小角度晶界界面能低，故界面移动的驱动力小，晶界移动速度低。界面能高的大角度晶界可动性高

2. 异常长大(二次再结晶)

不连续晶粒长大

发生二次再结晶的条件：正常晶粒长大过程被分散相粒子、织构或表面缺陷等强烈阻碍，能够长大的晶粒数目较少，致使晶粒大小相差悬殊。

二次再结晶在以下情况出现：(1) 再结晶织构 (2) 弥散的第二相粒子 (3) 热稳定性
二次再结晶形成非常粗大的晶粒及非常不均匀的组织，从而降低了材料的强度与塑性，因此应避免发生，但也可利用：磁性材料获得粗大有择优取向的晶粒

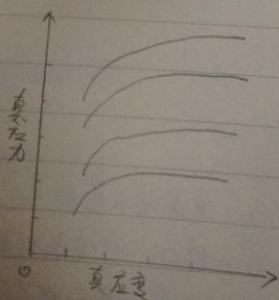
热变形或热加工：指金属材料在再结晶温度以上的加工变形。

热加工过程中，在金属内部同时进行着加工硬化与回复再结晶软化两个相反的过程。分为动态回复与动态再结晶。

动态回复：

动态回复主要发生在层错高的金属材料的热变形过程中。高层错能金属热变形时，动态回复是其主要或唯一的软化机制

稳态时，热变形加工硬化同时，动态回复同步进行，增值的位错与回复消减的位错呈动态平衡。动态回复组织与动态再结晶组织强度高

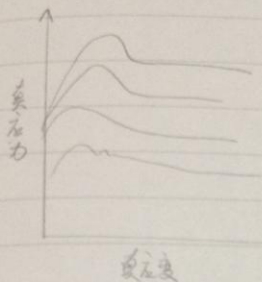


变形开始阶段应力先随应变而增大，但增大速率越来越小，接着开始均匀塑性变形即开始流动，发生加工硬化，最后达稳态，此时应力称流变应力

流变应力：动态回复达到稳态时的应力。

动态再结晶

动态再结晶是低层错能金属材料热变形的主要软化机制。



在高应变率下， σ 随应变不断增大，直至峰值后又随应变下降，最后达到稳态。峰值前加工硬化占主导，发生后部分动态再结晶，随变形量增加位错密度不断增高，动态再结晶的软化作用增强，最后达稳态。

热变形中止，仍处于高温，可发生静态再结晶，静态再结晶晶粒尺寸比动态再结晶晶粒尺寸大约一个数量级，这是热加工造成粗晶的重要原因。

超塑性

超塑性：某些金属材料在特定条件下拉伸可获得特别大延伸率，可达200%，甚至可达1000%，这种性能称为超塑性。

获得超塑性条件：

- ① 变形一般在 $0.5 \sim 0.65 T_m$ 下进行
- ② 应变率应加以控制，通常 $(10^{-4} \sim 10^{-1}) s^{-1}$
- ③ 在超塑性变形温度下，材料具有微细等轴晶的组织
- ④ 金属具有超塑性时，其流变应力 σ 和应变率 $\dot{\epsilon}$ 有如下关系

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (m \text{ 为应变率敏感系数, 超塑性时 } m \approx 0.5)$$

超塑性变形时，抛光表面不出现滑移线，也无形变亚晶出现，这说明变形不靠滑移进行。超塑性变形与晶粒间界的相对滑动和转动有关，较高温度下的晶界的粘性流动可产生很大的变形。

第八章 扩散

扩散：是物质内部由于热运动而导致原子或分子迁移的过程。在固体中，原子或分子的迁移只能靠扩散来进行。

菲克第一定律

$$J = -D \frac{dc}{dx}$$

适用条件 稳态 (浓度和J不随时间变化)

菲克第二定律

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2}$$

非稳态 $c = f(t, x)$

扩散方程 $\frac{c_s - c}{c_s - c_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$ 边界条件: $c(x=0; t) = c_s$

c_0 为原始浓度

$$c(x=a; t) = c_0$$

c_s 为渗碳气氛浓度

$$c(x, t=0) = c_0$$

c_x 为距表面 x 处的浓度

渗层深度 定义为碳浓度大于某一值 c_x 处距棒表面的深度。

$$\frac{c_s - c_x}{c_s - c_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

渗层深度与扩散时间关系: $x = k\sqrt{Dt}$

\therefore 要使扩散层深度增加一倍则扩散时间要增加三倍。

渗碳过程 细化晶粒, 及通过锻造、轧制, 热处理使组织充分细化都可以大大缩短均匀化退火时间。

上坡扩散: 由低浓度处向高浓度处进行的扩散。(偏聚、调幅分解)

上坡扩散本质上浓度梯度并非扩散驱动力, 扩散的驱动力是化学位梯度 $\frac{d\mu}{dx}$ 。(化学位梯度方向, 正是 c 降低方向)

一般情况下的扩散如渗碳、扩散退火等， $\frac{\partial C}{\partial x}$ 与 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 的方向一致，所以扩散表现为向浓度降低方向进行。固溶体中溶质原子的偏聚、间隙分解等 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 与 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 方向相反，所以扩散表现为向浓度高的方向进行（上坡扩散）

引起上坡扩散的其他情况：

1. 弹性应力作用下的扩散
2. 晶界的内吸附
3. 电场作用下的扩散

扩散机制

一种是间隙机制：它解释了间隙固溶体中的间隙原子如H、C、N、O等小原子的扩散

另一种是空位机制：它解释了置换原子的扩散及自扩散现象。

间隙扩散：

在间隙固溶体中溶质原子的扩散是从一个间隙位置跳动力到近邻的一间隙位置，发生间隙扩散。

扩散激活能 $G_2 - G_1$ ，只有 $G_2 < G_1$ 时 $\Delta G < 0$ 才能发生

置换扩散：

在置换固溶体或纯金属中，各组成原子直径比间隙大得多，很难进行间隙扩散。

1. 柯肯达尔效应

将一块纯铜和纯镍对焊起来，在焊接面上嵌上几根细钨丝作标记。将试样加热到近熔点的高温长时间保温，然后冷却。经扩散后惰性的钨丝向镍一侧移动了一段距离。

分析原因：惰性的钨丝不可能因扩散而移动。且铜、镍原子直径相差不大，不可能因相互等量扩散时，直径的差别而使体积产生如此大的

差别。惟一解释是镍原子向铜一侧扩散的多，铜原子向镍一侧扩散少，使铜一侧伸长，镍一侧缩短。

空位扩散机制：

直接交换式的激活能太高，难以实现

换位式使流入流出某界面原子数相等，(等量扩散)不能解释达尔效应
空位扩散机制认为晶体中存在的大量空位不断移动，扩散原子近邻有空位时，它可以跳入空位，而使原子位置成为一个空位。这样越过的势垒不大，当近邻又有空位时，可连续二次跳动。

空位扩散条件 ① 扩散原子近邻有空位
② 该原子具有与越过势垒的自由能。

用空位扩散机制解释柯肯达尔效应：

空位式扩散机制，是置换扩散的主要方式。在柯肯达尔实验中因镍原子比铜原子扩散的快。铜一侧空位浓度下降，镍一侧空位浓度增高。当空位浓度恢复平衡时，铜一侧因空位增加而伸长，镍一侧因空位减少而缩短，这相当于使镍原子向镍一侧移动一段距离。

扩散激活能对比：① 对于间隙扩散： Q 表示每mol间隙原子跳跃时需越过的势垒，
(Q)

② 对空位扩散： Q 表示一个空位形成能 $+$ 加上每mol原子向空位跳跃时需越过的势垒。

影响扩散的因素：

① 温度：温度对扩散速度影响很大

② 固体类型：间隙固体中，间隙原子的扩散与置换固体中置换原子的扩散其扩散机制不同，前者的扩散激活能要小的多，扩散速度也快得多。

③ 晶体结构：密堆点阵中的扩散要比非密堆点阵中的扩散慢

工业上渗碳都是在 γ -Fe 中进行 主要是因为 γ -Fe 中碳的最大溶解度
在 γ -Fe 中可以获得更大的碳浓度梯度。另外一重要原因是 γ -Fe 区的
温度更高, 扩散更快。

(4) 浓度 扩散系数随浓度提高而增加。

(5) 合金元素的影响

① 强碳化物形成元素 (W, Mo, Cr), 与碳的亲合力较大, 能阻止碳的
扩散, 降低扩散系数。

② 不能形成稳定碳化物, 但溶于碳化物中元素, Mn 等影响不大

③ - - - - 溶于固溶体中元素, 影响各不相同

短路扩散

短路扩散: 原子在表面、晶界、位错处的扩散为短路扩散

扩散的途径: $\left\{ \begin{array}{l} \text{晶内扩散} \\ \text{表面} \dots \\ \text{晶界} \dots \\ \text{位错} \dots \end{array} \right.$

原因: 晶界及表面点阵畸变较大, 原子处于较高能状态, 易于跳动, 原子
运动的阻力小, 因而扩散速度快。

只有在低温时 (晶内扩散十分困难) 或晶粒非常细小时, 短路
扩散的作用才能显著。

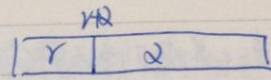
高温扩散 $T > 0.75 T_m$

低温扩散 $T < 0.5 \sim 0.9 T_m$

反应扩散

反应扩散 (相变扩散): 通过扩散而产生新相的现象被称为反应扩散。
在二元系中反应扩散不可能产生三相混合区。因为二元系中若两相平衡
共存, 则两相区中扩散原子在各处的化学位相等, $\frac{d\mu_i}{dx} = 0$, 则

没有扩散驱动力, 扩散不能进行.



第九章

广义的固态转变：是指形变及再结晶在内的一切可引起组织结构变化的过程
狭义的固态转变：(也称固态相变)：是指材料由一种点阵变为另一种点阵，包括一种化合物的溶入或析出、无序结构变为有序结构、一个均匀固溶体变为不均匀固溶体等。

一、固态相变分类

1. 热力学

一级相变：相变过程中新旧两相自由焓相等，但自由焓的一阶偏导数不等。

$$G^{\alpha} = G^{\beta}; \quad \left(\frac{\partial G^{\alpha}}{\partial T}\right)_P \neq \left(\frac{\partial G^{\beta}}{\partial T}\right)_P; \quad \left(\frac{\partial G^{\alpha}}{\partial P}\right)_T \neq \left(\frac{\partial G^{\beta}}{\partial P}\right)_T$$

有潜热变化 有体积变化

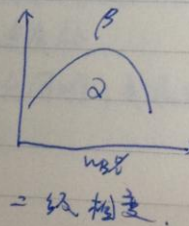
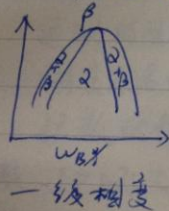
二级相变：相变过程中新旧两相自由焓相等，自由焓的一阶偏导数也相等，但自由焓的二阶偏导数不等。

$$\left(\frac{\partial^2 G}{\partial T^2}\right)_P = -\left(\frac{\partial^2 S}{\partial T^2}\right)_P = \frac{C_P}{T} \quad \left(\frac{\partial^2 G}{\partial P^2}\right)_T = \left(\frac{\partial^2 V}{\partial P^2}\right)_T = V \cdot \kappa \quad \left(\frac{\partial^2 G}{\partial P \partial T}\right) = V \cdot \alpha$$

热容 压缩系数 膨胀系数

一级相变有潜热变化，也有体积变化；符合接触法则，相邻相区差一。

二级相变无潜热和体积变化，但热容、压缩系数、膨胀系数发生突变；两个单相区以一条线分割。



2. 按结构变化

重结晶型相变：伴随原化学键破坏，新建形成，原子重新排列，所以要克服较高能垒，相变潜热很大，因此相变较慢。

(包括：高温型石英 → 高温鳞石英 → 高温方石英
过饱和固溶体的脱溶分解、共析转变)

位移型相变：不需要破坏化学键或改变其基本结构，相变发生原子位移小，新相与母相存在一定晶体学位向关系。
克服能垒很低，相变潜热也很小，转变迅速。
(低温型石英 \rightarrow 高温型石英，马氏体相变)

3. 按相变方式：

形核-长大型相变：在很小范围内，发生原子极为激烈的重排，生成了新相的核心，新相与母相之间产生了相界，靠不断的生核和晶核的长大实现相转变。(脱溶沉淀、共析转变)

连续型相变：若在很大范围内原子轻微重排，相变起始状态和最终状态之间存在一系列连续状态，不需形核，靠连续涨落形成新相，这种相变为连续型相变。(调幅分解)

马氏体相变：属于一级相变，位移型相变，形核-长大型相变，非扩散相变，非平衡相变。

固态相变的特征

相变的驱动力(形核和长大)——新旧两相自由能之差

$$\Delta G = -\text{自由能差} + \text{界面能} + \text{应变能}$$

1. 相变阻力大

阻力 $\begin{cases} \text{界面能: 共格界面} < \text{半共格界面} < \text{非共格界面} \\ \text{应变能: 因两相体积变化和界面原子不匹配所引起} \end{cases}$
盘状 < 针状 < 球状
非共格 < 半共格 < 共格

2. 惯析面和位向关系

固态相变时新相往往沿母相的一定晶面优先形成，该晶面被称为惯析面，该晶向称为惯析方向

(新相沿特定的晶向在母相特定晶面上形成，沿应变能最小的方向和界面能最低的界面发展)

为减少界面能，相邻的新旧两晶体的晶面和晶向具有确定晶体学位向关系
(例如面心立方 $A \rightarrow F$ ，存在 K-S 关系， $\{111\}_F // \{110\}_A$ ， $\langle 101 \rangle_F // \langle 112 \rangle_A$)
当相界面为共格或部分共格界面时，新旧两相必有一定的晶体学位向关系
如果没有，必之为非共格界面。马氏体一定是共格或部分共格

3. 晶界缺陷的影响 (晶格畸变 — 高自由能 — 易形核)
固态相变，母相中缺陷起促进作用，缺陷处原子畸变，有高自由能
能 \rightarrow 降低形核功，易于形核
 \rightarrow 利于原子扩散，促进长大 (母相晶粒越细，缺陷越多，相变速度越快)

4. 原子扩散的影响

固态中的扩散远低于液态

当过冷度达一定程度时(低温)，扩散成决定因素，再增大过冷度(降温)会使转变速度减慢，甚至原来高温转变被抑制，在更低温度发生无扩散相变。

(例如，共析钢从高温奥氏体状态快速冷却下来，扩散型的珠光体相变被抑制，在更低温度下发生无扩散的马氏体相变，生成马氏体组织)

5. 过渡相

过渡相：是指成分和结构，或者两者都处于新旧两相之间的亚稳相
固态相变阻力大，扩散难，难以直接形成稳定相，先形成过渡相，再在一定条件下转为稳定相。

固态相变的形核

固态相变的形核可分为扩散形核与无扩散形核，还有不需形核的固态相变，如调幅分解。

1. 均匀形核

$$\Delta G = n\Delta G_v + \gamma n^{\frac{2}{3}}\sigma + nE$$

驱动力：新旧两相自由能之差。

阻力：表面能和应变能的增加

$$\Delta G_{\text{均}} = \frac{4}{3}\pi r^3$$

固态相变形核功也是临界晶核表面能的 $\frac{1}{3}$ ，但自由能差 $=\frac{2}{3}$ 表面能+应变能

形核时往往通过改变晶核形状和共格性等降低形核阻力。使固变进行。

① 当新相和母相为共格界面时，界面能低，相变阻力主要来自应变能，为减少应变能，新相晶核应为圆盘状或针状

② 当新相和母相为非共格界面时，阻力主要是界面能，为减少界面能，新相为球形。

2. 非均匀形核

优先在晶体缺陷处形核叫非均匀形核

(1) 晶界形核

分为：界面处、界线处、界隅处

晶界接触角 θ 很小时，形核功小，故非共格晶核优先在界面处形核

形核功 界面 > 界线 > 界隅，因而界隅最易形核，但由于界面处提供的位置多， \therefore 以晶界面形核为主。

(2) 位错形核

① 在位错上形核时，位错可释放弹性能，使形核功减小

② 对于半共格界面，在位错处形核时位错可成为界面位错，补偿错配降低界面能，使形核阻力减小

③ 对于扩散型相变，新相与母相成分往往不同，溶质与位错的交互作用可形成气团，产生溶质偏聚，有利于形核

④ 位错可做为短路扩散的通道，使扩散激活能下降，加快形核过程。

(3) 层错形核

层错区易形核

(4) 空位形核

尤其大量过饱和空位存在时,既可促进溶质原子的扩散,又可作为新相形核位置。

新相的长大

长大驱动力: 新旧两相自由能之差

①. 新旧相成分相同 —— 短程扩散 —— 界面过程控制长大

②. 新旧相成分不同 —— 长程扩散 —— 界面过程 + 原子扩散过程

1. 界面过程控制新相长大

分为非热激活与热激活

(1) 非热激活界面过程控制的新相长大。(纯界面迁移与 T 无关)

是靠切变方式使原子做微小的移动,使母相转变为新相。

例: ZrO_2 (锆) 中正方相 \rightarrow 单斜相, 钢中奥氏体 \rightarrow 马氏体

滑动界面: 对于某些半晶界面,可通过界面位错的滑移引起界面向母相中迁移,

这种界面称为滑动界面。(滑动界面迁移与温度无关,也是非热激活)

(2) 热激活界面过程控制长大。

新相的长大靠原子随机独立跳跃过相界面实现,需克服能垒,需热激活。母相的界面为非共格界面,新相界面易于容纳母相来的原子,长大可连续进行。

2. 扩散控制新相长大

由于新旧两相成分不同,需长程扩散,故受界面和扩散共同控制。若非共格界面时,主要为体扩散控制长大。

扩散控制新相长大的界面移动速率 u 与扩散系数 D 和界面附近母相的浓度梯度成正比,与两相浓度差成反比。

扩散型相变

扩散型相变必须通过原子的扩散才能完成转变

非扩散型相变主要通过切变方式完成

1. 调幅分解 (连续型相变, 扩散型)

概念: 调幅分解: 处于热力学不稳定状态下的母相, 不需形核过程, 自发分解成结构相同, 成分不同的两相, 这便是调幅分解。

调幅分解和形核分解的区别



成分连续变化

成分不连续变化

母相中溶质原子上坡扩散

母相中溶质原子下坡扩散

调幅分解 → 快冷 → 非平衡 → 应变能↑

过饱和固溶体的分解可分为 (调幅分解和(形核长大)两种方式)

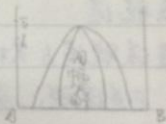
(二元相图拐点线内合金发生调幅分解)

调幅分解使母相产生成分梯度, 引起点阵常数和化学键变化

阻力: 点阵常数变化产生应变能 (更显著)

化学键变化产生梯度能

阻力存在因此调幅分解界线更往里缩



2. 过饱和固溶体的脱溶

(1) 脱溶: 从过饱和固溶体内沉淀出稳定或亚稳定的沉淀相后, 基体成为接近平衡浓度的固溶体的转变叫做脱溶

[分类]:

连续脱溶: 成分连续变化, 依靠长距离扩散

不连续脱溶: 成分突变, 取向突变, 不需远程扩散

共格脱溶: 当新相与母相保持共格, 此时新相为圆盘、片状或针状, 减少应变能

非共格脱溶: 脱溶相与母相为非共格界面, 新相为等轴粒状, 减少界面能

普遍脱溶：整个基体中发生，母相中均匀分布

局部脱溶：脱溶只在局部发生

连续脱溶

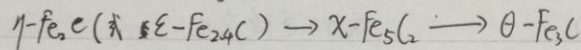
显微尺寸：是指尺寸小于光学显微镜所能分辨的极限尺寸。

脱溶序列： α 不同时间析出的不同亚稳相，GP区 $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$

其中， θ' 是强化相，析出使合金显著强化，GP区完全共格

θ'' 共格 θ' 半共格 θ 非共格（平衡相）

Fe-C合金中高碳马氏体脱溶序列



脱溶物粗化 (Ostwald 熟化)

由于共格界面能低，所以共格界面的脱溶颗粒要比非共格脱溶颗粒粗化慢

不连续脱溶

不连续脱溶与共析转变的区别：

连续脱溶：1个结构成分不同于母相，1个结构相同成分不同

共析：2个成分结构都与基体母相不同

胞状脱溶物在晶界开始析出时，它与相邻晶粒中的一个形成不易移动的共格界面，而与另一晶粒间形成可动的非共格界面，因此胞状脱溶物仅向一侧长大。（向非共格方向）

胞状脱溶物生长受晶界控制，短程扩散。

当晶界不均匀形核几率大，晶界扩散系数大，脱溶驱动力大时不连续脱溶会发生。

不连续脱溶可妨碍有益强化合金的连续脱溶过程的进行。

共析转变

共析转变：是指单一的固态母相分解为两个（或多个）结构与成分不同的新相过程。

$\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ ，也包括形核、长大过程，固态中进行，扩散慢，转变速率远低于结晶转变。

共析转变的形核与生长

以两相交替形成的方式进行， α 和 β 中先形成一个领先相，按片状机制交替生长，共析片的片间距 λ ：为相邻两片之间的距离。主要取决于过冷度 ΔT ， ΔT 越大， λ 越小。

$\lambda \downarrow$ 缺陷晶界 \uparrow ，强度 \uparrow ，协调变形能力 \uparrow ，塑性 \uparrow

无扩散相变

无扩散相变：相变前后只是晶体结构发生变化而成分不改变的相变。

(包括：陶瓷的同质异构转变、金属的马氏体转变、块型转变)

1. 陶瓷的同质异构转变

分为：重构型相变：

伴随原化学键的破坏
与新建的形成

位移型相变：

无需破坏原子的化学键

2. 块状型转变

块型转变：由母相转变为成分相同，具有不规则的块状外形。(靠非晶界面的热激活迁移完成转变)

块型转变与位移型相变的马氏体相变的本质区别

块型转变：非晶格界面热激活迁移，原子短程扩散

无晶体学取向关系

无浮凸效应

马氏体相变：马氏体以协同运动的切变方式完成相变

新相与母相间有一定的晶体学取向

相变有浮凸效应

3. 马氏体相变

马氏体相变发生在很大过冷下，相变具有表面浮凸效应和形状的改变，属于无扩散的位移型相变。

马氏体相变特点

- (1) 马氏体相变的无扩散性
- (2) 切变共格性与表面浮凸现象：母相与新相界面为切变共格界面
- (3) 具有一定取向关系与惯习面：

惯习面：马氏体总是在母相的一定晶面形成，该晶面叫惯习面。

由于有切变共格的特性，惯习面为近似的不畸变面。

- (4) 马氏体相变的可逆性，热弹性马氏体具有形状记忆效应
- (5) 马氏体相变的不完全性：

随 $T \downarrow$ 马氏体量 \uparrow ，但总有一些残余奥氏体。

钢中马氏体结构：

1. 高碳钢马氏体 ($M: 13\% \sim 25\%$) 密排六方
 2. $w_c = 1$ $w_c < 0.2\%$ 低碳钢 体心立方
 3. $w_c > 1$ $w_c > 0.2\%$ 中高碳钢 体心正方
- 随 $c \uparrow$ 正交度 \uparrow

马氏体的硬度主要取决于碳含量

马氏体塑性韧性主要取决于基亚结构

马氏体的强度不仅取决于马氏体的硬度，也取决于马氏体形态及马氏体板条(片)的大小。

$w_c < 0.2\%$	板条马氏体	亚结构为位错	低碳马氏体或位错马氏体
$w_c > 1.0\%$	片状马氏体	亚结构为微细孪晶	高碳马氏体或孪晶马氏体

贝氏体相变

钢中的贝氏体转变发生在珠光体转变和马氏体转变温度范围之间，故称中温转变。由于转变温度低，铁原子和溶质原子难以扩散，但间隙原子可以扩散，故为半扩散相变。

贝氏体：贝氏体是过冷奥氏体的中温转变产物，以贝氏体铁素体为基，同时可能存在

0. 渗碳体或 ϵ -碳化物或残余奥氏体等相组成的整合组织

羽毛状的上贝氏体，针片状的下贝氏体

贝氏体转变有形核长大过程，也有孕育期。

贝氏体转变温度不同，可生成不同类型的贝氏体。（上贝氏体，下贝氏体，又微-粒状）

上贝氏体：

铁素体板条互相平行排列，条间分布着断续短棒状渗碳体

下贝氏体：呈片状，片状铁素体内，沿一定惯习面析出的微细 ϵ -碳化物。

亚结构为高密度位错和微细孪晶

下贝氏体是以位错滑移切变或孪生切变方式形成的，不仅有高的强度与硬度，同时具有良好的塑性与韧性，综合性能优于片状马氏体。

贝氏体钢：指在热室空冷后能得到全部贝氏体组织，或仅需正火就可以得到全部贝氏体组织的钢。

合金元素对贝氏体的影响：

① Mn ：对贝氏体析出和珠光体分解具有强烈抑制作用，但不影响贝氏体转变

② 微量 B 使奥氏体向珠光体的转变进一步推迟

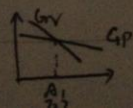
③ 添加可降低贝氏体转变开始点的 Mn 、 Cr 、 Ni 等，使贝氏体转变在更低温度下进行，强度进一步提高。

9.5 钢的热处理原理

热处理是通过改变钢的组织来改变钢的性能

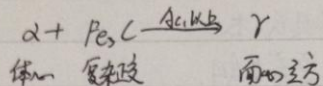
1. 钢的加热转变

珠光体向奥氏体转变的驱动力为体系自由焓差。只有加热温度高于 A_1 时，使 $G_p > G_r$ ，才能发生珠光体向奥氏体转变。∴需要一定过热度 ΔT



共析钢的奥氏体化过程

共析钢加热到 A_{c1} 以上，将发生珠光体向奥氏体转变，也叫奥氏体化。



∴ 奥氏体化过程必定有 晶格的重构 和 铁、碳原子的扩散

奥氏体化过程分四个阶段：(1) 奥氏体形核 (2) 奥氏体晶核长大 (3) 残余 Fe_3C 的溶解 (4) 奥氏体的均匀化

奥氏体在铁素体与 Fe_3C 的相界处形核：

原因：奥氏体在铁素体与 Fe_3C 的相界处形核，相界面上原子排列紊乱，满足 结构起伏，相界面还可释放出 界面能，使形核功。
此外， γ 的含量在 Fe_3C 与 α 之间满足 成分起伏。



γ形核



γ晶核长大



残余 Fe_3C 溶解



不均的 γ



均匀的 γ

如果加热温度在上下临界点之间，无论保温多长时间，都有残余铁素体相。这种加热叫 不完全奥氏体化。

奥氏体晶粒长大及其控制

长大的驱动力是 晶界面能的减少

奥氏体晶粒度：是衡量奥氏体晶粒大小的尺度。

标准等级图分 1~8 级 8 → 1 越来越大

- ④ 起始晶粒度：奥氏体化刚刚完成时，奥氏体晶粒的大小。
- ④ 实际晶粒度：是指在具体热处理加热条件下，实际获得的奥氏体晶粒大小。
- ④ 本质晶粒度：根据 GB27-1964 标准来评定的奥氏体晶粒大小。
($930^\circ C \pm 10^\circ C$, 3-8 h)

影响奥氏体晶粒大小的因素(如何控制)

① 加热温度与保温时间：奥氏体化温度越低，保温时间越短，奥氏体晶粒越细小

② 加热速度的影响：最高加热温度相同，加热速度越快，奥氏体晶粒越细小

③ 化学成分的影响：加热温度与保温时间相同时，~~奥氏体晶粒大小与钢中碳含量有关~~，钢中碳含量越低，奥氏体晶粒越细小。

④ 原始组织的影响：片状珠光体比粒状珠光体更容易过热，因为片状珠光体相界面多，奥氏体化时形核率高，转变速率快

组织遗传：由于原始奥氏体晶粒很粗大，在重新奥氏体化时，新生成的奥氏体晶粒与原来粗大奥氏体晶粒具有相同的形状、大小和取向，这种现象叫组织遗传

评定加热质量的主要依据是：(1) 奥氏体的晶粒大小与成分的均匀性 (2) 第二相的数量大小及分布 (3) 表面氧化和脱碳 (4) 变形开裂程度

常见加热缺陷有：氧化、脱碳、欠热、过热、过烧

氧化：指钢在氧化性介质中加热时，铁或合金元素与 O_2 、 CO_2 、 H_2O 相互作用，形成氧化物的过程。

脱碳：指钢表层中的碳与介质中的 O_2 、 CO_2 、 H_2O 、 H_2 等反应生成 CO 、 CO_2 、 CH_4 气体而逸出，使钢中碳质量分数下降。

欠热、过热与过烧(过热)

欠热：也叫加热不足，产生原因是加热温度过低或保温时间过短

过热：加热温度过高或保温时间过长，造成奥氏体晶粒过分粗大的缺陷叫过热

过烧：是指加热时，奥氏体晶界局部氧化或晶界氧化。

钢的冷却转变：连续冷却、等温冷却

1. 过冷奥氏体等温转变曲线

在 A_1 温度以上奥氏体是稳定相，一旦冷却到 A_1 温度下成为不稳定相。

过冷奥氏体：处于过冷状态待分解的奥氏体被称为过冷奥氏体

TTT曲线(C曲线)：过冷奥氏体等温转变曲线

$A_1 \sim 650^\circ\text{C}$ 生成的较粗片状组织叫珠光体，用 P 表示，光学显微镜

$650^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ 生成细片状组织叫索氏体，用 S 表示，高倍光学显微镜

$600 \sim 550^\circ\text{C}$ 生成极细片状组织叫屈氏体，用 T 表示，电镜

$550^\circ\text{C} \sim M_s$ 之间为贝氏体转变区，随转变温度下降，C 原子扩散能力下降，转变速度下降，孕育期变长。

$550 \sim 350^\circ\text{C}$ 生成羽毛状上贝氏体

$350^\circ\text{C} \sim M_s$ 生成针片状下贝氏体

影响奥氏体等温转变的因素 (对 C 曲线的影响)

(1) 奥氏体碳浓度的影响：随 C% 增加， M_s 点下降。亚共析钢随 C% 的增加 C 曲线右移，过共析钢随 C% 增加 C 曲线左移，而共析钢 C 曲线位置最靠右，故其过冷奥氏体最稳定。

(2) 合金元素的影响：除 Co 外，几乎所有合金元素溶入奥氏体，都使 C 曲线右移，增大奥氏体稳定性。

(3) 奥氏体化状态的影响：成分更加均匀，不利于新相形核，使过冷奥氏体稳定性增加，C 曲线右移。

CCT 曲线：过冷奥氏体连续冷却转变曲线

上临界冷却速度 (V_k)：得到全部马氏体最小冷却速度。 V_k 越大，淬火越易得到 M

下临界冷却速度 (V_k')：得到全部珠光体的最大冷却速度。 V_k' 越小，为得到全部 P 的淬火所需时间越大

共析钢和过共析钢连续冷却无贝氏体转变 (原因: 贝氏体转变孕育期较长, 连续冷却时不能发生贝氏体转变的孕育效果)

过共析钢 CCT 曲线比共析钢多出一条先共析渗碳体析出线, M_s 线的右端升高 (原因: 碳含量降低, M_s 上升)

亚共析钢 CCT 曲线出现了先共析铁素体析出区和贝氏体转变区, M_s 线右端下降 (原因: 铁素体与贝氏体析出, 周围碳含量上升, $M_s \downarrow$)

钢的回火转变

回火: 是将淬火钢加热到 A_1 以下某一温度, 保温一定时间, 然后冷却到室温的一种热处理工艺。

淬火钢的组织主要有马氏体和残余奥氏体

随温度升高, 保温延长, 回火转变经历过程:

(1) 马氏体中碳的偏聚

回火温度在 100°C 以下, 只有碳原子做短程扩散, 在马氏体内产生偏聚, 形成“柯氏气团”, 形成 G.P. 区

(2) 马氏体分解与碳化物类型的变化

100°C 以上回火, 马氏体开始分解。

[回火马氏体]: 淬火高碳钢在 $100 \sim 125^\circ\text{C}$ 以下回火, 得到具有一定饱和度 的亚稳相组织, 叫回火马氏体

(3) 残余奥氏体转变: 残余奥氏体在 200°C 开始分解, 到 300°C 残余奥氏体分解完成得到下贝氏体, 分解一般不彻底

(4) 碳化物的聚集 ~~过程~~ 球化与长大:

回火温度超过 400°C , 析出的 θ - Fe_3C (要发生 Ostwald 熟化)

(5) α 相的回复与再结晶:

[回火屈氏体]: 在未发生再结晶的 α 相基体上分布着大量弥散碳化物, 的回火产物叫回火屈氏体

回火屈氏体: 无再结晶的弥散碳化物

回火索氏体: 发生再结晶的细粒状碳化物。

[回火索氏体]: 回火温度升高到 500°C 以上, 在已完全再结晶的 α 相基体上分布着细粒状的碳化物的回火产物叫回火索氏体。

淬火钢中内应力: $\text{内应力} = \text{热应力} + \text{相变应力}$

200°C 以下, 硬度值变化很小

200°C 以上回火时, 温度 \uparrow , 硬度 \downarrow 强度 \downarrow 延伸率 \uparrow

钢的回火脆性(注意)

[回火脆性]: 有些钢在某些温度区间回火时, 韧性比较低温度下回火时反而显著降低, 这种现象称为回火脆性。

第一类回火脆性: 在较低温度 ($250 \sim 400^{\circ}\text{C}$) 出现的回火脆性。
(原因: 析出碳化物, 不可避免)

第二类回火脆性: 在较高温度 ($450 \sim 650^{\circ}\text{C}$) 出现的回火脆性。
(杂质元素在晶界偏聚, 快速可避免)

钢的热处理工艺

包括: 普通热处理、表面热处理、特殊热处理

↓
退火、正火

↓
表面热处理

↓
形变热处理

淬火、回火

化学热处理

磁场热处理

钢的退火

[退火]: 将钢加热到临界点以上, 保温一定时间, 然后缓慢冷却, 获得接近平衡组织的热处理工艺。

重结晶退火: 加热温度在 A_1 以上的退火称重结晶退火

低温退火: \dots 在 A_1 以下 \dots 低温退火

[完全退火]: 将钢加热到 $A_{c3} + (30 \sim 50)^{\circ}\text{C}$, 完全奥氏体化后, 缓慢冷却, 获得接近平衡组织的热处理工艺叫完全退火 (主要用于亚共析钢)
主要目的: 细化晶粒、消除过热缺陷、降低硬度、改善切削性能和消除内应力。

[球化退火] 将钢加热到 $A_{c1} + (20 \sim 40)^{\circ}\text{C}$ ，采用较短的保温时间，获得碳质量分数不均匀的奥氏体加弥散分布的未溶颗粒状碳。

(球化退火属于不完全退火，主要用于共析钢与过共析钢)

目的：降低硬度，便于切削加工，并为淬火作好组织准备。

$\left\{ \begin{array}{l} \text{普通球化退火} \text{ — 连续冷却} \\ \text{等温球化退火} \text{ — 等温冷却} \end{array} \right.$

扩散退火：主要用于合金钢铸件各铸锭，目的是依靠原子扩散消除晶内偏析，使其成分均匀化。特点：加热温度高，保温时间长。

去应力退火：属于低温退火，其目的是消除残余应力，降低硬度，提高尺寸稳定性，防止工件变形开裂。

[再结晶退火] 将冷变形金属加热到理论再结晶温度以上 $100 \sim 150^{\circ}\text{C}$ ，适当保温，使变形晶粒重新转变为无畸变的等轴晶粒叫再结晶退火。

目的：也属低温退火，为了消除冷变形金属的加工硬化和残余应力，恢复冷变形金属的塑性。

钢的正火

[正火]：将钢加热到上临界点 (A_{c1} , A_{cm}) 以上，保温使之完全奥氏体化后，在空气中冷却的热处理操作叫正火。

正火的目的：消除晶粒粗大、带状组织、魏氏组织等热加工缺陷及过共析钢网状碳化物，正火用于低碳钢，可提高硬度，改善切削性能。

钢的淬火

[淬火]：是将钢加热到临界点以上，保温一定时间，然后在水或油等冷却介质中，以大于上临界冷却速度的冷却速度冷却，得到马氏体 (或下贝氏体) 的热处理操作。

亚共析钢 —— 完全奥氏体化后淬火，淬火加热温度 $A_{c3} + (30 \sim 50)^{\circ}\text{C}$
共析钢或过共析钢 —— 不完全奥氏体化后淬火，淬火加热温度 $A_{c1} + (30 \sim 50)^{\circ}\text{C}$

常用淬火介质：水质淬火剂、油质淬火剂、低温盐浴、碱浴和金属浴等
油的冷却能力比水小，但冷却特性好，适合做淬透性好的合金钢的淬火冷却介质。

双液淬火：先将奥氏体化的工件投入一种冷却能力强的介质中冷却，冷至 300°C 左右，转入冷却能力弱的介质中冷却，直至完成马氏体转变。

分级淬火：将奥氏体化的工件淬入 M_s 点附近温度的盐浴或碱浴中，停留 $2 \sim 5 \text{ min}$ ，使工件内外温度较为均匀，然后空冷到室温，使之发生马氏体。

等温淬火：将奥氏体化的工件淬入 M_s 点以上的盐浴中，等温足够长时间，使之变为下贝氏体组织。

【钢的淬透性】是指钢在淬火时获得马氏体的能力

【淬透层深度】：在未淬透的情况下，通常把由表面至半马氏体区的距离作为淬透层深度。

淬透性的测定方法：临界直径法、末端淬火法

【淬透】：是指试样中心部位刚好达到半马氏体。

淬硬性：淬火所能达到的最大硬度。

钢的回火

【回火】将淬火钢重新加热到 A_1 点以下某一确定温度。保温后，以适当方式冷却到室温的热处理操作。

低温回火	$150 \sim 250^{\circ}\text{C}$	回火组织为回火马氏体
中温回火	$350 \sim 500^{\circ}\text{C}$	回火组织为回火屈氏体
高温回火	$500 \sim 650^{\circ}\text{C}$	回火组织为回火索氏体

【表面淬火】是利用快速加热方法，使工件表面奥氏体化，然后淬火，而心部组织无变化。

加热方式不同：感应加热表面淬火，火焰加热~，激光加热~，电子束加热~

【化学热处理】是将工件置于含有某种化学元素的介质中加热保温，使工件表层与介质起物理化学作用，从而改变表层的化学成分和组织的一种热处理工艺。

化学热处理三个基本过程：化学介质的分解，活性原子被金属表面吸收，渗入元素向金属内部扩散。

【渗碳】：把低碳钢放到渗碳介质中，加热到单相奥氏体区，保温足够长的时间，使表面碳浓度提高，该处理工艺叫渗碳。

(齿轮、活塞销)

【渗氮(氮化)】：将钢件置于活性氮中，在一定温度下保温，使其表面渗入氮元素的过和程。

(渗氮与渗碳相比具有更高的硬度、疲劳强度和耐磨性，并具有良好的耐蚀性) 渗氮一般温度较低，变形小。

【碳氮共渗】：将钢件置于能产生碳、氮活性原子的化学介质中加热保温，使工件表面同时吸收碳和氮，并向内部扩散，形成具有一定厚度和一定碳氮浓度的渗层，然后以一定方式冷却的热处理操作。

(液体碳氮共渗也称氮化)

热喷涂：是利用热源将金属或非金属材料加热到熔化或半熔化状态，利用高压气流将其雾化，喷射到工件表面，形成牢固的覆盖层的表面处理工艺。