

第一章 原子结构与键合

1. 原子中一个电子的空间位置用能量可用四个量子数来表征:

(1) 主量子数 n (2) 轨道角量子数 l (3) 磁量子数 m_l

(4) 自旋角动量子数 s

(1) 主量子数: 决定原子中电子能量以及与核的平均距离. 电子所处的量子层.

但限于 $n=1, 2, 3, 4, \dots$ 分别对应 K, L, M, N 壳层.

(2) 在同一量子层内所处的能级, 与电子运动的角动量有关. 取 $0, 1, 2, \dots, n-1$.
如 L 层 $n=2$, 则有 $l_1=0$ 和 $l_2=1$ 两个亚层.

l_1 0 1 2 3 4 ...

能级 $s \quad p \quad d \quad f \quad g \dots$

(3) 磁量子数: 每个轨道角动量子数的能级数或轨道数.

每个 l 下的磁量子数总数为 $2l+1$.

$l=2$ 时, 磁量子数为 $2 \times 2 + 1 = 5$. 为 $-2, -1, 0, 1, 2$

(4) 反映电子不同的自旋方向, s 取值为 $+\frac{1}{2}$ 和 $-\frac{1}{2}$, 反映顺时针和逆时针两种自旋方向. 用 \uparrow 和 \downarrow 表示.

2. 原子外电子排布的三个原则

(1) 能量最低原理: 电子的排布总是尽可能使体系的能量最低.

(2) 泡利不相容原理: 在同一个原子中不可能有运动状态完全相同的两个电子.
不能有上述四个量子数相同的电子. 主量子数为 n , 最多容纳 $2n^2$ 个电子.

(3) 洪德规则: 在同一亚层中的各个能级中, 电子的排布尽可能分占不同的能级, 而且自旋方向相同.

当电子排布为全充满, 半充满或全空时, 是比较稳定的, 整个原子的能量最低.

No.

Date

化学键(价键)

无饱和性和酸性

细胞增殖和方向性

共价键的键能：5T和F成键比。

物理量(次价标): 光德迈耳斯力 / 洛合力: $R_5 r^3$ 成反比

介乎化学和物理之间) 包散力: $P.5 r$ 成反比

为什么能起保护作用?

离子键键能求正负离子半径同时排列,并使正负离子之间吸引力达到最大,而排斥力达到最小,故离子键元素排列性和饱和性。

为什么共价键有方向性和饱和性?

除了均匀分布外, 当球形对称时, 其他分布如 χ^2 等分布也具有一定的方向性。或者构造时, 为使分布达到最大程度的重叠, 其构造就有方向性, 其分布严格服从构造的方向性。当一个分布与另一个分布对称以后, 就不再平等三个分布时了, 或者构造共用分布时数目是一定的, 这就不再是共价键的对称性, 又因为什么分布的分布没有分布, P 有分布和对称性?

因为一般高分子材料的相对分子量很大，其总的弹性形变力甚至超过化学键的键能，故在去除所有的弹性形变力作用前化学键早已断开了，所以高弹态分子没有气态，只有液态和固态。

一、结构

构造: 阳子面类型永的构造, 经过结构改造。

正統紡棉

结构型：取代基团系统特定你在空间上的排列

商办工程结构

二、产品结构

单个晶粒的大小与形态。控制塑性变形在晶粒内部。

取淨太乙水

层次结构: 级差结构, 1个同商, 3个同或商, 与5个, 加新同

11. 二次结构: 单个部分的结构形式 ① 伸直与造 ② 无规则线团 ③ 折曲与结 ④ 卷曲与缠绕

(2) 和轻基结构单元为100个组成, 高分为分为①碳基高分子 ②杂链高分子

② 亲脂分子 ④ 亲脂性和双亲性分子

13) 分子链的几何形态: 线型、支化、交联和三维网状分子结构。

14) 结构单元的选择方式:

① 的聚物：头-头连接、尾-尾连接、头-尾连接（单种或单体）

1,2加聚、3,4加聚、1,4加聚(双烯类单体)

② 共聚物: 无规共聚物、嵌段共聚物、接枝共聚物、交替共聚物、无规共聚物、嵌段共聚物、接枝共聚物、交替共聚物

(5) 高分子链的木构型: (要改变构型必须通过化学键的断裂和重组)

① 旋光异构. 加-CH₂-CH₂-中CH₂的排列方式不同, 1, 2, 3

分同位构、同同位构和元同位构。

② 12个异构体：双烯类单体加成：1顺式构型及反式构型。

5. 影响高分子材料性的主要因素

① 主体结构的影响; ② 时代基的影响; ③ 文脉的影响。

① C-O, C-N, Si-O 柔性比 C-Cl > 五芳环结构时柔性较好

双端张主链含双键, 兼性双分子, 但有双键而高的兼性在。

② 取代基极性越大, 亲水性越多; 极性基团越多, 间隔越长, 亲水性越好。

同一波函数上取两个不同取代基时, 乘性降低; 但基团越大, 乘性越高 N 。

价物中电导率所占比例 LC 可以近似用下式表示。

$$LC = \left[1 - e^{-0.25(x_A - x_B)^2} \right] \times 100\%$$

x_A, x_B 分别为 A, B 元素的电负性值。

电负性差值越大，离子键的比例越大。

第2章 晶体结构

1. 晶体选取的原则：

- (1) 选取的平均六面体应反映出点阵的最高对称性；
- (2) 平均六面体的棱长和相等的面数应最多；
- (3) 当平均六面体的棱边长相等时，首先选取最多；
- (4) 若满足上述条件的情况下，晶体应具有最小的体积。

2. 七大晶系的十四种布拉维点阵：

- | | | | |
|-----------------|-----------------|----------------------------|------------------|
| 1) 三斜：简单三斜 | 4) 单斜：简单单斜、底心单斜 | 13) 正交：简单正交、底心正交、体心正交、面心正交 | 16) 四方：简单四方、体心四方 |
| 2) 四方：简单四方、体心四方 | 4) 六方：简单六方 | 15) 立方：简单立方、体心立方、面心立方 | |

3. 晶面指数 $[uvw]$ ，晶面族 $\{uvw\}$

晶面指数 (hkl) ，晶面族 $\{hkl\}$

- (1) 立方晶系，晶面族 $\{100\}$ 表示与某三个晶面平行的面； $\{110\}$ 表示某两个晶面； $\{111\}$ 表示三个晶面。

(2) 晶面族 $\{hkl\}$ 中的晶面数（晶面平行第一）

- ① hkl 三个数均不相等，且都不为零，则有 $3! \times 4 = 24$ 组，如 $\{123\}$
- ② hkl 有两个数相等，且都不为零，则有 $\frac{3!}{2!} \times 4 = 12$ 组，如 $\{112\}$
- ③ hkl 三个数均相等，则有 $\frac{3!}{3!} \times 4 = 4$ 组，如 $\{111\}$
- ④ hkl 中有一个为零，应除以 2，则有 $\frac{3!}{2!} \times 4 = 12$ 组，如 $\{120\}$
- ⑤ 若有两个为零，应除以 2，则有 $\frac{3!}{2! \times 2!} \times 4 = 3$ 组，如 $\{100\}$

在立方晶系中，具有相同指数的晶面和晶面必定是互相垂直的。

坐标表示



$(\frac{2}{3}, \frac{1}{3}, \frac{1}{2})$

4. 六方晶系中面指数与三轴坐标转化关系

1) 对晶面指数而言, $(hkl) \rightarrow (hkil)$ 只需将 i 取反

$(hkl) \rightarrow (hki)$ 只需加上 $i = -(h+k)$

2) 对晶面指数而言, $[UVW] \Rightarrow [uvtw]$ 的转化关系为

$$u = \frac{2}{3}U - v, \quad v = \frac{1}{3}(2V - U), \quad t = -(u+v), \quad w = W$$

反之, $u = \frac{1}{3}(2U - V), \quad v = \frac{1}{3}(2V - U), \quad t = -(u+v), \quad w = W$

5. 所有平行或相交于某晶面直线的晶面构成一个晶带

此直线称为晶带轴。

晶带轴 $[uvw]$ 与该晶带的晶面 (hkl) 之间存在以下关系:

$$hu + kv + lw = 0$$

① 若已知两个不平行的晶面 $(h_1k_1l_1)$ 和 $(h_2k_2l_2)$, 则其晶带轴为晶面法向量的叉积 $[uvw]$ 可由下式求得

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

② 若已知晶面 $[u_1v_1w_1]$ 和 $[u_2v_2w_2]$, 则由二晶面决定的晶面法向量为

$$(hkl) \text{ 为 } h:k:l = \begin{vmatrix} u_1 & w_1 \\ u_2 & w_2 \end{vmatrix} : \begin{vmatrix} u_1 & v_1 \\ u_2 & v_2 \end{vmatrix} : \begin{vmatrix} u_1 & v_1 \\ u_2 & v_2 \end{vmatrix} \text{ 或 } [u_1v_1w_1]$$

③ 若三个晶面 $[u_1v_1w_1]$, $[u_2v_2w_2]$ 和 $[u_3v_3w_3]$ 满足

$$\begin{vmatrix} u_1 & v_1 & w_1 \\ u_2 & v_2 & w_2 \\ u_3 & v_3 & w_3 \end{vmatrix} = 0, \text{ 则三个晶面共面。}$$

④ 若三个晶面满足 $(h_1k_1l_1)$, $(h_2k_2l_2)$ 和 $(h_3k_3l_3)$

$$\begin{vmatrix} h_1 & k_1 & l_1 \\ h_2 & k_2 & l_2 \\ h_3 & k_3 & l_3 \end{vmatrix} = 0, \text{ 则三个晶面同属一个晶带。}$$

6. 晶面指数:

① 正交晶系 $d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$

② 立方晶系 $(a=b=c)$, $d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$

③ 六方晶系 $d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{\frac{4}{3}(h^2 + k^2) + l^2}}$

修正: 特殊晶胞

① 体心立方, 当 $h+k+l$ 为奇数时; ② 面心立方: 当 h, k, l 不全为奇数或不全为偶数时; ③ 底心立方: $h+k=l=2n$ ($n=1, 2, \dots$), 为奇数时, 均有附加面, 以上情况下实际的晶面间距须修正。

7. 对称性元素

① 回转对称轴 (n) 1, 2, 3, 4, 6

② 对称面 (m)

③ 对称中心 (i)

④ 回转反演轴 (n) 1, 2, 3, 4, 6

例如: 立方晶系 a, b, c, n, d (各轴) $(h_1k_1l_1)$ (各面) $(h_2k_2l_2)$ (各面) $(h_3k_3l_3)$ (各面)

⑤ 对称轴 $a/2, b/2, c/2$ 时, 写作 a, b, c

⑥ 对称轴 $a/4, b/4, c/4$ 时, 写作 a, b, c

⑦ $i:0$ $\bar{2}:m$ $\bar{3}:3+i$ 4 $\bar{6}:3+m$

体心立方 $h+k+l=2n$
面心立方 h, k, l 不全为奇数
六方晶系 $h+2k=3n$ (为奇数)

适用范围:

简单晶胞

位于同一经线上的量距(倍率), 位于同一纬带。应用乌尔夫网在赤道上的量距出 90° 可求得其纬带纬距。

$$G_{\text{HPE}} = h a^* + k b^* + l c^*$$

$$\vec{c} = \frac{\vec{a} \times \vec{b}}{\vec{a} \cdot (\vec{b} \times \vec{c})} = \frac{1}{V_0} (\vec{a} \times \vec{b}).$$

致密性是指晶体中原子体积占总体积的百分数。

非自由な配置 $\{0001\}$ $<11\bar{2}0>$

[illegible]

10. 我國經濟體系是有限度條件，而且經濟制度不一。

1. A, B 分别为碱利和碱金属价, N 为碱金属原子数, n 为分数

ce 时为 1.48; hep 时为 1.75

12. 细胞体中细胞膜原子的任何种方式主要取决于同原子间的结合能 E_{AB} 和单原子间的结合能 E_{AB} 的相对大小。

如果 $(E_{A1}E_{B3})/2 < E_{B3}$, 则消除原子与偏聚状态, $\rightarrow \alpha_1 > 0$
如果 $(E_{A1}E_{B3})/2 > E_{B3}$, 则消除原子与空位有序或完全有序排列。
 $\alpha_2 < 0$

若在 i 层球面上共有 G_i 个分子, 其中 M 分子的平均数目为 \bar{M}_i 个, 若

$M_A C_i$ ，权重序列为 α_i 反为 $\alpha_i = 1 - \frac{n_i}{m \cdot c_i}$

$$\alpha_i = 1 - \frac{\mu_i}{m_{Ci}}$$

$\alpha_i < 0$ 时 $n_i > m_{\alpha_i}$, 因体系处于不稳定平衡

当 $i > 0$ 时 取 $n_i < m_{A_i}$, 因该体处于偏聚态。

13. 国家体育制度：(1) 足球联赛制度 (2) 国际足联世界杯足球赛 (3) 奥运会足球赛

① 产生国际循环（商品和资本的流入，使国际体系更加便利生产）

3) 物质熵和性质随温度变化 (即压强升高, 同时降低曲线, 称为系带d)

14. (1) 中间相 不以A为基础或为基础(四)液体, 而是形成晶体结构。与A₂B₂类似

不同的新相。中国相可以是化合物，也可以是以化合物为基础的固溶体。大多数中国相中，原子间的结合方式属于金属键与其他典型化学键（离子键、共价键和分子键）相混合的一种结合方式。

它们均具有金属性，表示组成元素的化合价不一定符合价规则

山 中 回 相 分 类: ① 正 常 价 态 合 物 ② 电 子 化 合 物 ③ 与 晶 子 尺 寸 因 素 有 关 的 化 合 物

④ 超结构 (有序固溶体)。
一些金属与金属间化合物如 W_4 、 VA 、 VB 族的一些

① 维生素元素按溶解性分为脂溶性维生素和

元素
A.B. A₂B. A₃B₂

酸性半径小，化合物越不稳定，越趋于金属键结合；(A3B2)。

则生长越大，代谢越稳定，越趋于稳态结合。

② 电子密度的分布是晶体结构的重要因素。由于化合物虽然可用化学式表示，但不符合价键规律，其成分在一定范围内变化，可视为以化合物为基础而因条件，其成分也在一定范围内变化。

分子化合物中分子间结合方式以金属键为主，有明显的金属特性。

③ 两种物质在反应时形成两种相态，两种化合物。

中医学基础(形成) 形成 形成 形成。

a. 非金屬與金屬 M_1
 $r_x/m < 0.5$ 形成硬而脆
 > 0.5 八面體配位

过磷酸钙和氯化物为改良剂。

过路散金能破万物，内除外合，万物不固。

1) 多元线性回归一般设为 M_{1X} , M_{2X} , M_{3X} 和 M_{4X}

② 上层建筑同经济基础为相互适应和互为基础、具有辩证关系和互相促进。

D. $r/r_m = 0.5$ 形成调隙化合物

1944年，化学家们发现，同位素分离法可生产铀和钚同素， ^{235}U 和 ^{238}U 的分离效率高，但不如逆磁柱，是金属中的主要核化反应。

② $\frac{e}{a} = \frac{21}{12}$ 乙相, hcp; $\frac{e}{a} = \frac{21}{13}$ 丙相, 假六方; $\frac{e}{a} = \frac{21}{14}$ 丁相, bcc;

第3章 晶体缺陷

1. 晶体缺陷的分类

- 点缺陷 (零维缺陷): 空位、间隙原子、杂质或溶质原子等
- 线缺陷 (一维缺陷): 位错
- 面缺陷 (二维缺陷): 晶界、相界、亚晶界、孪晶层错等

2. 点缺陷:

- 肖特基缺陷: 正常晶格结点上的原子迁移到晶体表面或内表面的正常结点位置, 而在晶体内部留下空位。
同时: 单位晶胞内部留下空位。
- 弗伦克尔缺陷: 正常晶格结点上的原子挤入点阵间隙位置, 而在晶体内部留下空位。
同时: 单位晶胞内部留下空位。

畸变程度: (a) 空位、空位。 形成能 E_v : (a) 空位、空位。 平衡浓度: 空位浓度。

某些由于空位运动而逸出, 形成新的晶体, 或者变成或流入到相邻的空位上, 在空位原来位置上留下空位 (Frenkel), 这种新形成的空位称为色心 F_{ch} 。

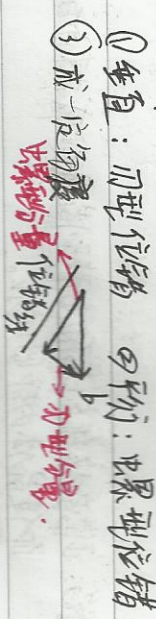
空位平衡浓度 $C = \frac{N_v}{N} = A \exp(-\frac{E_v}{kT}) = \exp(\frac{\Delta S_v}{k}) \exp(-\frac{E_v}{kT})$

点缺陷使得金属的强度增加, 体积膨胀, 密度减小, 使晶体的导电性改善。如: 过饱和点缺陷, 如: 淬火空位, 按照缺陷, 还可以提高金属的屈服强度。

- 3. 刃位错: ① 正刃位错 "上", 负刃位错 "下", ② 刃型位错线不一定是直线, 但与滑移方向和滑移平面垂直; ③ 刃型位错滑移面多面体有一个 (伯格斯错线, 和滑移平面); ④ 滑移面的上点阵受到压力, 下点阵受到拉力 "上"

4. 螺型位错: ①无刃的上表面; ②分为左旋和右旋; ③螺型位错线与滑移面垂直, 一定是直线; ④位错线的移动方向与晶体移动方向互相垂直; ⑤螺型位错线移动不唯一, 通常在原滑移面上进行; ⑥垂直于位错线的平面上, 看不到原子位移和位移。

5. 混合位错: 判断位错线(切线)与伯氏矢量的关系



6. 伯氏矢量的位: ①指出纸面内位错线正方向(刃型位错"上")
右手法则: 以右手拇指、食指和中指构成直角坐标系, 以食指指向为位错线方向, 中指指向为伯氏矢量方向, 则拇指指向为表观半原子面的位向。

总: 伯

螺型位错中, 螺型位错的伯氏矢量与位错线平行。
若 b 与 s 同向平行, 则为右螺旋位错;
若 b 与 s 反向平行, 则为左螺旋位错。

7. 同一晶体中, 伯氏矢量越大, 表明该位错导致晶阵畸变越严重, 它所能量也越高, 能量较高的位错通常倾向于分解为两个或多个能量较低的位错: $b \rightarrow b_1 + b_2$, 并满足 $|b|^2 = |b_1|^2 + |b_2|^2$, 以便满足自由能下降。

晶体缺陷的塑性变形是通过位错运动来实现的。晶体力学性能如强度、塑性和断裂等均与位错的运动有关。
位错的运动方式: 滑移和攀移。

8. 螺型位错可能会发生交滑移和双交滑移。
刃型位错除了在滑移面上滑移外, 还可以在垂直于滑移面的平面上运动, 即发生攀移。
螺型位错没有多余的半原子面, 因此不会发生攀移运动。

刃型位错的攀移需要原子扩散, 因此不会发生攀移运动。
因此, 它可通过物质迁移来实现。一般刃型位错的多半原子面尺寸较大或较窄。攀移需通过扩散才能实现, 所以是"非守恒运动", 位错攀移需要热激活, 故滑移所需的能量更大。晶体中刃型位错点缺陷的存在有利于攀移运动进行。
可以高温淬火、冷变形加工和高温退火消除。

9. 刃型位错: 割阶部分: 刃型
攀移部分: 螺型
螺型位错: 割阶部分: 刃型
攀移部分: 螺型

10. ①两个伯氏垂直的刃型位错交割 → 割阶 (刃型位错)
②两个伯氏平行的刃型位错交割 → 扭折 (螺型位错)
③两个伯氏垂直刃型及螺型交割 → 刃型产生扭折, 螺型产生扭折
④两个伯氏垂直的螺型位错交割 → 皆产生割阶 (伯氏型位错的移动) 与扭折
扭折与螺型位错线在同一滑移面上, 可随主位错线一道运动, 不会产生阻力, 而扭折在垂直于滑移面运动。
但螺型位错与螺型位错线不在同一滑移面上, 故除非螺型产生攀移, 否则螺型位错不能跟随主位错线一道运动, 成为位错运动的障碍, 通常称之为割阶所产生。

1. 位错应力场假设: ①晶体是各向同性弹性体, 服从胡克定律; ②把晶体看成是各向同性的; ③近似认为晶体内部由位错线所组成, 晶体中位错线模型不适用于位错中心, 对位错中心区以外的区域适用。

2. 位错应力场特点: (有一个切应力)

- 1) 只有切应力分量, 正应力分量为零, 即位错线不引起晶体体积膨胀和收缩。
- 2) 位错应力场的应力场是轴对称的; 即与位错线距离的各点, 其切应力值相等, 并随着与位错线距离的增大, 应力值减小。

3. 刃型位错应力场特点:

- 1) 同时存在正应力分量与切应力分量, 而正应力分量大小与 G 和 b 成正比, 与 r 成反比, 即随着与位错线距离的增大, 应力的绝对值减小。
- 2) 各应力分量都是 $1/r$ 的函数, 而与 θ 无关。即表明在平行于位错线的直线上, 任一点的应力均相同。
- 3) 刃型位错前的应力场对于过余的半原子面 ($y > 0$) 即对于 y 轴。
- 4) $y = 0$ 时 $\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{zz} = 0$, 说明在刃型位错面上, 没有正应力, 只有切应力, 并且切应力 τ_{xy} 达到极大值。
- 5) $y > 0$ 时, $\sigma_{xx} < 0$; 即 $y < 0$ 时 $\sigma_{xx} > 0$, 说明刃型位错的位错前和面上侧为正应力, 错面后下侧为负应力。
- 6) 在应力场任意位置处, $|\sigma_{xx}| > |\sigma_{yy}|$ 。
- 7) $x = z$ 时, σ_{yy} , τ_{xy} 均为 0, 说明在垂直位错线的两条对称线处, 只有 σ_{xx} , 而且在垂直对称线的两侧, τ_{xy} (σ_{xx}) 及 σ_{yy} 的符号相反。

14. 位错的能量分为两部分, ①位错中心畸变能 E_c [约占总能量的 1/10] ②位错应力场的弹性应变能 E_e 。

$$E_e = \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{R}{r_0}$$

$$E_e' = \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{R}{r_0}$$

$$E_e'' = \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{R}{r_0}$$

$$E_e''' = \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{R}{r_0}$$

其中 $k = \frac{1-\nu}{1+\nu}$ $k \approx 1.0075$ ν 为泊松比, 与位错线夹角。

$$E = \alpha G b^2$$

其中, α 为与几何因素有关的系数, 其值约为 0.5~1。

15. 位错应变能的部分结论:

- 1) 位错应变能随位错长度 L 和 E_c 和 E_e , 位错中心畸变能 E_c 与 L 成正比, 常忽略; 而位错的弹性应变能 $E_e \propto L/r_0$, 位错半径 r_0 随 L 增加, 所以具有长应力场。
- 2) 位错应变能与 b 成正比。因此从能量观点看, 晶体中只有最小的位错应力场是最稳定的, 而大的位错可能分解为小的位错, 以降低体系能量。由此也可解释解理面沿 $\{111\}$ 晶面的密排方向。
- 3) $E_c/E_e = 1-\nu$, 常金属材料的 ν 约为 1/3, 故刃型位错的弹性应变能约为刃型位错的 2/3。

16) 位错的能量是以位错线单位长度能量来衡量的, 其值与位错线形状有关。由于两点间直线最短, 故位错线总是以直线位错形式存在, 即更稳定。因此位错有尽量变直和缩短自身长度的趋势。

17) 位错在晶体会使体系能量上升, 因此晶体的平衡态, 但个有限, 可忽略。因此位错的存在使晶体处于高能的不稳定状态, 所以位错是热力学上不稳定而动力学上稳定的缺陷。

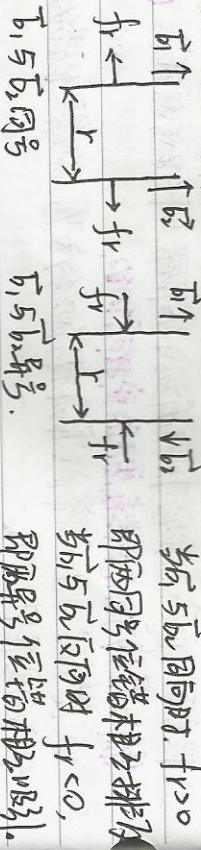
16. 位错线的张力 T 近似地为 $T = kb$ k 约为 $0.5 \sim 1.0$ 。
一条两端固定的位错在切应力 τ 作用下将呈曲线形状 $r = 100$ 多些。

17. 作用在位错上的力:

III 滑移力 $F_d = \tau b$ 是作用在单位长度位错上的力。其方向总是与位错线相垂直并指向滑移面的未滑移部分。 F_d 的方向与 τ 的方向不同。由于一根位错是单一线，故只要作用在晶体上的切应力是均匀的，那么各段位错线所受力的方向完全相同。
12) 攀移力 $F_y = -\sigma b$ 作用在单位长度刃型位错上的攀移力 F_y 的方向和位错线攀移方向一致，也垂直于位错线。 σ 是作用在多余半原子面上的正应力，它的方向与 τ 平行。它表示 σ 为拉应力时向下， σ 为压应力时向上。

18. 刃型位错和螺型位错的交切作用: $f_r = T \cos \theta = \frac{Gb^2}{4\pi r}$

刃型位错和螺型位错由相互作用，其大小与位错程度乘积成正比，与两位置间距成反比，其方向沿连线垂直于所作用的位错线，



刃型位错与刃型位错刃的相斥。

刃型位错与刃型位错刃的相斥。刃型位错与刃型位错刃的相斥。刃型位错与刃型位错刃的相斥。

刃型位错与刃型位错刃的相斥。刃型位错与刃型位错刃的相斥。刃型位错与刃型位错刃的相斥。

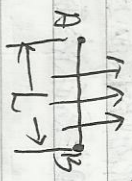
刃型位错力 F_y 。刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。

21. 螺型刃型位错之间的相互作用力 F_x, F_y 与上述刃型位错时相反。位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。

刃型位错力 F_y 。刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。

22. 刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。

23. 使刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。



24. 刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。

刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。刃型位错刃的相斥。

名称	单位	数量
刃型位错	$a < 100$	a
螺型位错	$a < 100$	a
刃型位错	$a < 100$	a
螺型位错	$a < 100$	a

25. 体心立方晶体的密排面 {100} 和 {110} 的堆垛顺序只能是 ABCAB... 故这两组密排面上不可能有堆垛层错。但 {112} 面堆垛顺序是周期性的，可产生堆垛层错。

形成层错时几乎不产生点阵畸变，但它破坏了晶体的完整性，正常的周期性，使电子发生反射和衍射，故使晶体的能量有所增加。称之为“堆垛层错能”。晶体中出现层错的几率与层错能有关，层错能越高则几率越小。

根据伯氏与位错线关系，可以是纯刃型也可以是纯螺型或混合型位错。
26. 层错与完整晶体的边界就是半位错。纯刃型或螺型位错，即使是纯刃型的半位错也不能攀移，这是因为它有不匹配的层错相联系，若进行攀移，势必离开此层错面，故不可能进行。

27. 与抽出型层错联系的不全位错称为弗兰克不全位错，与插入型层错联系的不全位错称为正弗兰克不全位错。它们的不全位错偏角 $\alpha < 111^\circ$ ，且能量小于 $\{111\}$ ，但方向相反。弗兰克不全位错属纯刃型位错。这种位错不能在滑移面上进行滑移和运动，否则将使其离开所有的层错面，但能通过点阵畸变的运动以层错面进行攀移，使层错面扩大或缩小。

弗兰克不全位错 \rightarrow 不滑动的位错或固定位错。
肖克利不全位错 \rightarrow 可动位错。

28. 肖克利位错的来源：

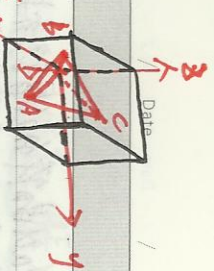
- (1) 几何条件：反应后滑移面的伯氏矢量之和应该等于反应前滑移面的伯氏矢量。
- (2) 能量条件：反应后各位错的总能量要小于反应前各位错的总能量。

$$\sum |b_b|^2 < \sum |b_a|^2$$

$$\sum b_b = \sum b_a$$

29. 刃型四面体（面心立方晶体）

- (1) 四面体 4 个面即为 4 个可能的滑移面。{111}, {112}, {113}, {114}
- (2) 四面体的 6 个棱边代表 12 个滑移，即为面心立方晶体中全位错 12 个可能的伯氏矢量；
- (3) 四面体的顶点与其中心的连线代表 24 个 $\frac{1}{6} \langle 112 \rangle$ 型的滑移半位错，它们本身为刃型面心立方晶体中可能的 24 个肖克利不全位错的伯氏矢量。
- (4) 4 个顶点到它对面的三角形中点的连线代表 8 个 $\frac{1}{3} \langle 111 \rangle$ 型的滑移矢量，它们相当于面心立方晶体中可能的 8 个弗兰克不全位错的伯氏矢量。
- (5) 4 个面中心相连，即 AB, AC, AD, BC, BD, CD 为 $\frac{1}{2} \langle 110 \rangle$ 是刃型位错。



30. 刃型位错的能量：

两个平行不全位错之间的斥力 $f = \frac{Gb_b b_c}{2\pi r}$
式中 r 为两个不全位错的间距。当层错的表面张力与不全位错的斥力达到平衡时，两个不全位错的间距 r 即为刃型位错的能量 α ，即

$$\gamma = f = \frac{Gb_b b_c}{2\pi r} \quad r = d = \frac{Gb_b b_c}{2\pi \gamma}$$

刃型位错交滑移比不全位错的交滑移要困难得多。
层错能越低，刃型位错越难运动，层错能越高，交滑移越不容易。

31. 体心立方晶体可能滑移面有 {110}, {112} 和 {123}，由于滑移面很多，因而常发生交滑移而使滑移线呈波状形。

体心立方晶体的交滑移说明它的层错能很高，因而不易出现位错。密排六方，当 $\frac{c}{a} \geq 1.633$ 时，滑移面为 {1001}，反之 {1010} 或 {1011} 对层错能小的晶体，可观察到 $\frac{1}{2} \langle 1120 \rangle \rightarrow \frac{1}{2} \langle 1010 \rangle + \frac{1}{2} \langle 1011 \rangle$ 有四面刃为肖克利不全位错的伯氏，它们之间有一片层错，如刃型位错。

32. NaCl晶体的滑移系是 $\{110\} \langle 110 \rangle$, 对于最密排列面 (100) , 由于正、负离子成对跨过滑移面, 静电力作用很强, 一般不能滑移。

NaCl晶体中单位位错的伯氏矢量 $b = \frac{a}{2} \langle 110 \rangle$ (母系晶体中同类离子的最短距离)。

33.

晶面 { 外表面: 自由表面 (与基底相的晶面)
内表面: 晶粒边界、亚晶界、孪晶界及相界面

晶成分偏聚和表面吸附的作用, 位错易在表面成分区内产生。

表面能与晶面原子排列的紧密程度有关, 原子排列的表面具有最小的表面能。若以原子排列作表面时, 晶体的能量最低、最稳定, 所以自由晶体暴露在外时, 表面通常是低表面能原子排列面。

晶体的表面能与晶面曲率有关。其他条件相同时, 曲率越大, 表面能也越大。

34. 属于同一晶体但位向不同的晶粒之间的界面称为晶界, 而各个晶粒有时又由若干个位向不同的亚晶粒所组成, 亚晶粒之间的界面称为亚晶界。
一般晶粒内部中的晶界具有五个自由度。

晶界 { 小角度晶界 { 位错排列: 可看成一系列位错的位错构成。
大角度晶界 { 重合晶界: 可看成两晶粒的晶体位错组成, 自由变为重合位错点阵。

35. 晶界能位为形成单位面积晶界时, 系统的自由能变化 ($\frac{dG}{dA}$)。

1) 晶角晶界的能量主要来自位错的能量, 而位错密度又决定于晶粒间的位向差, 所以, 小角度晶界能 γ 和位向角 θ 有关。

$$\gamma = \gamma_0 \theta (A - \ln \theta)$$

γ_0 为 $\frac{dG}{dA}$, A 为积分常数, 取绝对位错中心距离晶界距离。

1) 晶角晶界能随位向角增加而增大。 (仅适用于小角度晶界)

2) 多晶体晶界一般为大角度晶界, 与晶粒位向位向角无关, 大体上为正值。

36. 晶界是指两个晶体 (或一个晶体的两部分) 沿一个公共晶面构成界面时的位向关系。这两个晶体就称为“晶粒”, 此公共晶面就称为晶面。

晶界 { 共格晶界: 晶面能位低 (晶面是晶面), 晶粒稳定, 为晶界。
非共格晶界: 只有部分原子为两部分所共有, 原子排列紊乱。

一般晶界能高的晶体不易产生晶界。

37. 具有不同结构的两相之间的分界面称为“相界”。

共格相界

半共格相界: 相界面上会出现一些位错。

非共格相界: 与晶面晶界相似。

半共格相界 错配度 $\delta = \frac{a_0 - a_0'}{a_0}$

α 和 α' 分别代表相界面两侧的晶相和晶相点阵常数, 且 $a_0 > a_0'$ 则位错间距 $D = \frac{a_0'}{\delta} = \frac{a_0'}{a_0 - a_0'}$

δ 很小, D 很大 \rightarrow 共格相界
 δ 很大, D 很小 \rightarrow 非共格相界。

2.8. 木田野能包在：弹性畸变示化学交互作用能。

弹性畸变能大小取决于键的强度，而化学交互作用则取决于界面原子与周围原子的化学键结合状况。

对于木田野能，主要作用是主要的；对于非共价木田野能，其界面能以化学键能为主。

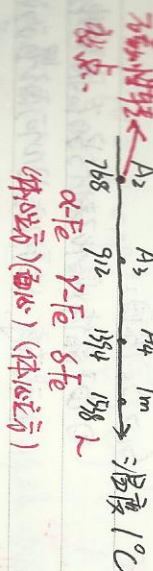
木田野能比化学：非共价木田野能 > 共价木田野能 > 共价木田野能。

弹性畸变能：取弹性畸变能

化学交互作用能：取化学键能

相图

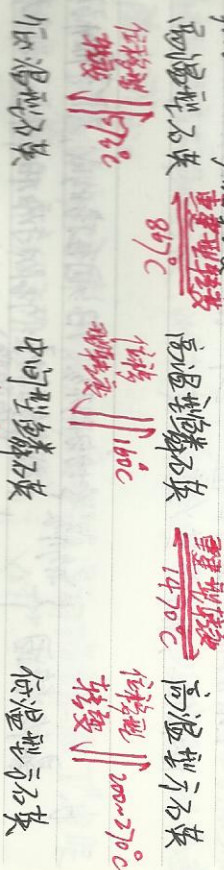
1. 纯铁的相图 (压力不变)



2. 讨论相图分界线斜率的正负 (或无定) 可用克劳夫方程

$$\frac{dP}{dT} = \frac{\Delta H}{T \Delta V_m}$$

3. 二硫化石在多数晶型转变



低温型二硫化石

4. 二硫化石结构

特征：原子排列有序，键长有序，键角有序，键长有序，键角有序，键长有序，键角有序。

原子间距的误差：液体 < 固体

原子配位数：液体 (8~11) < 固体 (12)

特殊例子：非密排结构晶体 (Sb, Bi, Ga, Ge 等)

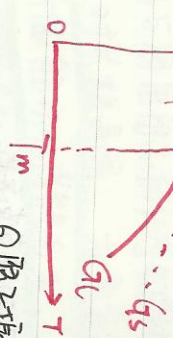
温度时配位数增大，导致晶体体积，密度均增加

5.

$$G = H - TS \quad dG = Udp - SdT \quad \frac{dG}{dT} = -S < 0$$

$$G \uparrow \quad \Delta G = G_s - G_l < 0$$

$S_l > S_s$ 原因:



① 由于晶体熔化破坏了晶态原子排列的长程有序, 使原子空间几何位置的不规则程度增加, 因而增加了组态熵。

设单位体积自由能变化为 ΔG_v

$$\Delta G_v = G_s - G_l = (H_s - H_l) - T(S_s - S_l) = -L_m - T\Delta S_m$$

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

L_m 为熔化热, 正值. $\Delta T = T_m - T$ 即为熔点与实际凝固温度的差值, 称为过冷度。

b.

晶体凝固

均匀形核: 原子团直接形成, 不受外来物质或界面的影响
非均匀形核: 依附于杂质相中杂质原子或外来物质形核 (杂质形核)

生长条件

晶体生长驱动力: 自由能降低 ($\Delta G_v < 0$): 液相聚集态 \rightarrow 晶态排列

阻力: 在凝固过程中自由能增加: 晶相界面的自由能

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

临界半径

$$r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_v} = \frac{2\sigma \cdot T_m}{L_m \Delta T}$$

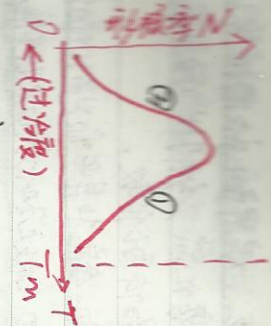
① 临界半径与过冷度成反比

$$A^* = 4\pi (r^*)^2 = \frac{16\pi \sigma^2}{\Delta G_v} \Rightarrow \Delta G^* = \frac{1}{3} A^* \sigma$$

7. 形核率: 按形核功因子的

$$N = K \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right) \cdot \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right)$$

② 形核功因子分析: 过冷度增大时, 形核率主要受形核功因子控制。过冷度增大时, 所需形核功因子减小; 形核速率迅速增加, 并达到最大值。



③ 扩散速率因子的控制

过冷度继续增加, 虽然所需形核功因子继续减小, 但由于原子扩散速率下降而扩散, 此时形核率受扩散速率因子的控制, 形核率随之减小。

对易流动液体 (熔体) 形核率随温度下降呈单峰值 T^* 时突然显著增大, T^* 称为有效形核温度。 $\Delta T^* \approx 0.2 T_m$ 。高黏滞性液体, 均形核速率有限。 T^* 不在有效形核温度范围。

8. 非均匀形核

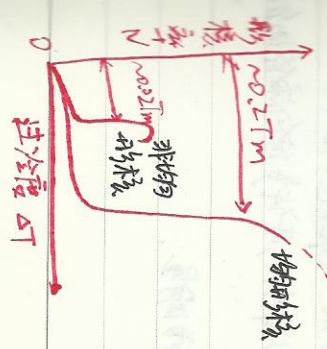
$$\Delta G = \left(\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma_l\right) f_{(10)}$$

$$r^* = -\frac{2\sigma_l}{\Delta G_v}$$

$$\Delta G_{het}^* = \Delta G_{hom}^* f_{(10)}$$

$$f_{(10)} = \frac{2\pi \cos\theta + \cos^3\theta}{4}$$

$$\theta < 180^\circ \text{ 时, } \Delta G_{het}^* < \Delta G_{hom}^*$$



非均匀形核需要合适的“基底”, 随着基底相与液相的增多而减少, 在“基底”减小到一定程度时, 将导致形核率降低。

9. 杰东逊 假说 液-固两相有界面处于局部平衡时，界面结构是界面的能

N个原子 随机排列 具有N个原子位置的固-液界面时，

自由能相对变化 $\frac{\Delta G_s}{NkT_m} = \alpha x(1-x) + \lambda_m x + (1-x) \ln(1-x)$

λ 为玻尔兹曼常数， T_m 是熔点， x 是界面上液固相原子占比例

置分数， $\alpha = \frac{\lambda_m}{kT_m}$ ，其中 λ_m 为熔化热， $\lambda = \eta \lambda_m$ 且 $\eta < 1$ 。其中，

η 为界面原子的平均配位数， λ 为晶体配位数。

$\alpha \approx 2$ 时，液-固界面为粗糙界面。金属和某些低熔点合金的有机化合物

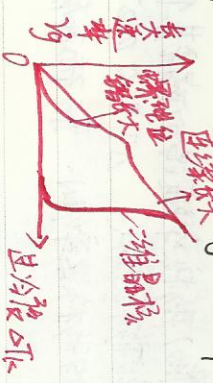
$\alpha > 2$ 时，液-固界面为光滑界面。多数无机化合物及金属和半导体的。

10. 晶核长大方式：连续长大、二维晶核、螺旋位错长大。

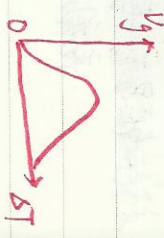
$V_g = k_1 \Delta T$

$V_g = k_2 \exp(-\frac{b}{\Delta T})$

$V_g = k_3 \Delta T^2$



晶核长大图



11. 正温度梯度下，结晶潜热只能通过固相而散出，相界面的推移速度受固相推移速度所控制。晶体生长以接近平面方式进行

若光滑界面结构晶体，生长形态与阶段（光滑界面）

若粗糙界面结构晶体，生长形态为平面状（粗糙界面）。

正温度梯度下，液-固界面不可能保持平面状而会形成许多指向液体的分枝

表示为树枝状结晶。

树枝状生长在粗糙界面（金属）中现象最为明显。

α 值大的物质，仍保持近平面生长。

12. 金属铸件晶粒为粗粒，可采用的途径。

1. 细化晶粒 2. 形核剂的作用 3. 振动促进形核。

铸件：凝固中只存在一个晶核；

1. 形核剂 2. 重结晶法

1. 形核剂 2. 重结晶法 3. 振动促进形核

增加过冷度

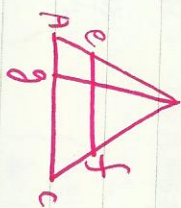
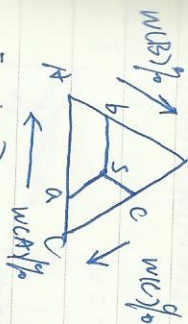
添加形核剂

振动促进形核

三元相图

1. 四相区为一点 \rightarrow 恒温水平面。
 二元相区 \rightarrow 占有一定空间。

2. 三元成分三角形表示法。



所有 Bq 线上组成满。

$$w_A/w_B = C_B/A_B$$

所有 ef 线上组成满足
 w_B 相等。

3. 三元相图垂直截面法不能应用直线法求两相的质量分数，也不能用杠杆定律计算两相的相对量。

4. 三元相图

直线法则：在一定温度下三元系材料两相平衡时，材料两成分点及其两个平衡相的成分点必然位于成分三角形内的一条直线上。

杠杆定律：

重心定律：质心重心。

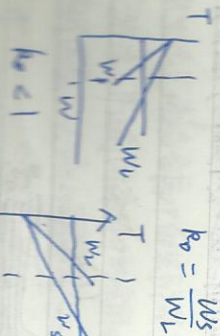
5. 三元相图每相邻相区两相参考差1（点按顺序除外）。

除截面截到四相区面上两相成分点外，截面图中每个两相区交点上必应有一条两相界线相交，这也是判断截面是否正确的一个法则之一。



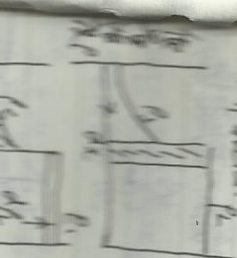
1. 液体非平衡时, 作假设条件:

- ① 液相成分任何时刻都是均匀的;
- ② 液-固界面处始终保持着这种局部平衡, 即在界面处满足 k_0 为常数;
- ③ 忽略各固相内的扩散;
- ④ 固相和液相密度相同.



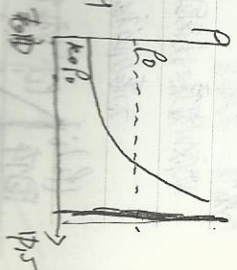
$k_0 < 1$, 溶质 ↑ 时合金凝固时凝固温度 ↓
 $k_0 > 1$, 溶质 ↑ 时合金凝固时凝固温度 ↑
 $k_0 = 1$, 合金凝固时凝固温度不变

与合金成分越接近
 凝固成分分布的宽度越窄



$$dM = \rho_L A dx$$

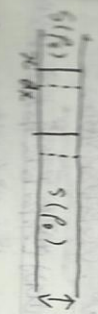
$$dM = \rho_L A dx + d\rho_L (L - x) dx$$



2. 区域凝固



$$dM = m(x+dx) - m(x)$$



$$= (\rho_L - \rho_S) dx + \rho_S dx - \rho_L$$

$$= \rho_S dx - \rho_L$$

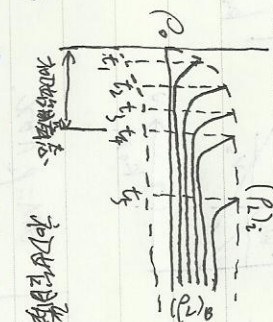
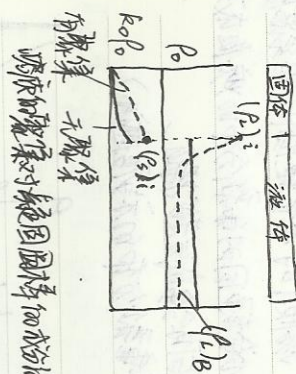
$$\rho_S = \rho_L [1 - (1 - k_0) e^{-\frac{k_0 x}{L}}]$$

$$\rho_S = \rho_L [1 - (1 - k_0) e^{-\frac{k_0 x}{L}}]$$

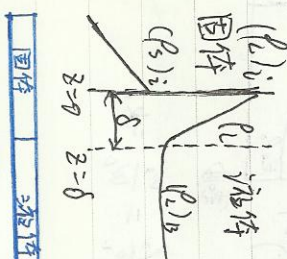
P4: 为同能入为最固时液体分布?

Key: 液体可通过扩散和时流两种途径, 尤其是时流更易使液体在液体中得均匀分布。温度分布是液体密度和高度存在自然时流。

界面法线方向不可能出现时流, 液体只能通过缓慢的扩散方式穿过界面, 才能传输到对侧液体中去。



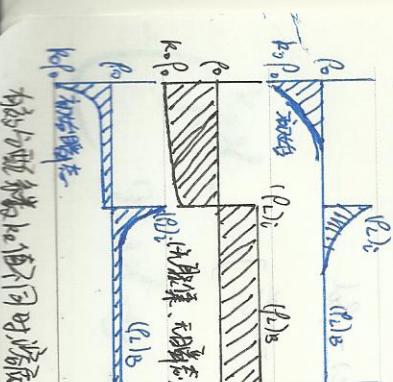
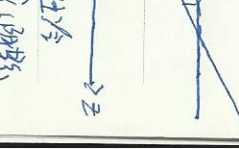
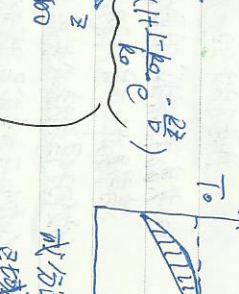
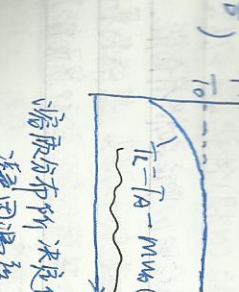
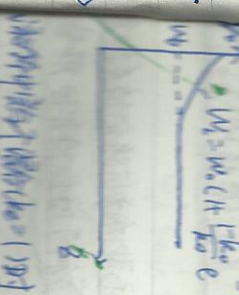
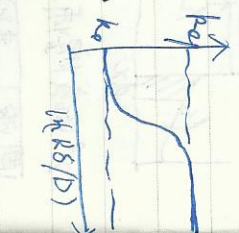
为表示液体在固体中的混合程度, 定义有效分配系数 $k_0 = \frac{(P3)_i}{(P2)_b}$



$$k = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0)e^{-R\delta/D}}$$

其中 $k_0 = (P3)_i / (P2)_b$

R 为液体流动速度, D 为扩散系数



$k_0 = 1$, 液体完全溶解 $R \rightarrow \infty$, 液体完全混合。
 (液体在液体中扩散最快), 此时世界层厚度最大, 为 1000m。
 $k_0 = k_0$, 液体完全溶解 $R \rightarrow 0$, 完全混合。
 (液体在液体中扩散最快), 此时世界层厚度最大, 为 1000m。
 $k_0 < k_0$, 介于两者之间, 不完全混合。 (世界层外液体在液体中扩散最快, 世界层厚度约为 1mm)

希望获得最大程度混合时, 当 k_0 尽可能接近 k_0 , 即 $R\delta/D$ 尽可能大。
 要求一个小的世界层厚度, 即 $R\delta/D$ 尽可能小, 以减小 δ 。
 要求一个大的世界层厚度, 即 $R\delta/D$ 尽可能大, 以减小 δ 。
 要求高的界面速度, 即 R 尽可能大。
 要求低的界面速度, 即 R 尽可能小。
 要求高的界面速度, 即 R 尽可能大。
 要求低的界面速度, 即 R 尽可能小。

希望获得最大程度混合时, 当 k_0 尽可能接近 k_0 , 即 $R\delta/D$ 尽可能大。
 要求一个小的世界层厚度, 即 $R\delta/D$ 尽可能小, 以减小 δ 。
 要求一个大的世界层厚度, 即 $R\delta/D$ 尽可能大, 以减小 δ 。
 要求高的界面速度, 即 R 尽可能大。
 要求低的界面速度, 即 R 尽可能小。
 要求高的界面速度, 即 R 尽可能大。
 要求低的界面速度, 即 R 尽可能小。

1. 5%: 1) w_0, m, k_0, n 均使 ΔT 范围增大, 有利于成分过冷。

2) 扩散系数 D 越小, 在界面中溶质越易聚集, 有利于成分过冷。

3) 实际温度与平衡温度 ΔT 对一定的合金和凝固速度, 成分过冷增加。

4) $k_0 = k_0$ 时, 溶质完全混合, 这一固界面前沿没有溶质聚集, 不会出现成分过冷。

5) 由于成分过冷, 可使合金在凝固温度场下凝固时得到树枝状组织 (胞状组织), 而纯净金属凝固中, 则得到同样组织 (但必须在凝固的特定凝固温度下)。成分过冷是合金凝固时产生金属液凝固的重要特征。

共晶组织可分为片状、棒状 (纤维状)、球状、针状和层状。

1. 金属-金属型共晶 (粗糙-粗糙界面): 多为片状或棒状共晶。

影响因素: 长大速度、结晶前温度梯度、界面能

界面能: (1) 共晶中两相成相的相界面能。片状或棒状中心距离为 λ , 相同, 且两相中有一相 (α 相) 体积小于 $> 0.6\%$, 利于形成棒状, 反之片状共晶。

(2) 共晶中两相成相时的单位面积界面能。

当共晶中一相体积分数小于 $> 0.6\%$, 若降低界面能, 有利于降低体系能量, 倾向于形成棒状共晶; 若降低单位面积界面能, 则有利于降低体系能量, 倾向于形成片状共晶。

1° 共晶中 α 和 β 相交替生长主要是通过横向组织的扩散来实现的。

2° 层状共晶组织的形成, 一般以层片间距 λ 表示。随着冷却速度 R 增大, 则层片间距 λ 减小, 而 R 与 λ 之间的关系为 $\lambda = \frac{C}{R^k}$ (合金凝固速度 R 越大, 而 R 与 λ 之间的关系为 $\lambda = \frac{C}{R^k}$)

3° Hall-Petch 公式 $\sigma = \sigma^* + m \lambda^{-1/2}$

σ 为屈服强度, σ^* 为与材料有关的常数, m 为常数。

2. 金属-非金属材料共晶 (片状、层状)

金属-非金属材料共晶的凝固动力学过冷度约为 200°C , 非金属材料与金属界面前沿的凝固动力学过冷度约为 100°C 。但 Al-Si 系共晶界面过冷度, 主要来自溶质成分过冷, 而不是动态过冷, 生长方式是由两相的质量分数差异和成分过冷所决定的。在金属-非金属材料共晶中, 当加入第三组元, 共晶组织可能发生重大变化。

eg. Al-Si 合金加入少量铜, 可使 $\beta(\text{Cu})$ 相析出, 共晶组织可能发生重大变化。随铜中加入少量铜, 铜和稀土元素, 使片状石墨细化, 称为“变质处理”。

共晶生长中为何界面是粗糙的?

共晶生长中, 由于界面粗糙度很大, 粗糙的界面前沿, 使液-固界面前沿能量差较大, 造成成分过冷。

片状生长的动力学

共晶合金凝固时, 释放出来的单位体积自由能 $\Delta G_v = \Delta S_f \Delta T$ 。

$$\Delta G_B = \Delta G_d + \frac{2\gamma_B}{r_B} \quad \Delta G_d = \Delta S_f \Delta T \quad \Delta G_B = \Delta S_f \Delta T + \frac{2\gamma_B}{r_B}$$

$$D) \quad S_{min} = \frac{2\gamma_B}{\Delta G_B} \quad \Delta G_d = \Delta S_f \Delta T \quad (1 - \frac{S_{min}}{S_f})$$

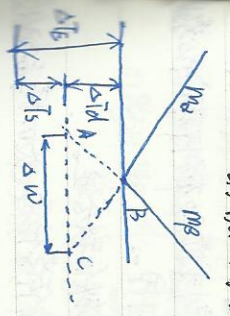
$$\Delta G_B + \Delta G_d \Delta G_s \Rightarrow \Delta S_f \Delta T = \Delta S_f \Delta T_d + \Delta S_f \Delta T_s$$

$$\Delta G_B + \Delta G_d \Delta G_s \Rightarrow \Delta T = \Delta T_d (\frac{1}{m_d} + \frac{1}{m_g})$$

$$\Delta G_B + \Delta G_d \Delta G_s \Rightarrow \Delta T = \Delta T_d (\frac{1}{m_d} + \frac{1}{m_g})$$

$$R = \frac{1}{\lambda} \left(\frac{1}{m_d} + \frac{1}{m_g} \right) \frac{\Delta S_f}{\Delta S_f (W_{eff})} \cdot \frac{1}{S_{opt}}$$

$$\Rightarrow S_{opt} = \frac{K}{\sqrt{R}}$$



间距 S_{opt} 随 R 周期地减少。

常见的规则共晶片间距约为 $1 \sim 3 \mu\text{m}$ 。

界面的稳定性。

1. 纯二元共晶：①对于金属-金属型共晶，由于 ΔT_c 很小，不会产生明显的成分过冷，故在比固温度稍度下，平直界面是稳定的，一般不会出现树枝状组织。
- ②对于金属-非金属材料共晶，可能由于非金属材料生长的初始过冷量较大，会造成较大的浓度聚集，在较小的温度梯度下，平直界面成分过冷，形成树枝状组织。
2. 含杂质的二元共晶：如果杂质量少，成分过冷不大，晶片倾向于垂直于界面生长。如果杂质量的多，就可能形成树枝状组织。
3. 二元合金的凝固：合金的成分在 w_A 和 w_B 之间，但处于合金中 A 和 B 两相的含量，为使合金凝固时具有宏观上的单相组织结构，必须满足两个条件：
- ①液-固界面前沿的液体成分接近共晶成分 w_e 。→可由界面处溶质聚集来保证。
- ②平直界面必须稳定，不枝晶出现。
- CIR = $mR(w_e - w_0)/D$ 成市达到 w_e 的液体才能进行共晶反应，获得粗大共晶组织。
- ↳ 伪共晶区指出范围小的温度要求，由当前合金冷却速度下，可以满足其晶组织尺寸的范围。

随附件1的说明函件、

功能区划：生活功能区、水域功能区、中心商务区、

慢而冷却时，水的结晶偏析和定向，故更有利于木材晶体的形成。(结晶)

叶立成金高 001 万向车米昂水板板行 一立成金高

“合金组织”：原相金属 + 合金元素 → 新的合金组织。

④可用来提高合金力学性能。

特点：水稻的木材纤维较细，尤其是木材纤维直而，木材的边交角面较光滑，木质部集间水导管排列较紧密，木质部细胞壁较厚，木质部细胞壁较厚，木质部细胞壁较厚，木质部细胞壁较厚。

[illegible]

清油品同元并个和加，天用暗的明而，可同个的粉粒粒达如安台，至以之个
是习信，可提高的材料心非非。But 这余像不如木板的。

在植物生长过程中，由于环境条件的变化，植物体的一部分会脱落，这种现象称为脱落。脱落是植物体的一种生理过程，它是由植物体内部的激素调节的。脱落的主要部位是叶柄、果柄、花柄等。脱落的过程可以分为三个阶段：首先是离层的形成，其次是离层的扩大，最后是离层的完全分离。脱落的主要原因是植物体内部的激素调节，特别是脱落酸的调节。脱落酸可以促进离层的形成和扩大，从而引起脱落。此外，乙烯、生长素等激素也会影响脱落过程。脱落是植物体的一种自我保护机制，它可以防止植物体在不利环境中受到伤害。例如，在干旱条件下，植物体可以通过脱落部分叶片来减少水分蒸发，从而提高生存能力。脱落也是植物体的一种繁殖方式，例如，一些植物可以通过脱落的花柄来传播种子。总之，脱落是植物体的一种重要的生理过程，它对植物的生长和生存有着重要的影响。

①正带分解: ($k_0 < 1$ 时), 无源区内的能量中高能量部分被限制在

一般材料中心部位变形最大，其变形与平均应变的第二相。

★ 只有当合金液凝固时产生枝晶，并在枝晶中心处才可能形成反偏析。
树枝状晶中心合金浓度比周围大，凝固时，溶有合金体的，析出。

控制途径：扩大材料中的夹杂物，阻止夹杂物长大，使夹杂物提前析出，使夹杂物析出，减少材料中的夹杂物含量。

⑤ 期望值分析：车流量上升，车流量下降，导致上下成分不均匀。

防止方法：增大车流量，车流量下降，或加入第三种合金元素。

①胞浆偏析：成纤维细胞培养时，因溶酶体晶体早被生成。

因为细胞体积小，很容易通过均化退火消除。

③ 晶界偏析：由于缺陷原子富集 (b.c.) 在晶后在晶的晶界处富集造成，偏析程度越大，偏析元素在晶界处析出的可能性越小，晶粒凝固温度范围越宽，晶内偏析越严重。

影响因素:

枝

溶质含量越高, 程度越大; 非衬增长大使晶界偏析程度增加; 结晶速度缓慢使溶质原子有足够的时间扩散并富集在液-固界面前沿的液相中, 增加晶界偏析程度。