

第三节 原子的不规则排列

3 柏氏矢量 Burgers vector

(1) 确定方法 (避开严重畸变区)

- 在位错周围沿着点阵结点形成封闭回路。
- 在理想晶体中按同样顺序作同样大小的回路。
- 在理想晶体中从终点到起点的矢量即为——。

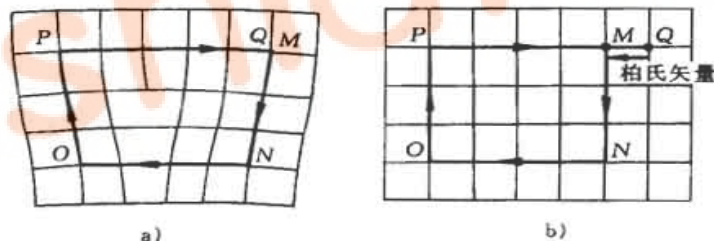


图 4-14 刃位错柏氏矢量的确定

a) 含位错晶体的柏氏回路 b) 理想晶体的柏氏回路

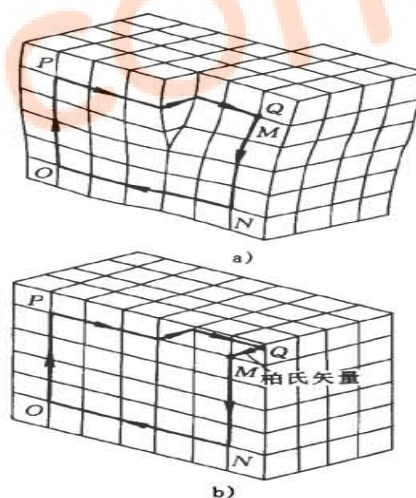


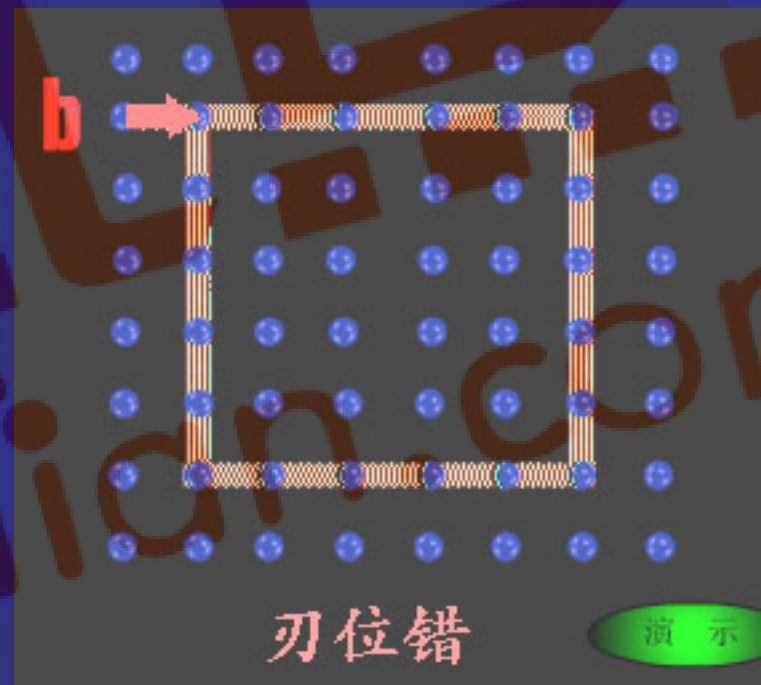
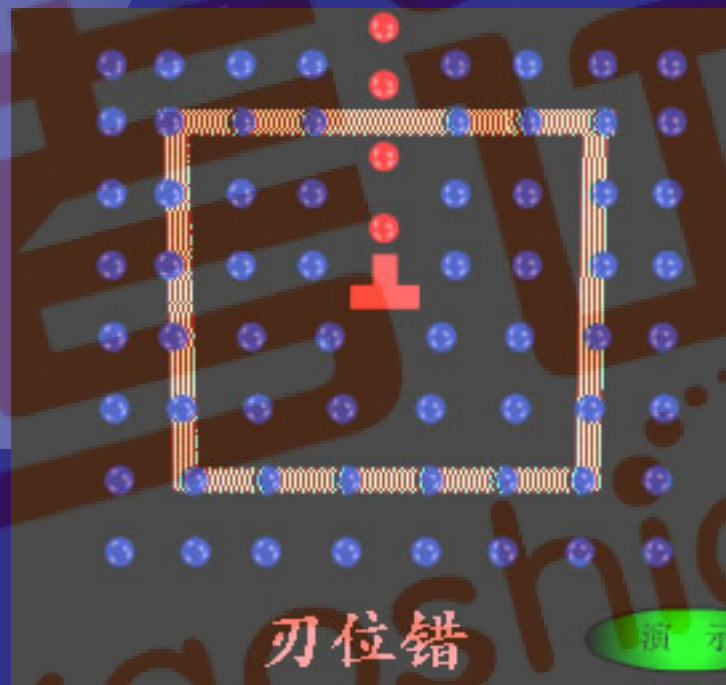
图 4-15 螺型位错柏氏矢量的确定

a) 实际晶体的柏氏回路
b) 理想晶体的柏氏回路

第三节 原子的不规则排列

3 柏氏矢量

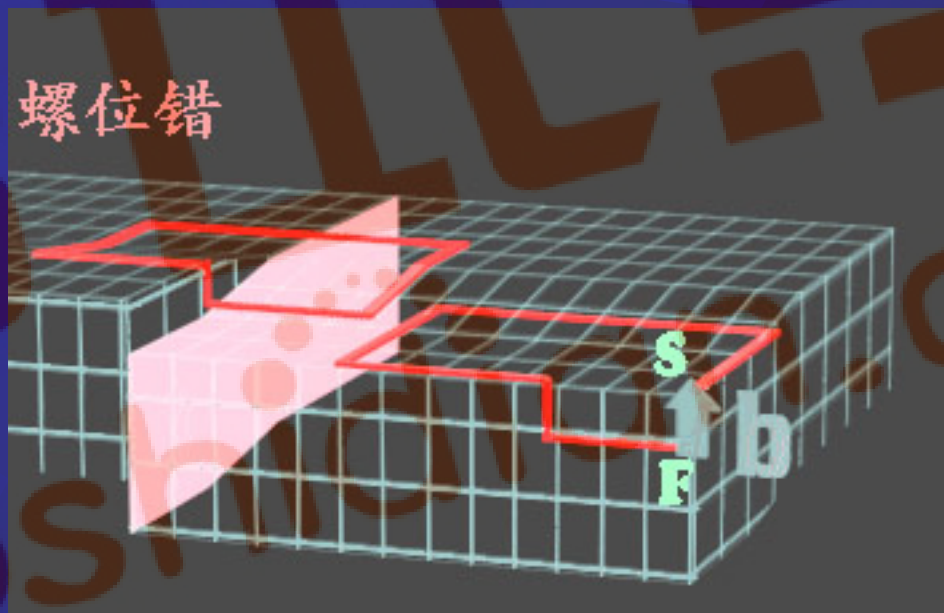
(1) 确定方法 (避开严重畸变区)



第三节 原子的不规则排列

3 柏氏矢量

(1) 确定方法 (避开严重畸变区)

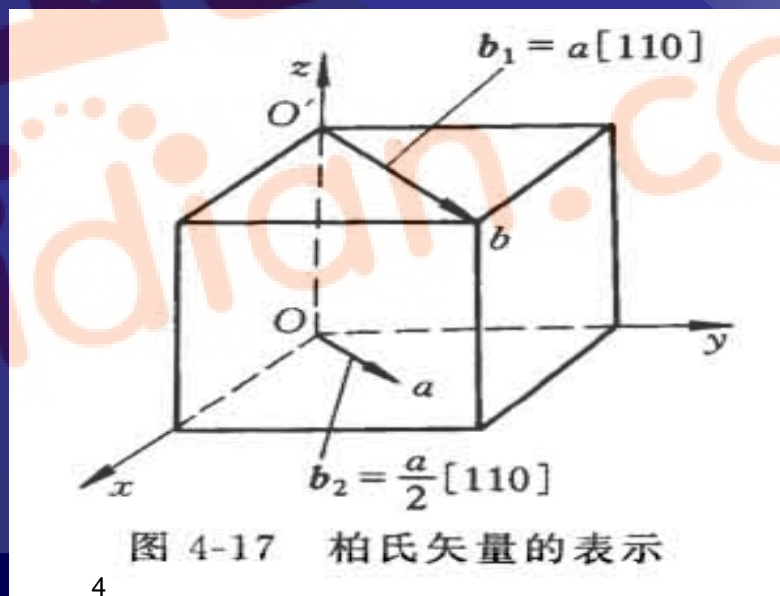


第三节 原子的不规则排列

(2) 柏氏矢量的表示方法

a 表示: $b = a [uvw] / n$ (可以用矢量加法进行运算)。

b 求模: $|b| = a [u^2 + v^2 + w^2]^{1/2} / n$ 。

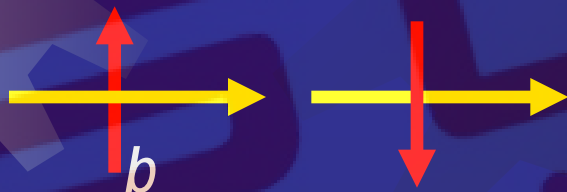


第三节 原子的不规则排列

(3) 柏氏矢量的物理意义与应用

a 代表位错，并表示其特征（强度、畸变量）。

b 判断位错的类型，确定滑移面。



正刃型位错



负刃型位错



右螺型位错



左螺型位错

c 表示晶体滑移的方向和大小。

如右图所示，确定位错线分别为刃型位错和螺型位错时扫过晶体导致的表面圆形标记的变化情况。

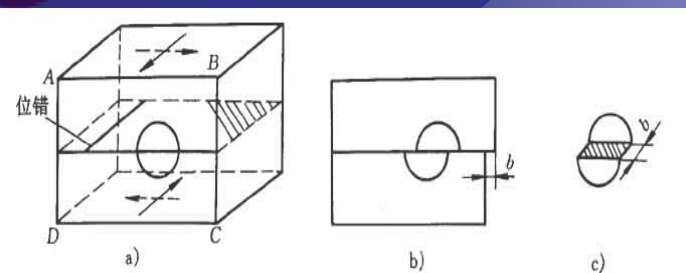


图 4-19 刃、螺位错滑移后圆形标记的变化

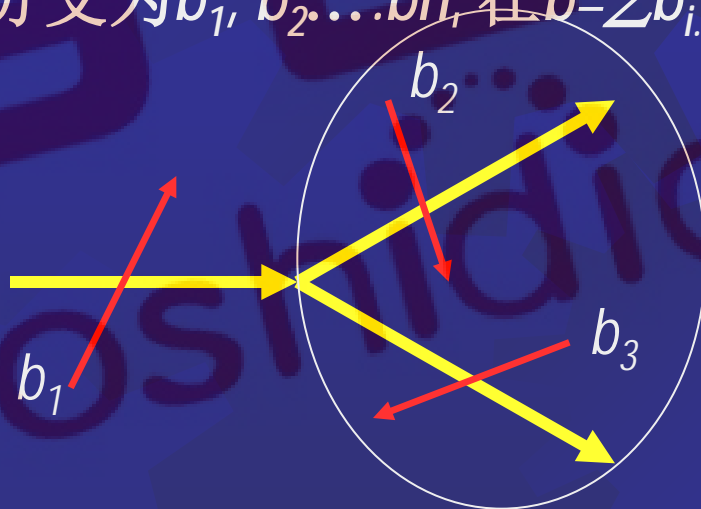
a) 表面的圆形标记 b) 刃位错扫过的变化 c) 螺位错扫过的变化

第三节 原子的不规则排列

(3) 柏氏矢量的物理意义

d 柏氏矢量的守恒性（唯一性）：一条位错线具有唯一的柏氏矢量。

e 若 b 分支为 b_1, b_2, \dots, b_n , 在 $b = \sum b_i$



第三节 原子的不规则排列

4 位错密度

(1) 表示方法: $\rho = K/V$

$$\rho = n/A$$

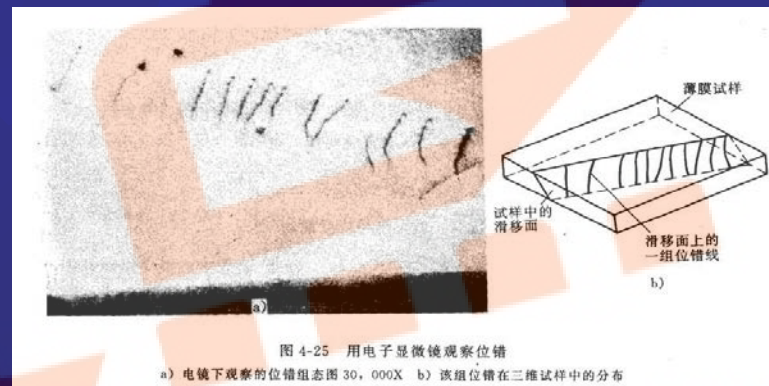
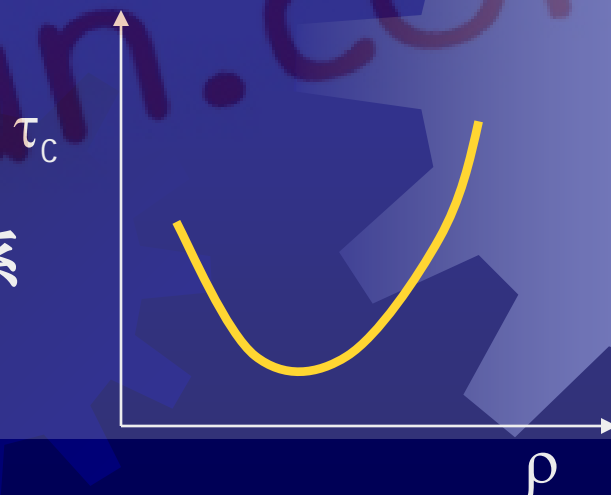


图 4-25 用电子显微镜观察位错
a) 电镜下观察的位错组态图 30,000X b) 该组位错在三维试样中的分布

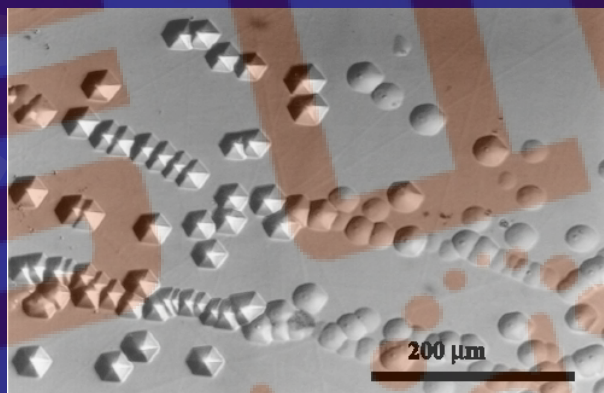
(2) 晶体强度与位错密度的关系
(τ - ρ 图)



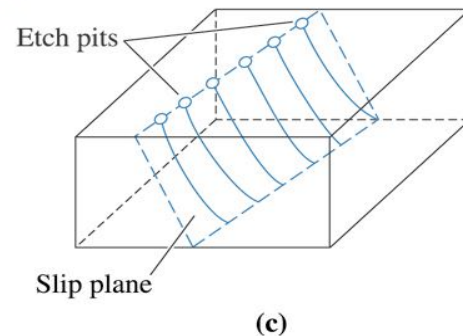
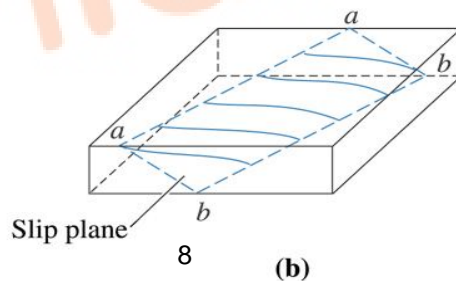
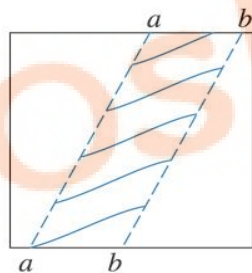
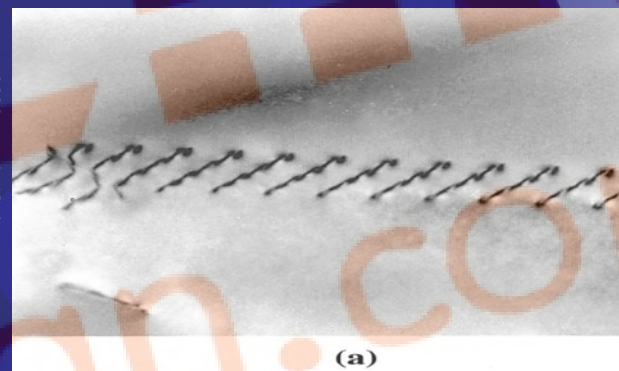
第三节 原子的不规则排列

4 位错密度

(3) 位错观察：浸蚀法、电镜法。



(c) 2003 Brooks/Cole
Publishing / Thomson
Learning

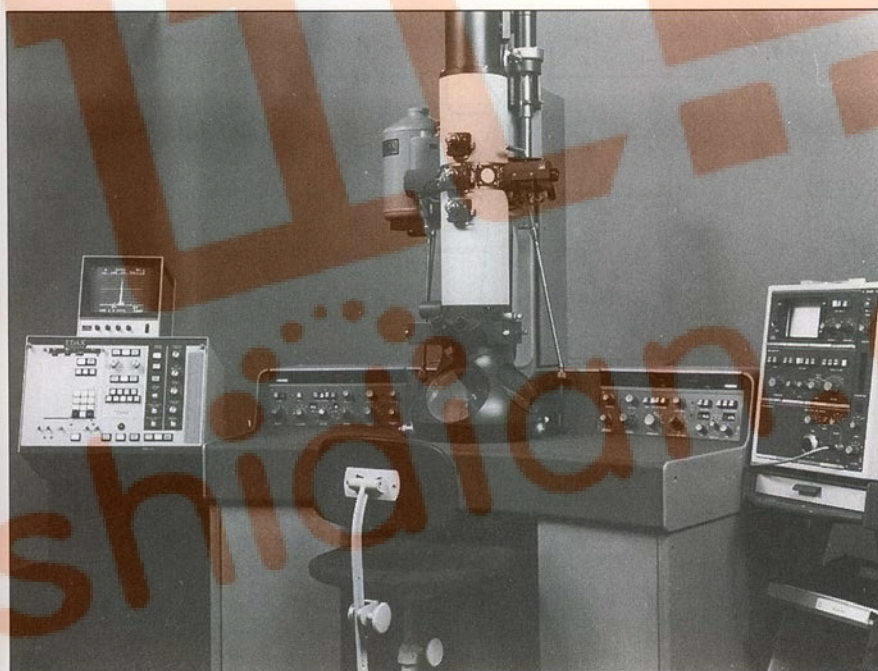


(c) 2003 Brooks/Cole
Publishing / Thomson Learning

第三节 原子的不规则排列

4 位错密度

(3) 位错观察：浸蚀法、电镜法。



Smith W F.
Foundations of
Materials Science
and Engineering.
McGRAW.HILL.3/E

Figure 4.23

Photograph of a modern transmission electron microscope (TEM).
(Courtesy of Philips Electronic Instruments, Inc.)

第三节 原子的不规则排列

5 位错的运动

(1) 位错的易动性

原子的微小移动导致晶体产生一个原子间距的位移。

多个位错的运动导致晶体的宏观变形。

比喻：地毯的挪动、蛇的爬行等。

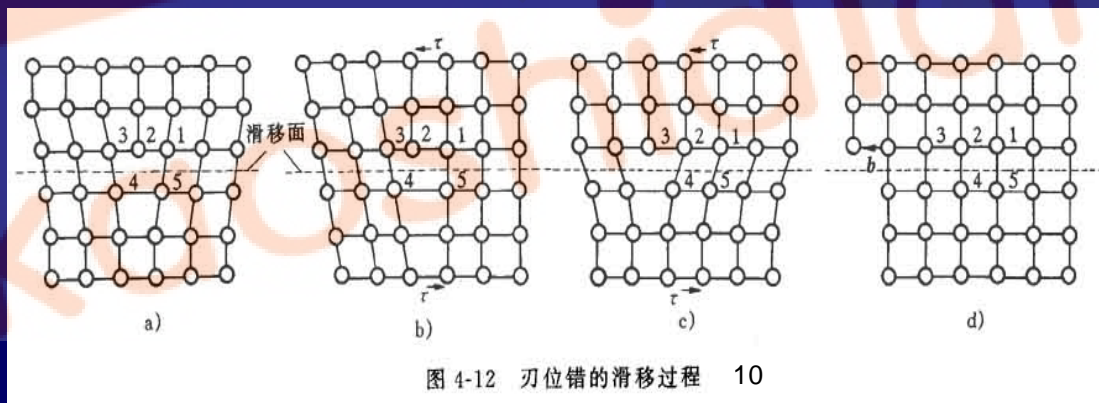


图 4-12 刃位错的滑移过程 10

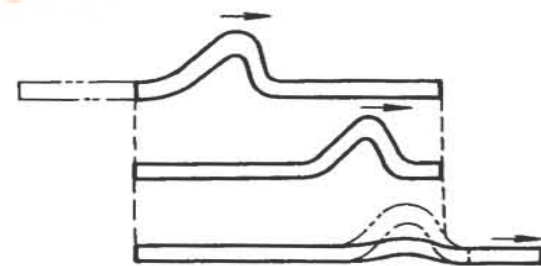


图 4-13 地毯的挪动过程
(位错滑移的比喻)

第三节 原子的不规则排列

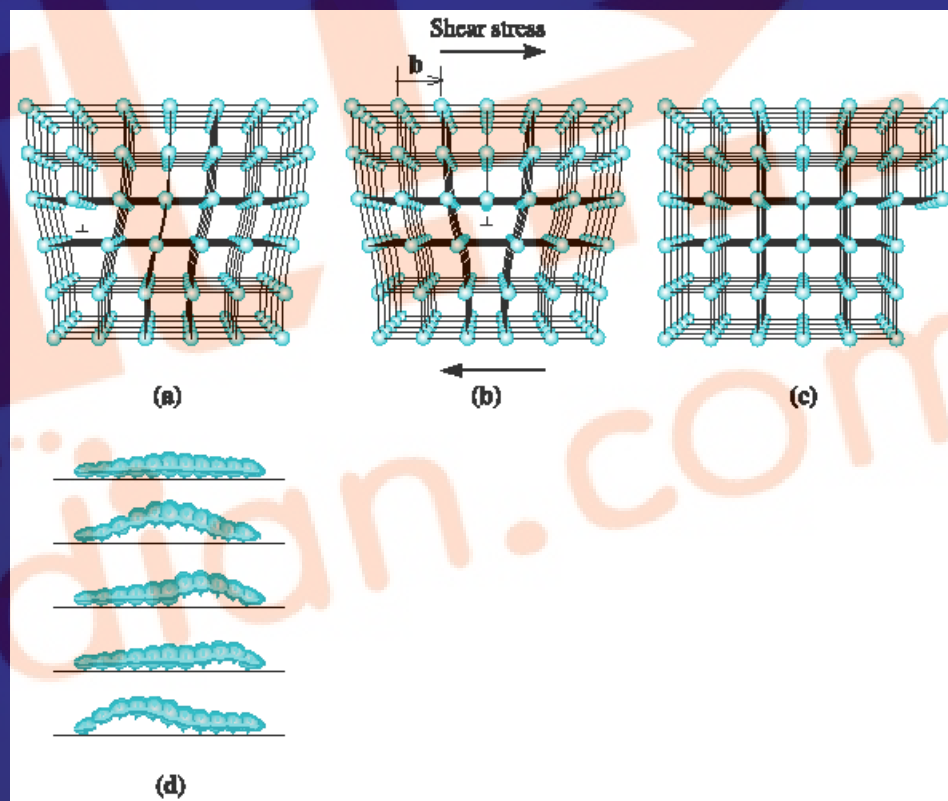
5 位错的运动

(1) 位错的易动性

位错滑移模型1

位错滑移模型2

地毯式移动



第三节 原子的不规则排列

(2) 位错运动的方式

a 滑移：位错沿着滑移面的移动。

刃型位错的滑移：具有唯一的滑移面

切应力方向与位错线垂直；

晶体滑移方向与位错运动方向一致。

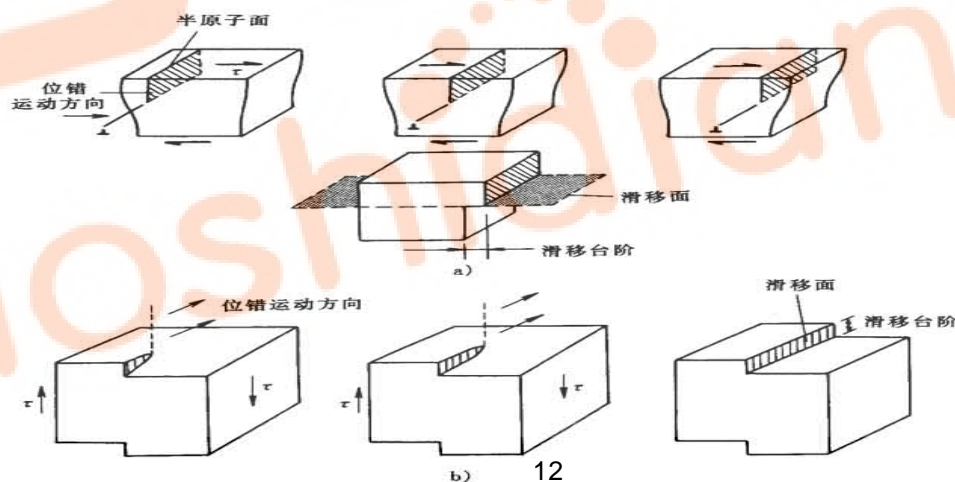
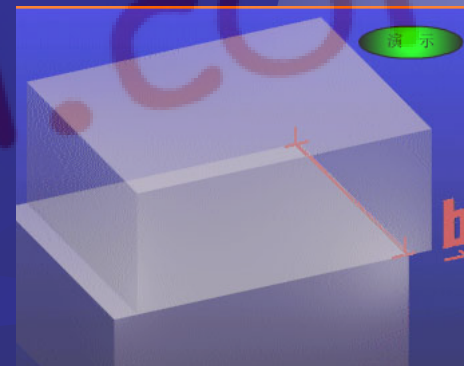
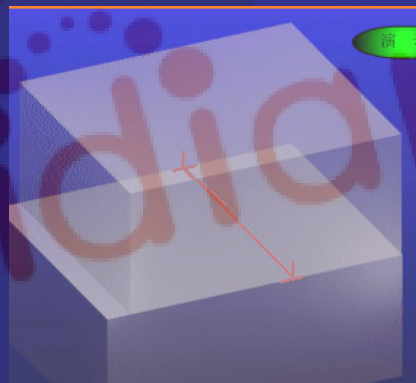
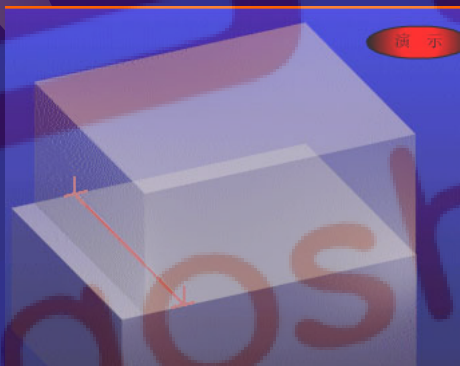


图 4-18 位错运动方向、切应力方向及晶体滑移方向间的关系
a) 刃位错 b) 螺位错

第三节 原子的不规则排列

(2) 位错运动的方式

a 滑移：位错沿着滑移面的移动。



第三节 原子的不规则排列

(2) 位错运动的方式

a 滑移：位错沿着滑移面的移动。

螺型位错的滑移：具有多个滑移面。

切应力方向与位错线平行；

晶体滑移方向与位错运动方向垂直。

从柏氏矢量角度，对任何位错：

切应力方向与柏氏矢量一致；

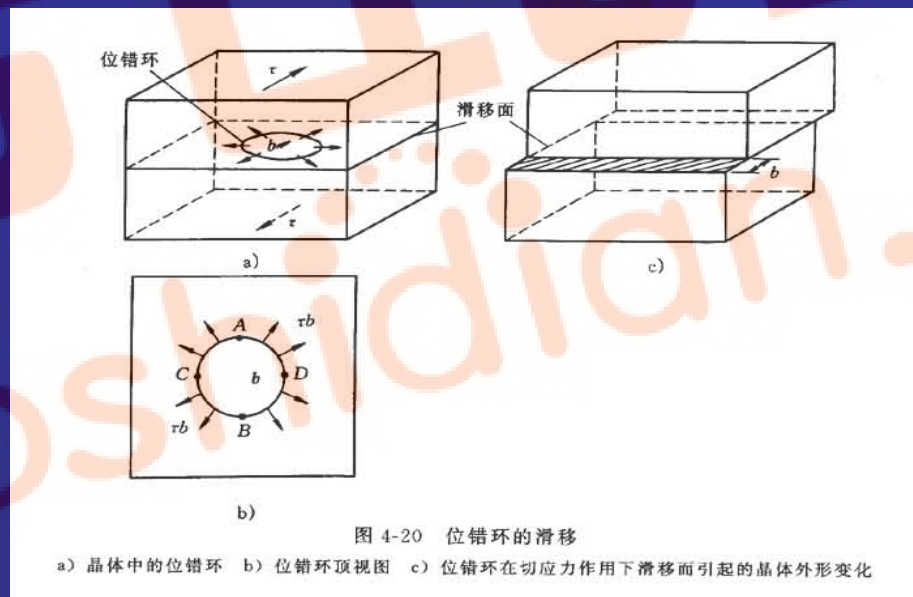
晶体滑移与柏氏矢量一致。

第三节 原子的不规则排列

(2) 位错运动的方式

a 滑移：位错沿着滑移面的移动。

位错环的滑移：注重柏氏矢量的应用



习题讨论课-晶体结构部分

- 1 计算 1cm^3 铜中的原子数，已知室温下 $a_{\text{cu}}=0.361\text{nm}$.
- 2 已知 Al_2O_3 的密度为 $3.8\text{Mg}/\text{cm}^3$,求:
 - (1) 1mm^3 Al_2O_3 中存在多少原子?
 - (2) 1g Al_2O_3 中存在多少原子?
- 3 说明一个面心正方结构等于一个体心正方结构.
- 4 证明密排六方结构的 $c/a=1.633$.
- 5 在 (111) 晶面上绘出属于 $\langle 110 \rangle$ 的晶向.
- 6 You are given an unknown material and are asked to identify it to the best of your ability. What are some of the tests that you can perform to help identify the material?

第三节 原子的不规则排列

(2) 位错运动的方式

b 攀移：刃型位错在垂直于滑移面方向上的运动。

机制：原子面下端原子的扩散——位错随半原子面的上下移动而上下运动。

分类：正攀移（原子面上移、空位加入）/负攀移（原子面下移、原子加入）。

应力的作用：（半原子面侧）压应力有利于正攀移，拉应力有利于负攀移。

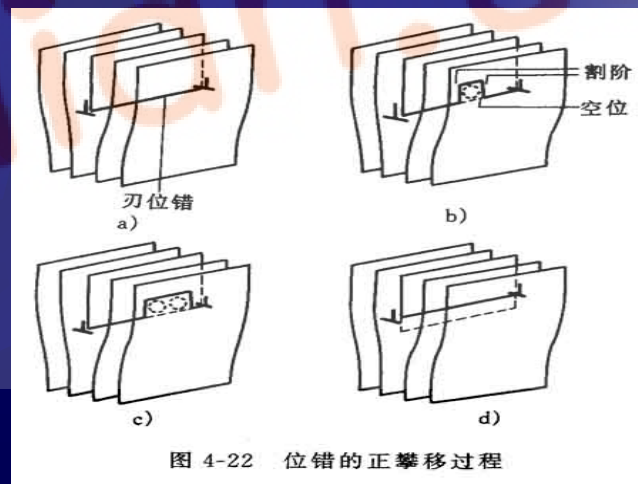
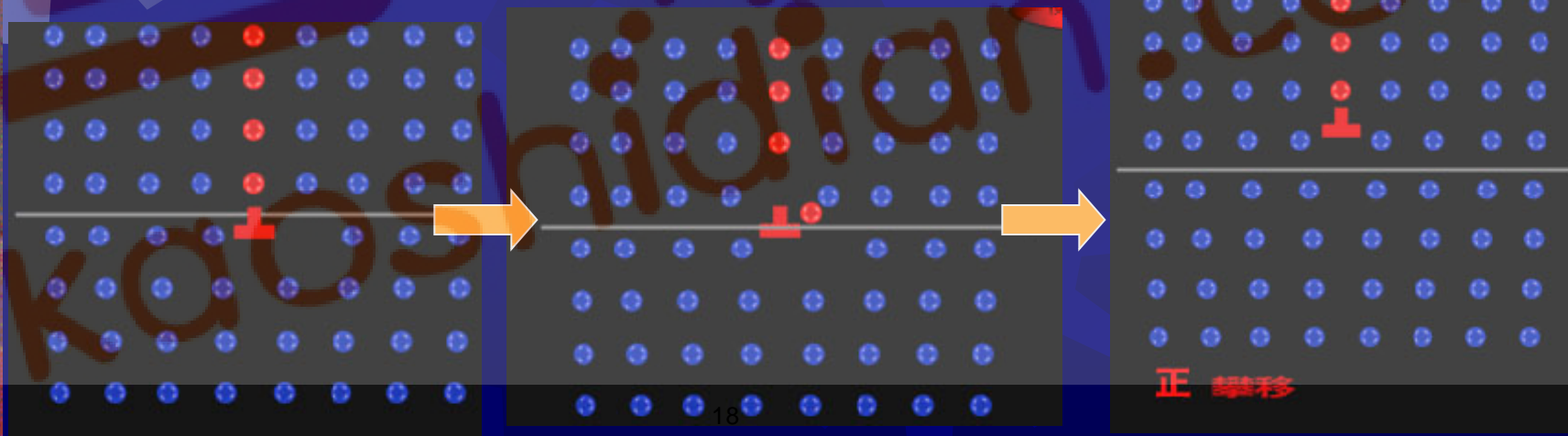
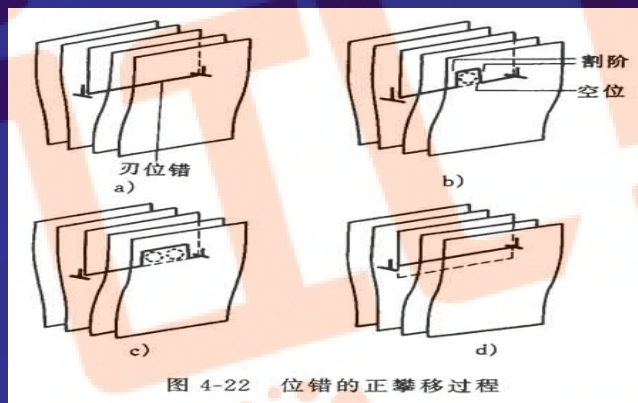


图 4-22 位错的正攀移过程

第三节 原子的不规则排列

(2) 位错运动的方式

b 攀移：刃型位错在垂直于滑移面方向上的运动。



第三节 原子的不规则排列

(3) 作用在位错上的力 (单位距离上)

(虚功原理-组态力)

滑移: $\mathbf{f} = \tau \mathbf{b}$; 垂直于位错线, 指向位错运动方向
(未滑移区)

攀移: $\mathbf{f} = \sigma \mathbf{b}$ 。

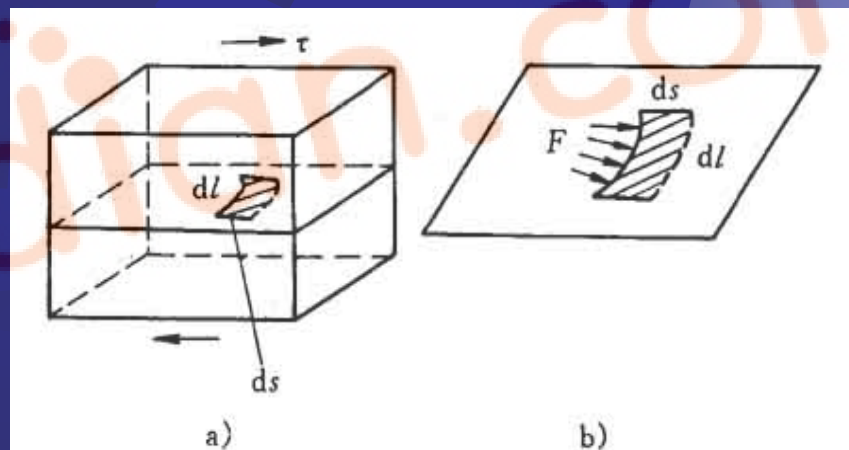


图 4-23 作用在位错上的力

第三节 原子的不规则排列

6 位错的应力场及其与其它缺陷的作用

(1) 应力场

螺位错:

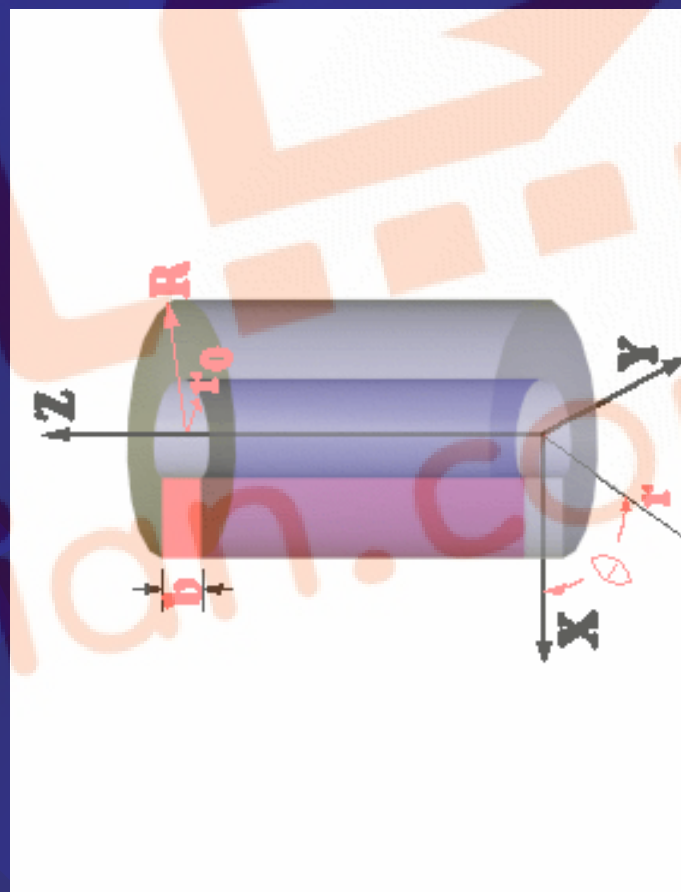
$$\varepsilon_{\theta z} = b/2\pi r$$

$$\tau_{\theta z} = G b/2\pi r。$$

特点:

只有切应力分量;

应力场对称分布。



第三章 原子的不规则排列

6 位错的应力场及其与其它缺陷的作用

(1) 应力场

刃位错：表达式；

同时存在正应力分量与切应力分量；

各应力分量都是 x ， y 的函数，而与 z 无关；

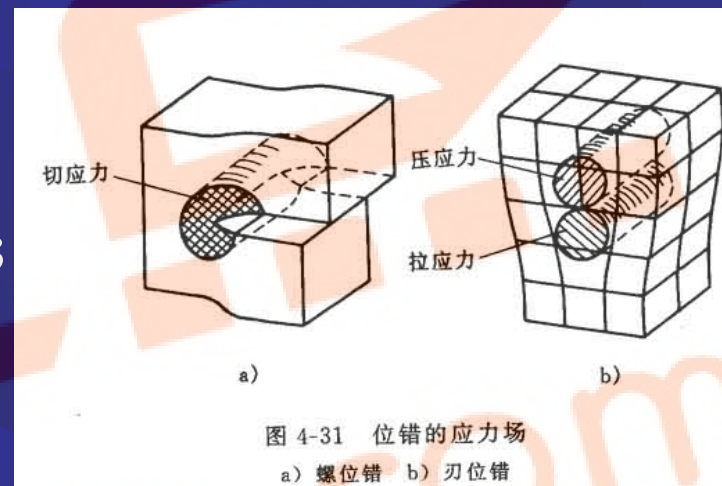


图 4-31 位错的应力场
a) 螺位错 b) 刃位错

刃型位错的应力场对称于多余半原子面 (y - z 面)；

$Y=0$ 时， $\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{zz} = 0$ ，说明在滑移面上，没有正应力，只有切应力，而且切应力 τ_{xy} 达到极大值。

$y > 0$ 时， $\sigma_{xx} < 0$ ；而 $y < 0$ 时， $\sigma_{xx} > 0$ 。这说明正刃型位错的位错滑移面上侧为压应力，滑移面下侧为张应力。在应力场的任意位置处， $|\sigma_{xx}| > |\sigma_{yy}|$ 。

第三节 原子的不规则排列

6 位错的应力场及其与其它缺陷的作用

(2) 位错的应变能与线张力

A 单位长度位错的应变能： $w = \alpha G b^2$ (推导略)。

($\alpha = 0.5 \sim 1.0$, 螺位错取下限, 刃位错取上限。)

B 位错的线张力： $T = \alpha G b^2$ 。

C 位错是不稳定的缺陷。(熵增不能抵消应变能的增加。)

单根位错趋于直线状;

结点处张力平衡;

两端固定且受力时弯曲。

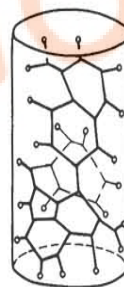


图 4-29 位错在空间呈网络状分布

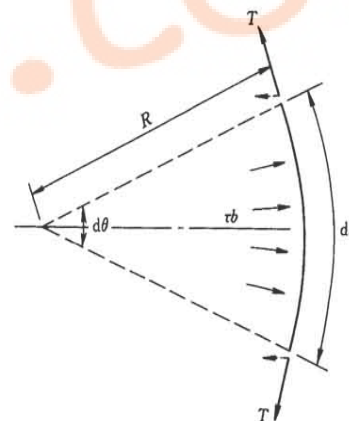


图 4-30 位错曲率半径与线张力

第三节 原子的不规则排列

6 位错的应力场及其与其它缺陷的作用

(2) 位错的应变能与线张力

保持位错弯曲所需的切应力：

$$\tau = Gb/2r$$



图 4-29 位错在空间呈网络状分布

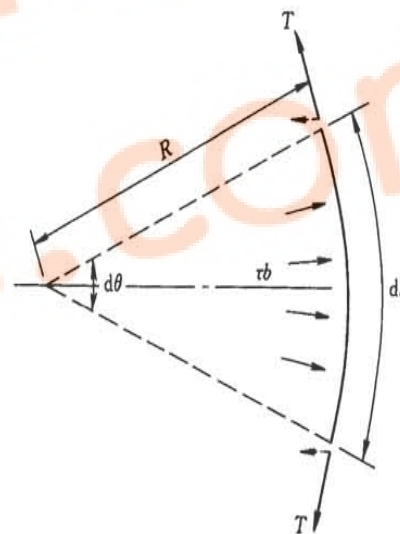


图 4-30 位错曲率半径与线张力

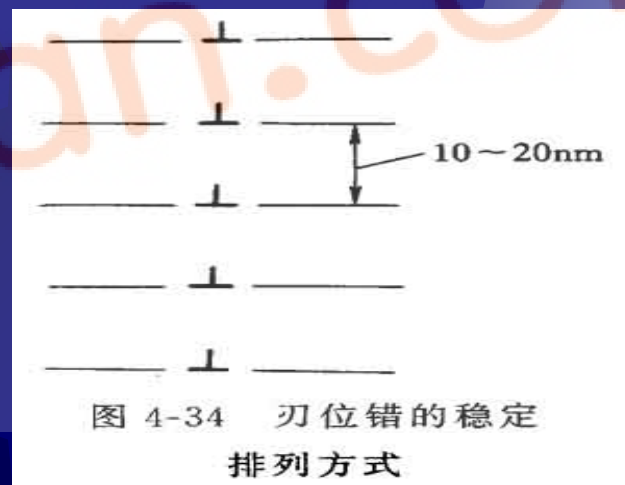
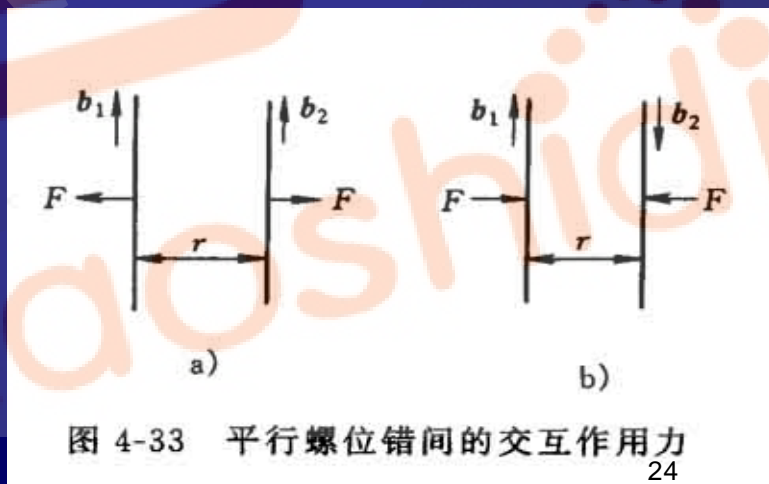
第三节 原子的不规则排列

6 位错的应力场及其与其它缺陷的作用

(3) 位错与位错的交互作用

$f = \tau b$, $f = \sigma b$ (刃位错)。

同号相互排斥，异号相互吸引。(达到能量最低状态。)



第三节 原子的不规则排列

6 位错的应力场及其与其它缺陷的作用

(4) 位错与溶质原子的相互作用

间隙原子聚集于位错中心，使体系处于低能态。

柯氏气团：溶质原子在位错线附近偏聚的现象。

(5) 位错与空位的交互作用

导致位错攀移

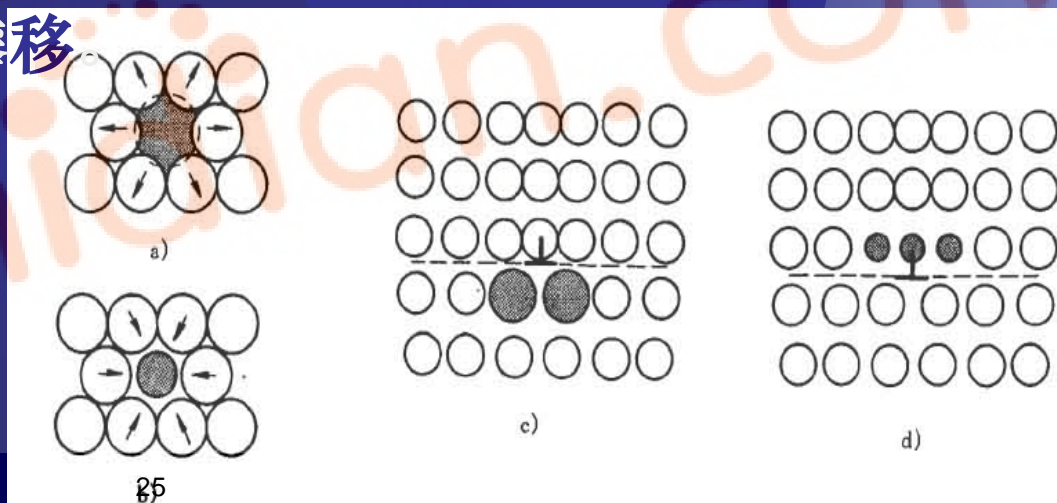


图 4-32 溶质原子与位错的交互作用

第三节 原子的不规则排列

7 位错的增殖、塞积与交割

(1) 位错的增殖：F-R源。

位错两端被钉扎，在切应力作用下发生弯曲；

位错运动时发生卷曲；

异号位错相遇——一位错环+一位错线；

上述过程重复进行。

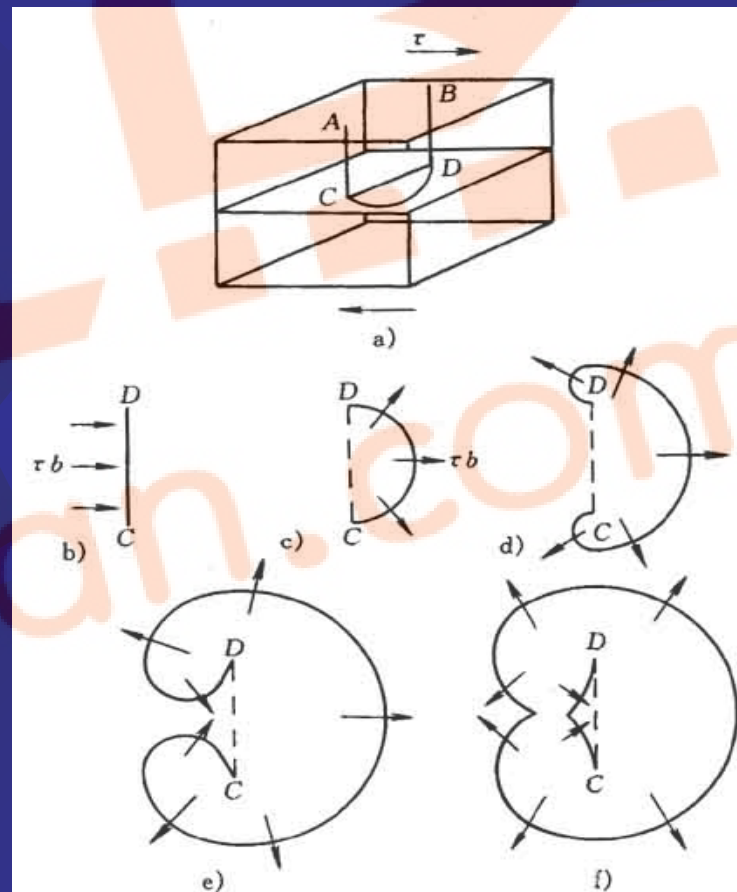


图 8-19 F-R 源的动作

第三节 原子的不规则排列

7 位错的增殖、塞积与交割

(2) 位错的塞积

分布：逐步分散。

错受力：切应力作用在位错上的力、位错间的排斥力、障碍物的阻力（短程）。



第三节 原子的不规则排列

7 位错的增殖、塞积与交割

(3) 位错的交割

位错交割后结果：按照对方位错柏氏矢量（变化方向和大小）。

割阶：位错交割后的台阶不位于它原来的滑移面上。

扭折：———位于———。

对性能影响：增加位错长度，产生固定割阶。

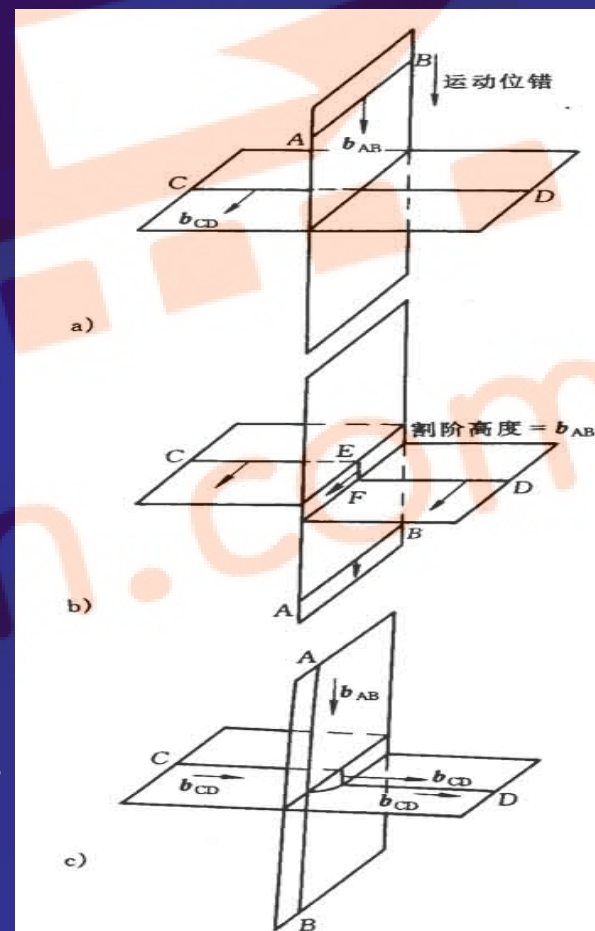


图 8-17 位错交割
a)、b) 两刃位错交割 c) 两螺位错交割

第三节 原子的不规则排列

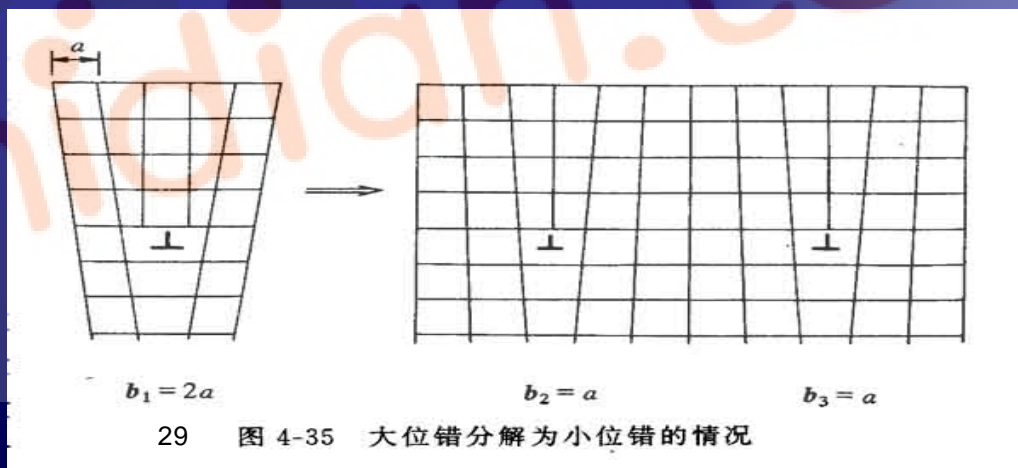
8 位错反应

(1) 位错反应：位错的分解与合并。

(2) 反应条件

几何条件： $\sum b_{\text{前}} = \sum b_{\text{后}}$ ；反应前后位错的柏氏矢量之和相等。

能量条件： $\sum b_{\text{前}}^2 > \sum b_{\text{后}}^2$ ；反应后位错的总能量小于反应前位错的总能量。



29 图 4-35 大位错分解为小位错的情况

第三节 原子的不规则排列

9 实际晶体中的位错

位错的柏氏矢量一般是最短的点阵矢量。

结构条件：柏氏矢量连接两个原子平衡位置。

能量条件：体系能量越低，位错越稳定。

(1) 全位错：通常把柏氏矢量等于点阵矢量的位错称为全位错或单位位错。

(2) 不全位错：柏氏矢量小于点阵矢量的位错。

第三节 原子的不规则排列

9 实际晶体中的位错

(3) 肖克莱和弗兰克不全位错。

肖克莱不全位错的形成：

原子运动导致局部错排，错排区与完整晶格区的边界线即为肖克莱不全位错。（结合位错反应理解。可为刃型、螺型或混合型位错。）

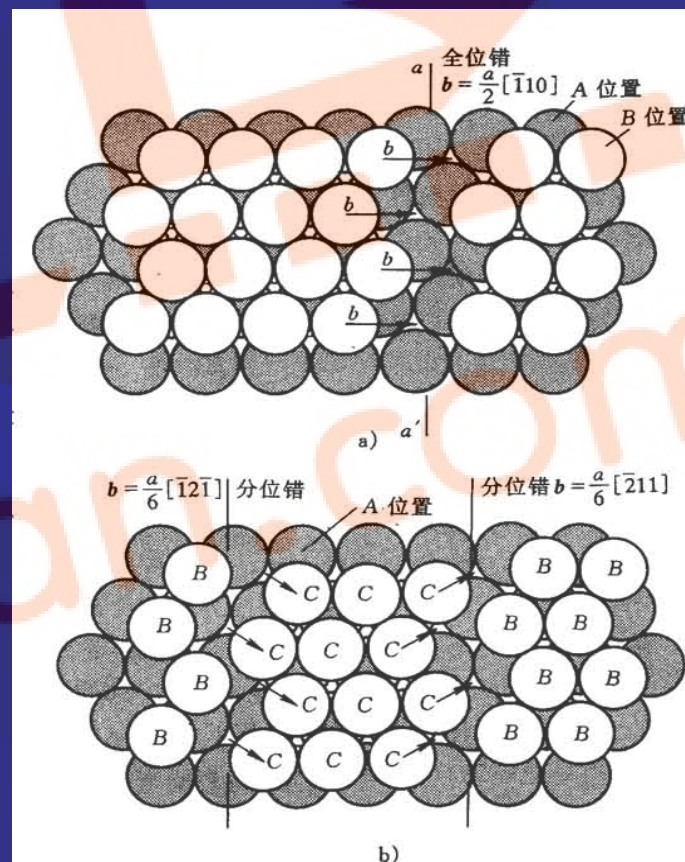


图 4-38 面心立方晶体全位错与分位错的滑移

a) $b = \frac{a}{2} [\bar{1}10]$ 全位错的滑移

b) $b = \frac{1}{6} [\bar{1}2\bar{1}]$ 及 $\frac{1}{6} [\bar{2}11]$ 分位错的滑移及其间的层错

第三节 原子的不规则排列

9 实际晶体中的位错

弗兰克不全位错的形成：在完整晶体中局部抽出或插入一层原子所形成。（只能攀移，不能滑移。）

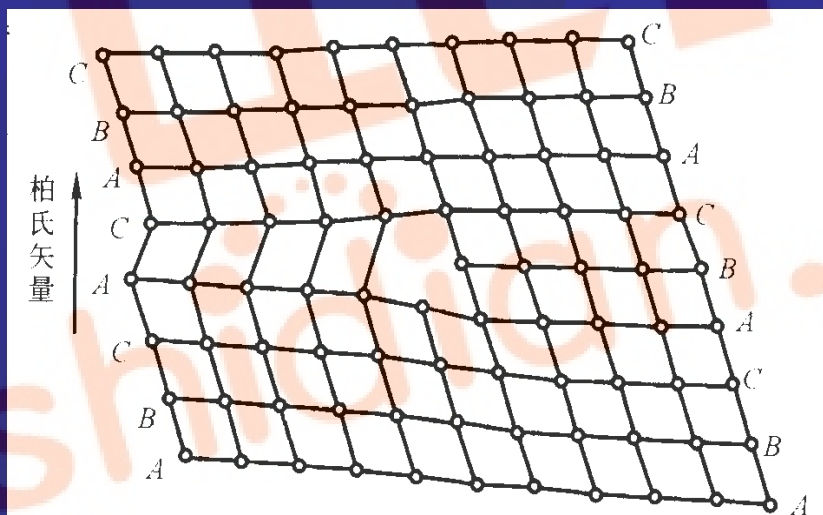


图 1-60 抽去一层密排面形成的
弗兰克不全位错

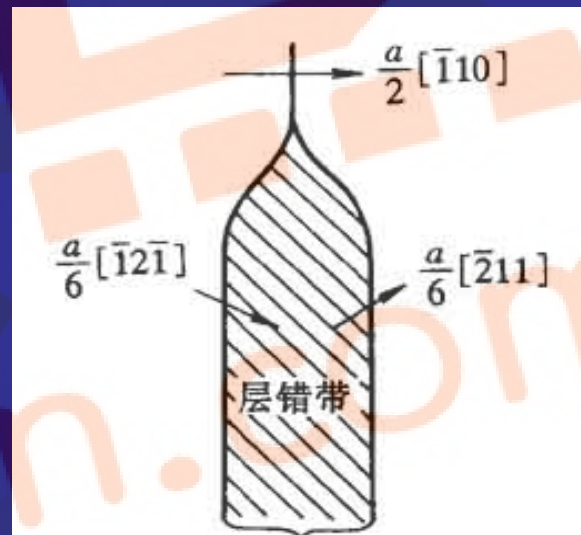
第三节 原子的不规则排列

9 实际晶体中的位错

(4) 堆垛层错与扩展位错

堆垛层错：晶体中原子堆垛次序中出现的层状错排。

扩展位错：一对不全位错及中间夹的层错称之。



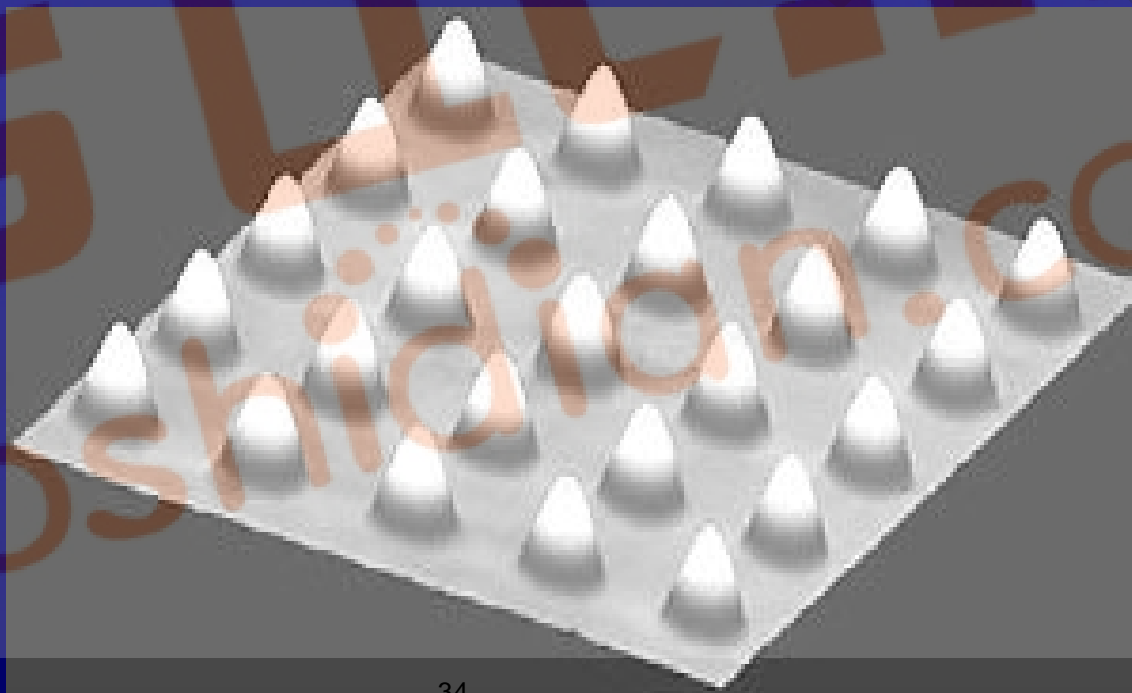
(111) 面上的扩展位错

图 4-37 分位错及其中间的层错带

第三节 原子的不规则排列

三 面缺陷

面缺陷主要包括晶界、相界和表面，它们对材料的力学和物理化学性能具有重要影响。

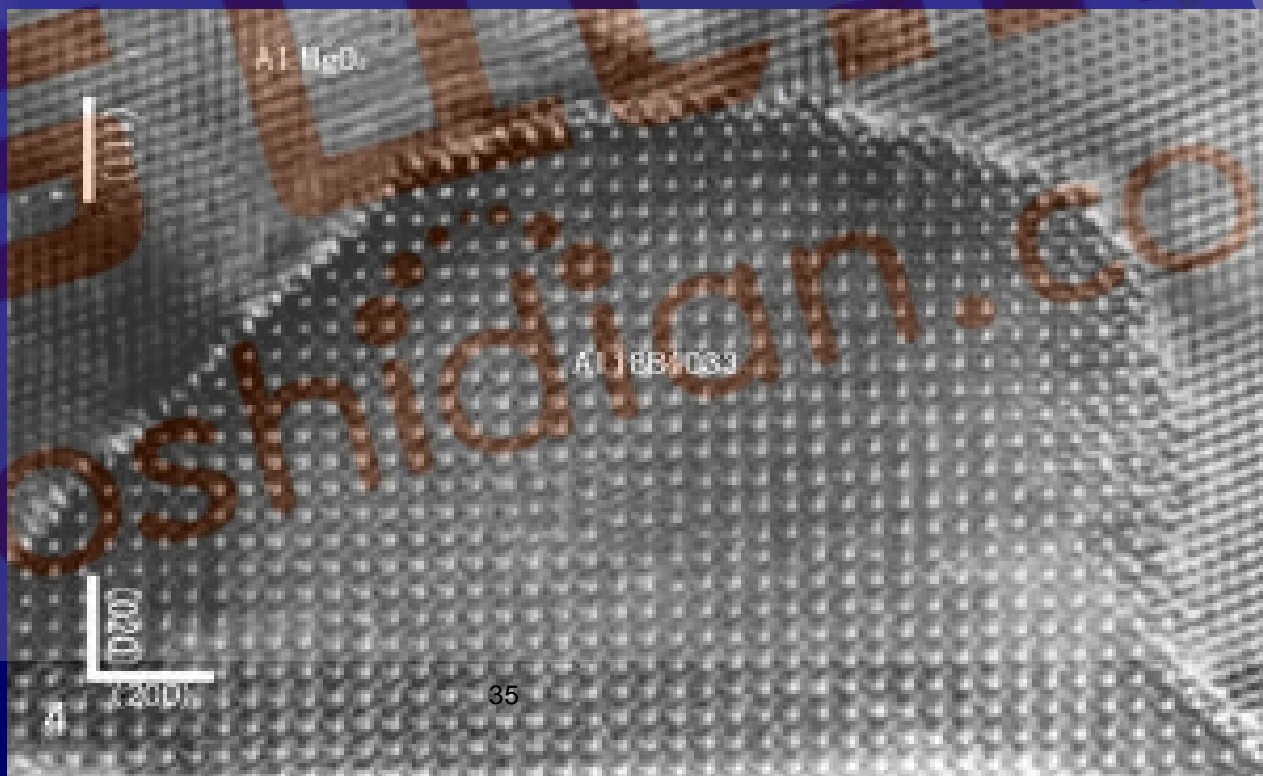


第三节 原子的不规则排列

三 面缺陷

1 晶界

(1) 晶界：两个空间位向不同的相邻晶粒之间的界面。



第三节 原子的不规则排列

三 面缺陷

1 晶界

(2) 分类

大角度晶界：晶粒位向差大于10度的晶界。

其结构为几个原子范围内的原子的混乱排列，可视为一个过渡区。

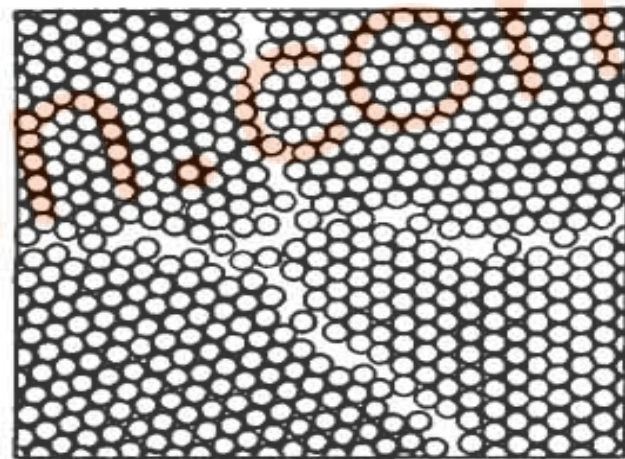


图 4-41 大角度晶界结构示意图

第三节 原子的不规则排列

三面缺陷

1 晶界

(2) 分类

小角度晶界：晶粒位向差小于10度的晶界。其结构为位错列，又分为对称倾斜晶界和扭转晶界。

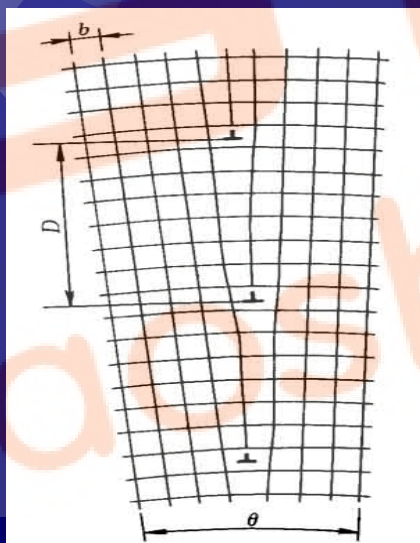


图 4-39 对称倾斜小角度晶界的结构

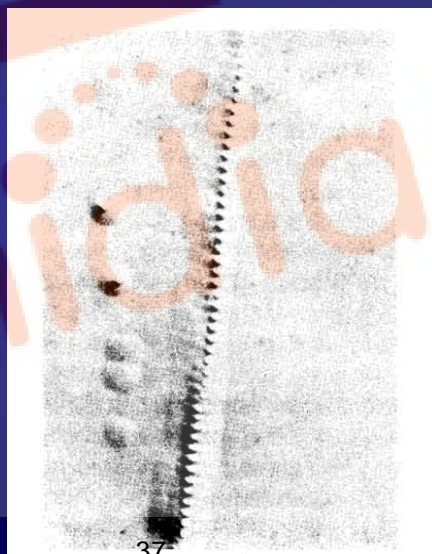
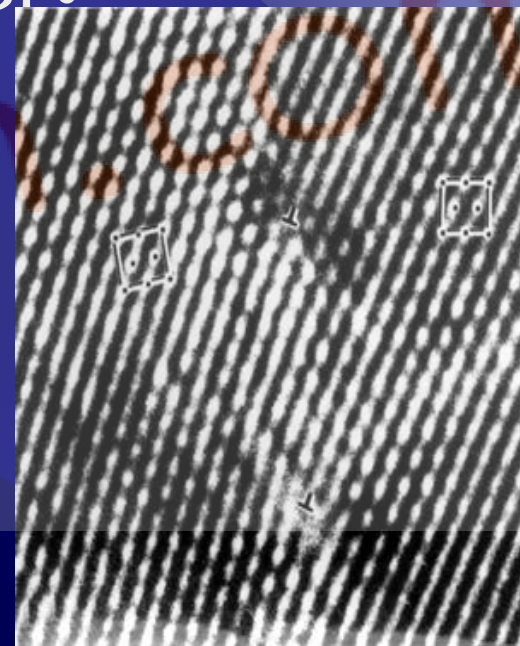


图 4-40 晶体中的小角度晶界与位错蚀坑 1500X

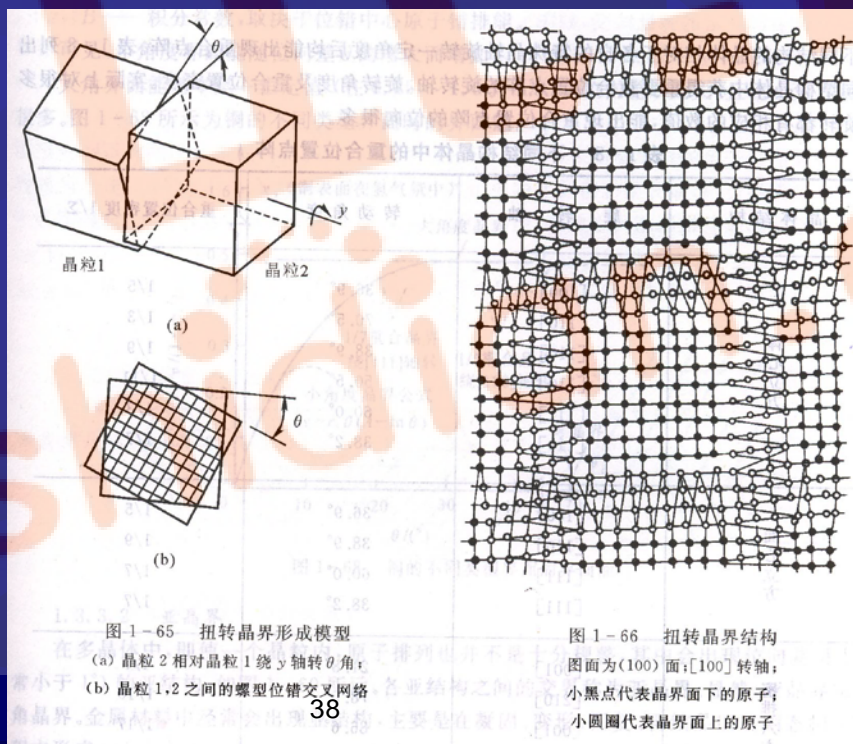


第三节 原子的不规则排列

三面缺陷

1 晶界

(2) 分类



第三节 原子的不规则排列

三面缺陷

1 晶界

(2) 分类

亚晶界：位向差小于1度的亚晶粒之间的边界。为位错结构。

孪晶界：两块相邻孪晶的共晶面。

分为共格孪晶界和非共格孪晶界。

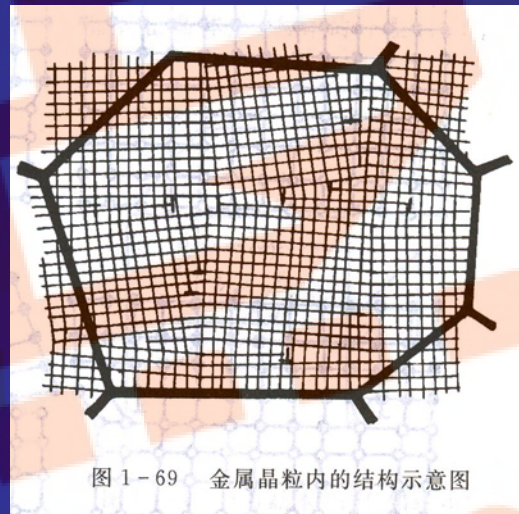


图 1-69 金属晶粒内的结构示意图

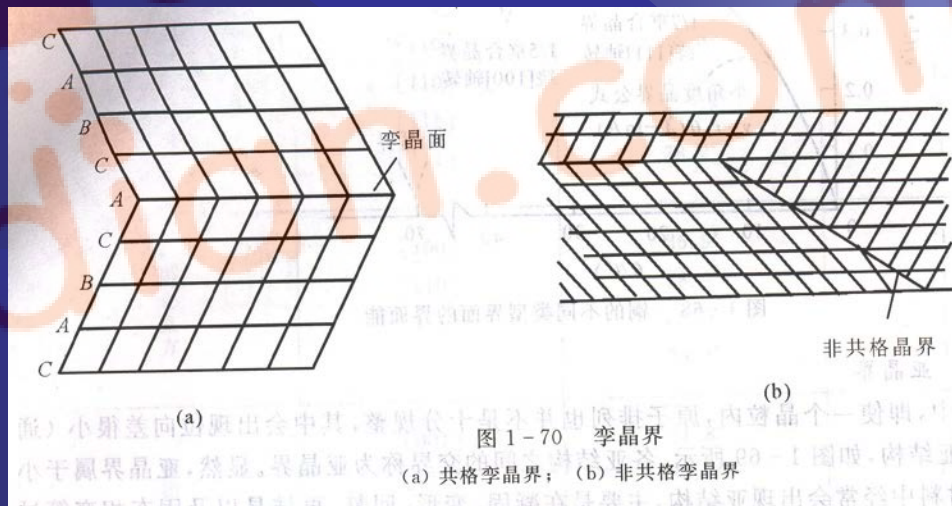


图 1-70 孪晶界

(a) 共格孪晶界；(b) 非共格孪晶界

第三节 原子的不规则排列

三面缺陷

1 晶界

(2) 分类

2 相界

(1) 相界：相邻两个相之间的界面。

分类：共格、半共格和非共格相界。

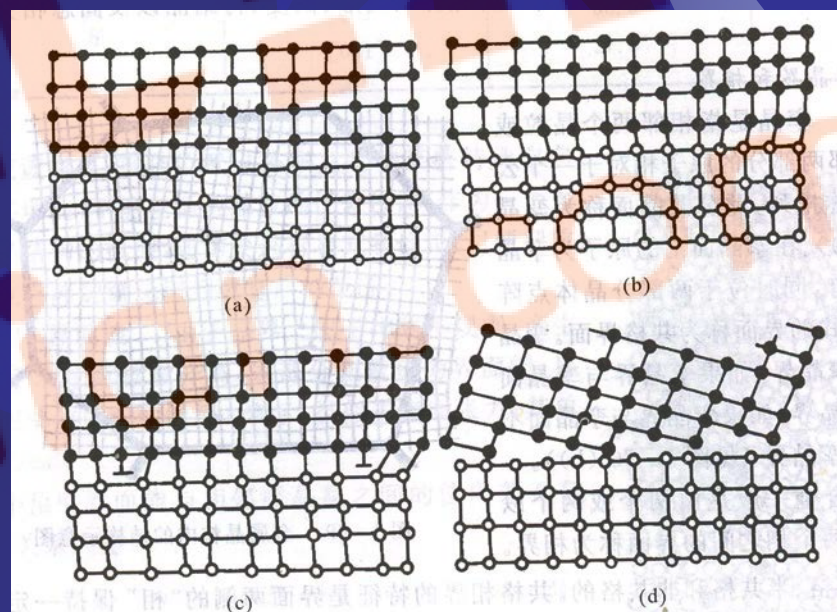


图 1-71 各种形式的相界
(a) 具有完善共格关系的相界； (b) 具有弹性畸变的共格相界；
(c) 半共格相界； (d) 非共格相界

第三节 原子的不规则排列

三面缺陷

3 表面

(1) 表面吸附：外来原子或气体分子在表面上富集的现象。

(2) 分类

物理吸附：由分子键力引起，无选择性，吸附热小，结合力小。

化学吸附：由化学键力引起，有选择性，吸附热大，结合力大。

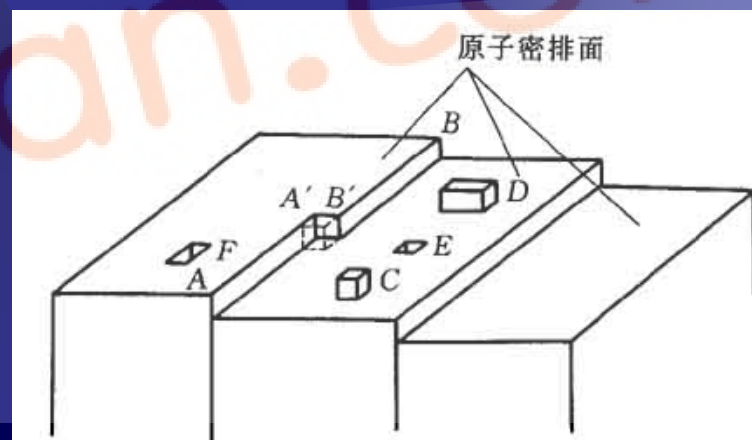


图 4-44 晶体表面的台阶及凹凸不平

第三节 原子的不规则排列

三 面缺陷

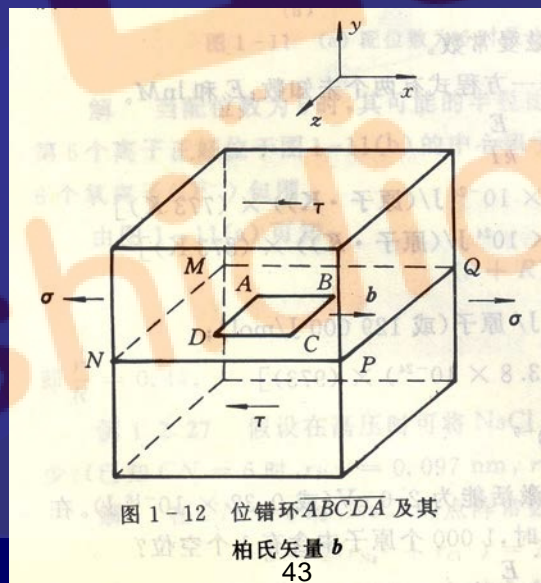
4 界面特性

- (1) 界面能会引起界面吸附。
- (2) 界面上原子扩散速度较快。
- (3) 对位错运动有阻碍作用。
- (4) 易被氧化和腐蚀。
- (5) 原子的混乱排列利于固态相变的形核。

本章小结与习题讨论课-晶体缺陷部分

1 已知位错环ABCD的柏氏矢量为 b ,外应力为 τ 和 σ , 求:

- (1) 位错环的各边分别是什么位错?
- (2) 设想在晶体中怎样才能得到这个位错?
- (3) 在足够大的切应力 τ 作用下, 位错环将如何运动?
- (4) 在足够大的拉应力 σ 作用下, 位错环将如何运动?



本章小结与习题讨论课-晶体缺陷部分

2 如图所示，若在切压力 τ 的作用下，位错环发生收缩。要使该位错环在晶体中稳定不动，其最小半径应该是多大？

3 有两个被钉扎的刃型位错A-B, C-D,它们的长度相等， b 矢量相同，可看作两个F-R源。试分析增殖过程中两位错的交互作用情况。若形成一个大的位错源，使其开动的切应力 τ_c 多大，若两位错柏氏矢量相反，情况如何？

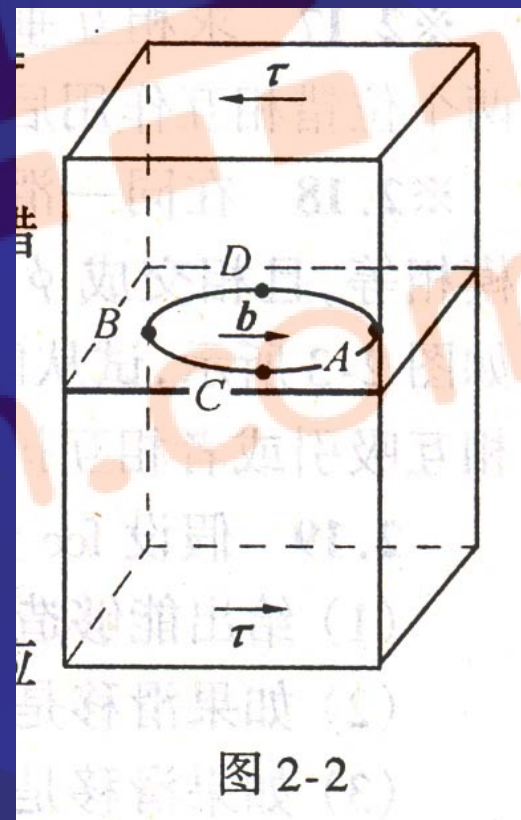


图 2-2

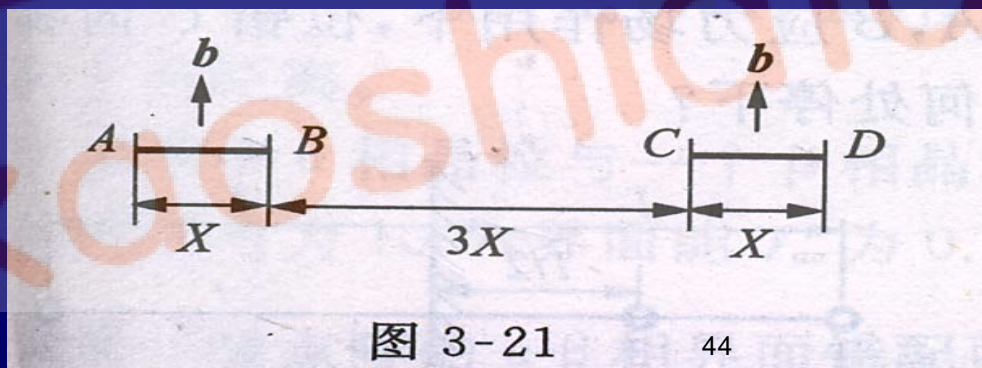


图 3-21

本章小结与习题讨论课-晶体缺陷部分

4 设面心立方晶体中的 $(11\bar{1})$ 为滑移面，位错滑移后的滑移矢量为 $\frac{a}{2}[110]$ 。

(1) 在晶胞中画出 b 的方向并计算其大小。

(2) 在晶胞中画出引起该滑移的刃型位错和螺型位错的位错线方向，并写出此二位错线的晶向指数。

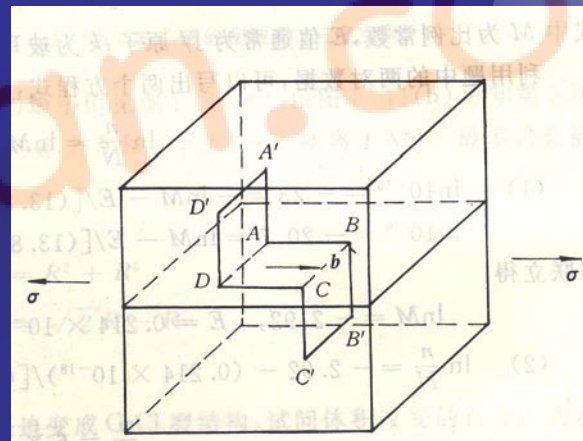


图 1-13 在正应力的作用下，位错环 $ABCD$ 的运动



第二章 固体中的相结构



为何工业上很少使用纯金属,而多使用合金?

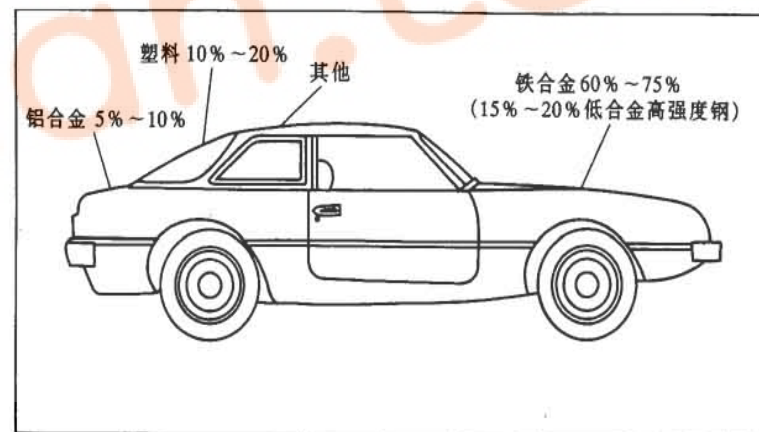


图 0-1 汽车中各种材料的大致比例

合金与相



1 合金

(1) 合金：两种或两种以上的金属，或金属与非金属经一定方法合成的具有金属特性的物质。

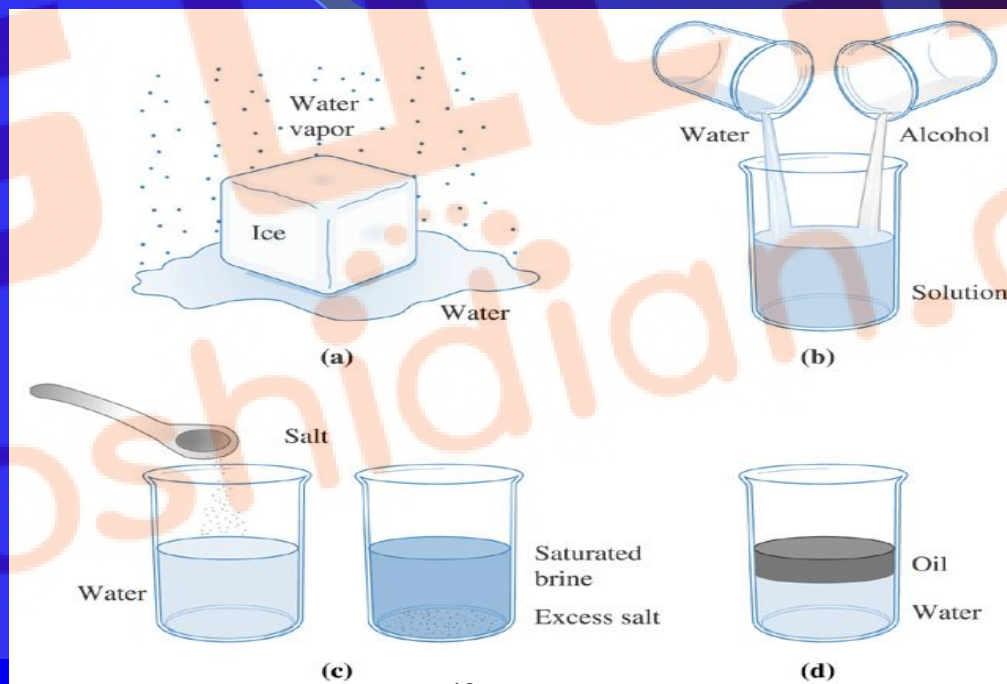
(2) 组元：组成合金最基本的独立的物质。（如一元、二元、三元合金），可以是元素，也可以是化合物。

(3) 合金系：给定元素以不同的比例而合成的一系列不同成分合金的总称。如Fe-C，Fe-Cr等。

合金与相

2 相

(1) 相：材料中结构相同、成分和性能均一的组成部分。
(如单相、两相、多相合金。)



合金与相

2 相

(2) 相的分类

固溶体：晶体结构与其某一组元相同的相。溶剂-溶质。

中间相（金属化合物）：组成原子有固定比例，其结构与组成组元均不相同的相。

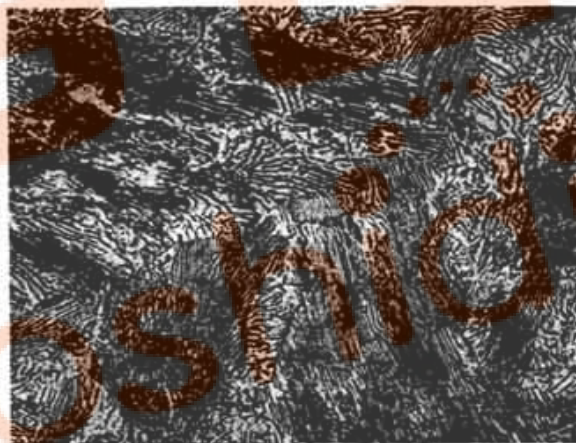


图 5-52 共析钢片状珠光体 500×

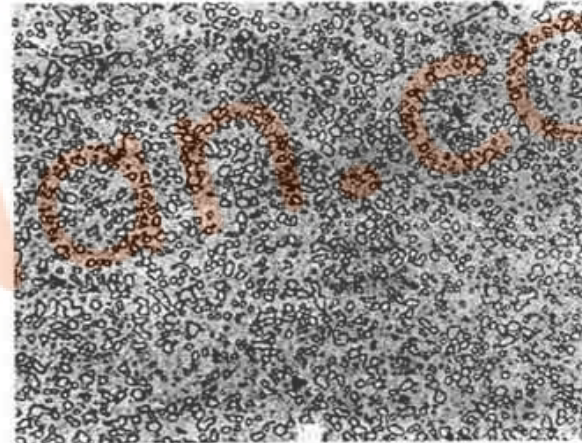
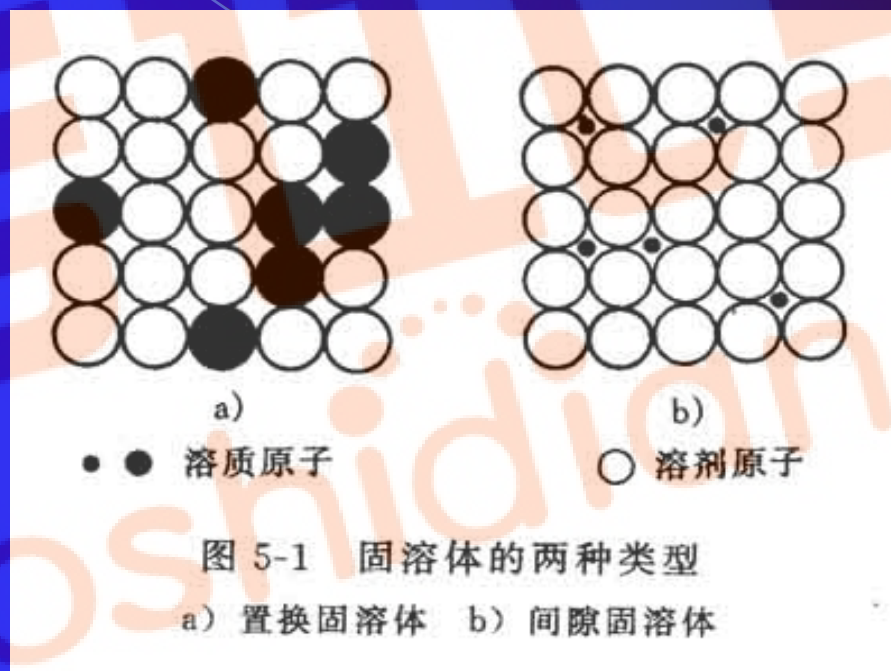


图 5-53 共析钢球化退火 1500×
球状珠光体（渗碳体颗粒分布在铁素体基体上）

第一节 固溶体

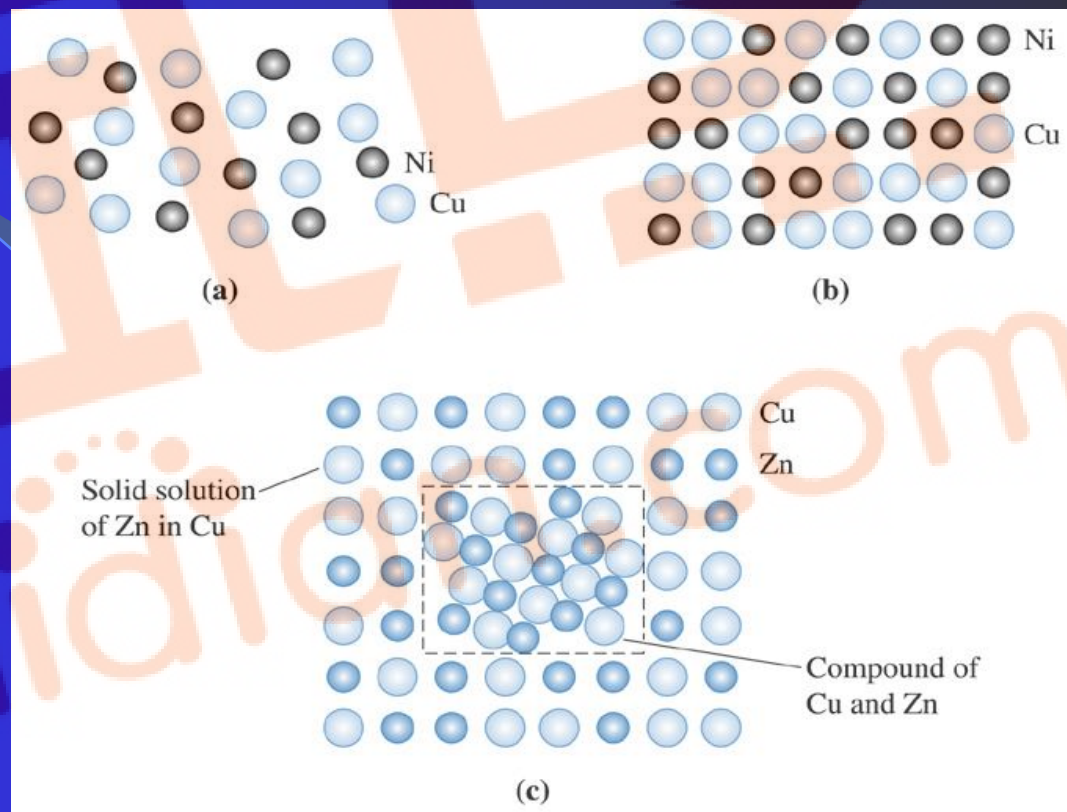
按溶质原子位置不同，可分为置换固溶体和间隙固溶体。



第一节 固溶体

按固溶度不同，可分为有限固溶体和无限固溶体。

按溶质原子分布不同，可分为无序固溶体和有序固溶体。



©2003 Brooks/Cole, a division of Thomson Learning, Inc. Thomson Learning[®] is a trademark used herein under license.

第一节 固溶体

1 置换固溶体

(1) 置换固溶体：溶质原子位于晶格点阵位置的固溶体。

(2) 影响置换固溶体溶解度的因素

a 原子尺寸因素

原子尺寸差越小,越易形成置换固溶体,且溶解度越大。

$$\Delta r = (r_A - r_B) / r_A$$

当 $\Delta r < 15\%$ 时,有利于大量互溶。

第一节 固溶体

b 晶体结构因素

结构相同，溶解度大，有可能形成无限固溶体。

c 电负性因素

电负性差越小，越易形成固溶体，溶解度越大。

d 电子浓度因素

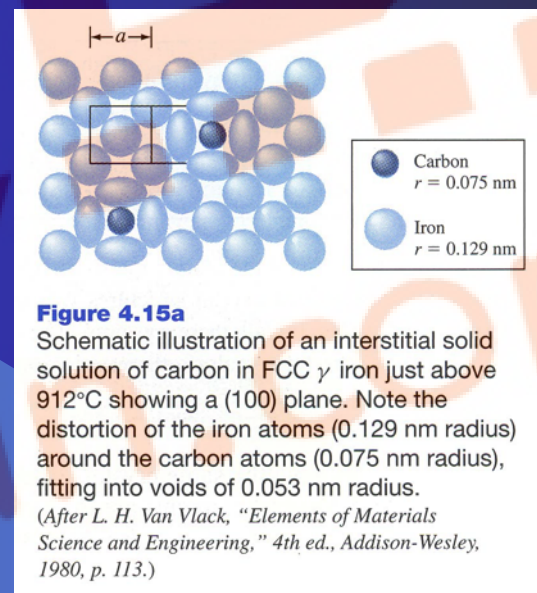
电子浓度 e/a 越大，溶解度越小。 e/a 有一极限值，与溶剂晶体结构有关。一价面心立方金属为1.36，一价体心立方金属为1.48。

（上述四个因素并非相互独立，其统一的理论的是金属与合金的电子理论。）

第一节 固溶体

2 间隙固溶体

(1) 组成：原子半径较小（小于0.1nm)的非金属元素溶入金属晶体的间隙。



(2) 影响因素：原子半径和溶剂结构。

(3) 溶解度：一般都很小，只能形成有限固溶体。

第一节 固溶体

3 固溶体的结构

(1) 晶格畸变。

(2) 偏聚与有序：取决于同类原子和异类原子间结合力的相对大小。

完全无序、偏聚、部分有序、完全有序。

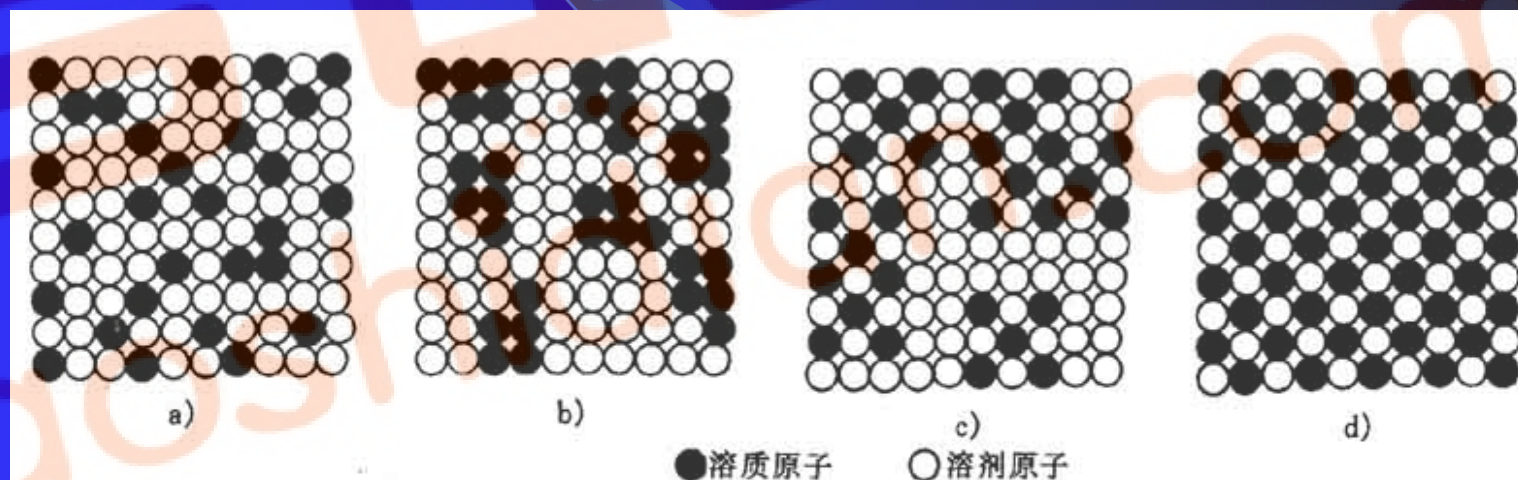


图 5-4 固溶体中溶质原子分布示意图

a) 完全有序 b) 偏聚 c) 部分有序 d) 完全无序

第一节 固溶体

4 固溶体的性质

(1) 点阵常数改变

(2) 产生固溶强化

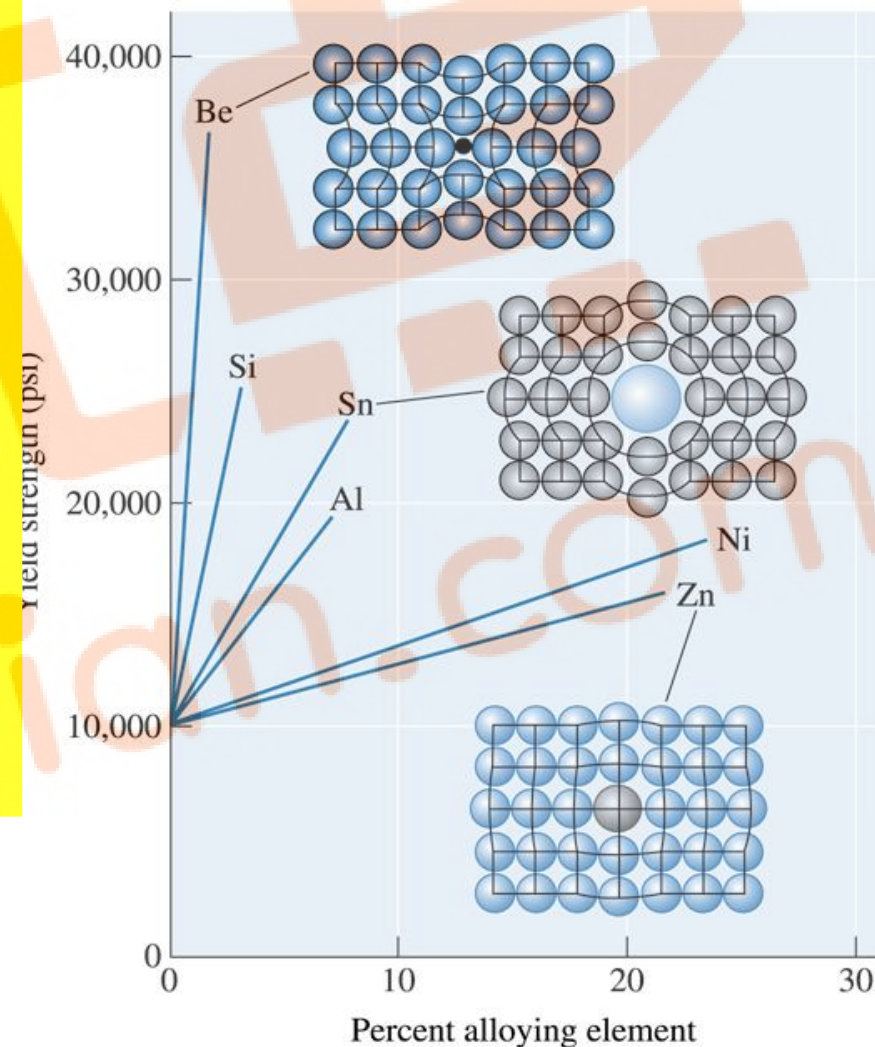
现象：固溶体的强度和硬度高于纯组元，塑性则较低。

概念：固溶强化—由于溶质原子的溶入而引起的强化效应。

间隙固溶体的强化效果高于置换固溶体。如产生柯氏气团或有序强化。

(3) 物理、化学性能改变

©2003 Brooks/Cole, a division of Thomson Learning, Inc. Thomson Learning is a trademark used herein under license.



第二节 金属间化合物

中间相是由金属与金属，或金属与类金属元素之间形成的化合物，也称为金属间化合物。

包括：正常价化合物、电子化合物（电子相）、间隙化合物。

第二节 金属间化合物

1 正常价化合物

- (1) 形成：电负性差起主要作用，符合原子价规则。
- (2) 键型：随电负性差的减小，分别形成离子键、共价键、金属键。
- (3) 组成：AB或AB₂。如MnS, Mg₂Si.

2 电子化合物（电子相）

- (1) 形成：电子浓度起主要作用，不符合原子价规则。
- (2) 键型：金属键（金属—金属）。
- (3) 组成：电子浓度对应晶体结构，可用化学式表示，可形成以化合物为基的固溶体。

第二节 金属间化合物

3 间隙化合物

(1) 形成：尺寸因素起主要作用。

(2) 结构

简单间隙化合物（间隙相）：金属原子呈现新结构，非金属原子位于其间隙，结构简单。如面心立方VC。 $R_x/R_M < 0.59$ 。

复杂间隙化合物：主要是铁、钴、铬、锰的化合物，结构复杂。如 Fe_3C 。 $R_x/R_M > 0.59$

(3) 组成：可用化学式表示，可形成固溶体，复杂间隙化合物的金属元素可被置换。

(4) 键型：共价键和金属键。

第二节 金属间化合物

4 拓扑密堆相

(1) 形成：由大小金属原子的适当配合而形成的高密排结构。其空间利用率和配位数都很高，结构复杂。

(2) 组成：如 AB_2 。

5 金属化合物的特性

(1) 力学性能：高硬度、高强度、低塑性。

(2) 物化性能：具有电学、磁学、声学性质等，可用于半导体材料、形状记忆材料、储氢材料等。(超导变压器)

第三节 陶瓷晶体相



第三节 陶瓷晶体相

1 陶瓷材料简介

(1) 分类

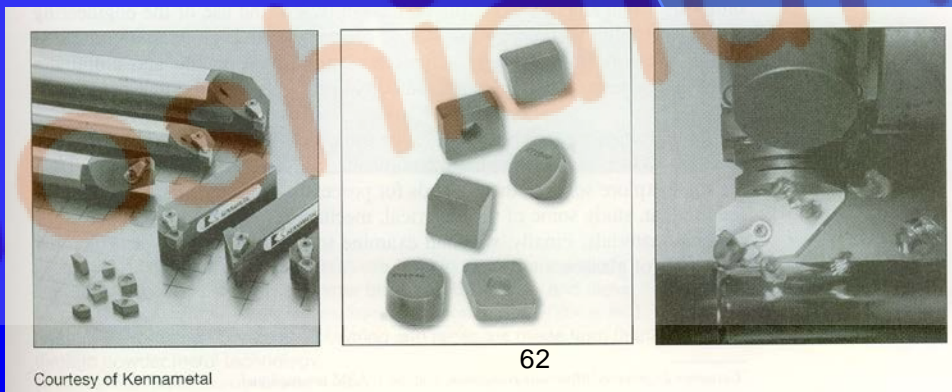
按用途可分为：

结构陶瓷（利用其力学性能）：强度（叶片、活塞）、
韧性（切削刀具）、硬度（研磨材料）。

功能陶瓷（利用其物理性能）

精细功能陶瓷：导电、气敏、湿敏、生物、超导陶瓷等。

功能转换陶瓷：压电、光电、热电、磁光、声光陶瓷等。



Courtesy of Kennametal

第三节 陶瓷晶体相

1 陶瓷材料简介

按结构可分为：

氧化物陶瓷

硅酸盐陶瓷

(2) 特点

结合键：以离子键为主，可含有一定比例的共价键。

成分：确定，可用分子式表示。

性质：具有典型的非金属性质。

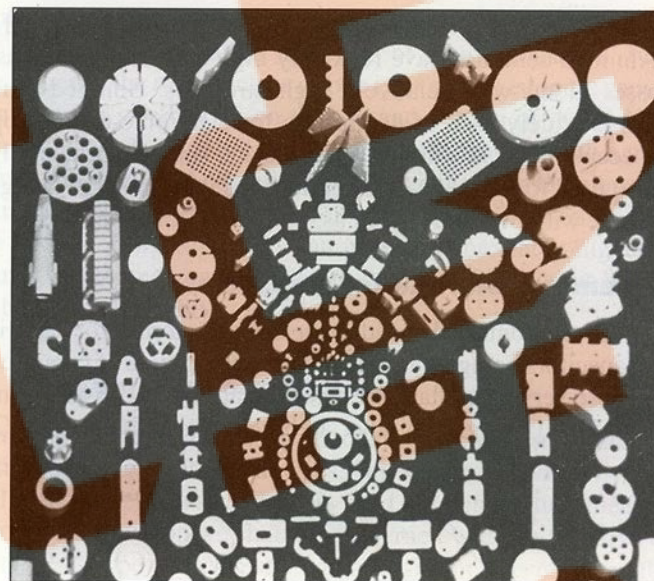


Figure 10.37

Some electronic and electrical insulator parts made of steatite.

(Courtesy of Wisconsin Porcelain Co.)

第三节 陶瓷晶体相

2 氧化物结构陶瓷

氧化物陶瓷是典型的离子化合物。

有 AB , AB_2 , A_2B_3 , ABO_3 , AB_2O_4 等结构。

(1) AB型结构

NaCl型结构，如氯化钠晶体，其化学式为 $NaCl$ ，晶体结构为立方晶系。氯化钠是一种立方面心格子。其中阴离子按立方最紧密方式堆积，阳离子填充于全部的八面体空隙中，阴、阳离子的配位数都为6。

闪锌矿型结构，如立方 ZnS ，为立方晶系， ZnS 是面心立方格子，阴离子位于立方面心格子的节点位置，而阳离子交错分布于立方体内的1/8小立方体的中心。阳离子的配位数是4，阴离子的配位数也是4。

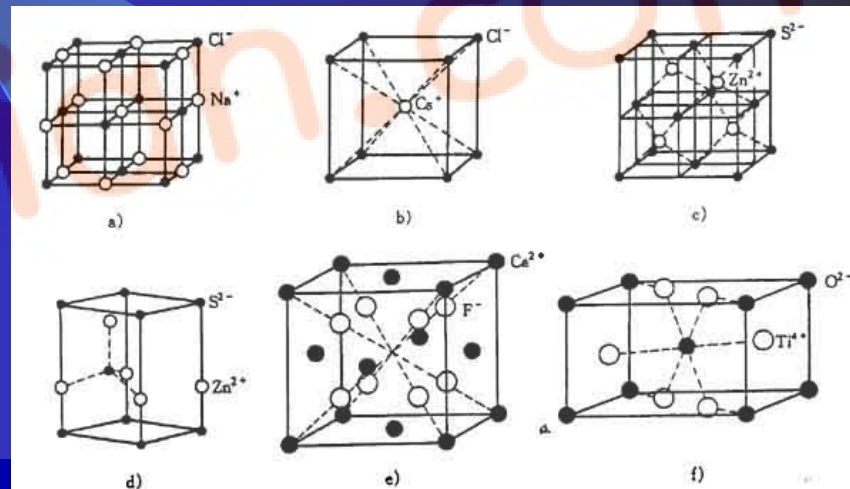


图 2-23 典型二元离子晶体的结构

a) NaCl 型 b) CsCl 型 c) 立方 ZnS 型 d) 六方 ZnS 型 e) CaF_2 型 f) 金红石 TiO_2 型

第三节 陶瓷晶体相

2 氧化物结构陶瓷

(2) AB₂型结构

萤石结构，CaF₂结构属于立方晶系，阳离子位于立方体心的节点位置上，阴离子则位于立方体内8个小立方体的中心。阳离子的配位数位8，而阴离子的的配位数为4。

金红石结构，金红石结构为正方晶系。阳离子位于正方原始格子的节点位置，体中心的阳离子不属于这个正方原始格子，而自成另一套正方原始格子，因为这两个阳离子的周围环境是不相同的，所以，不能成为一个正方体心格子，氧离子在晶胞中处于一些特定的位置上。

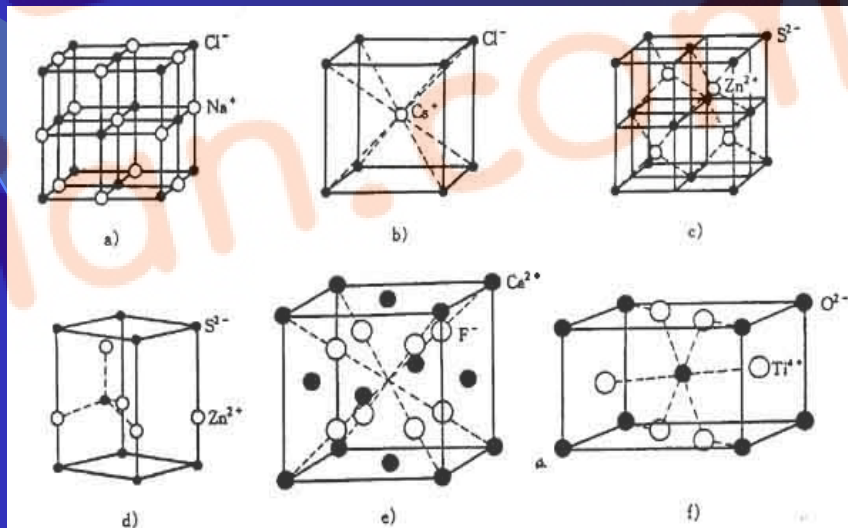


图 2-23 典型二元离子晶体的结构

a) NaCl型 b) CsCl型 c) 立方 ZnS型 d) 六方 ZnS型 e) CaF₂型 f) 金红石 TiO₂型

第三节 陶瓷晶体相

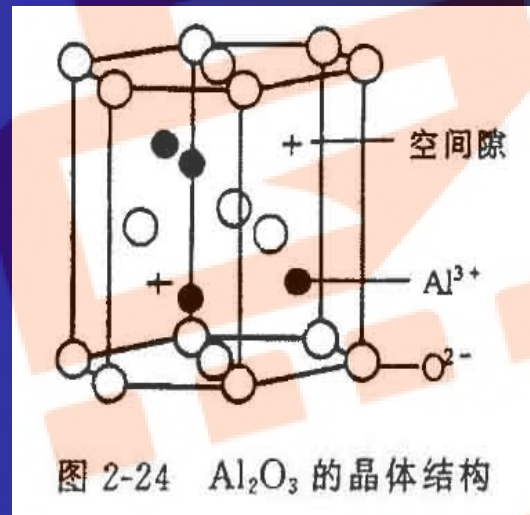
2 氧化物结构陶瓷

(3) A_2B_3 型结构

刚玉型结构，刚玉晶体结构属于三方晶系。阴离子按六方紧密堆积排列，而阳离子填充于2/3的八面体空隙，因此阳离子的分布必须有一定的规律，其原则就是在同一层和层与层之间，阳离子之间的距离应保持最远，这是符合于鲍林规则的。

(4) ABO_3 型结构

钙钛矿型结构，是一种复合氧化物结构，在高温时属于立方晶系，在降温时，通过某一特定的温度后将产生结构的畸变使立方晶格的对称性下降。



第三节 陶瓷晶体相

3 硅酸盐结构陶瓷

(1) 硅酸盐陶瓷的结构特点

- a 基本结构单元： SiO_4 。
- b 结合键与结构：主要是离子键结合，含一定比例的共价键。硅位于氧四面体的间隙。
- c 每个氧最多被两个多面体共有。氧在两个四面体之间充当桥梁作用，称为氧桥。

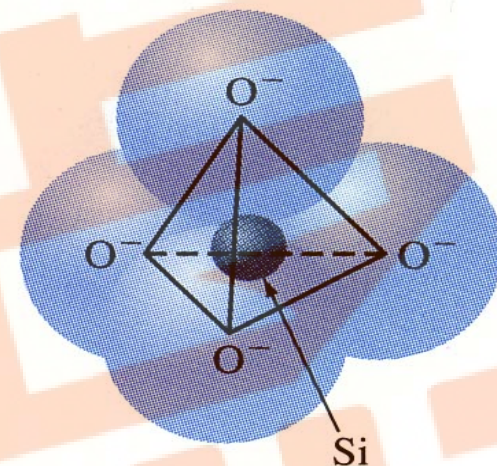


Figure 10.18

The atom (ion) bonding arrangement of the SiO_4^{4-} tetrahedron. In this structure four oxygen atoms surround a central silicon atom. Each oxygen atom has one electron for bonding with another atom.

第三节 陶瓷晶体相

3 硅酸盐结构陶瓷

(2) 硅酸盐陶瓷的结构分类

- a 含有限Si-O团的硅酸盐，包括含孤立Si-O团和含成对或环状Si-O团两类。又称岛状硅酸盐。
- b 链状硅酸盐：Si-O团共顶连接成一维结构，又含单链和双链两类。

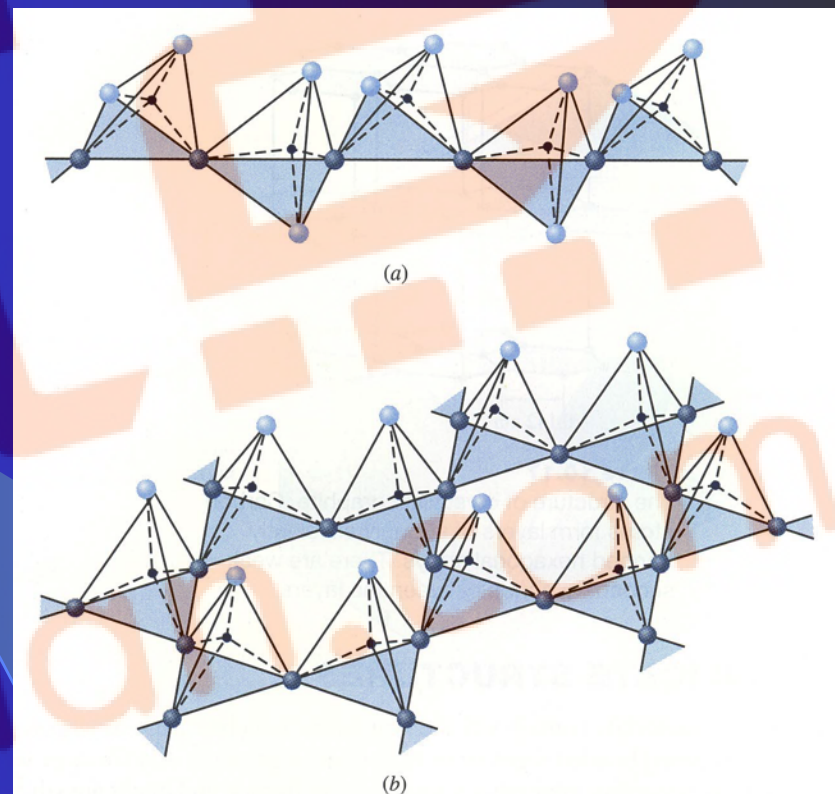


Figure 10.19

(a) Silicate chain structure. Two of the four oxygen atoms of the SiO_4^{4-} tetrahedra are bonded to other tetrahedra to form silicate chains.

(b) Silicate sheet structure. Three of the four oxygen atoms of the SiO_4^{4-} tetrahedra are bonded to other tetrahedra to form silicate sheets. The unbonded oxygen atoms are shown as lighter spheres.

(After M. Eisenstadt, "Mechanical Properties of Materials," Macmillan, 1971, p. 82.)

第三节 陶瓷晶体相

3 硅酸盐结构陶瓷

(2) 硅酸盐陶瓷的结构分类
c 层状硅酸盐：Si-O团底面
共顶连接成二维结构。

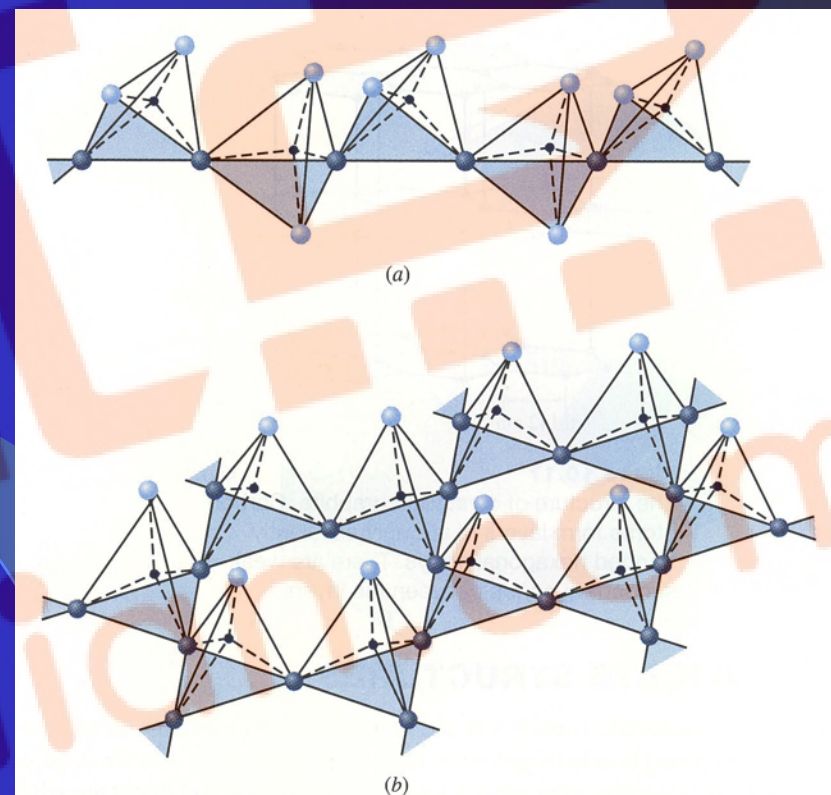


Figure 10.19

(a) Silicate chain structure. Two of the four oxygen atoms of the SiO_4^{4-} tetrahedra are bonded to other tetrahedra to form silicate chains.
(b) Silicate sheet structure. Three of the four oxygen atoms of the SiO_4^{4-} tetrahedra are bonded to other tetrahedra to form silicate sheets. The unbonded oxygen atoms are shown as lighter spheres.
(After M. Eisenstadt, "Mechanical Properties of Materials," Macmillan, 1971, p. 82.)

第三节 陶瓷晶体相

3 硅酸盐结构陶瓷

(2) 硅酸盐陶瓷的结构分类

d 骨架状硅酸盐：Si-O团共顶连接成三维结构。

Smith W F. Foundations of Materials Science and Engineering.
McGRAW.HILL.3/E

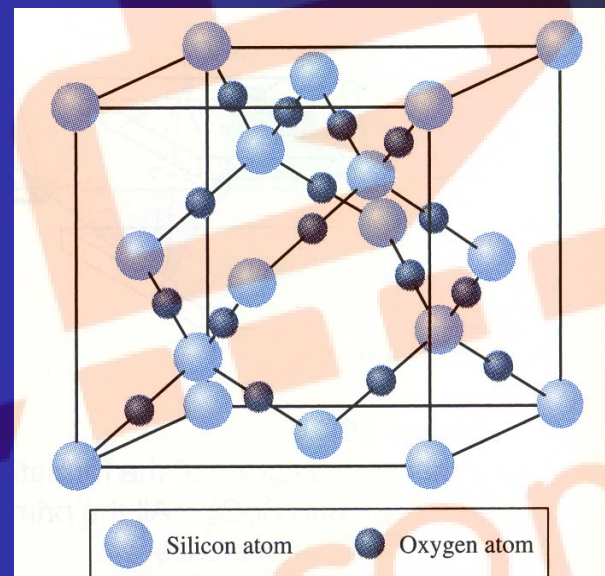


Figure 10.22

Structure of high cristobalite which is a form of silica (SiO_2). Note that each silicon atom is surrounded by four oxygen atoms and that each oxygen atom forms part of two SiO_4 tetrahedra.

(After W. D. Kingery, H. K. Bowen, and D. R. Uhlmann, "Introduction to Ceramics," 2d ed., Wiley, 1976.)

第四节 高分子相

1 基本概念

(1) 高分子化合物：由一种或多种化合物聚合而成的相对分子质量很大的化合物。又称聚合物或高聚物。

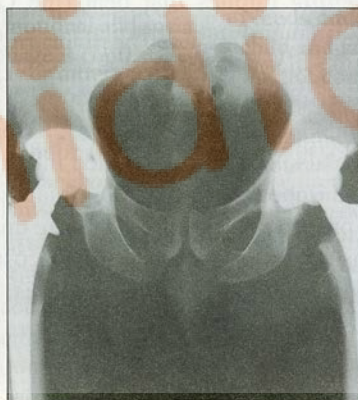
(2) 分类

按相对分子质量：分为低分子聚合物 (<5000) 和高分子聚合物 (>5000)。

按组成物质：分为有机聚合物和无机聚合物。



© SIU/Peter Arnold, Inc.



© Fotomorgan/CORBIS



© Dr. Michael Klein/Peter Arnold, Inc.

第四节 分子相

2 化学组成

(以乙烯聚合成聚乙烯为例)

- (1) 单体：组成高分子化合物的低分子化合物。
- (2) 链节：组成大分子的结构单元。
- (3) 聚合度 n ：大分子链中链节的重复次数。

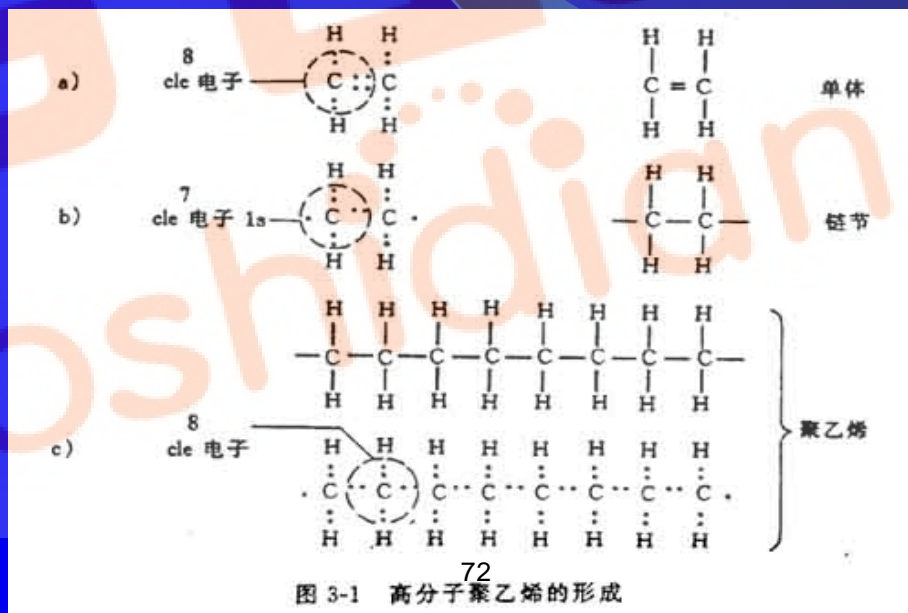


图 3-1 高分子聚乙烯的形成

第四节 分子相

3 高分子化合物的合成

(1) 加聚反应

a 概念：由一种或多种单体相互加成而连接成聚合物的反应。（其产物为聚合物）

b 组成：与单体相同。反应过程中没有副产物。

c 分类

均加聚反应：由一种单体参与的加聚反应。生成均聚物。

共加聚反应：由两种或两种以上单体参与的加聚反应，生成共聚物。

第四节 分子相

3 高分子化合物的合成

(2) 缩聚反应

a 概念：由一种或多种单体相互混合而连接成聚合物，同时析出某种低分子化合物的反应。

b 分类

均缩聚反应：由一种单体参加的缩聚反应.生成均缩聚物。

共缩聚反应：由两种或两种以上单体参加的缩聚反应。生成共缩聚物。

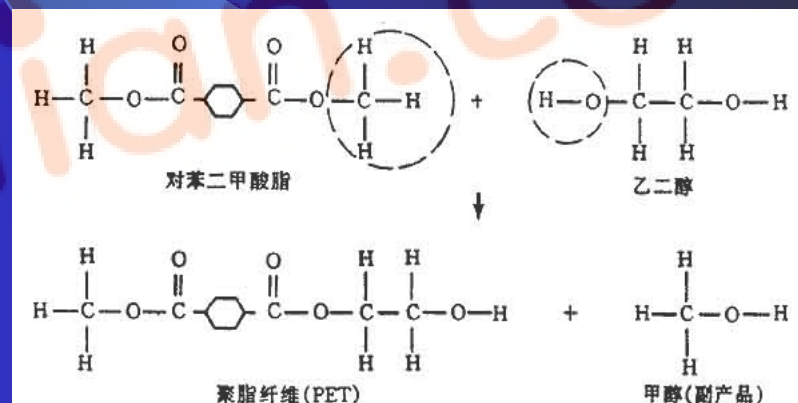


图 3-3 聚酯纤维的缩聚反应 (分别从对苯二甲酸脂和乙二醇中去除了 CH₃ 和 OH, 形成了副产品甲醇)

第四节 分子相

4 高分子化合物的分类

- (1) 按性能与用途：塑料、橡胶、纤维、胶黏剂、涂料等。
- (2) 按生成反应类型：加聚物、缩聚物。
- (3) 按物质的热行为：热塑性塑料和热固性塑料。

第四节 分子相

5 高分子化合物的结构

(1) 高分子链结构（链内结构，分子内结构）

a 化学组成

b 单体的连接方式

均聚物中单体的连接方式：头—尾连接、头—头或尾—尾相连、无轨连接。

共聚物中单体的连接方式：

无轨共聚：ABBABBABA

交替共聚：ABABABAB

嵌段共聚：AAAABBAABBB

接枝共聚：AAAAAAAAAA

B	B
B	B
B	B

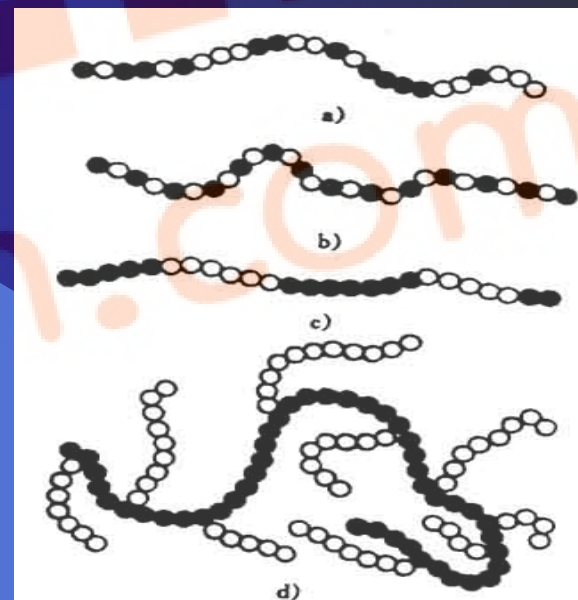


图 3-4 二元共聚物单体的连接方式
a) 无规共聚 b) 交替共聚 c) 嵌段共聚
d) 接枝共聚（黑球代表一种重复单元，白球代表另一种重复单元）

第四节 分子相

c 高分子链的构型（按取代基的位置与排列规律）

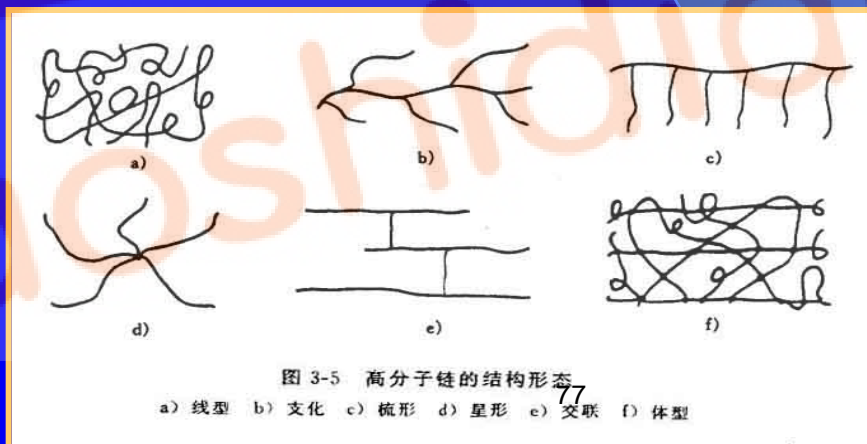
全同立构：取代基R全部处于主链一侧。

间同立构：取代基R相间分布在主链两侧。

无规立构：取代基R在主链两侧不规则分布。

d 高分子链的几何形状：线型、支化型、体型。

(2) 高分子的聚集态结构（链间结构、分子间结构）
无定形结构、部分结晶结构、结晶型结构（示意图）



第四节 分子相

6 高分子材料的结构与性能特点

- (1) 易呈非晶态。
- (2) 弹性模量和强度低。
- (3) 容易老化。
- (4) 密度小。
- (5) 化学稳定性好。

第五节 玻璃相

1 结构：长程无序、短程有序

- (1) 连续无轨网络模型。
- (2) 无规密堆模型。
- (3) 无轨则线团模型。

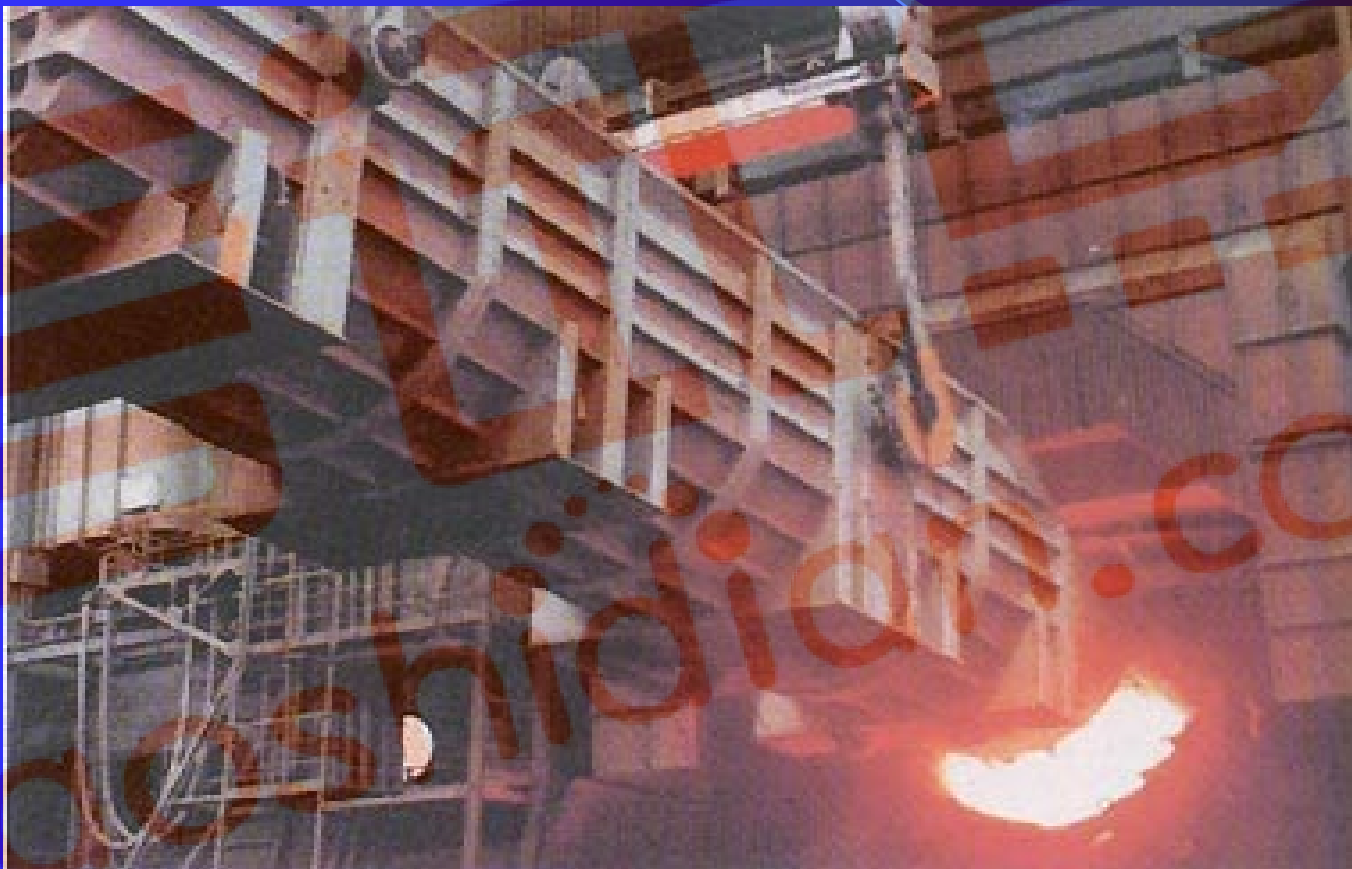
2 性能

- (1) 各向同性。
- (2) 无固定熔点。
- (3) 高强度、高耐蚀性、高导磁率（金属）。

3 形成条件

黏度和冷却速度。

第三章 凝固



熔化

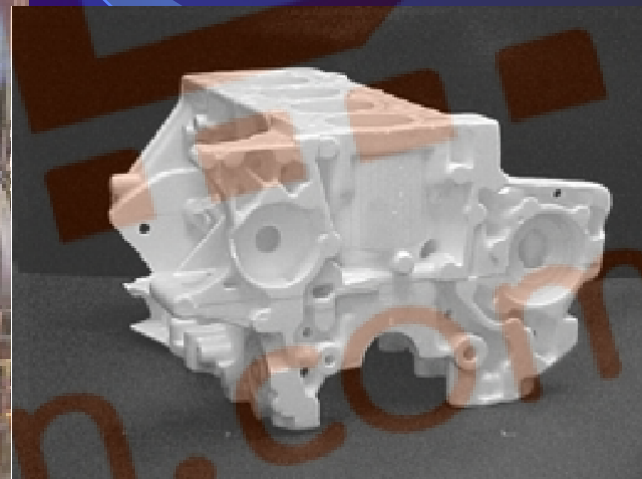
第三章 凝固



炼钢



浇注



炼铜

第三章 凝固

- 凝固：物质从液态到固态的转变过程。
- 若凝固后的物质为晶体，则称之为结晶。
- 凝固过程影响后续工艺性能、使用性能和寿命。
- 凝固是相变过程，可为其它相变的研究提供基础。

第一节 材料结晶的基本规律

1 液态材料的结构

结构：长程无序而短程有序。

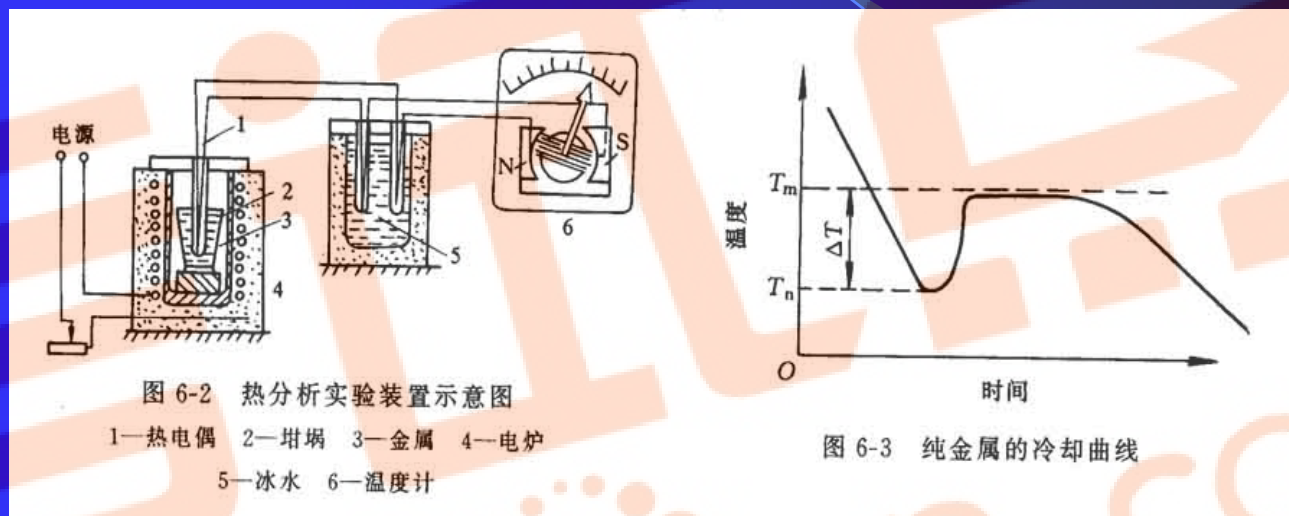
特点（与固态相比）：原子间距较大、原子配位数较小、原子排列较混乱。

表 6-1 用衍射法测得的金属液态和固态的结构数据的比较

金 属	液 态		固 态	
	原子间距/nm	配位数	原子间距/nm	配位数
Al	0.296	10~11	0.286	12
Zn	0.294	11	0.265, 0.294	6+6
Cd	0.306	8	0.297, 0.330	6+6
Au	0.286	11	0.288	12
Bi	0.322	7~8	0.309, 0.346	3+3

第一节 材料结晶的基本规律

2 过冷现象 supercooling



- (1) 过冷：液态材料在理论结晶温度以下仍保持液态的现象。
- (2) 过冷度：液体材料的理论结晶温度(T_m) 与其实 际温度之差。

$$\Delta T = T_m - T \quad (\text{见冷却曲线})$$

注：过冷是凝固的必要条件

(凝固过程总是在一定的过冷度下进行)。

第一节 材料结晶的基本规律

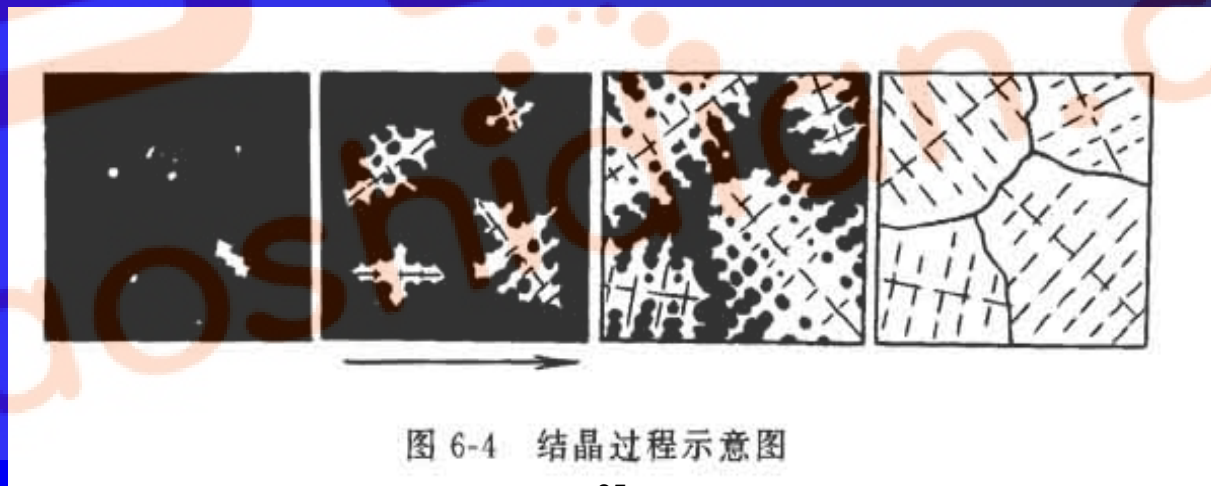
3 结晶过程

(1) 结晶的基本过程：形核—长大。（见示意图）

(2) 描述结晶进程的两个参数

形核率：单位时间、单位体积液体中形成的晶核数量。用 N 表示。

长大速度：晶核生长过程中，液固界面在垂直界面方向上单位时间内迁移的距离。用 G 表示。



第二节 材料结晶的基本条件

1 热力学条件

(1) G-T曲线

a 是下降曲线：由G-T函数的一次导数（负）确定。

$$dG/dT = -S$$

b 是上凸曲线：由二次导数（负）确定。

$$d^2G/d^2T = -C_p/T$$

c 液相曲线斜率大于固相：

由一次导数大小确定。

二曲线相交于一点，即材料的熔点。

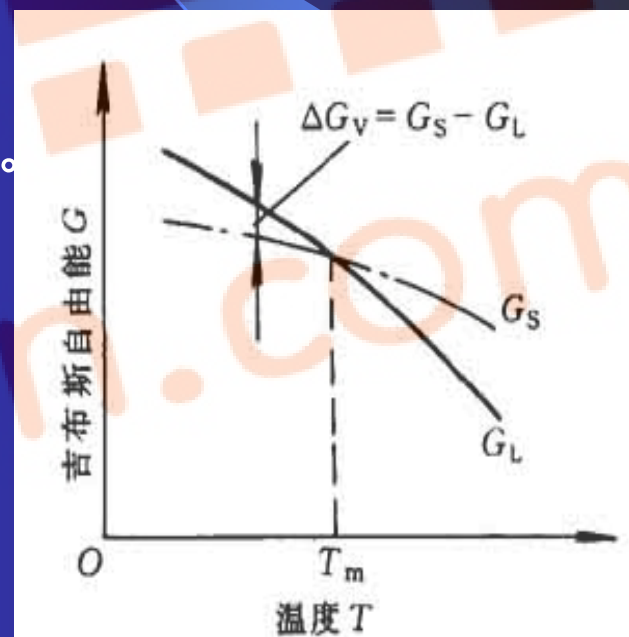


图 6-1 液态和固态的吉布斯自由能-温度曲线

第二节 材料结晶的基本条件

1 热力学条件

(2) 热力学条件

$$\Delta G_v = -L_m \Delta T / T_m$$

a $\Delta T > 0$, $\Delta G_v < 0$ —过冷是结晶的必要条件（之一）。

b ΔT 越大, ΔG_v 越小—过冷度越大, 越有利于结晶。

c ΔG_v 的绝对值为凝固过程的驱动力。

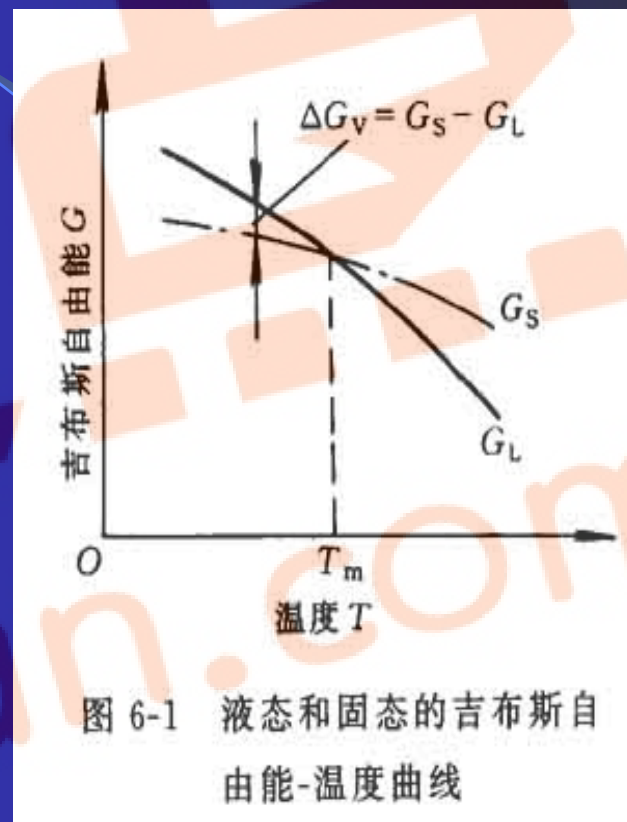


图 6-1 液态和固态的吉布斯自由能-温度曲线

第二节 材料结晶的基本条件

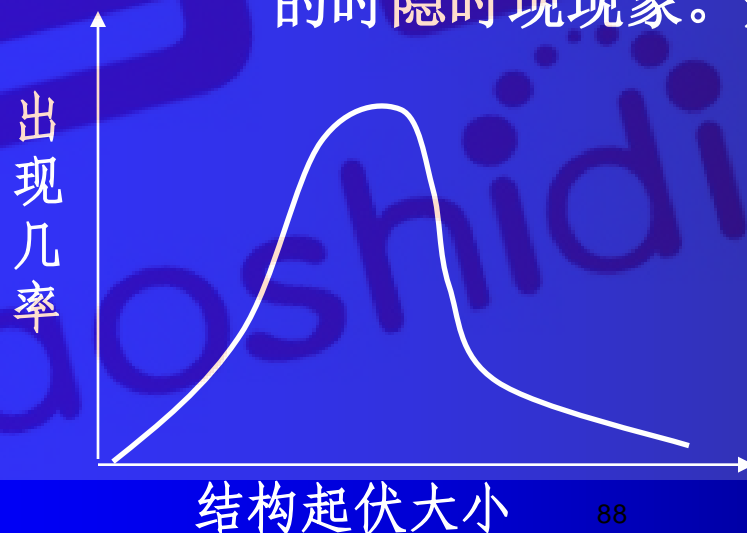
2 结构条件

(1) 液态结构模型

微晶无序模型

拓扑无序模型

(2) 结构起伏（相起伏）：液态材料中出现的短程有序原子集团的时隐时现现象。是结晶的必要条件（之二）。



第三节 晶核的形成

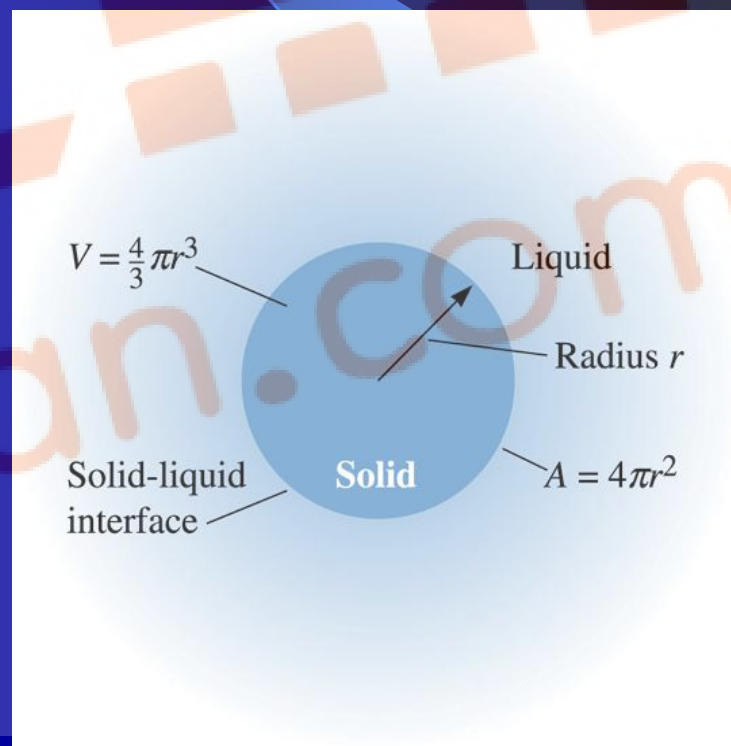
均匀形核：新相晶核在遍及母相的整个体积内无轨则均匀形成。

非均匀形核：新相晶核依附于其它物质择优形成。

1 均匀形核

(1) 晶胚形成时的能量变化

$$\begin{aligned}\Delta G &= V\Delta G_v + \sigma S \\ &= (4/3)\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma\end{aligned}$$



第三节 晶核的形成

1 均匀形核

(2) 临界晶核

$$d\Delta G/dr=0$$

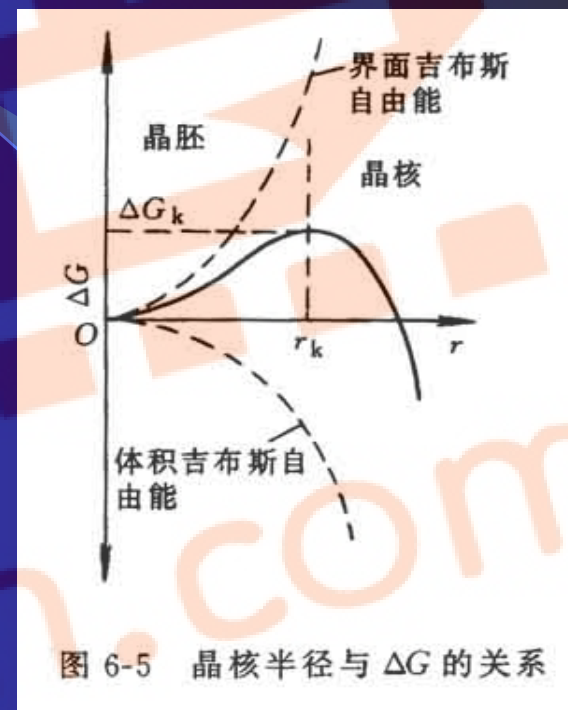
$$r_k = -2\sigma/\Delta G_v$$

临界晶核：半径为 r_k 的晶胚。

(3) 临界过冷度

$$r_k = -2\sigma T_m/L_m \Delta T$$

临界过冷度：形成临界晶核时的过冷度。 ΔT_k 。
 $\Delta T \geq \Delta T_k$ 是结晶的必要条件。



第三节 晶核的形成

1 均匀形核

(4) 形核功与能量起伏

$$\Delta G_k = S_k \sigma / 3$$

临界形核功：形成临界晶核时需额外对形核所做的功。

能量起伏：系统中微小区域的能量偏离平均能量水平而高低不一的现象。

（是结晶的必要条件之三）。

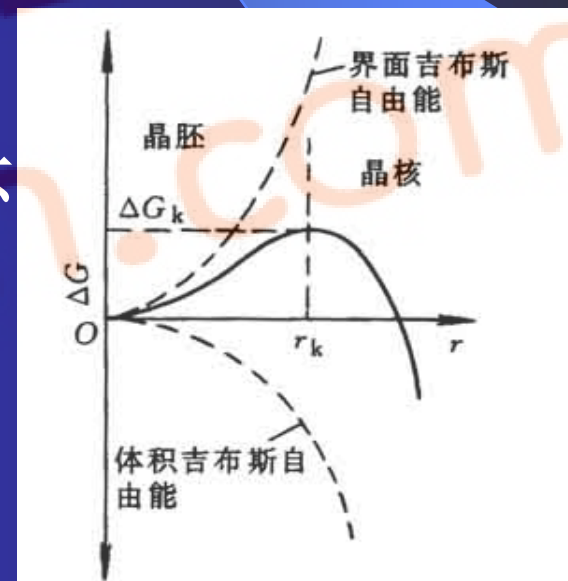


图 6-5 晶核半径与 ΔG 的关系

第三节 晶核的形成

1 均匀形核

(5) 形核率与过冷度的关系

$$N = N_1(\Delta G_K) \cdot N_2(\Delta G_A)$$

由于N受 N_1 (形核)· N_2 (扩散)两个因素控制，形核率与过冷度之间是呈抛物线的关系。

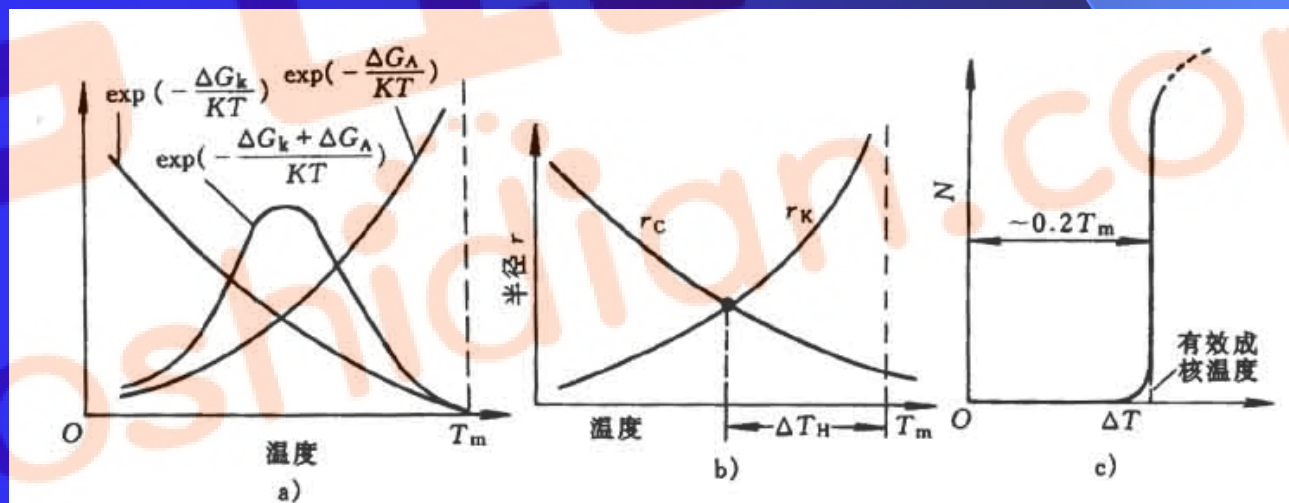


图 6-6 形核率与过冷度的关系

a) 影响因素 b) 临界过冷度 c) 形核率

第三节 晶核的形成

2 非均匀形核

- (1) 模型：外来物质为一平面，固相晶胚为一球冠。
- (2) 自由能变化：表达式与均匀形核类似。

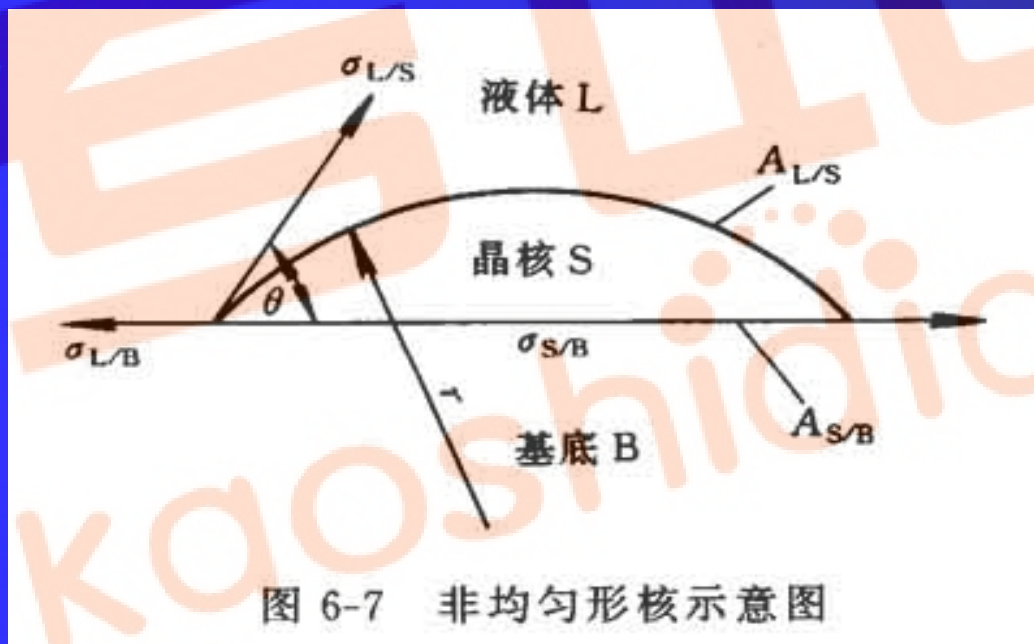
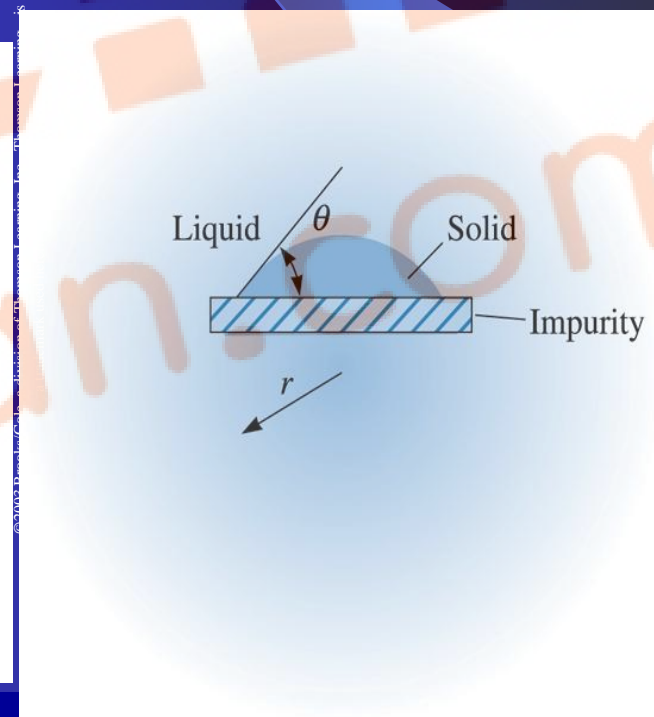


图 6-7 非均匀形核示意图



第三节 晶核的形成

2 非均匀形核

(3) 临界形核功

计算时利用球冠体积、表面积表达式，结合平衡关系

$$\sigma_{lw} = \sigma_{sw} + \sigma_{sl} \cos \theta$$

计算能量变化和临界形核功。

$$\Delta G_{k\text{非}} / \Delta G_k = (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta) / 4$$

a $\theta=0$ 时， $\Delta G_{k\text{非}}=0$ ，杂质本身即为晶核；

b $180>\theta>0$ 时， $\Delta G_{k\text{非}}<\Delta G_k$ ，杂质促进形核；

c $\theta=180$ 时， $\Delta G_{k\text{非}}=\Delta G_k$ ，杂质不起作用。

第三节 晶核的形成

2 非均匀形核

(4) 影响非均匀形核的因素

a 过冷度：（ $N-\Delta T$ 曲线有一下降过程）。

b 外来物质表面结构： θ 越小越有利。点阵匹配原理：结构相似，点阵常数相近。

c 外来物质表面形貌：表面下凹有利。（图3—17）

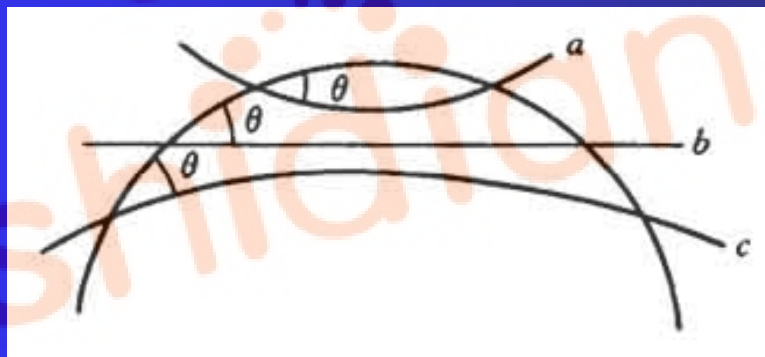


图 6-8 基底形状对形核的影响

第四节 晶核的长大

1 晶核长大的条件

(1) 动态过冷

动态过冷度：晶核长大所需的界面过冷度。

（是材料凝固的必要条件）

(2) 足够的温度

(3) 合适的晶核表面结构

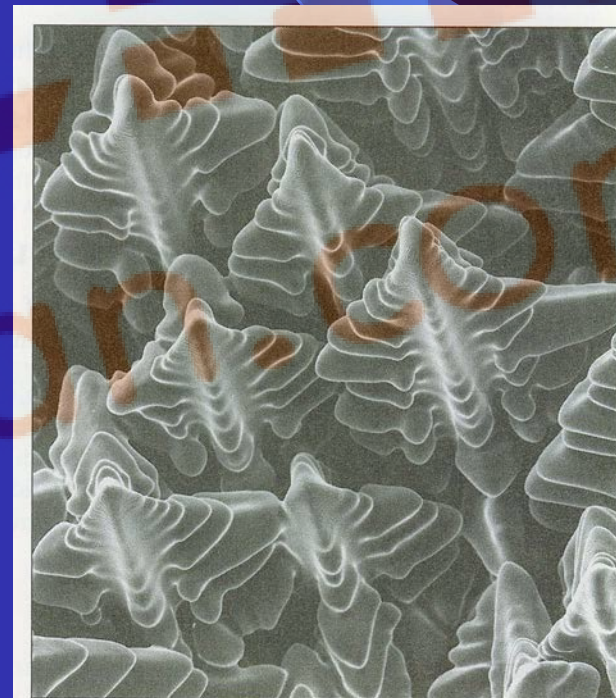


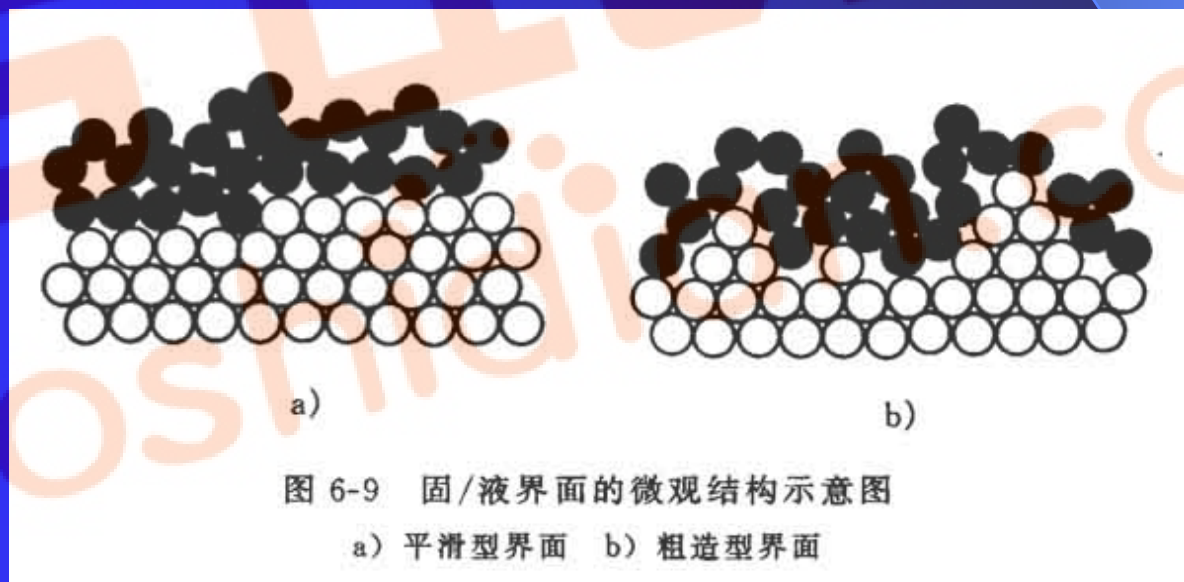
Photo courtesy of Stan David and Lynn Boatner, Oak Ridge National Laboratory

第四节 晶核的长大

2 液固界面微结构与晶体长大机制

粗糙界面（微观粗糙、宏观平整—金属或合金材料的界面）：
垂直长大。

光滑界面（微观光滑、宏观粗糙—无机化合物或亚金属材料的界面）：
横向长大：二维晶核长大、依靠缺陷长大。



第四节 晶核的长大

2 液固界面微结构与晶体长大机制

粗糙界面（微观粗糙、宏观平整—金属或合金材料的界面）：

垂直长大。

光滑界面（微观光滑、宏观粗糙—无机化合物或亚金属材料的界面）：横向长大：二维晶核长大、依靠缺陷长大。

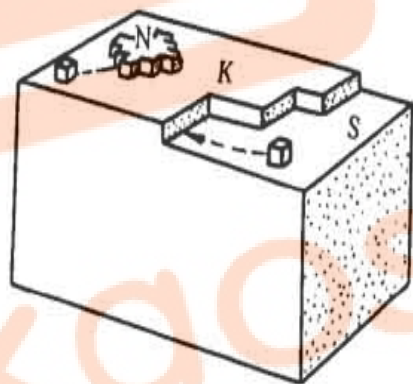


图 6-12 平滑界面晶核长大机制

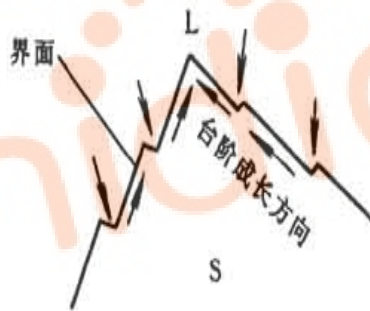


图 6-13 平滑界面的台阶方式生长

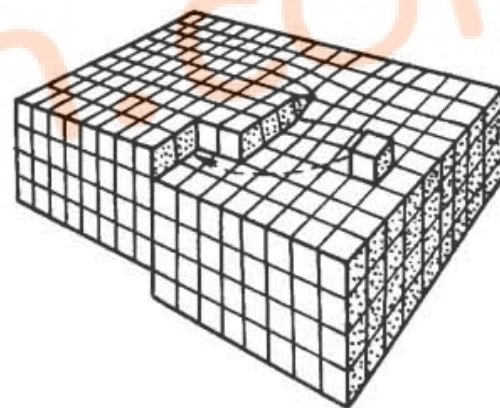


图 6-14 晶体的螺旋形台阶成长示意图

第四节 晶核的长大

3 液体中温度梯度与晶体的长大形态

(1) 正温度梯度（液体中距液固界面越远，温度越高）

粗糙界面：平面状。

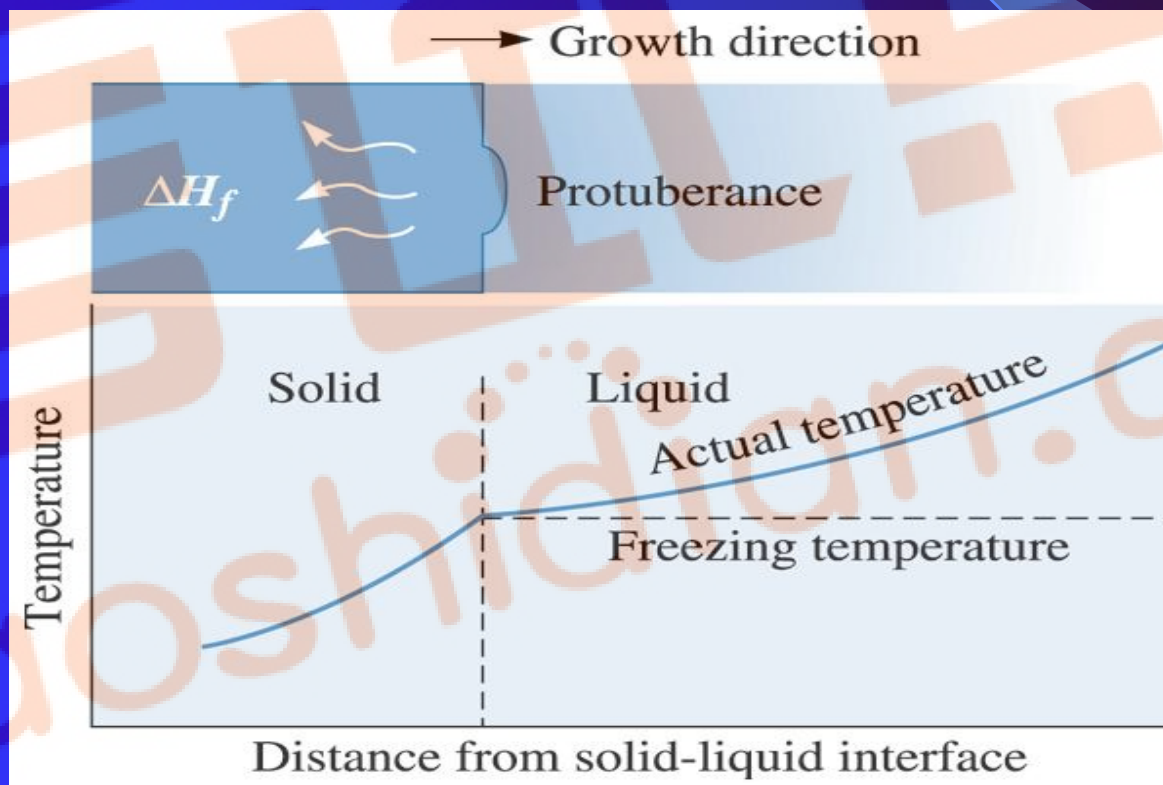
光滑界面：台阶状（小平面状）。



第四节 晶核的长大

3 液体中温度梯度与晶体的长大形态

(1) 正温度梯度（液体中距液固界面越远，温度越高）



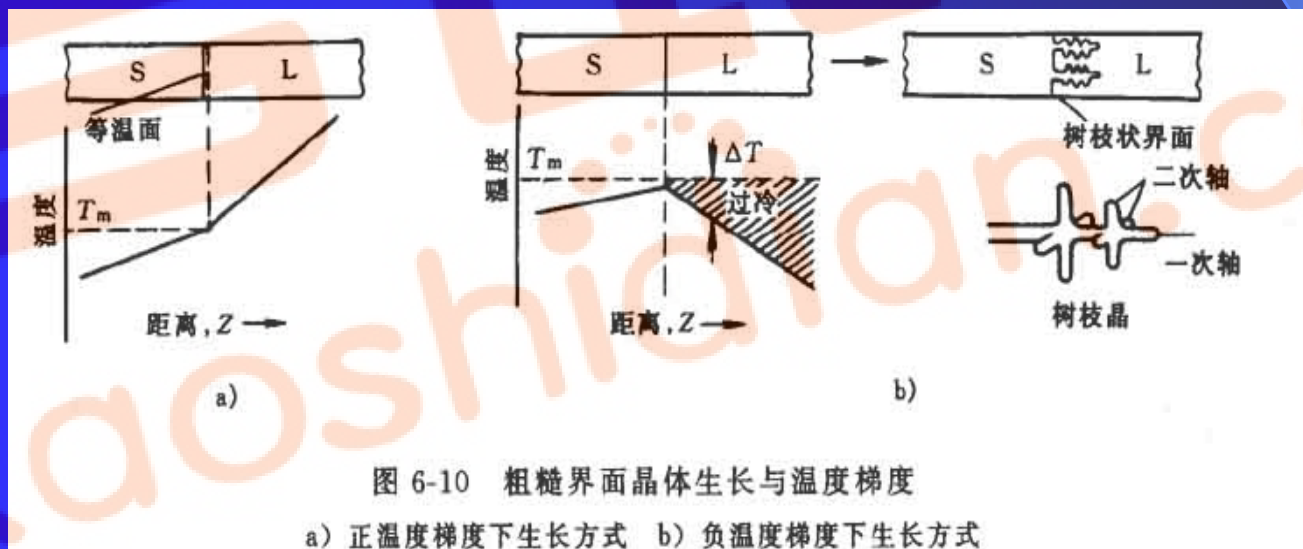
第四节 晶核的长大

3 液体中温度梯度与晶体的长大形态

(2) 负温度梯度（液体中距液固界面越远，温度越低）

粗糙界面：树枝状。

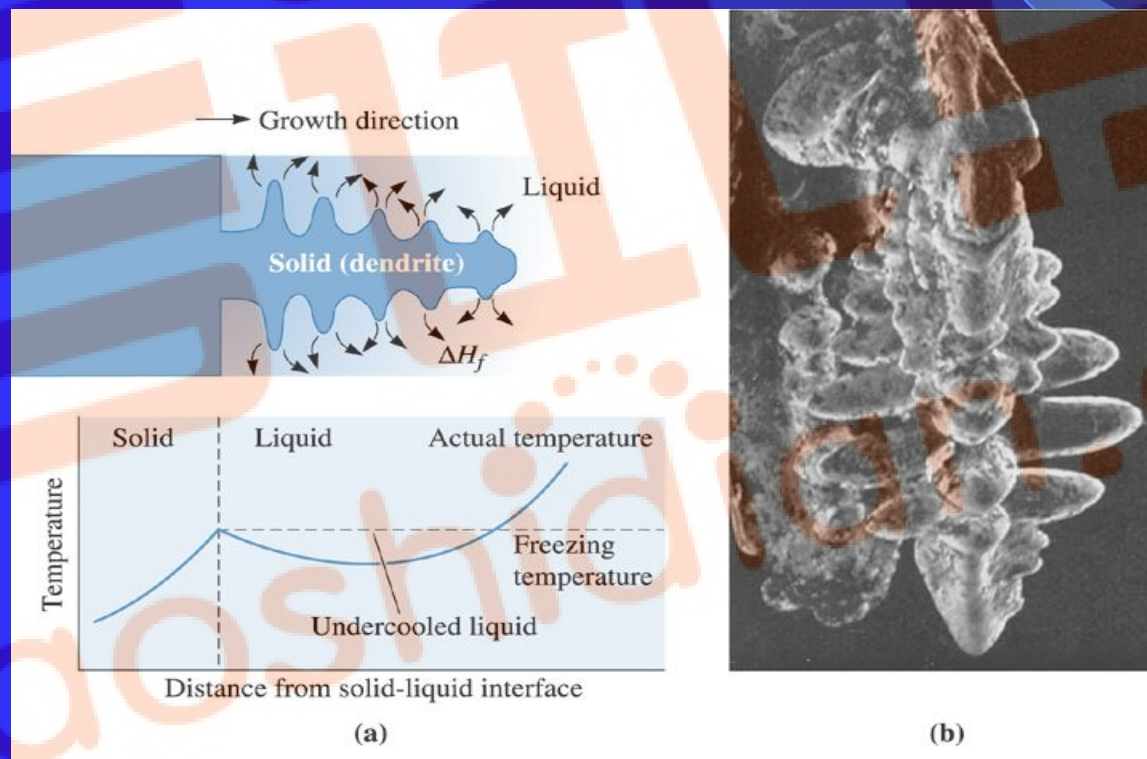
光滑界面：树枝状—多面体—台阶状。



第四节 晶核的长大

3 液体中温度梯度与晶体的长大形态

(2) 负温度梯度（液体中距液固界面越远，温度越低）



第五节 高分子材料的结晶

特点：结晶不完全性、不完善性、结晶速度慢

一 与低分子结晶的相似性

1 结晶速度和晶粒尺寸受过冷度的影响

随过冷度增加，形核率增加，晶粒尺寸减小。

2 结晶过程：形核与长大

均匀形核：高分子链靠热运动组成有序排列形成晶核。

非均匀形核：以残余结晶高分子、分散颗粒、容器壁为中心形核。

3 非均匀形核所需过冷度小。

第五节 高分子材料的结晶

特点：结晶不完全性、不完善性、结晶速度慢

二 与低分子结晶的差异性

结晶的不完全性。一般50%，最高约95%。

(1) 链的对称性。对称性越高，越容易结晶。

(2) 链的规整性。规则的构型，有利于结晶，
有利于共聚结晶。

(3) 链的柔顺性。柔顺性越好，结晶能力越强。

(4) 共聚效应。

第六节 凝固理论的应用

1 材料铸态晶粒度的控制

$$Z_v=0.9(N/G)^{3/4}$$

- (1) 提高过冷度。降低浇铸温度，提高散热导热能力，适用于小件。
- (2) 化学变质处理。促进异质形核，阻碍晶粒长大。
- (3) 振动和搅拌。输入能量提高形核率；破碎枝晶增加核心。

第六节 凝固理论的应用

2 单晶体的制备

(1) 基本原理：保证一个晶核形成并长大。

(2) 制备方法：尖端形核法和垂直提拉法。

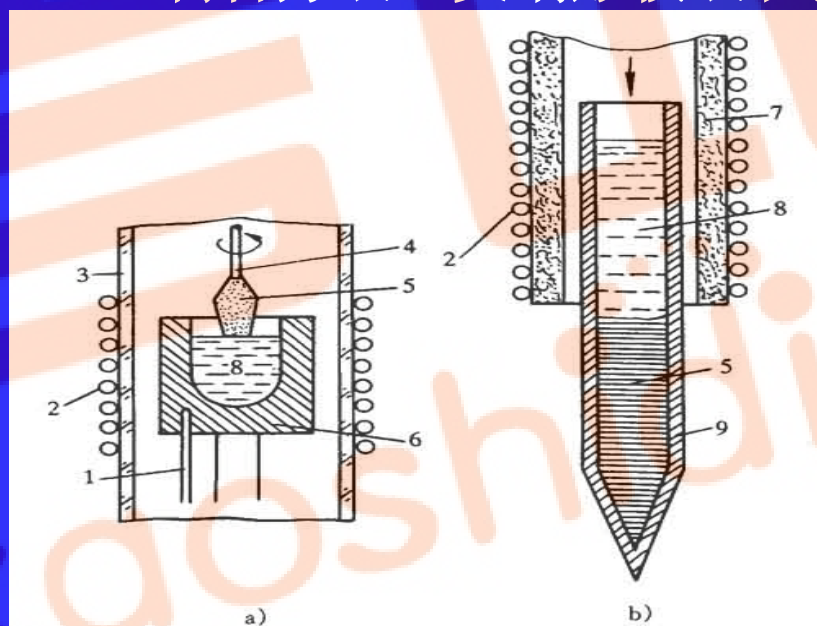
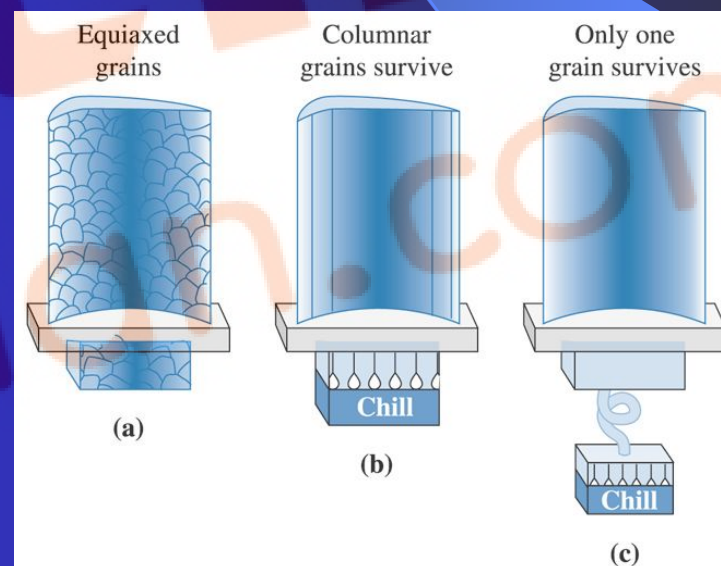


图 6-29 单晶制备原理图

a) 垂直提拉法 b) 尖端形核法

1—热电偶 2—感应线圈 3—石英管 4—籽晶 5—晶体
6—石墨坩埚 7—绝缘层 8—熔体 9—模子



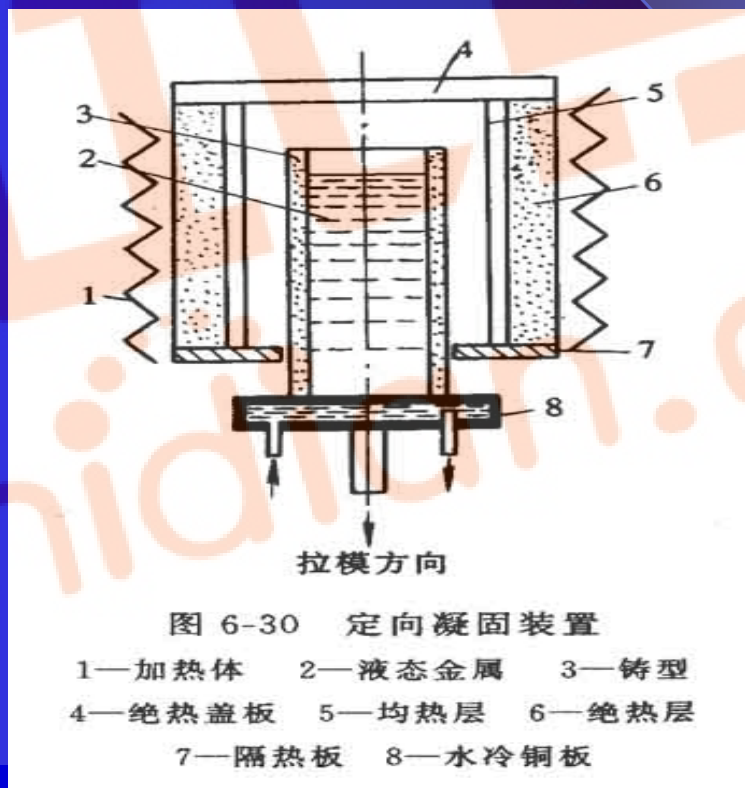
©2003 Brooks/Cole, a division of Thomson Learning, Inc. Thomson Learning is a trademark used herein under license.

第六节 凝固理论的应用

3 定向凝固技术

(1) 原理：单一方向散热获得柱状晶。

(2) 制备方法。



第六节 凝固理论的应用

4 急冷凝固技术

- (1) 非晶金属与合金
- (2) 微晶合金。
- (3) 准晶合金。

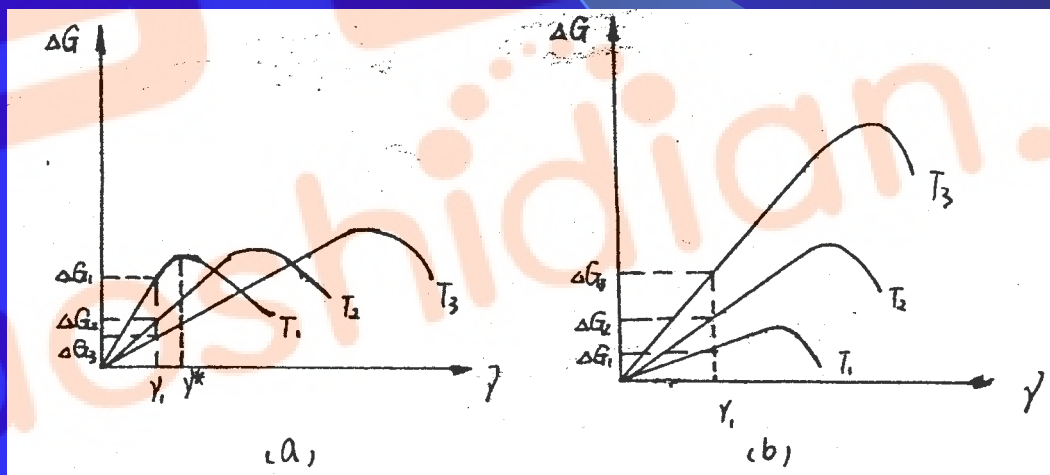


本章小结与习题讨论课

第一章

第三节原子不规则排列

- 1 试述结晶相变的热力学条件、动力学条件、能量及结构条件。
- 2 在液态金属中，凡是涌现出的小于临界晶核半径的晶胚都不能成核。
但如果有足够的能量起伏，是否可以成核？
- 3 判断下图哪个正确？ ($T_3 > T_2 > T_1$)



本章小结与习题讨论课

4 液态金属凝固时需要过冷，那么固态金属熔化时是否需要过热？为什么？

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

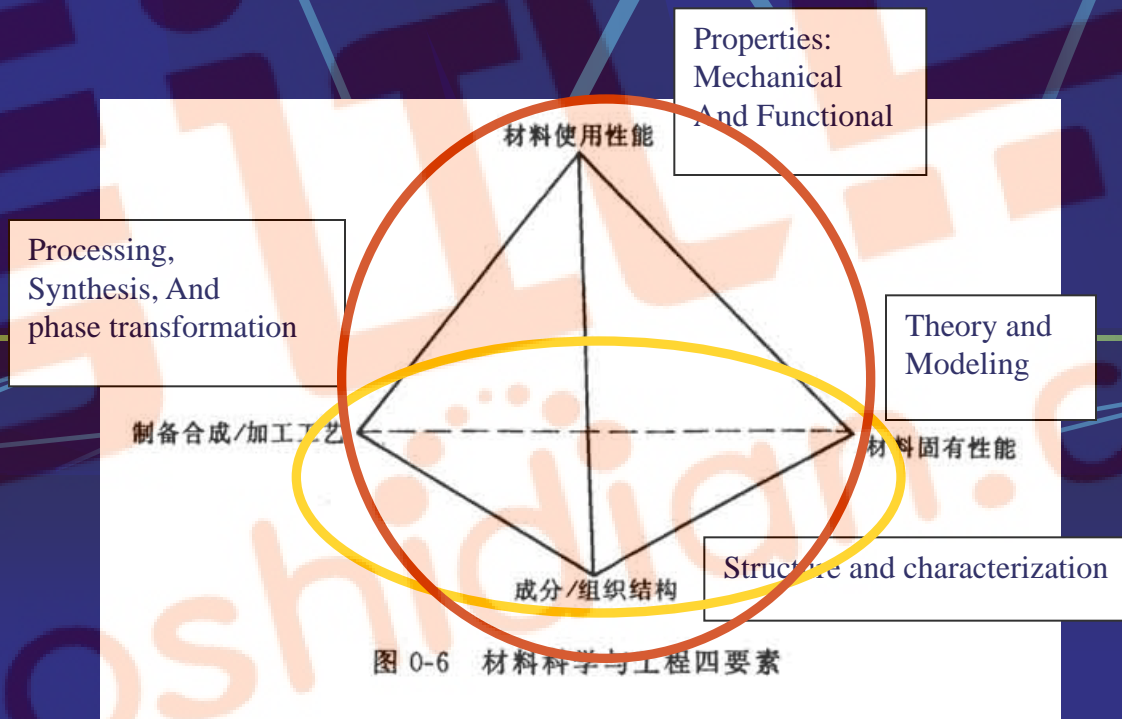
载人航天的效益

原苏联宇航员加加林1961年首次进入太空，美国“阿波罗”飞船1969年成功登月，这两个轰动世界的壮举发掘和吸引了数以十万计的精英人才，促进了天文学、高能物理、材料学、自动控制、信息、制造工艺学等科学技术门类的发展，催生了航天器结构力学、航天动力学、空间电子学、航天医学等新学科，形成了大批高科技工业群体，丰富了人类对近地空间和月球的认识，产生了显著的社会和经济效益。

航天飞机、空间站的出现，使人类得以利用微重力、超低温、强太阳辐射、真空等太空中的独特条件开展多项研究。在空间站内，宇航员已制作出了杂质少、表面缺陷小、质地精良的半导体、金属材料、玻璃、陶瓷和光学元件；在生物材料加工方面，已可以在空间生产抗血栓制剂——尿激酶、纯度比地面高100倍的抗流感制剂和抗病毒干扰素、可治疗糖尿病的胰腺 β -细胞和用于治疗烧伤的表皮生长素等30多种质量、疗效较高的药物，航天员还可设法使蛋白质分子按预定的立体结构排列起来，形成纯度比地面高10倍、性能超群的蛋白质晶体，促进新药开发、疾病研究和防治；载人航天器搭载的农作物种子在宇宙射线的作用下，其遗传基因会发生变化，有可能诞生高产、营养成分增加或抗病毒的作物新品种。



能否用一个较为直观的方式建立材料科学四要素之间的联系,且能够用于指导生产?



第四章 二元相图

相图：描述系统的状态、温度、压力及成分之间关系的图解。



第四章 二元相图

根据相图可确定不同成分的材料在不同温度下组成相的种类、各相的相对量、成分及温度变化时可能发生的变化。

仅在热力学平衡条件下成立，不能确定结构、分布状态和具体形貌。

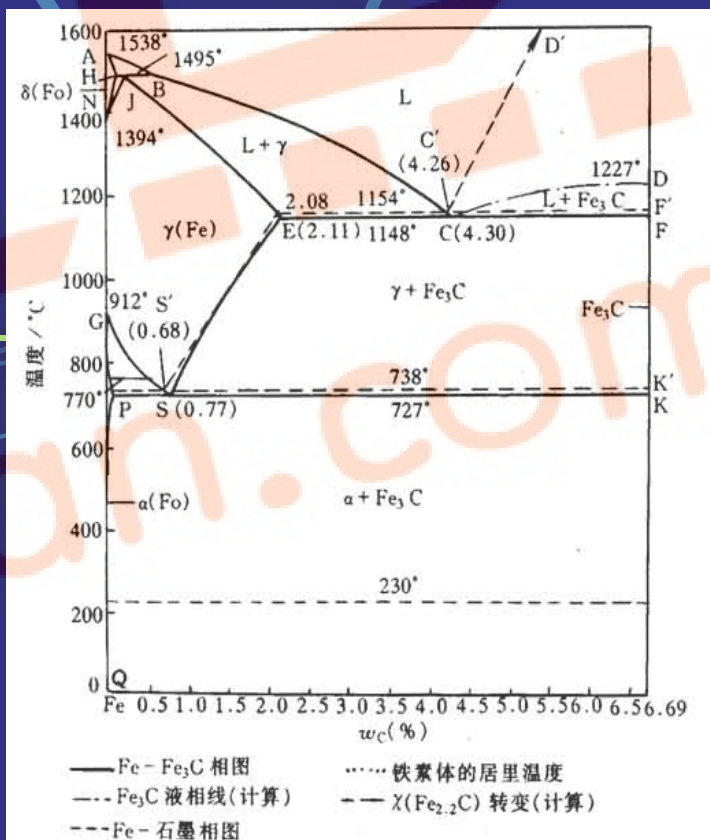


图 5-47 铁-碳相图

第一节 相图的基本知识

1 相律

(1) 相律：热力学平衡条件下，系统的组元数、相数和自由度数之间的关系。



(2) 表达式： $f=c-p+2$ ；压力一定时， $f=c-p+1$ 。

(3) 应用

可确定系统中可能存在的最多平衡相数。如单元系2个，二元系3个。

可以解释纯金属与二元合金的结晶差别。纯金属结晶恒温进行，二元合金变温进行。

第一节 相图的基本知识

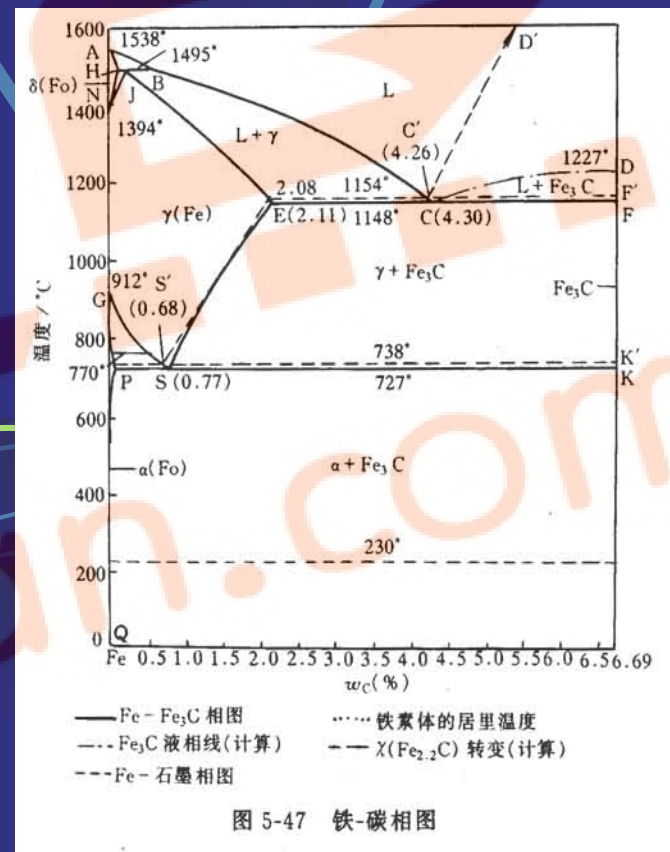
2 相图的表示与建立

(1) 状态与成分表示法

状态表示：温度 - 成分坐标系。

坐标系中的点 - 表象点。

成分表示：质量分数或摩尔分数。



第一节 相图的基本知识

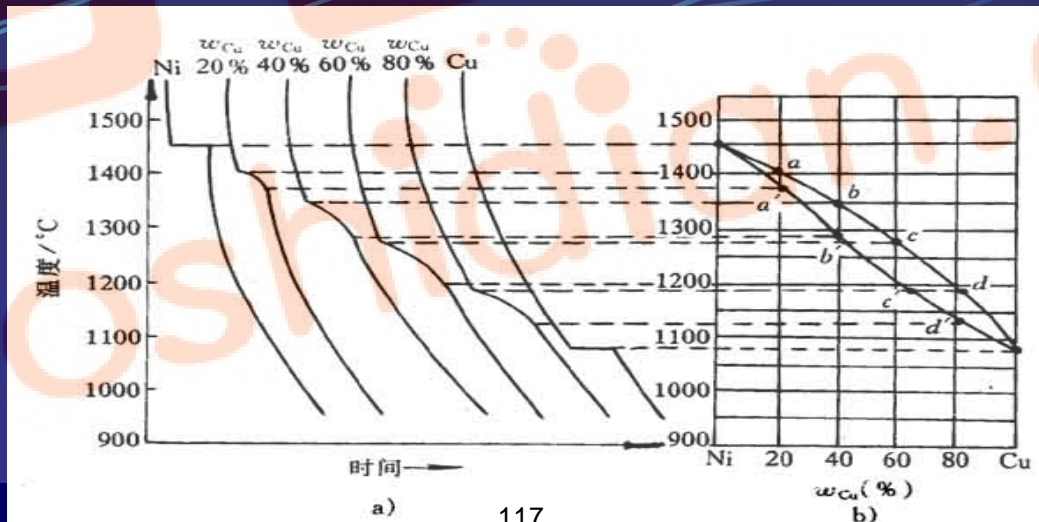
2 相图的表示与建立

(2) 相图的建立

方法：实验法和计算法。

过程：配制合金 - 测冷却曲线 - 确定转变温度 - 填入坐标 - 绘出曲线。

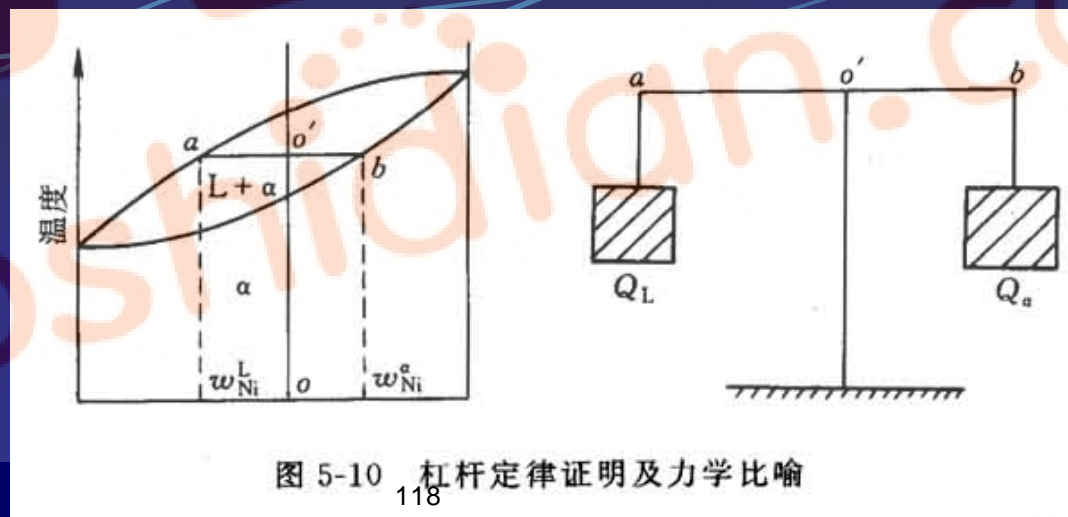
相图结构(匀晶)：两点、两线、三区。



第一节 相图的基本知识

3 杠杆定律-相含量的计算工具

- (1) 平衡相成分的确定（根据相律，若温度一定，则自由度为0，平衡相成分随之确定。）
- (2) 数值确定：直接测量计算或投影到成分轴测量计算。
- (3) 注意：只适用于两相区；三点（支点和端点）要选准。

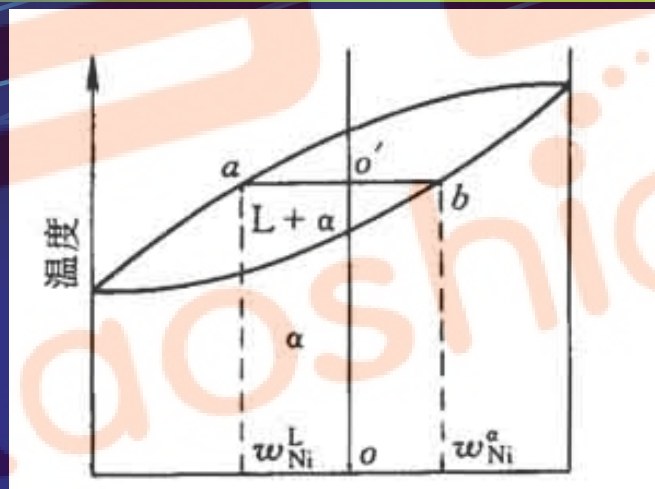


第二节 二元匀晶相图

1 匀晶相同及其分析

(1) 匀晶转变：由液相直接结晶出单相固溶体的转变。

(2) 匀晶相图：具有匀晶转变特征的相图。
(两组元在液态和固态都无限互溶)



(3) 相图分析

两点：纯组元的熔点；

两线：L, S相线；

三区：L, α , L + α 。

图 5-10 杠杆定律证明及力学比喻

第二节 二元匀晶相图

2 固溶体合金的平衡结晶

(1) 平衡结晶：每个时刻都能达到平衡的结晶过程。

(2) 平衡结晶过程分析

① 冷却曲线：温度—时间曲线；

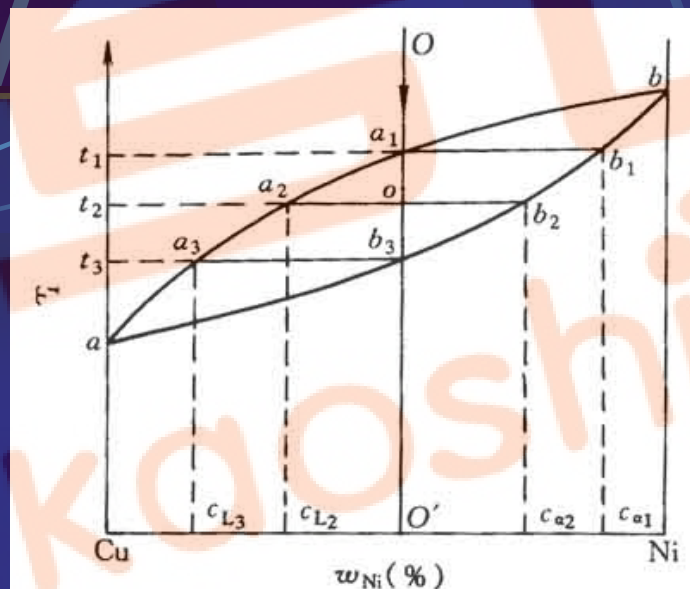
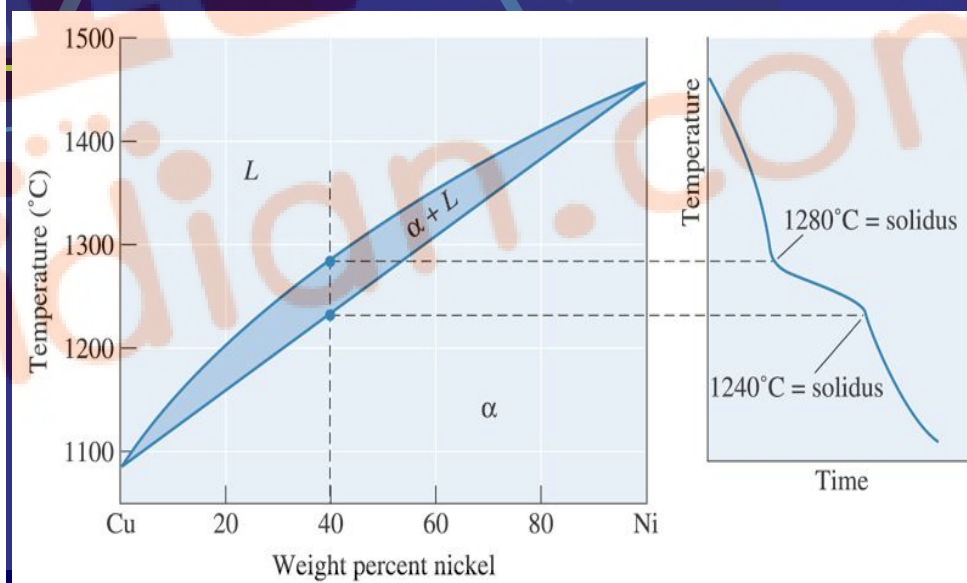


图 5-15 平衡结晶过程分析



第二节 二元匀晶相图

2 固溶体合金的平衡结晶

② 相（组织）与相变（各温区相的类型、相变反应式，杠杆定律应用。）；



③ 组织示意图；

④ 成分均匀化：每时刻结晶出的固溶体的成分不同。

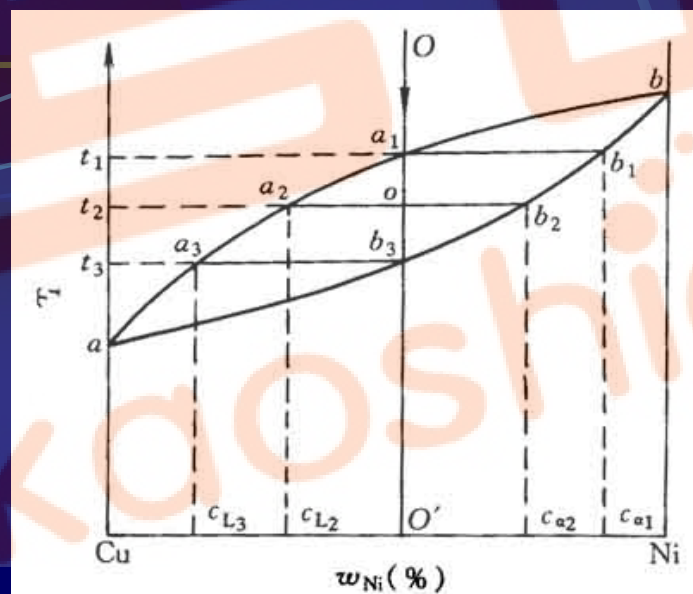
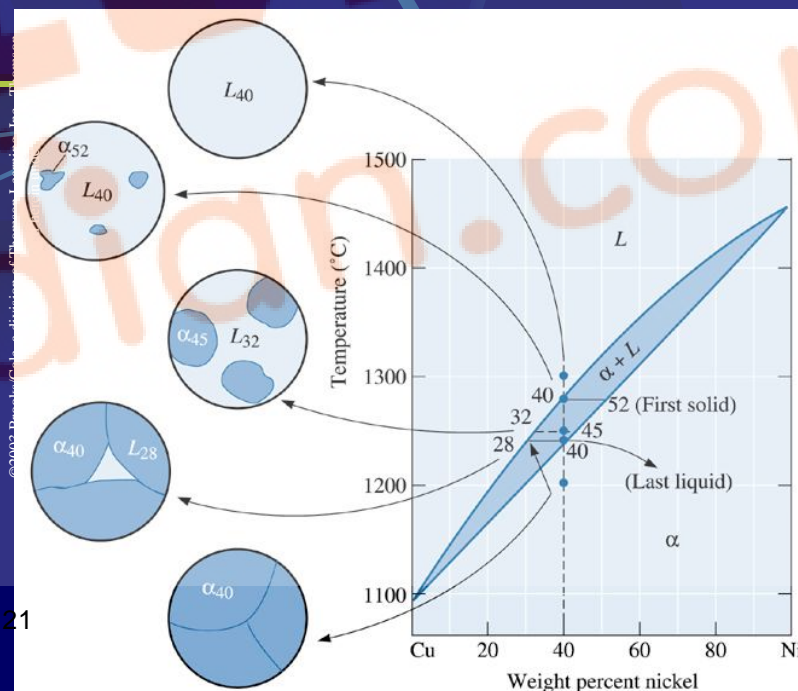


图 5-15 平衡结晶过程分析



第二节 二元匀晶相图

2 固溶体合金的平衡结晶

(3) 与纯金属结晶的比较

① 相同点：基本过程：形核—长大；

热力学条件： $\Delta T > 0$ ；

能量条件：能量起伏；

结构条件：结构起伏。

② 不同点：合金在一个温度范围内结晶（可能性：相律分析；必要性：成分均匀化。）

合金结晶是选分结晶：需成分起伏。

第二节 二元匀晶相图

3 固溶体的不平衡结晶

(1) 原因: 冷速快(假设液相成分均匀、固相成分不均匀)。

(2) 结晶过程特点: 固相成分按平均成分线变化(但每一时刻符合相图);

结晶的温度范围增大;

组织多为树枝状。

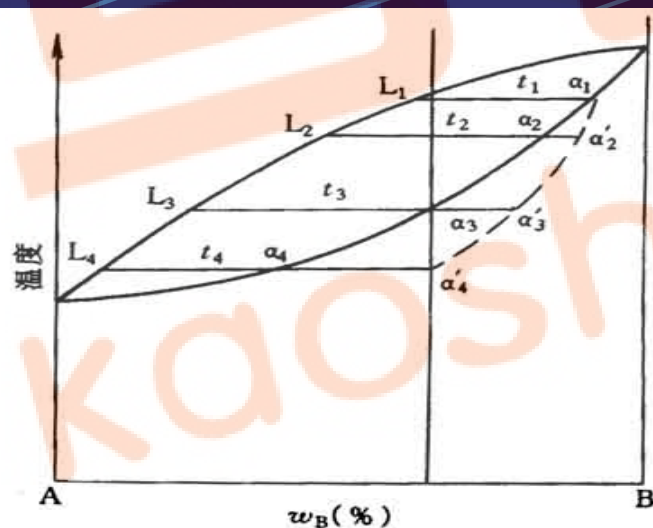


图 5-16 匀晶系合金的不平衡结晶

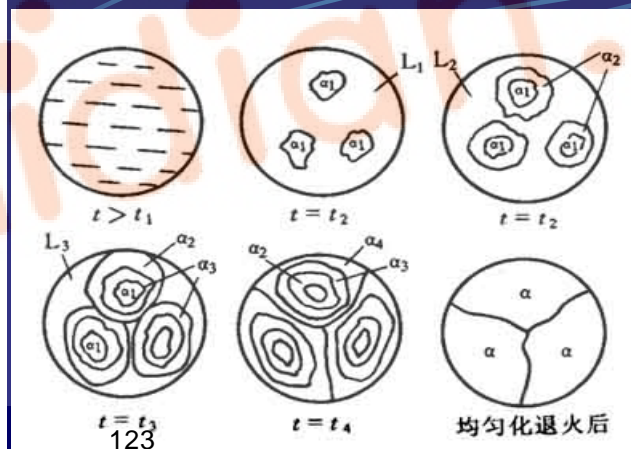
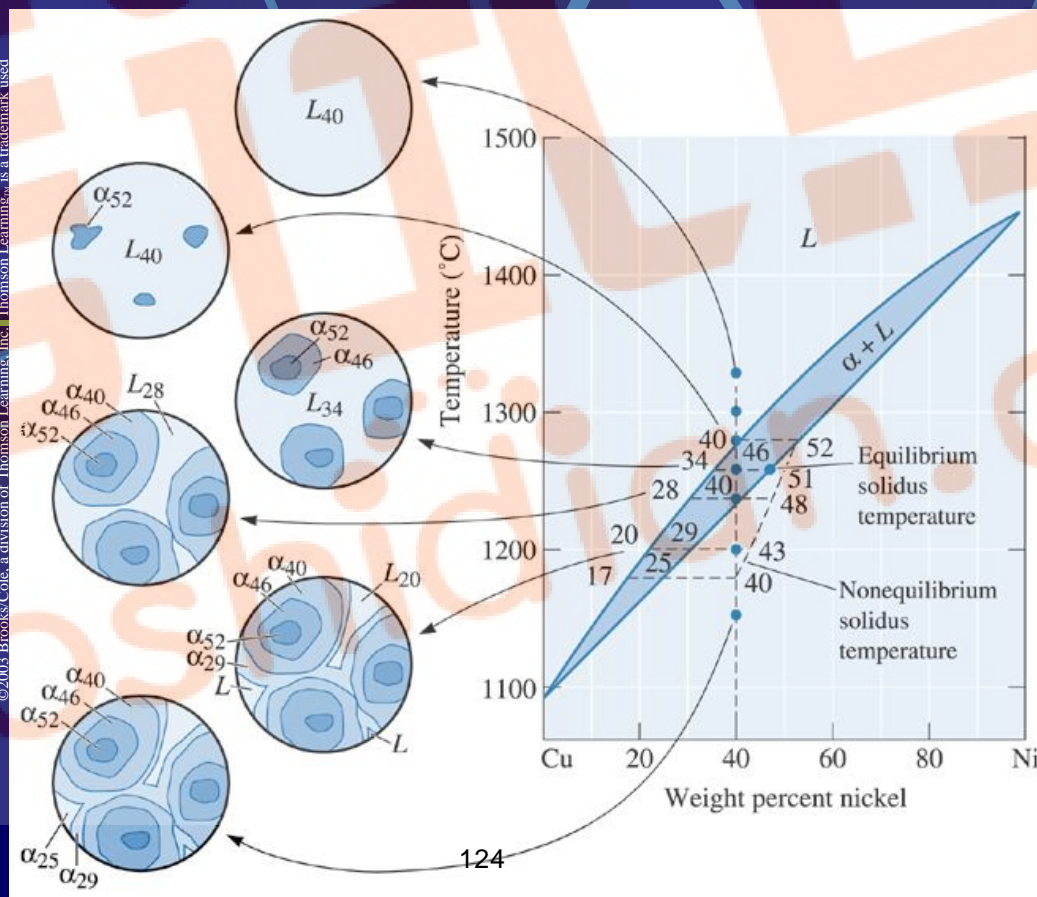


图 5-17 不平衡结晶引起的晶内偏析

第二节 二元匀晶相图

3 固溶体的不平衡结晶



第二节 二元匀晶相图

3 固溶体的不平衡结晶

(3) 成分偏析：

晶内偏析：一个晶粒内部化学成分不均匀现象。

枝晶偏析：树枝晶的枝干和枝间化学成分不均匀的现象。

（消除：扩散退火，在低于固相线温度长时间保温。）



图 5-18 Cu-Ni 合金铸态 50×

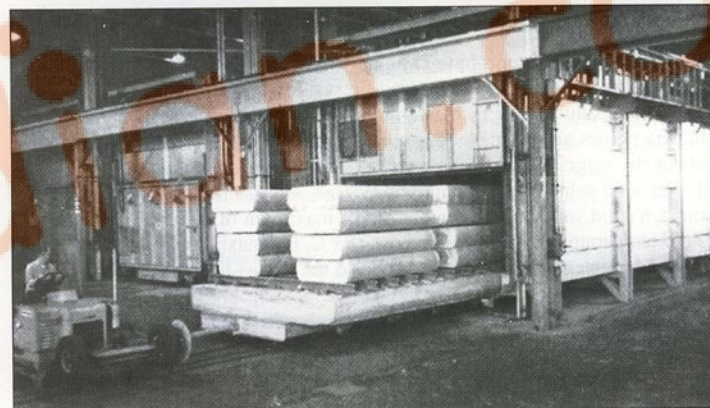


Figure 8.9

Large direct-chill cast aluminum alloy sheet ingots being loaded into a homogenizing furnace. When the as-cast ingots are reheated at a high temperature below the melting temperature of the lowest melting phase, atomic solid-state diffusion creates a more homogeneous internal structure.

(Courtesy of Reynolds Metals Co.)

第二节 二元匀晶相图

4 稳态凝固时的溶质分布

(1) 稳态凝固：从液固界面输出溶质速度等于溶质从边界层扩散出去速度的凝固过程。

(2) 平衡分配系数：在一定温度下，固、液两平衡相中溶质浓度的比值。

$$k_0 = C_s / C_l$$

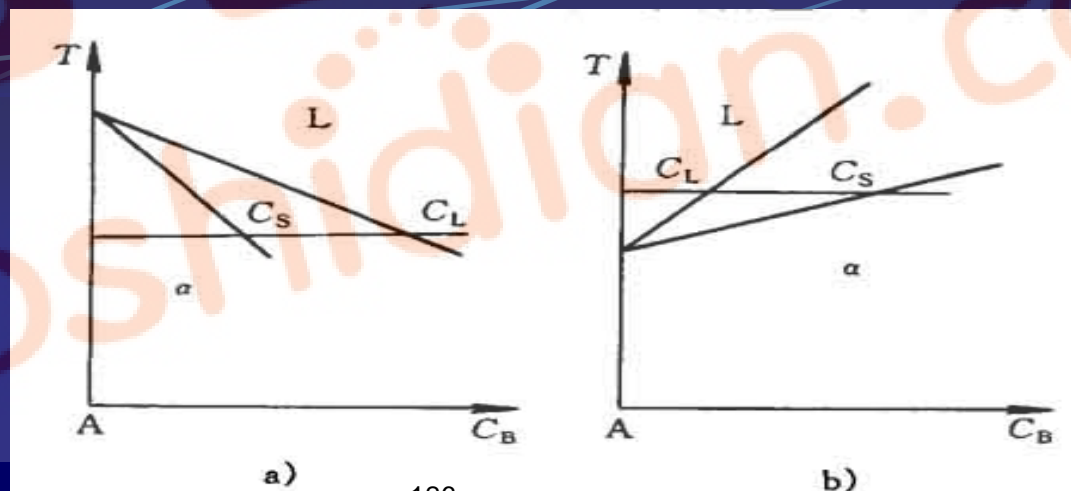


图 6-16 $k_0 < 1$ 的相图(a)及 $k_0 > 1$ 的相图(b)

第二节 二元匀晶相图

4 稳态凝固时的溶质分布

(3) 溶质分布

冷却速度无限慢→有扩散和对流→液、固相内溶质完全混合
(平衡凝固) —a;

冷却速度非常慢→有扩散和对流→固相不混合、液相完全混合—b;

冷却速度很大→仅有扩散→固相不混合、液相完全不混合—c;

冷却速度一般→部分扩散和对流→固相不混合、液相部分混合—d。

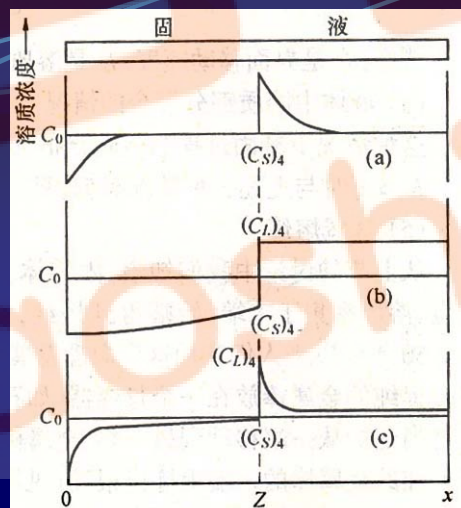
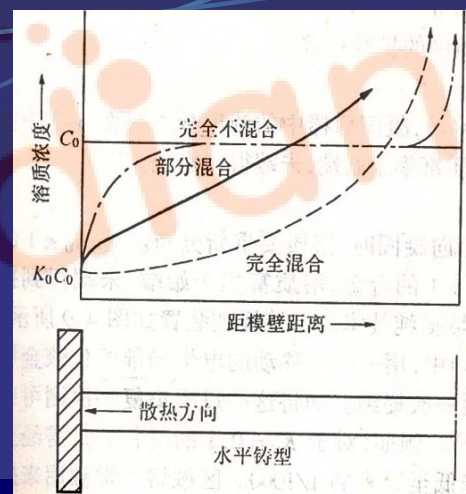


图 4-8 三种混合状态的溶质分布



127

图 4-7 不同条件下定向凝固得到的溶质分布曲线

第二节 二元匀晶相图

4 稳态凝固时的溶质分布

(4) 区域熔炼（上述溶质分布规律的应用）

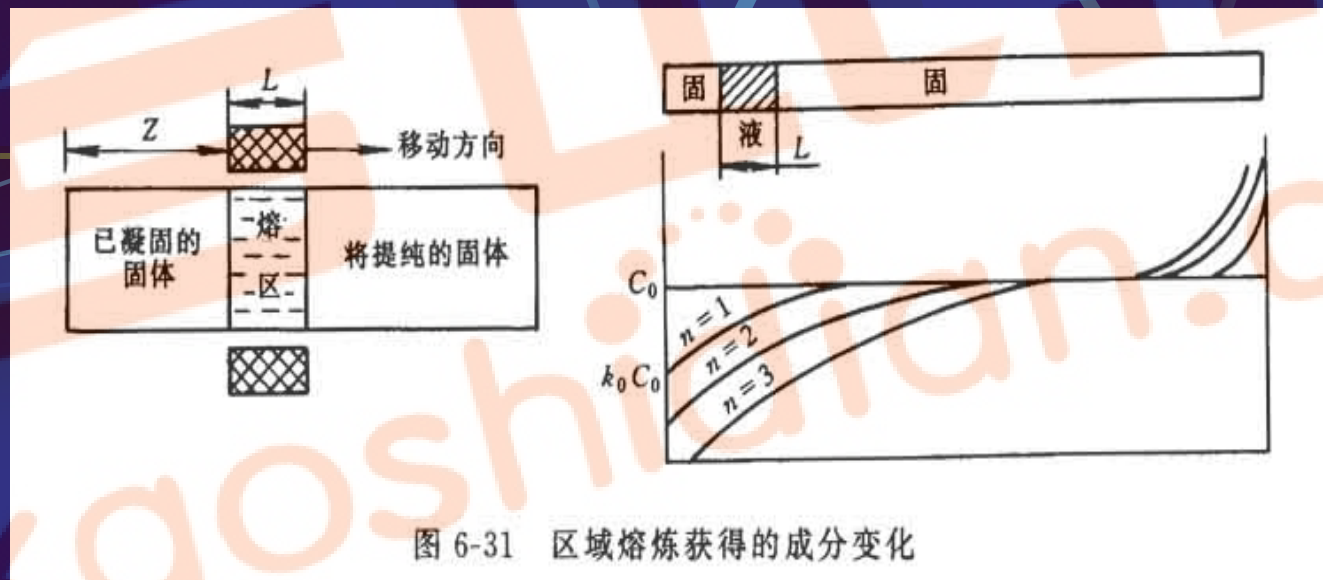


图 6-31 区域熔炼获得的成分变化

第二节 二元匀晶相图

5 成分过冷及其对晶体生长形态的影响

(1) 成分过冷：由成分变化与实际温度分布共同决定的过冷。

(2) 形成：界面溶质浓度从高到低
→液相线温度从低到高。

(图示：溶质分布曲线→
匀晶相图→
液相线温度分布曲线→
实际温度分布曲线→
成分过冷区。)

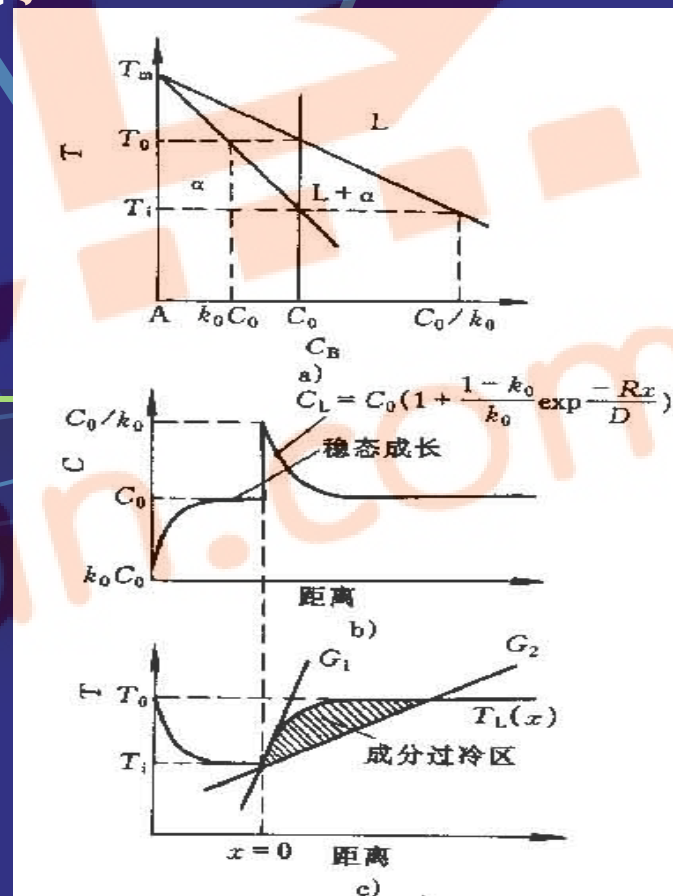


图 6-20 成分过冷的产生示意图

a) 相图 b) 成分分布 c) 成分过冷区

第二节 二元匀晶相图

5 成分过冷及其对晶体生长形态的影响

(3) 成分过冷形成的条件和



影响因素

条件: $G/R < mC_0(1-k_0)/Dk_0$

合金固有参数: m (液相线斜率), k_0 ;

实验可控参数: G (温度梯度),

R (凝固速度)。

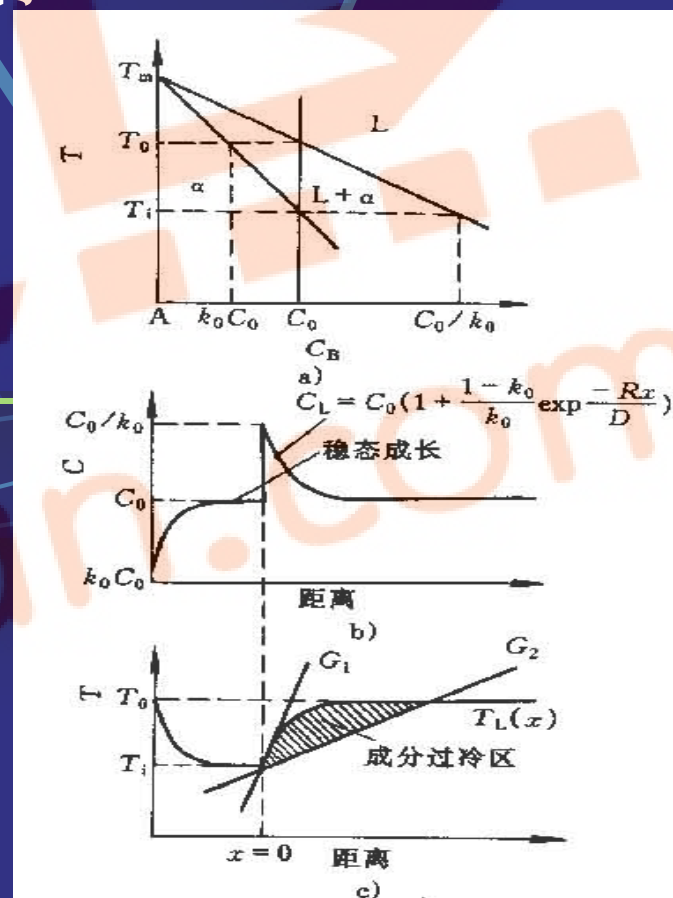


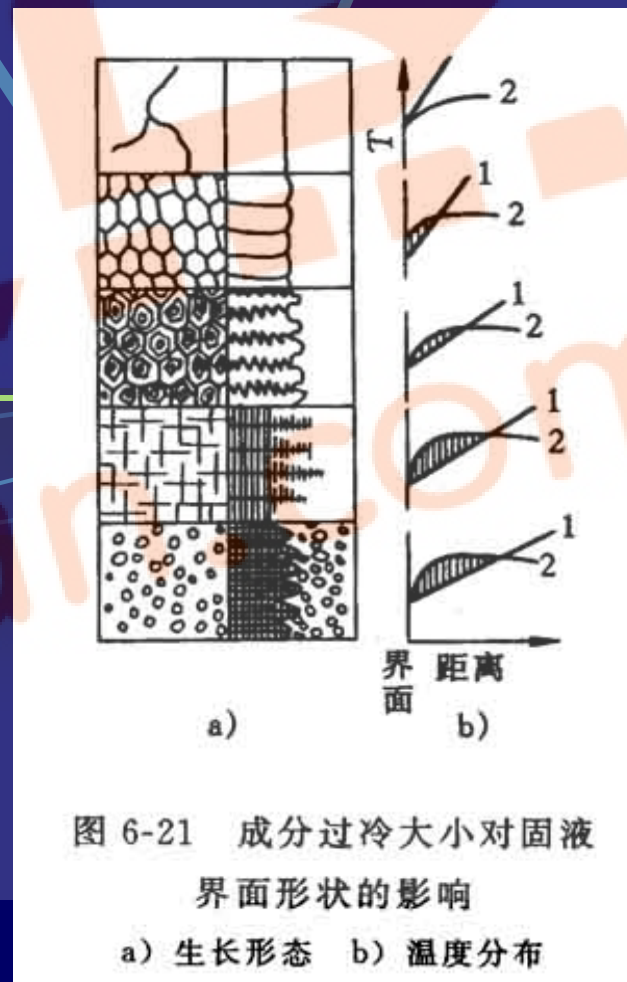
图 6-20 成分过冷的产生示意图

a) 相图 b) 成分分布 c) 成分过冷区

第二节 二元匀晶相图

5 成分过冷及其对晶体生长形态的影响

(4) 成分过冷对生长形态的影响
(正温度梯度下) G 越小, 成分过冷
越大—生长形态: 平面状—胞状
—树枝状。



第二节 二元匀晶相图

5 成分过冷及其对晶体生长形态的影响 (4) 成分过冷对生长形态的影响

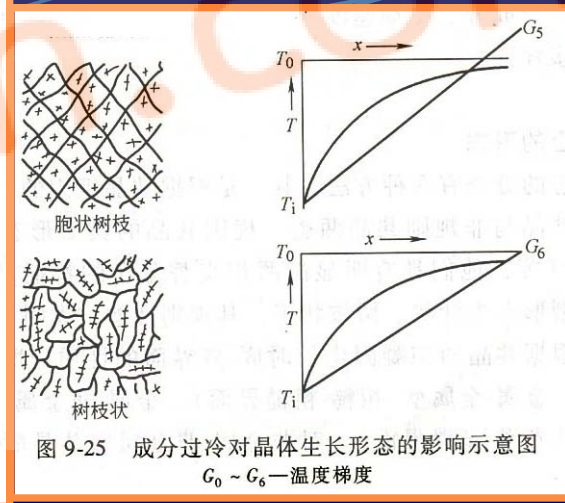
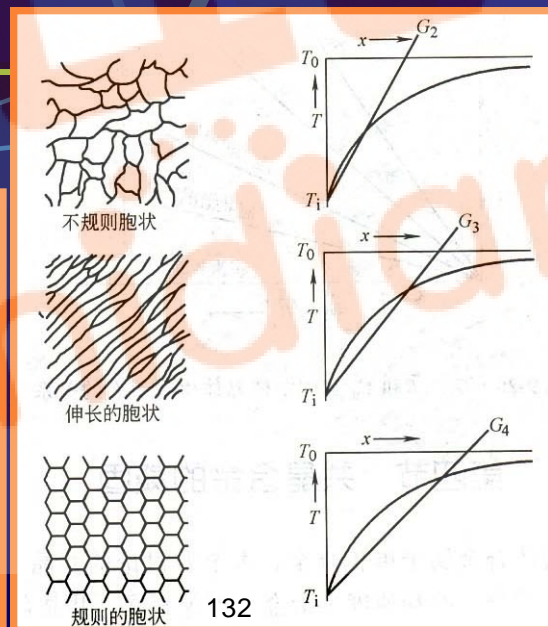
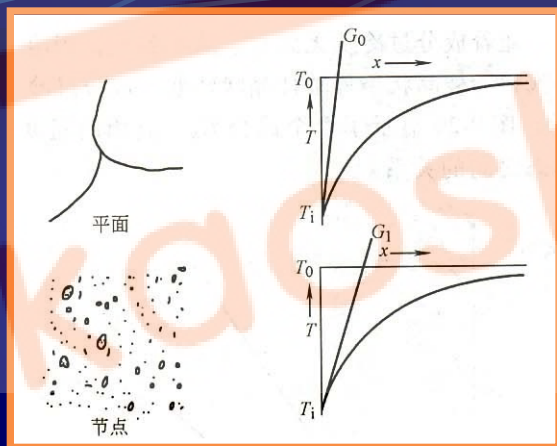


图 9-25 成分过冷对晶体生长形态的影响示意图
 $G_0 \sim G_6$ —温度梯度

第三节 二元共晶相图及合金凝固

共晶转变：由一定成分的液相同时结晶出两个一定成分固相的转变。Eutectic Reaction

共晶相图：具有共晶转变特征的相图。

（液态无限互溶、固态有限互溶或完全不溶，且发生共晶反应。

共晶组织：共晶转变产物。（是两相混合物）

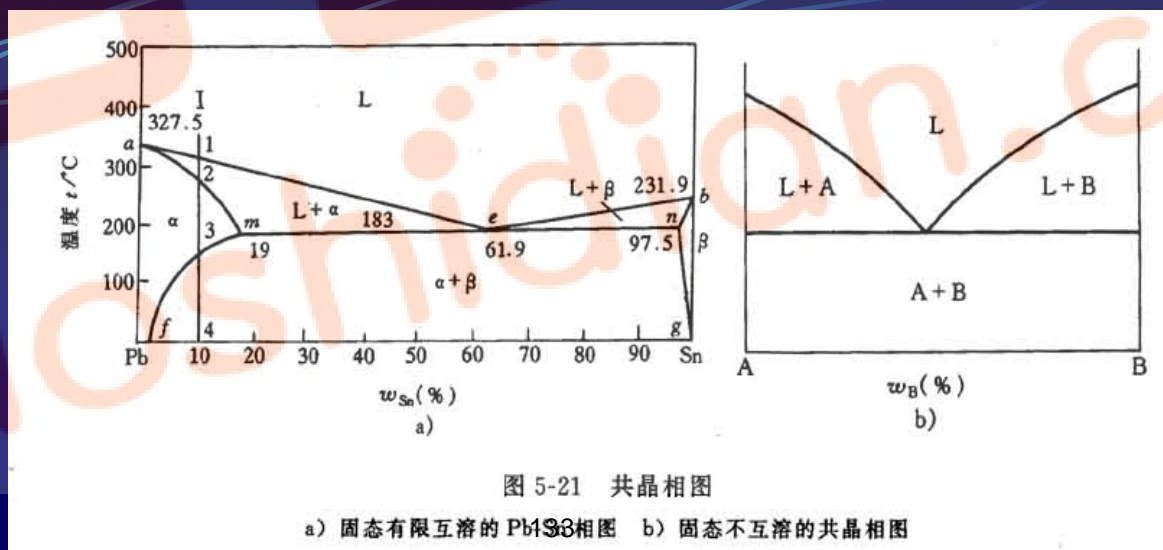


图 5-21 共晶相图

a) 固态有限互溶的 Pb-Sn 相图 b) 固态不互溶的共晶相图

第三节 二元共晶相图及合金凝固

1 相图分析（相图三要素）

- (1) 点：纯组元熔点；最大溶解度点；**共晶点**（是**亚共晶**、**过共晶合金**成分分界点）等。
- (2) 线：结晶开始、结束线；溶解度曲线；共晶线等。
- (3) 区：3个单相区；3个两相区；1个三相区。

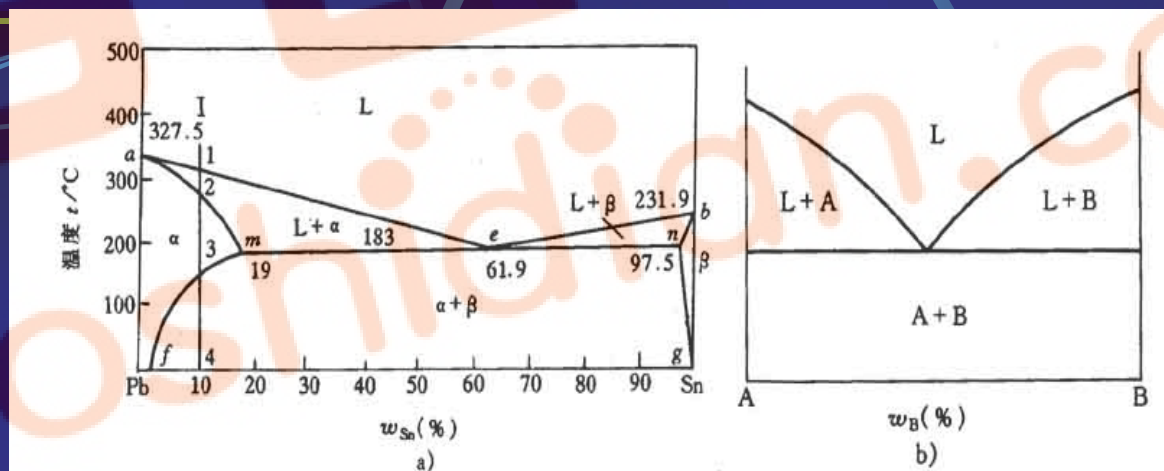


图 5-21 共晶相图

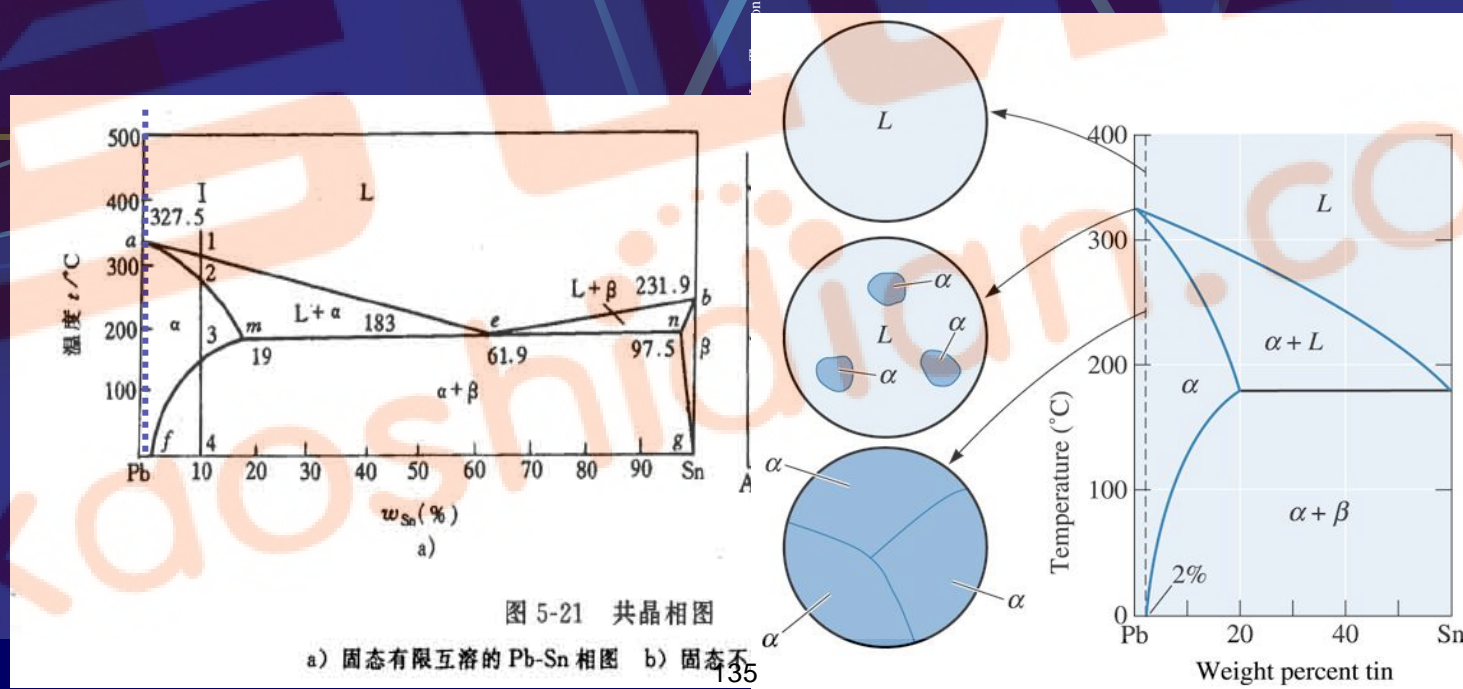
a) 固态有限互溶的 Pb-Sn 相图 b) 固态不互溶的共晶相图

第三节 二元共晶相图及合金凝固

2 合金的平衡结晶及其组织（以Pb-Sn相图为例）

(1) $W_{Sn} < 2\%$ 的合金

凝固过程（冷却曲线、相变、组织示意图）。



第三节 二元共晶相图及合金凝固

2 合金的平衡结晶及其组织（以Pb-Sn相图为例）

（2） $2\% < W_{\text{Sn}} < 19\%$ 的合金

① 凝固过程（冷却曲线、相变、组织示意图）。

② 二次相（次生相）的生成：脱溶转变（二次析出或二次再结晶）。

③ 室温组织（ $\alpha + \beta_{\text{II}}$ ）及其相对量计算。

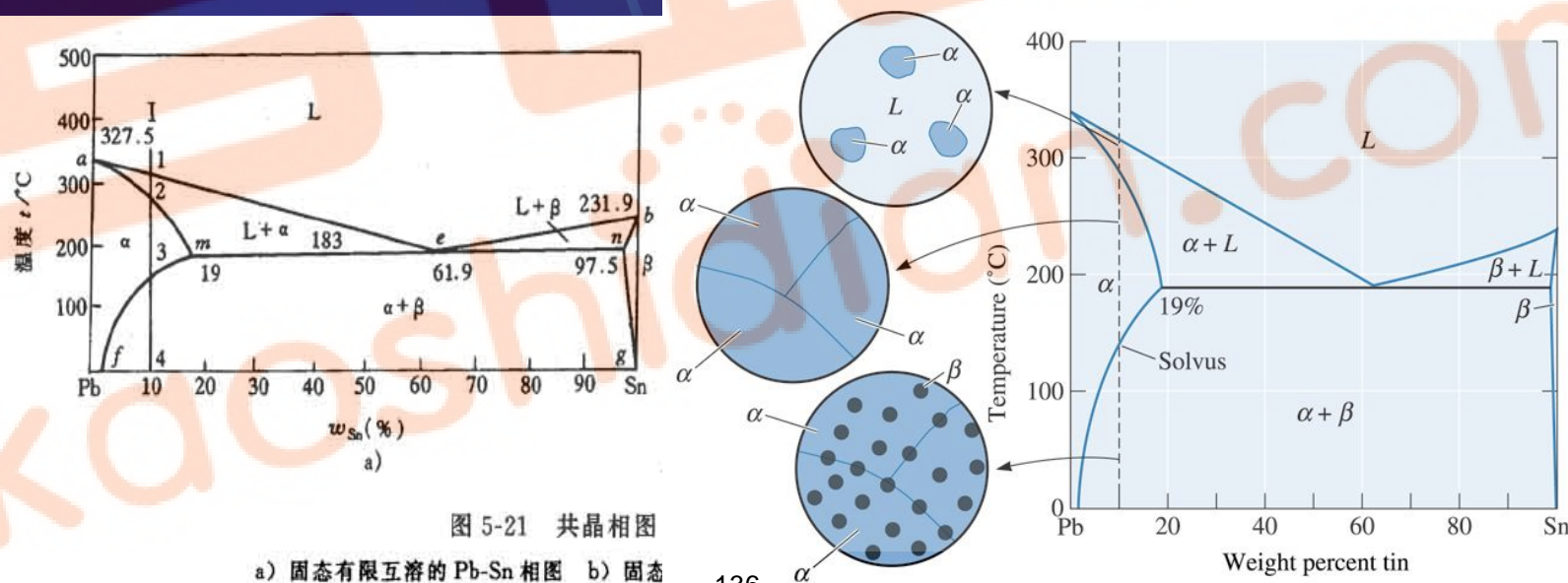


图 5-21 共晶相图

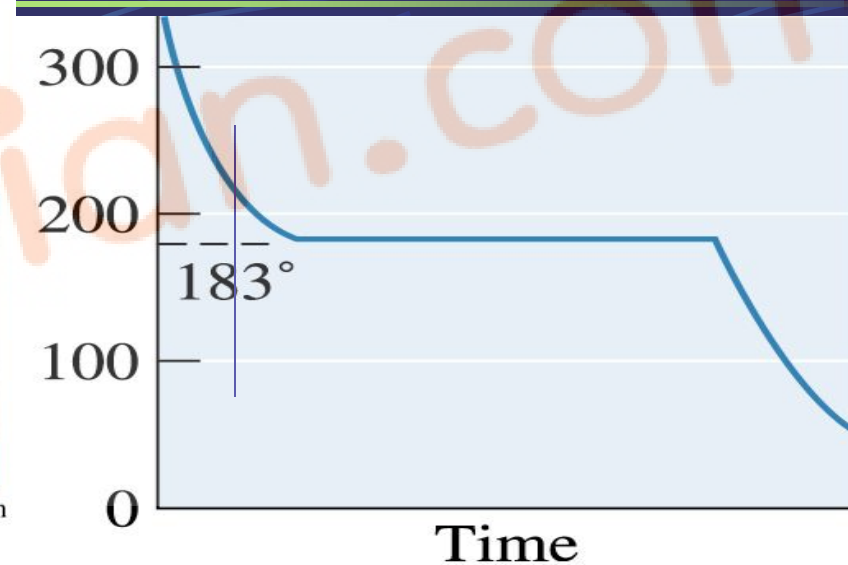
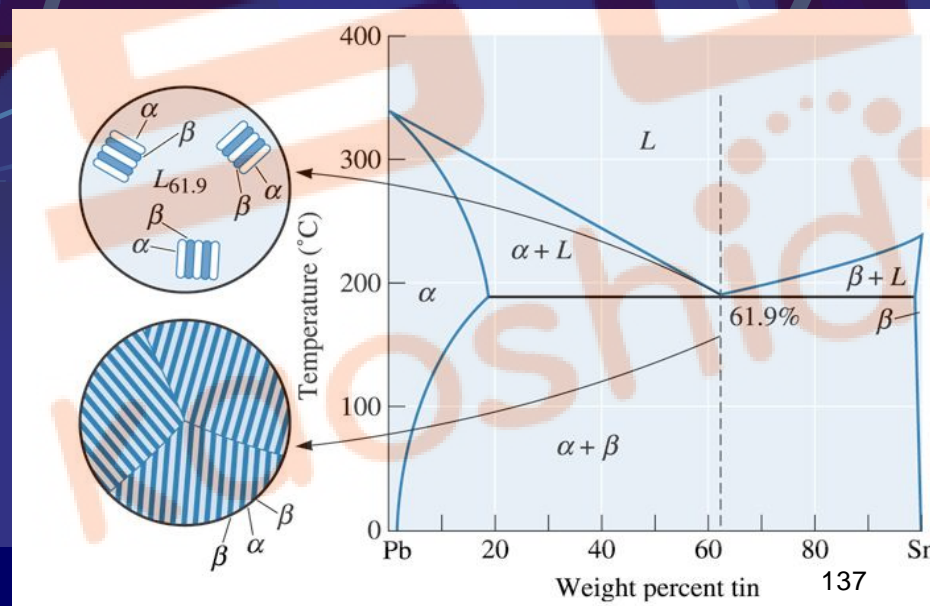
a) 固态有限互溶的 Pb-Sn 相图 b) 固态

第三节 二元共晶相图及合金凝固

2 合金的平衡结晶及其组织（以Pb-Sn相图为例）

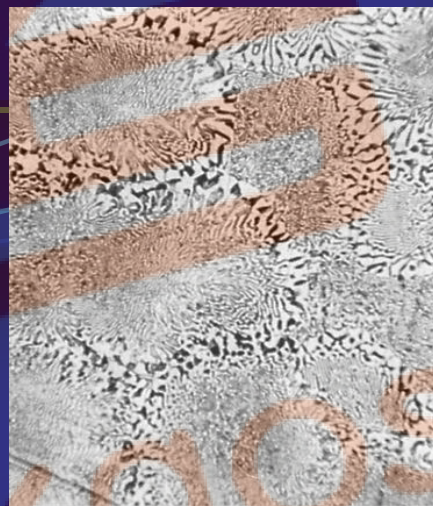
（3）共晶合金

- ① 凝固过程（冷却曲线、相变、组织示意图）。
- ② 共晶线上两相的相对量计算。
- ③ 室温组织（ $\alpha + \beta + \alpha_{II} + \beta_{II}$ ）及其相对量计算。

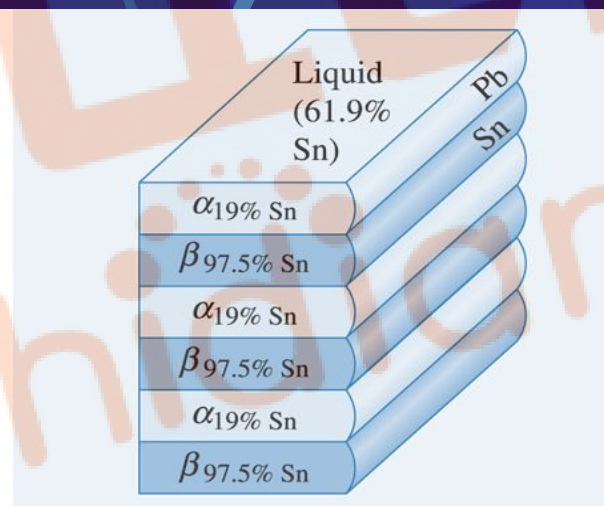


第三节 二元共晶相图及合金凝固

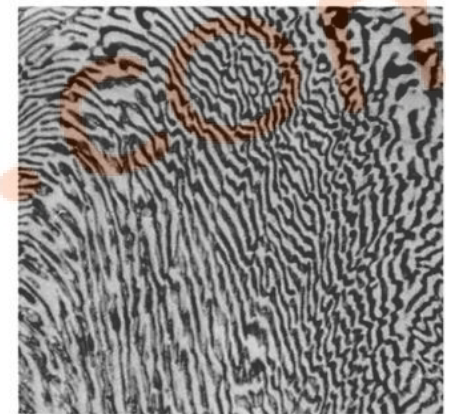
2 合金的平衡结晶及其组织（以Pb-Sn相图为例） (3) 共晶合金



(a)



(a)



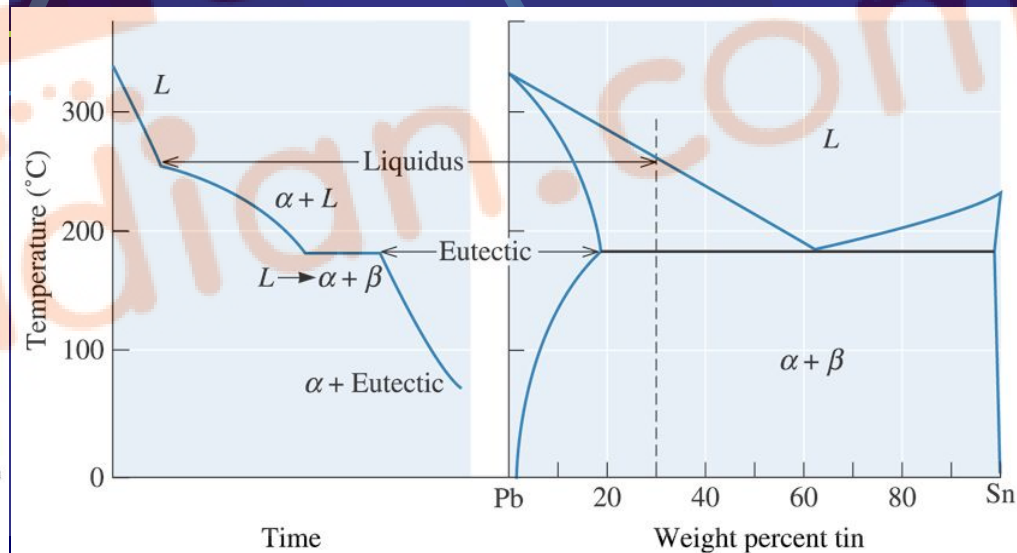
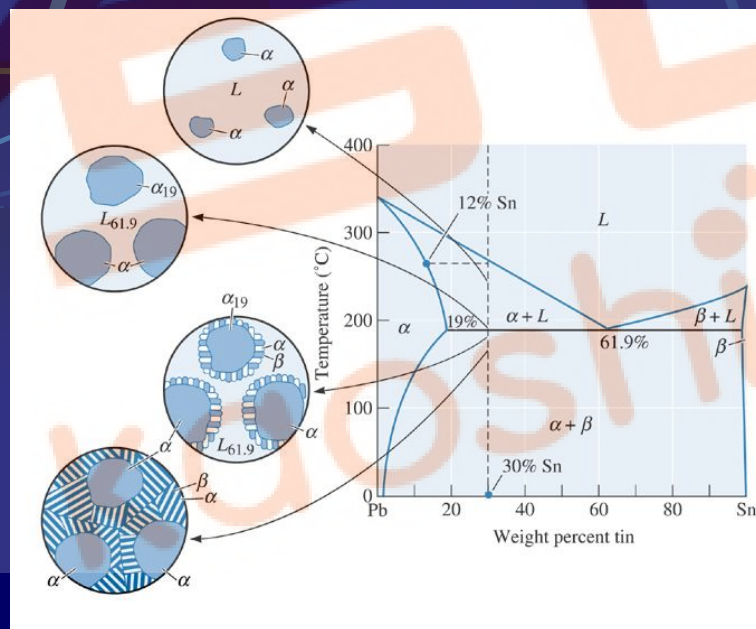
(b)

第三节 二元共晶相图及合金凝固

2 合金的平衡结晶及其组织（以Pb-Sn相图为例）

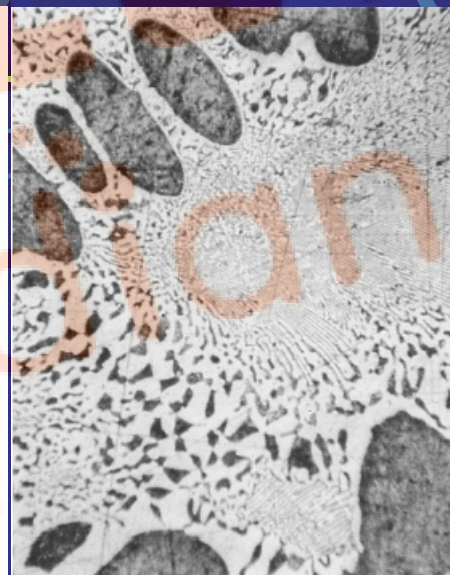
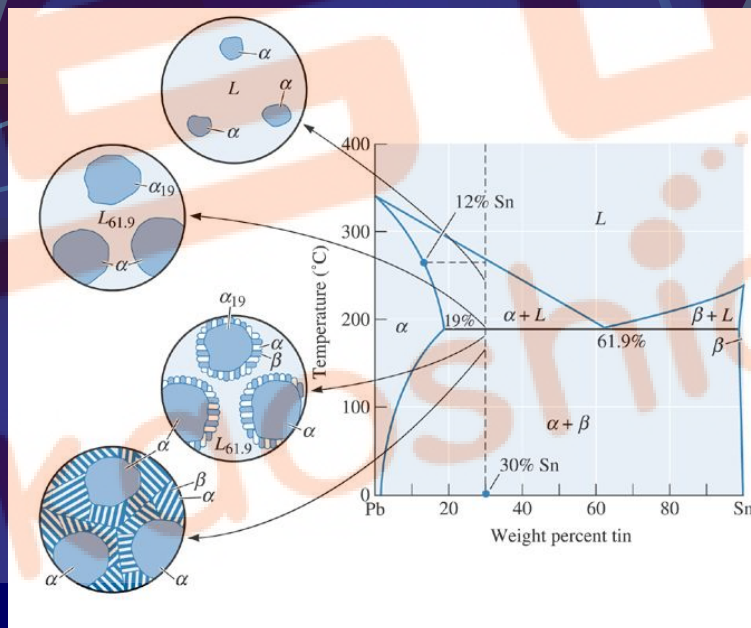
(4) 亚共晶合金

- ① 凝固过程（冷却曲线、相变、组织示意图）。
- ② 共晶线上两相的相对量计算。
- ③ 室温组织（ $\alpha + \beta_{II} + (\alpha + \beta)$ ）及其相对量计算。

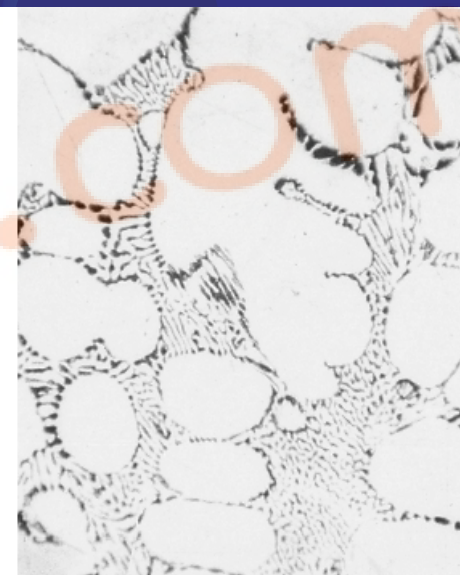


第三节 二元共晶相图及合金凝固

2 合金的平衡结晶及其组织（以Pb-Sn相图为例） (4) 亚共晶合金



(a)



(b)

第三节 二元共晶相图及合金凝固

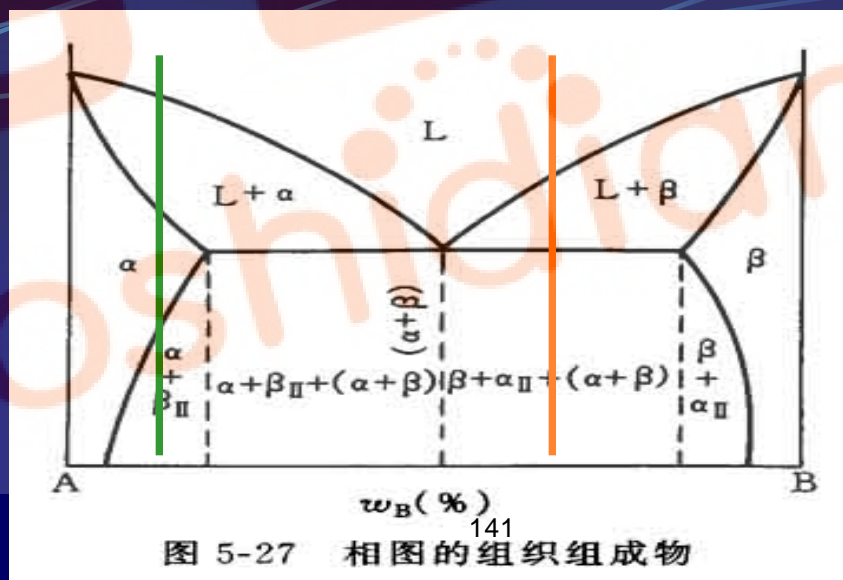
2 合金的平衡结晶及其组织（以Pb-Sn相图为例）

(5) 组织组成物与组织图

组织组成物：组成材料的中各个不同本质和形态的部分。

组织图：用组织组成物填写的相图。

组织组成物相对量的计算：杠杆定律。



第三节 二元共晶相图及合金凝固

3 不平衡结晶及其组织

(1) 伪共晶

① 伪共晶：由非共晶成分的合金所得到的完全共晶组织。

② 形成原因：不平衡结晶；合金成分位于共晶点附近。



③ 不平衡组织

由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的亚、过共晶组织。（伪共晶区偏移）

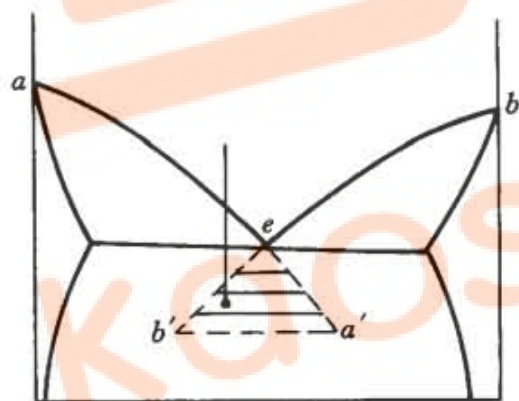
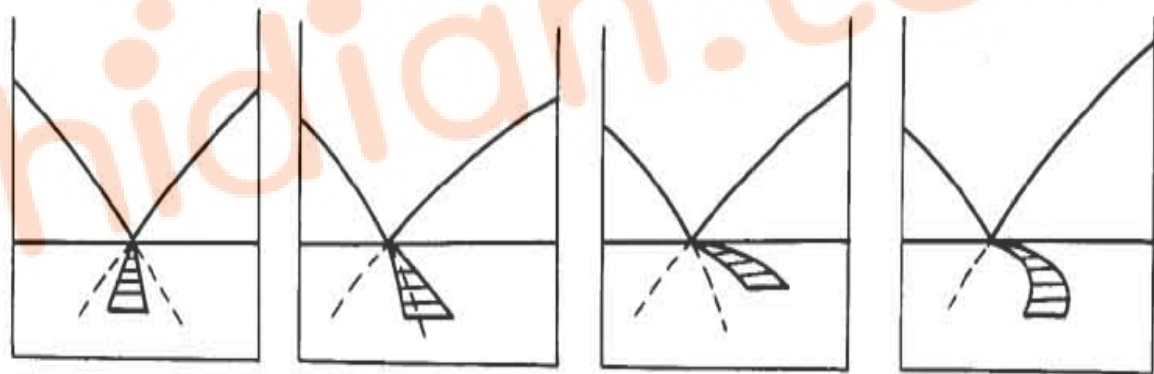


图 5-28 伪共晶区



142 图 5-29 伪共晶区的不同形状（阴影部分）

第三节 二元共晶相图及合金凝固

3 不平衡结晶及其组织

(2) 不平衡共晶

① 不平衡共晶：位于共晶线以外成分的合金发生共晶反应而形成的组织。

② 原因：不平衡结晶。成分位于共晶线以外端点附件。

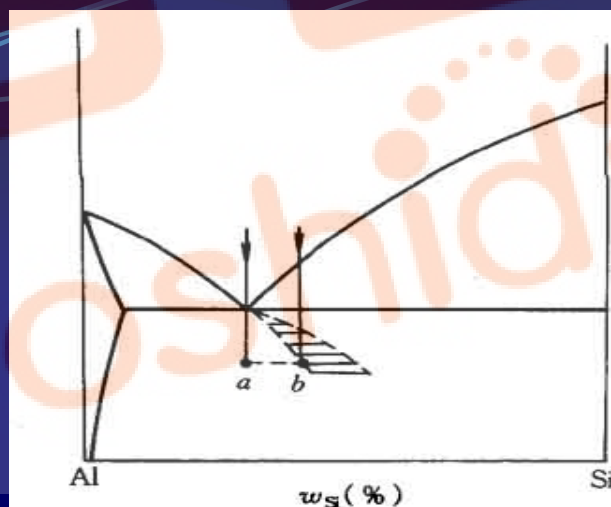


图 5-30 Al-Si 合金系的伪共晶区

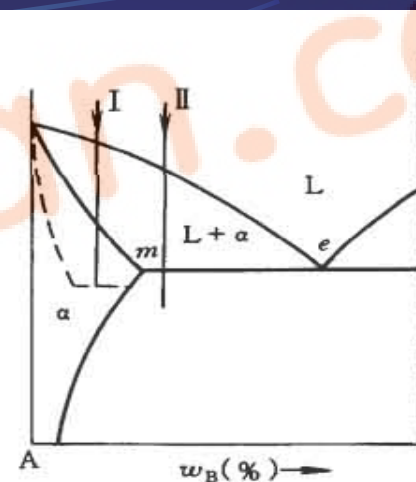


图 5-31 不平衡共晶

第三节 二元共晶相图及合金凝固

3 不平衡结晶及其组织

(3) 离异共晶

① 离异共晶：两相分离的共晶组织。

② 形成原因

平衡条件下，成分位于共晶线上两端点附近。

不平衡条件下，成分位于共晶线外两端点附近。

③ 消除：扩散退火。

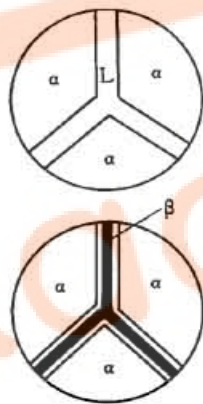


图 5-32 离异共晶形成示意图

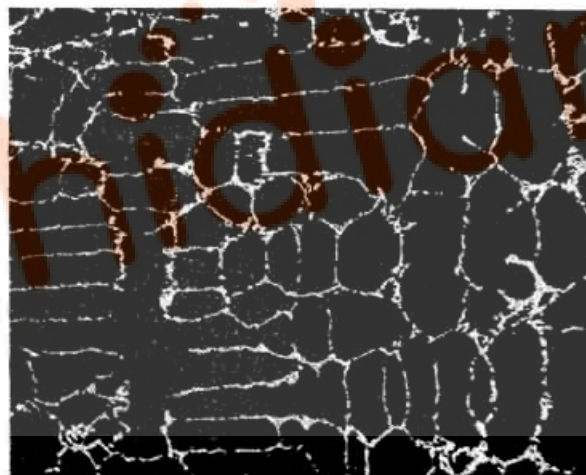


图 5-33 Pb-Sn 合金共晶离异组织(铸造)($\alpha + \beta + \beta_1$)400 \times

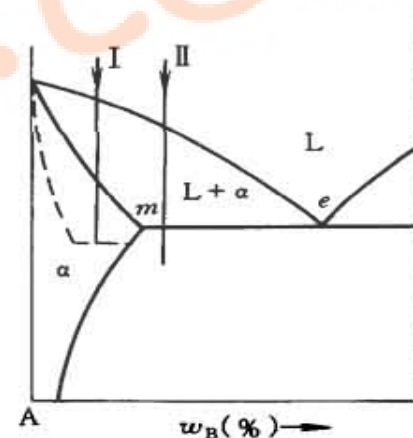


图 5-31 不平衡共晶

第三节 二元共晶相图及合金凝固

4 共晶组织的形成

(1) 共晶体的形成

成分互惠 - 交替形核

片间搭桥 - 促进生长

两相交替分布
(共晶组织)

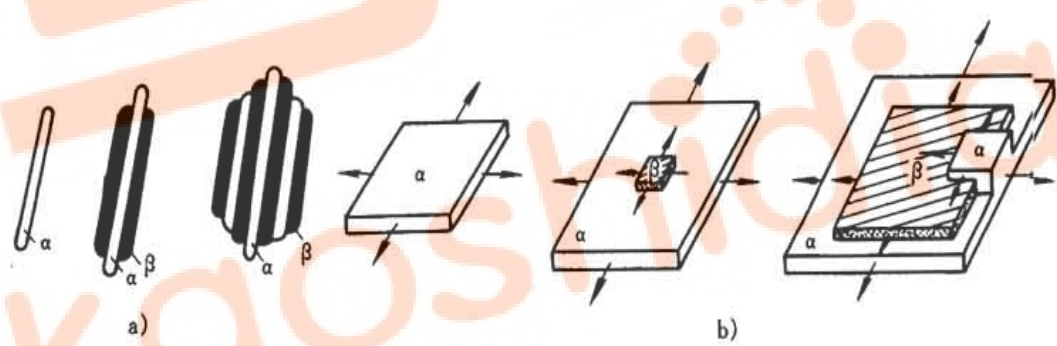


图 6-22 交替形核
a) 交替形核 b) 搭桥机制

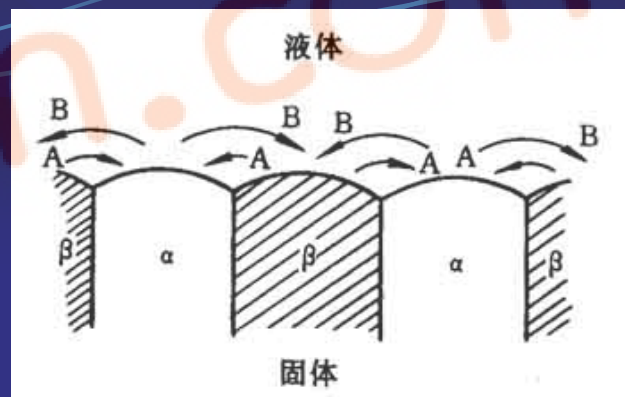


图 6-23 共晶体的长大

第三节 二元共晶相图及合金凝固

4 共晶组织的形成

(2) 共晶体的形态

粗糙-粗糙界面:

层片状(一般情况)、
棒状、纤维状(一相数量明显少于另一相)

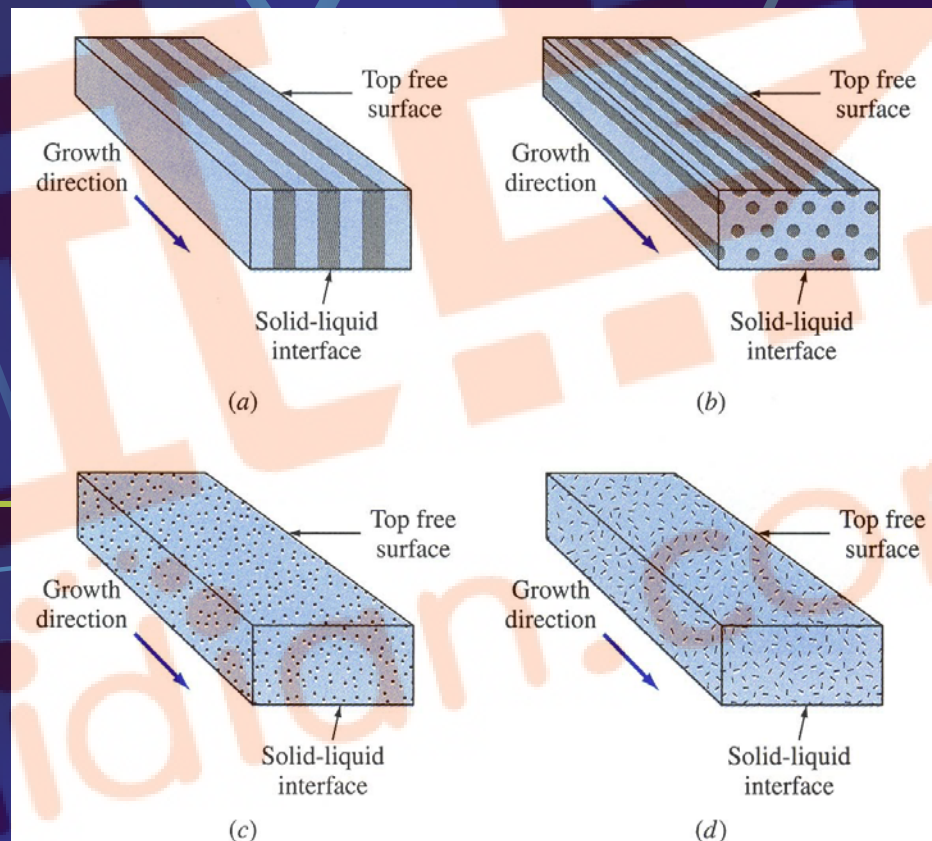


Figure 8.14

Schematic illustration of various eutectic structures: (a) lamellar, (b) rodlike, (c) globular, (d) acicular.

(After W. C. Winegard, "An Introduction to the Solidification of Metals," Institute of Metals, London, 1964.)

第三节 二元共晶相图及合金凝固

4 共晶组织的形成

(2) 共晶体的形态

粗糙-平滑界面：具有不规则或复杂组织形态。

(由于两相微观结构不同)

所需动态过冷度不同，金属相任意长大，另一相在其间隙长大。可得到球状、针状、花朵状、树枝状共晶体。

非金属相与液相成分差别大。形成较大成分过冷，率先长大，形成针状、骨骼状、螺旋状、蜘蛛网状的共晶体。

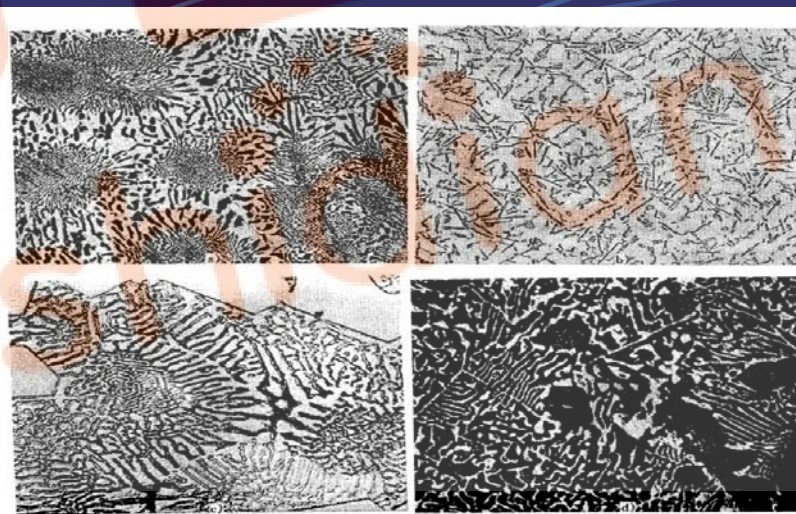


图 6-24 各种形态的共晶组织

a) Cu-Ag100× b) Al-Si100× c) Zn-Mg350× d) Pb-Bi150×

第三节 二元共晶相图及合金凝固

4 共晶组织的形成

(3) 初生晶的形态:

金属固溶体: 粗糙界面 - 树枝状;

非金属相: 平滑界面 - 规则多面体。

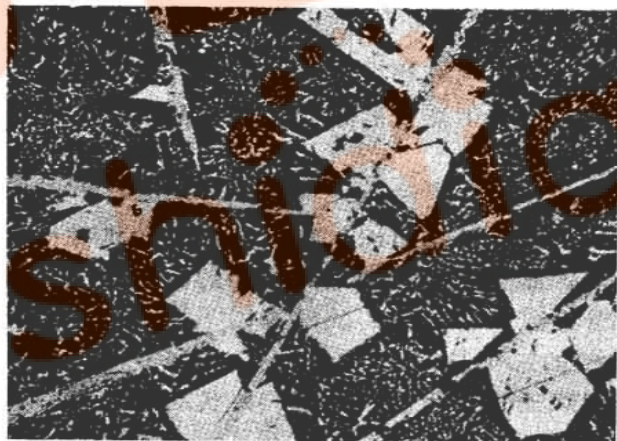


图 6-26 具有初生相的共晶体 100×

第四节 二元包晶相图及合金凝固

包晶转变：由一个特定成分的固相和液相生成另一个特点成分固相的转变。Peritectic Reaction

包晶相图：具有包晶转变特征的相图。

1 相图分析

点、线、区。

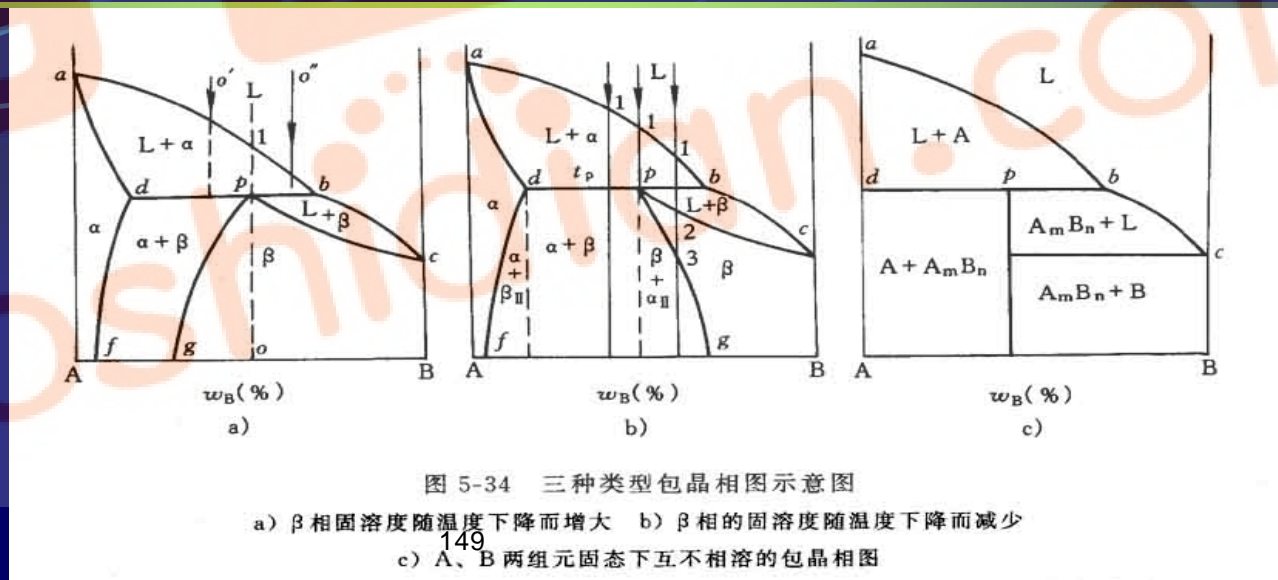


图 5-34 三种类型包晶相图示意图

a) β 相固溶度随温度下降而增大 b) β 相的固溶度随温度下降而减少
c) A、B 两组元固态下互不相溶的包晶相图

第四节 二元包晶相图及合金凝固

2 平衡结晶过程及其组织

(1) 包晶合金的结晶

结晶过程：包晶线以下，L， α 对 β 过饱和 - 界面生成 β - 三相间存在浓度梯度 - 扩散 - β 长大 - 全部转变为 β 。

室温组织： β 或 $\beta + \alpha_{II}$ 。

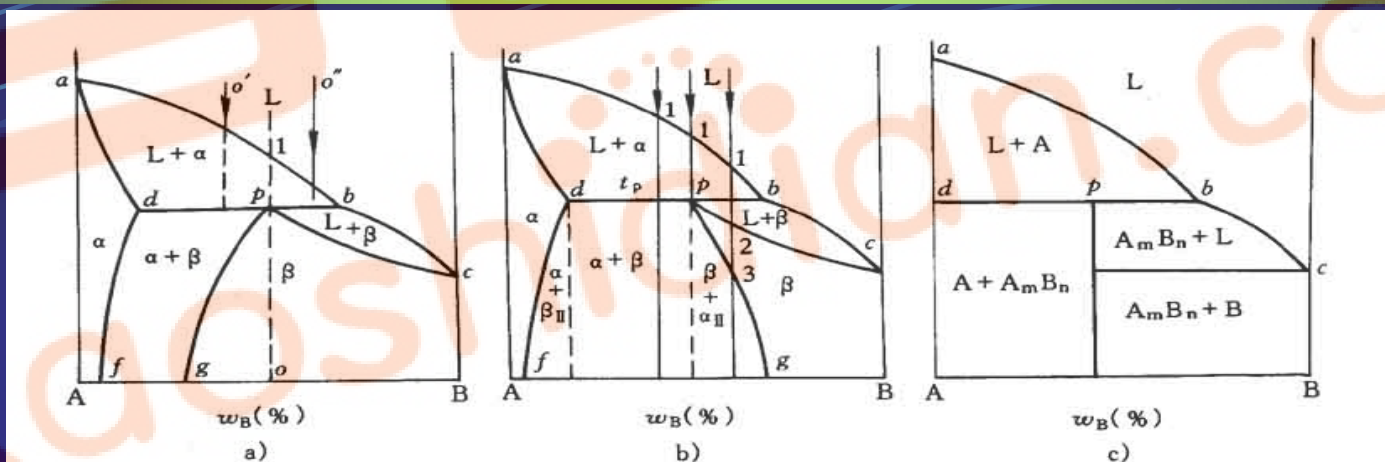


图 5-34 三种类型包晶相图示意图

a) β 相固溶度随温度下降而增大 b) β 相的固溶度随温度下降而减少

c) A、B 两组元固态下互不相溶的包晶相图

第四节 二元包晶相图及合金凝固

2 平衡结晶过程及其组织

(1) 包晶合金的结晶

结晶过程：包晶线以下，L， α 对 β 过饱和 - 界面生成 β - 三相间存在浓度梯度 - 扩散 - β 长大 - 全部转变为 β 。

室温组织： β 或 $\beta + \alpha_{II}$ 。

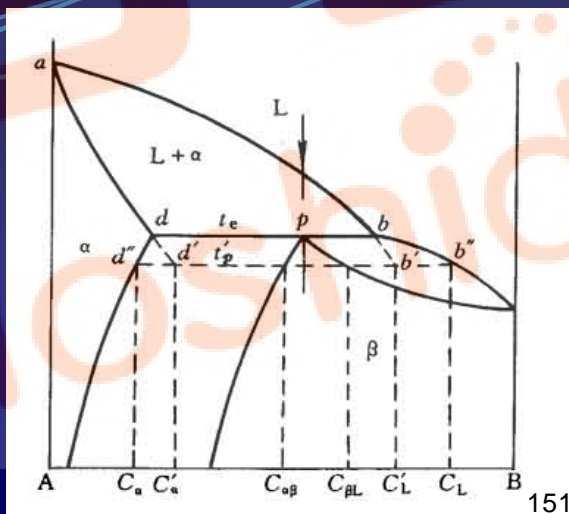


图 5-35 t_p' 温度时的相平衡

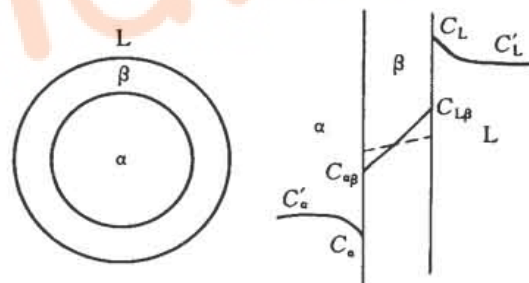


图 5-36 β 相生成时 L- β 及 α - β 界面处的浓度分布

第四节 二元包晶相图及合金凝固

2 平衡结晶过程及其组织

(2) 成分在d-p之间合金的结晶 (图5-34b)

结晶过程: α 剩余 (量的计算);

室温组织: $\alpha + \beta + \alpha_{II} + \beta_{II}$ 。

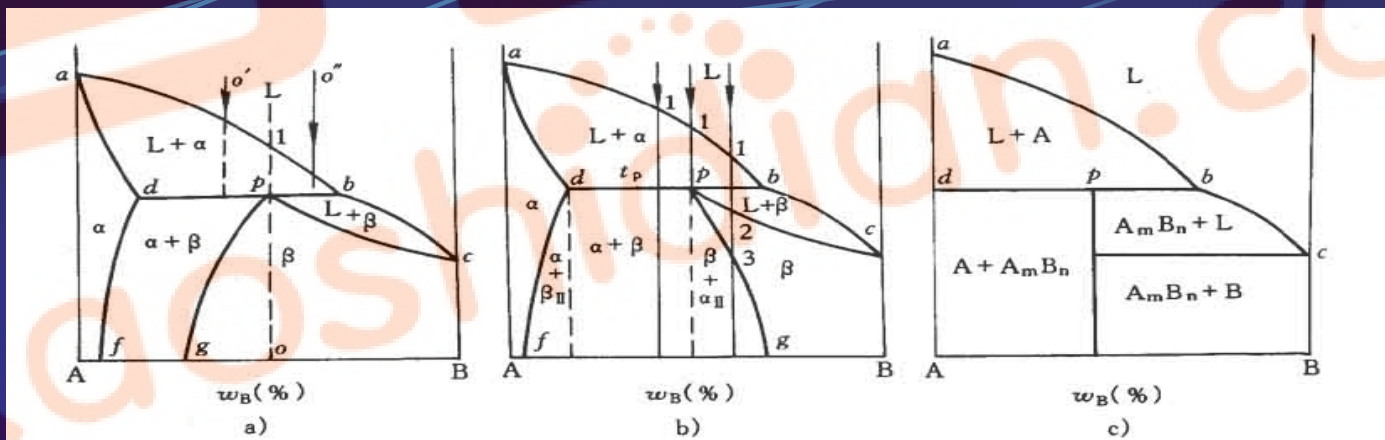


图 5-34 三种类型包晶相图示意图

a) β 相固溶度随温度下降而增大 b) β 相的固溶度随温度下降而减少

c) A、B 两组元固态下互不相溶的包晶相图

第四节 二元包晶相图及合金凝固

2 平衡结晶过程及其组织

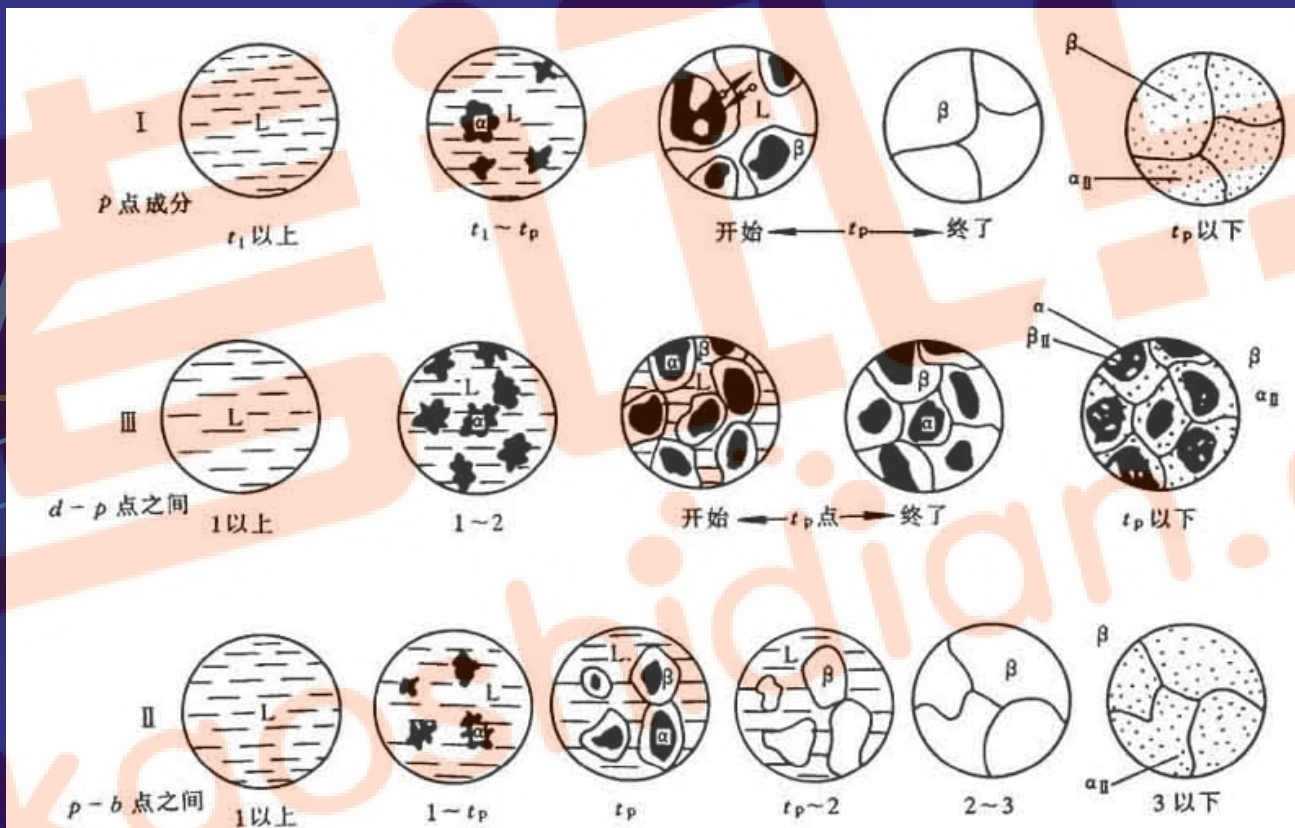


图 5-37 图 5-34b) 中所示三合金在冷却过程中组织变化的示意说明

第四节 二元包晶相图及合金凝固

3 不平衡结晶及其组织

异常 α 相 导致**包晶偏析**〔包晶转变要经 β 扩散。包晶偏析：因包晶转变不能充分进行而导致的成分不均匀现象。〕

异常 β 相 由不平衡包晶转变引起。成分在靠近固相、包晶线以外端点附近。

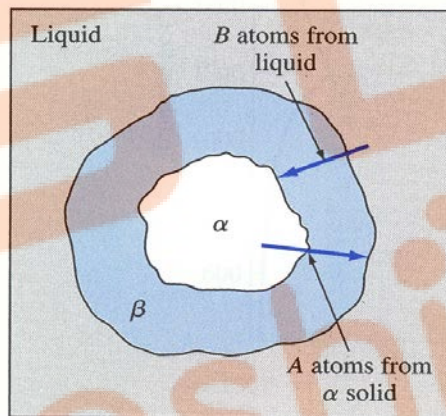


Figure 8.19

Surrounding during the peritectic reaction. The slow rate of atoms diffusing from the liquid to the alpha phase causes the beta phase to surround the alpha phase.

Smith W F.
Foundations of
Materials Science
and Engineering.
McGRAW.HILL.3/E

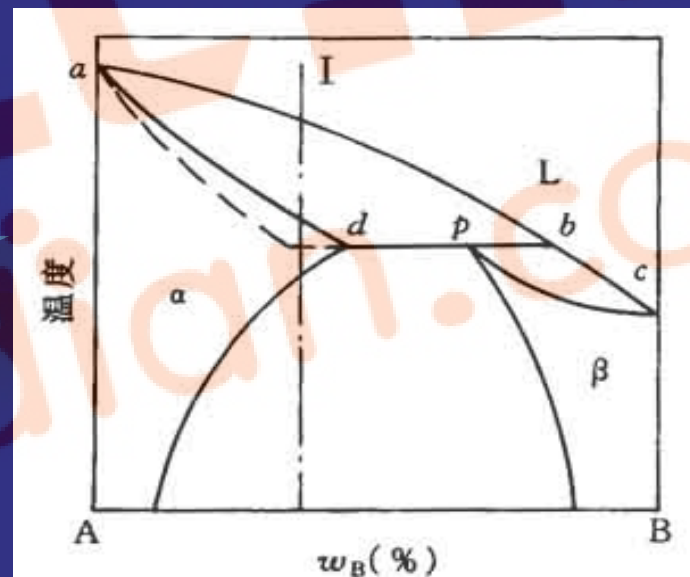


图 5-38 快冷而可能发生的
包晶反应示意图

第四节 二元包晶相图及合金凝固

4 包晶转变的应用

(1) 组织设计。如轴承合金需要的软基体上分布硬质点的组织。

(2) 晶粒细化。如在铝合金中添加少量的钛 ($TiAl_3$)

第五节 二元相图的分析和使用

一、二元相图中的几何规律

- ①相邻相区的相数差1（点接触除外）-相区接触法则；
- ②三相区的形状是一条水平线，其上三点是平衡相的成分点；
- ③若两个三相区中有2个相同的相，则两水平线之间必是由这两相组成的两相区；
- ④单相区边界线的延长线应进入相邻的两相区。

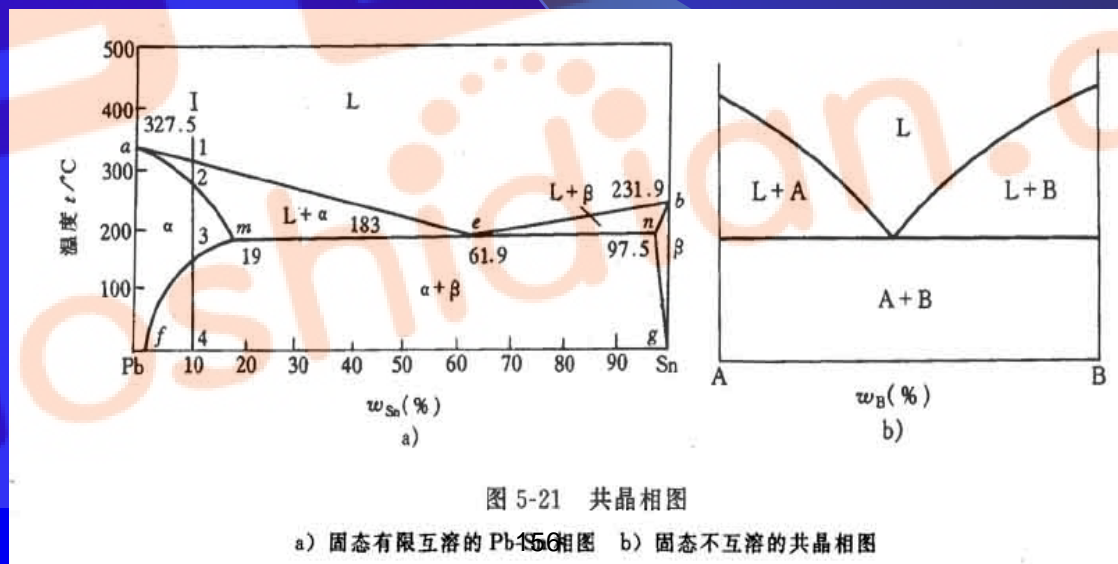


图 5-21 共晶相图

a) 固态有限互溶的 Pb-Sn 相图 b) 固态不互溶的共晶相图

第五节 二元相图的分析和使用

二、相图分析步骤

- ① 以稳定的化合物分割相图;
- ② 确定各点、线、区的意义;
- ③ 分析具体合金的结晶过程及其组织变化。

注：虚线、点划线的意义－尚未准确确定的数据、磁学转变线、有序－无序转变线。

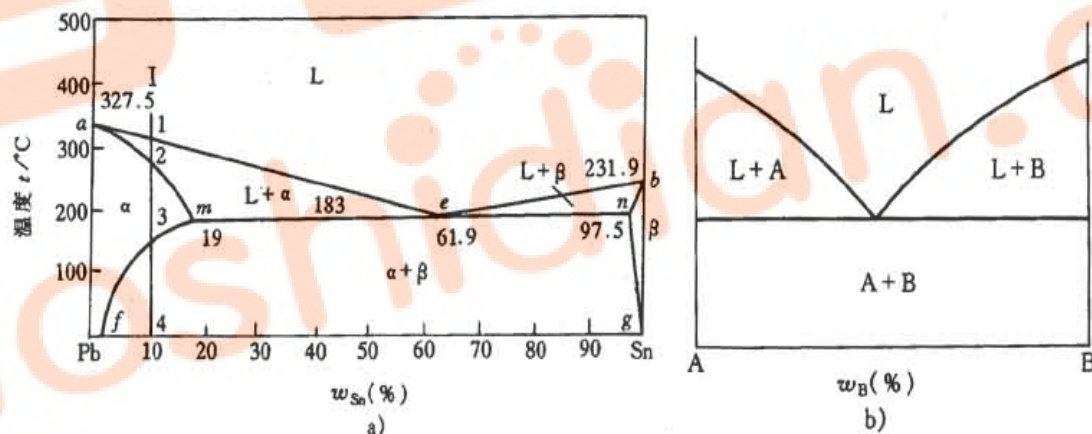


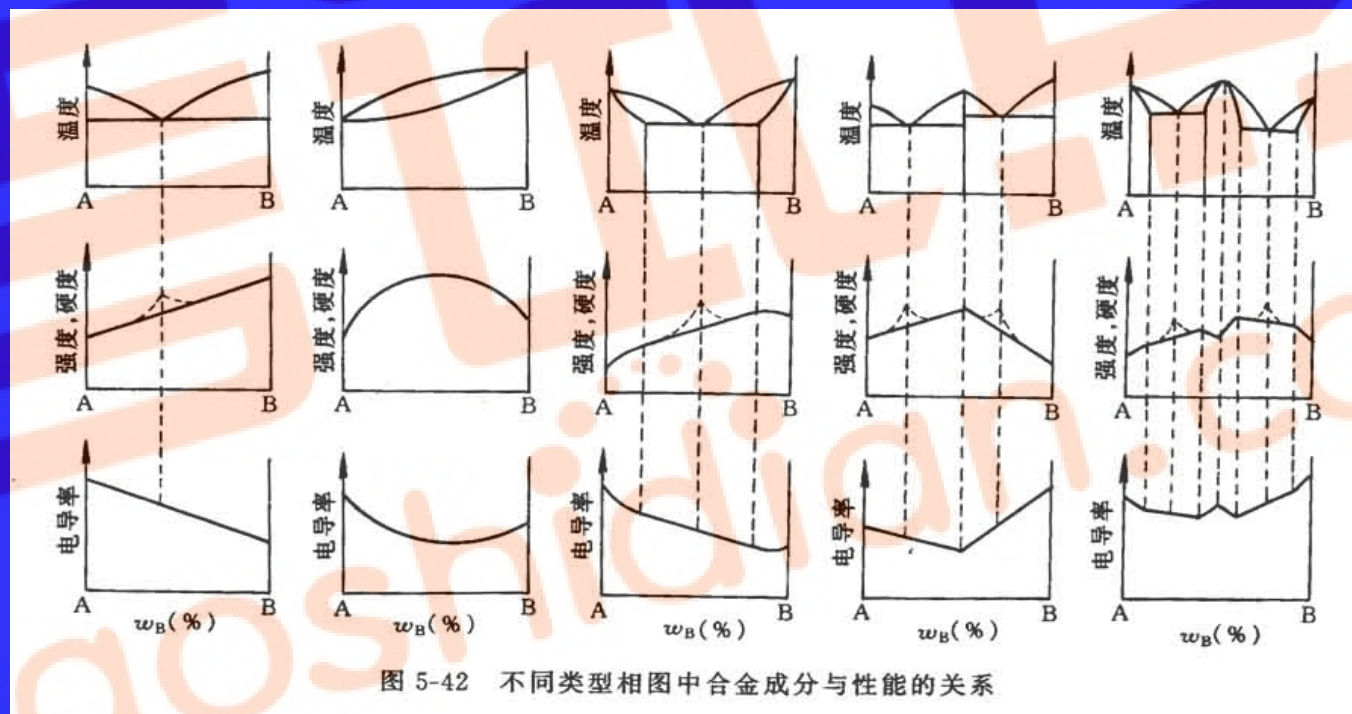
图 5-21 共晶相图

a) 固态有限互溶的 Pb-Sn 相图 b) 固态不互溶的共晶相图

第五节 二元相图的分析和使用

三、相图与合金性能的关系

① 根据相图判断材料的力学和物理性能



第五节 二元相图的分析和使用

三、相图与合金性能的关系

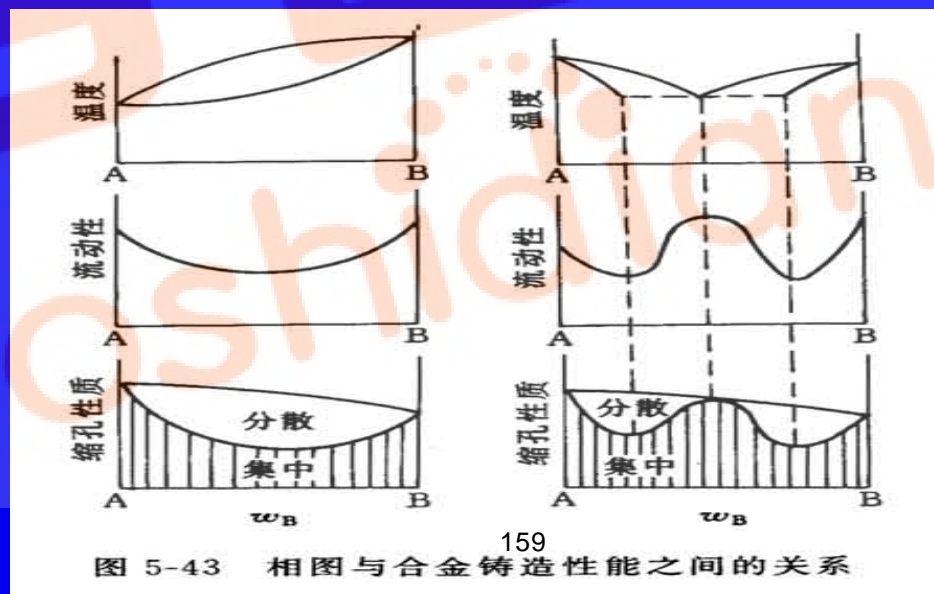
②根据相图判断材料的工艺性能

铸造性能：根据液固相线之间的距离 X

X 越大，成分偏析越严重（因为液固相成分差别大）；

X 越大，流动性越差（因为枝晶发达）；

X 越大，热裂倾向越大（因为液固两相共存的温区大）。



第五节 二元相图的分析和使用

三、相图与合金性能的关系

塑性加工性能：选择具有单相固溶体区的合金。

热处理性能：选择具有固态相变或固溶度变化的合金。

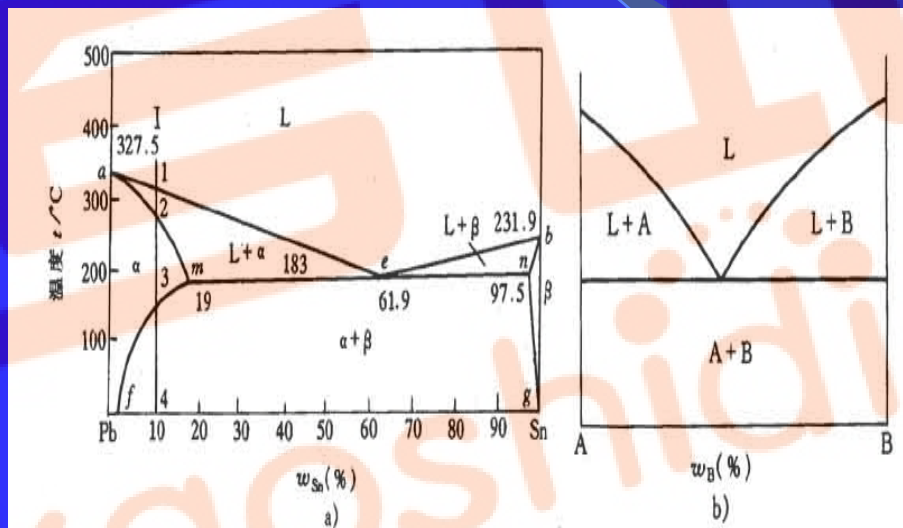


图 5-21 共晶相图

a) 固态有限互溶的 Pb-Sn 相图 b) 固态不互溶的共晶相图

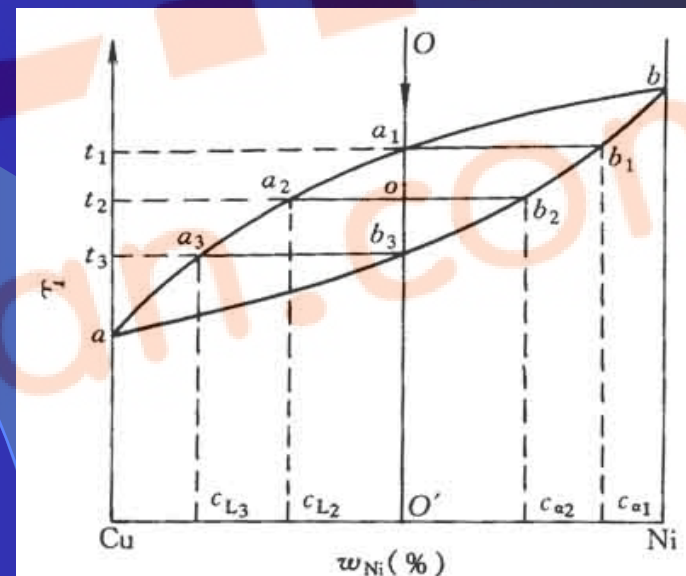


图 5-15 平衡结晶过程分析

第六节 铁碳合金相图

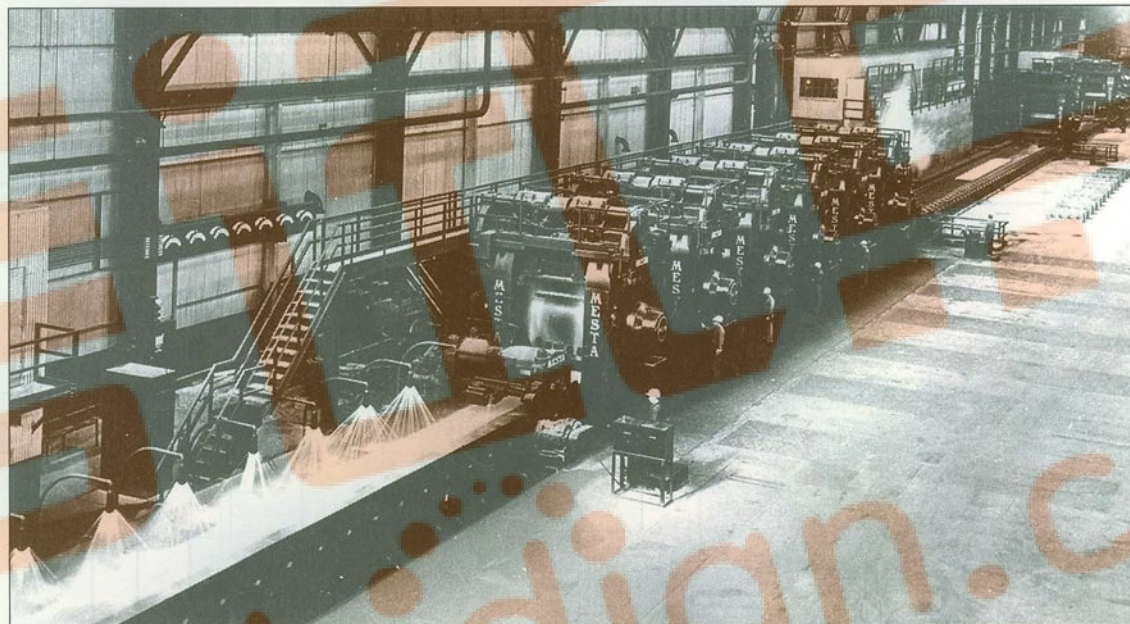


Figure 9.4

Hot rolling of steel strip. This picture shows the roughing hot-rolling mills in the background and six finishing hot-rolling mills in the foreground. A strip of steel is exiting the last finishing stand and is being water-quenched.

(Courtesy of U.S. Steel Corp.)

Smith W F. Foundations of Materials
Science and Engineering.
McGRAW.HILL.3/E

第六节 铁碳合金相图

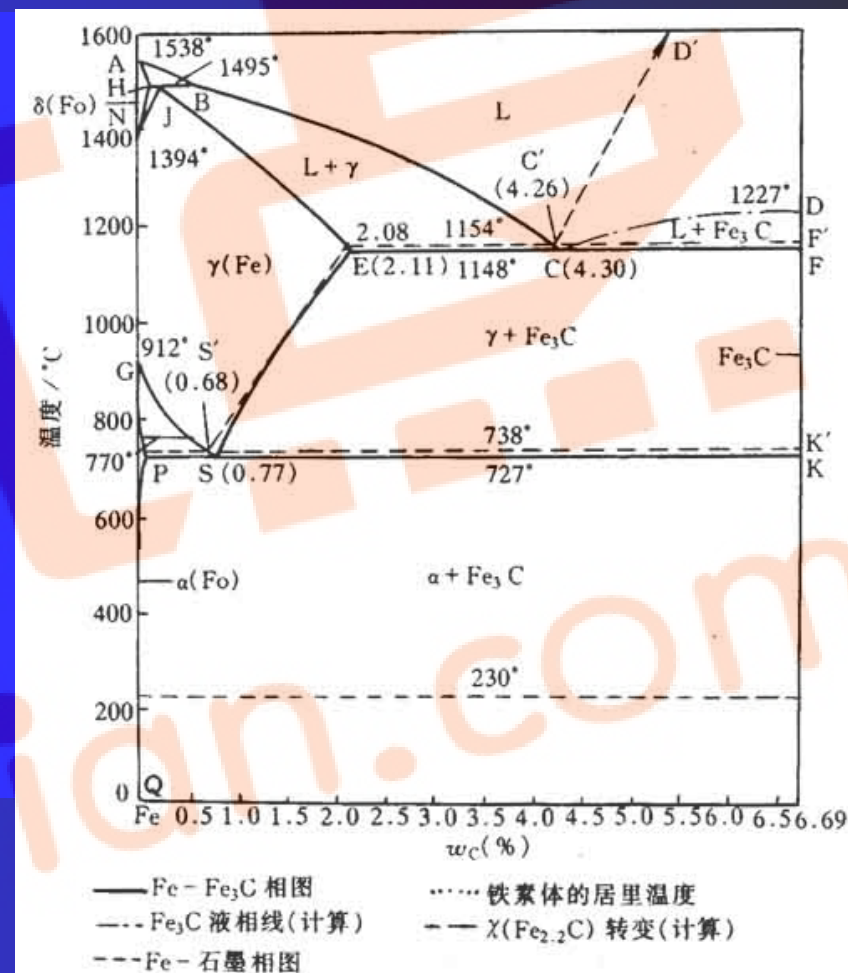
1 组元和相

(1) 组元:

铁-石墨相图: Fe, C;

铁-渗碳体相图: Fe-Fe₃C。

(2) 相: L, δ , A(γ),
F(α), Fe₃C(K)。
(其定义)



第六节 铁碳合金相图

2 相图分析

点：14个。

线：两条磁性转变线；三条等温转变线；其余三条线：

GS, ES, PQ。

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。

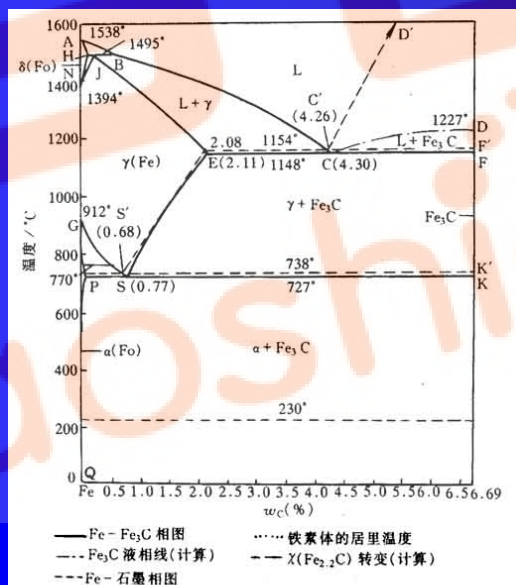


图 5-47 铁-碳相图

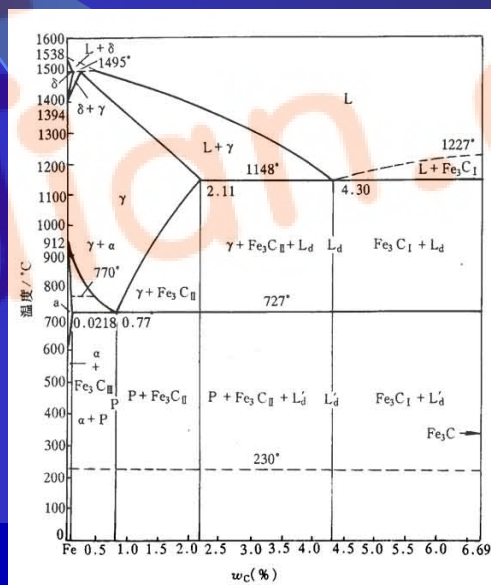


图 5-62 按组织分区的铁碳合金相图

第六节 铁碳合金相图

2 相图分析

点：14个。

表 5-7 Fe-Fe₃C 相图中各主要点的
温度，含碳量及意义

点的 符号	温度 ℃	含碳量 w_C	说 明
A	1538	0	纯铁熔点
B	1495	0.53%	包晶反应时液态合金的浓度
C	1148	4.30%	共晶点, $L_C \rightleftharpoons \gamma_E + Fe_3C$
D	1227	6.69%	渗碳体熔点(计算值)
E	1148	2.11%	碳在 γ -Fe 中的最大溶解度
F	1148	6.69%	渗碳体
G	912	0	α -Fe \rightleftharpoons γ -Fe 同素异构转变点(A_3)
H	1495	0.09%	碳在 δ -Fe 中的最大溶解度
J	1495	0.17%	包晶点, $L_B + \delta_H \rightleftharpoons \gamma_J$
K	727	6.69%	渗碳体
N	1394	0	γ -Fe \rightleftharpoons δ -Fe 同素异构转变点(A_4)
P	727	0.0218%	碳在 α -Fe 中的最大溶解度
S	727	0.77%	共析点, $\gamma_S \rightleftharpoons \alpha_P + Fe_3C$
Q	室温	0.0008%	碳在 α -Fe 中的溶解度

第六节 铁碳合金相图

2 相图分析

线：两条磁性转变线；三条等温转变线；其余三条线：
GS, ES, PQ。

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。

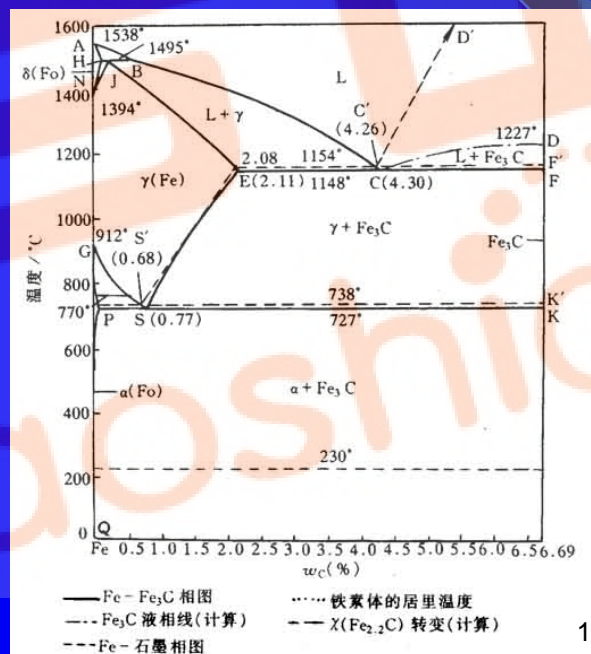


图 5-47 铁-碳相图

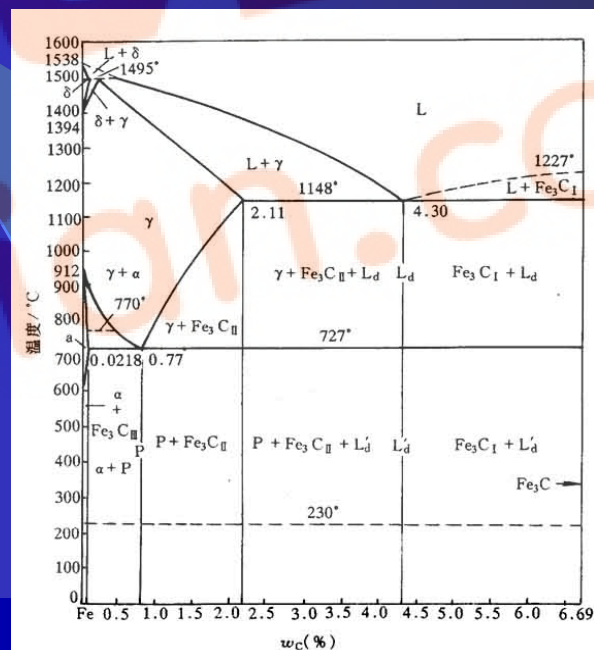


图 5-62 按组织分区的铁碳合金相图

第六节 铁碳合金相图

3 合金分类

工业纯铁 ($C\% < 0.0218\%$)

碳钢 ($0.0218 < C\% < 2.11\%$)

铸铁 ($C\% > 2.11\%$)

表 5-8 铁-碳合金的分类

总 类	分类名称	$w_c (\%)$	室 温 平 衡 组 织
铁	工业纯铁 ^①	< 0.0218	铁素体；或者铁素体+三次渗碳体
钢	亚共析钢	$0.0218 \sim 0.77$	先共析铁素体+珠光体
	共析钢	0.77	珠光体
	过共析钢	$0.77 \sim 2.11$	先共析二次渗碳体+珠光体
铸铁	亚共晶铸铁	$2.11 \sim 4.30$	珠光体+二次渗碳体+莱氏体
	共晶铸铁	4.30	莱氏体
	过共晶铸铁	$4.30 \sim 6.69$	一次渗碳体+莱氏体

① 有时把工业纯铁也归于钢类。

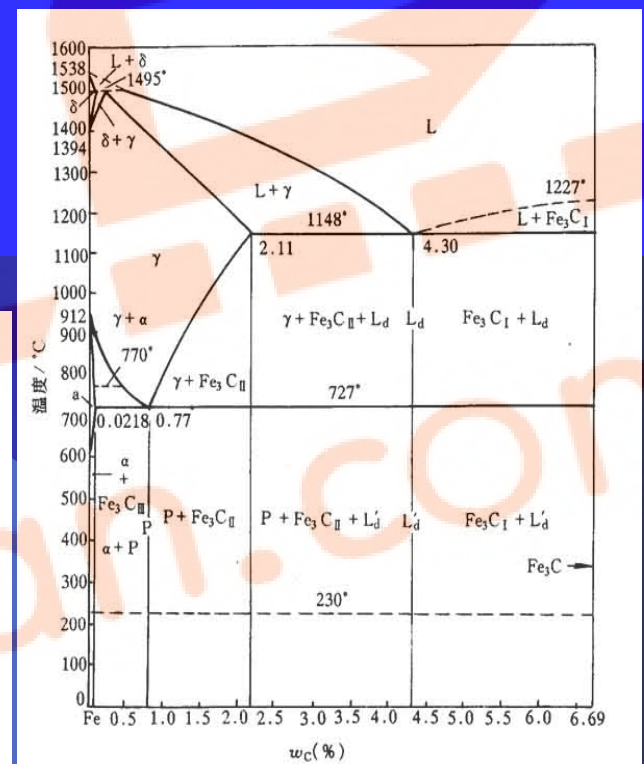


图 5-62 按组织分区的铁碳合金相图

第六节 铁碳合金相图

4 平衡结晶过程及其组织

(1) 典型合金(7种)的平衡结晶过程、组织变化、室温组织及其相对量计算。

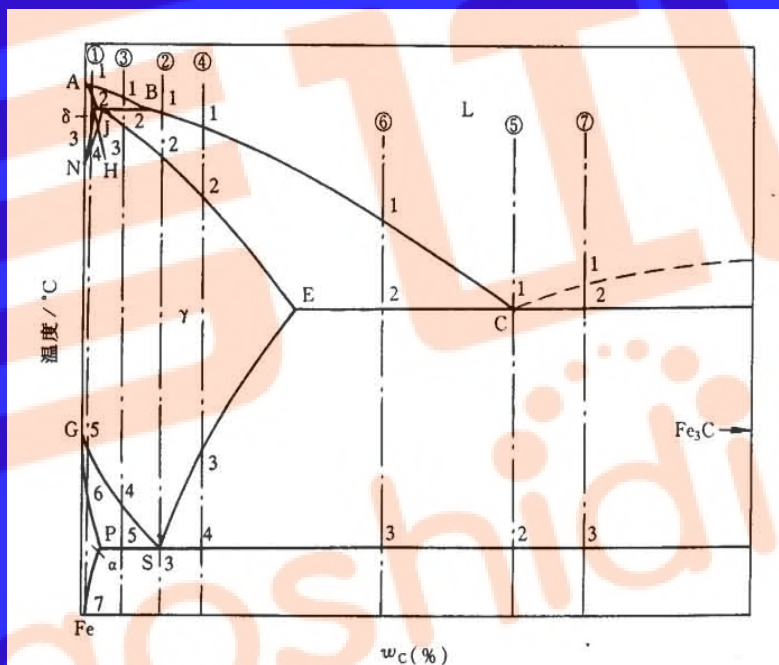


图 5-49 典型铁碳合金冷却时的组织转变过程分析

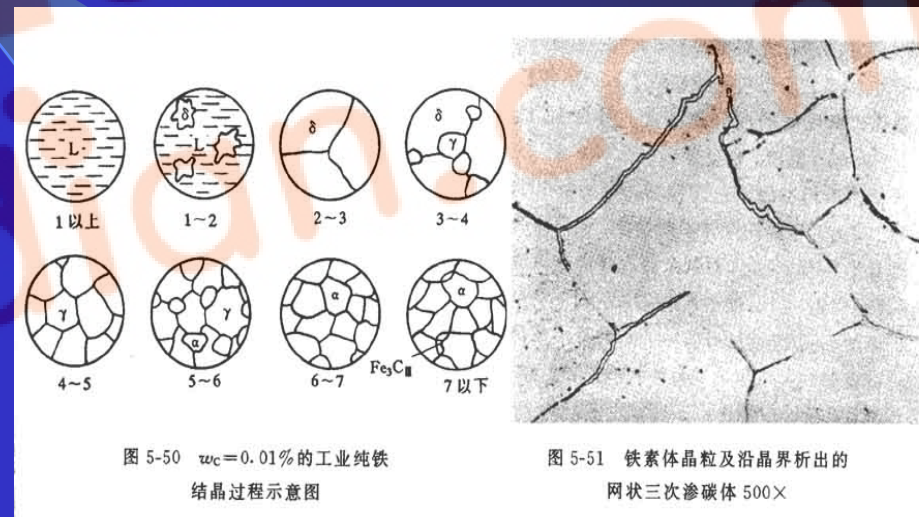
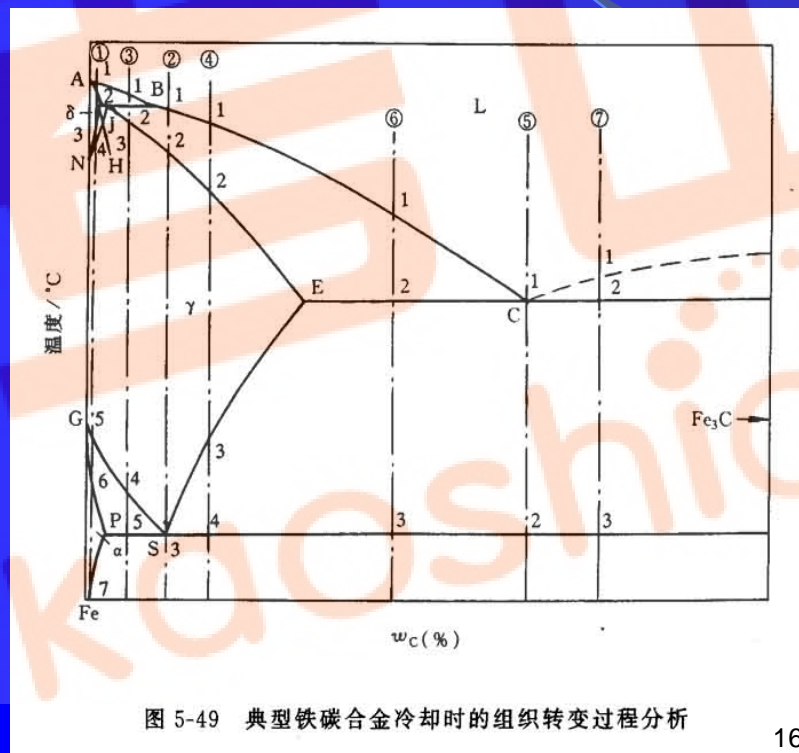
2h-10h, 由学生分析七种合金的结晶过程, 下次课重点分析。布置课下列表计算相组成物和组织组成物的相对含量。

第六节 铁碳合金相图

4 平衡结晶过程及其组织

(1) 典型合金(7种)的平衡结晶过程、组织变化、室温组织及其相对量计算。

工业纯铁结晶过程($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{III}}$, 三次渗碳体最大量计算)



第六节 铁碳合金相图

4 平衡结晶过程及其组织

(1) 典型合金 (7种) 的平衡结晶过程、组织变化、室温组织及其相对量计算。

共析钢结晶过程

$\gamma \rightarrow P (\alpha + Fe_3C)$

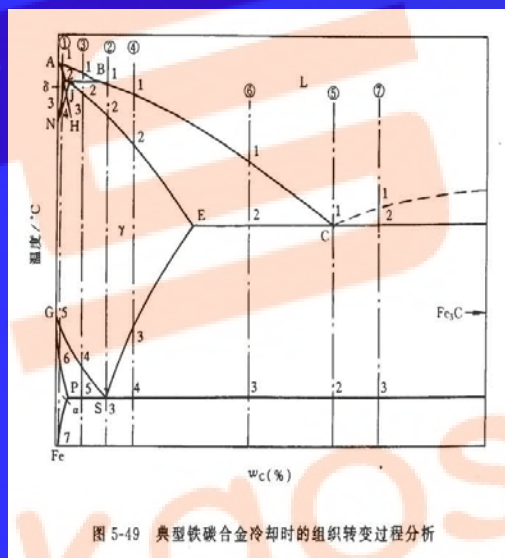


图 5-49 典型铁碳合金冷却时的组织转变过程分析

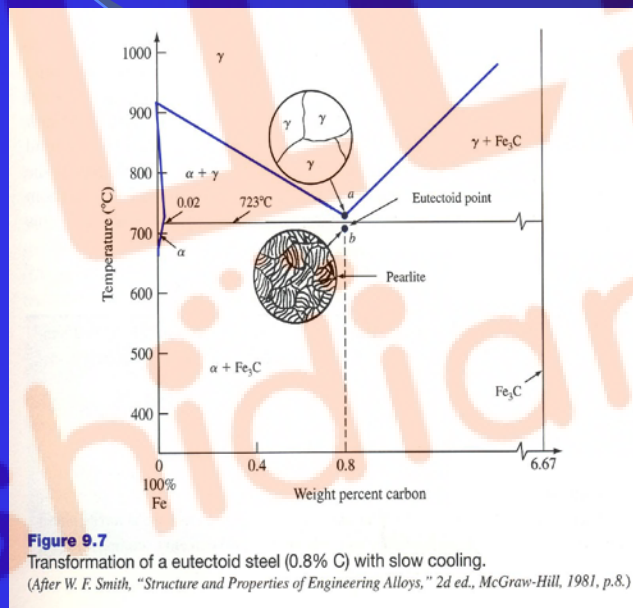


Figure 9.7
Transformation of a eutectoid steel (0.8% C) with slow cooling.
(After W. F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys," 2d ed., McGraw-Hill, 1981, p.8.)



Figure 9.8
Microstructure of a slowly cooled eutectoid steel. The microstructure consists of lamellar eutectoid pearlite. The dark etched phase is cementite, and the white phase is ferrite. (Etch: picral; magnification 650×.)
(United States Steel Corp., as presented in "Metals Handbook," vol. 8, 8th ed., American Society for Metals, 1973, p. 188.)

第六节 铁碳合金相图

4 平衡结晶过程及其组织

亚共析钢结晶过程 ($\alpha + P$) ($Fe_3C?$)

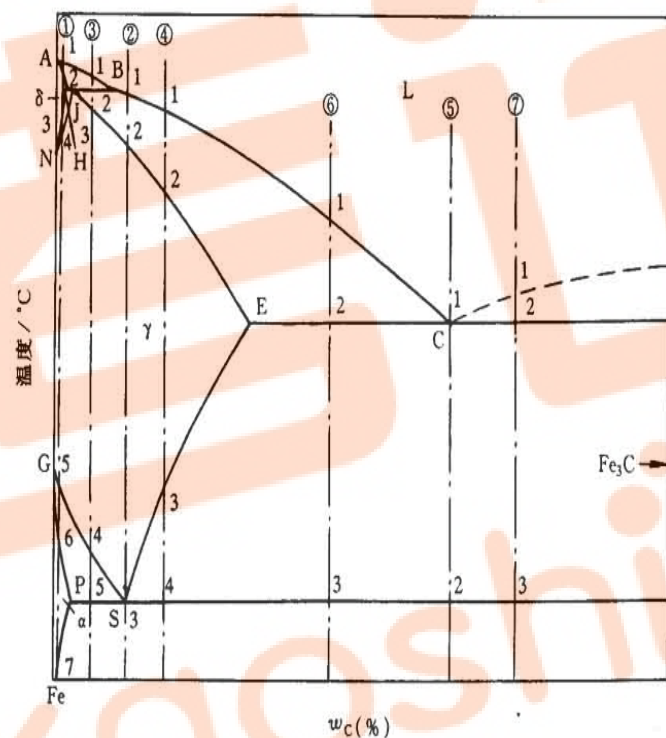


图 5-49 典型铁碳合金冷却时的组织转变过程分析

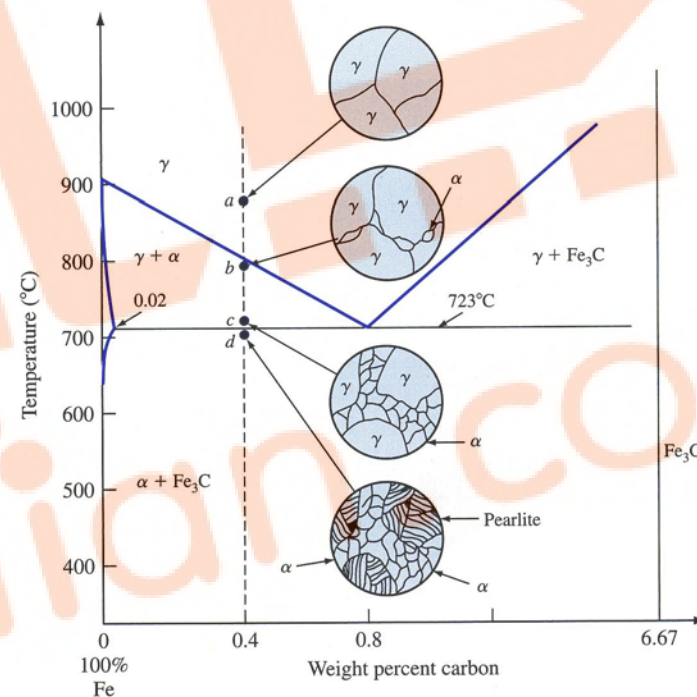


Figure 9.9

Transformation of a 0.4% C hypoeutectoid plain-carbon steel with slow cooling.
(After W. F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys," 2d ed., McGraw-Hill, 1993, p.10.)

第六节 铁碳合金相图

4 平衡结晶过程及其组织

亚共析钢结晶过程 ($\alpha+P$)

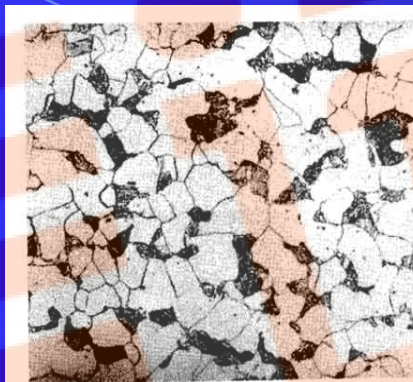


图 5-55 $w_C=0.2\%$ 的碳钢的室温组织 500 \times
(铁素体+片状珠光体)

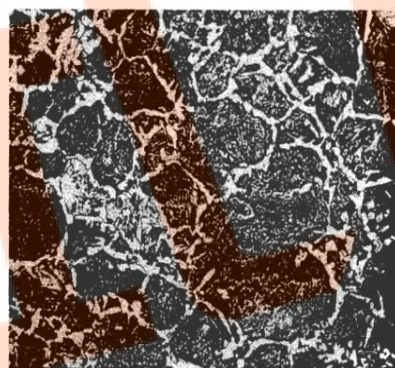


图 5-56 $w_C=0.6\%$ 的碳钢的室温组织 500 \times
(铁素体呈网、块状分布(白色)+片状珠光体)

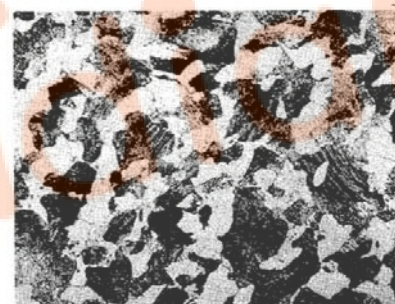


图 5-54 $w_C=0.4\%$ 碳钢的室温组织 (铁素体和珠光体)

Figure 9.10

Microstructure of a 0.35% C hypoeutectoid plain-carbon steel slowly cooled from the austenite region. The white constituent is proeutectoid ferrite; the dark constituent is pearlite. (Etchant: 2% nital; magnification 500 \times .)
(After W. F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys," 2d ed., McGraw-Hill, 1993, p. 171.)

第六节 铁碳合金相图

4 平衡结晶过程及其组织

过共析钢结晶过程 ($P+Fe_3C_{II}$, 二次渗碳体最大量计算)

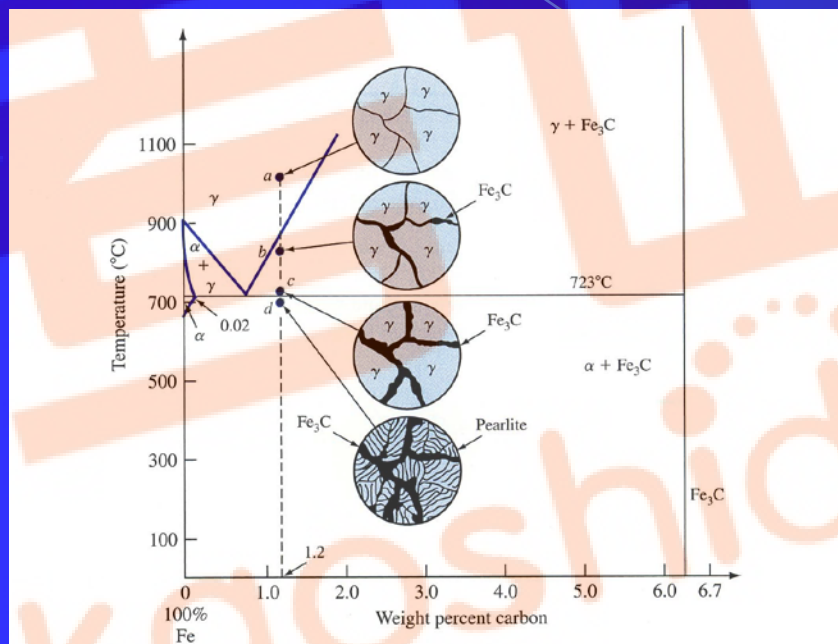


Figure 9.11
Transformation of a 1.2% C hypereutectoid plain-carbon steel with slow cooling.
(After W. F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys," 2d ed., McGraw-Hill, 1993, p.12.)

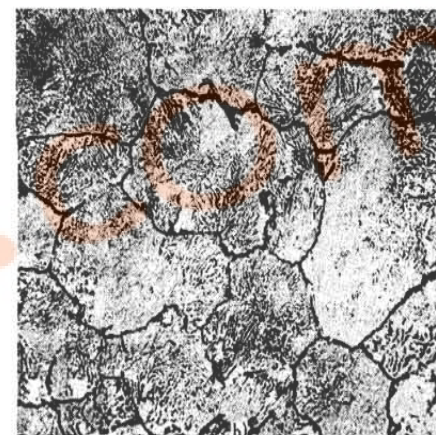
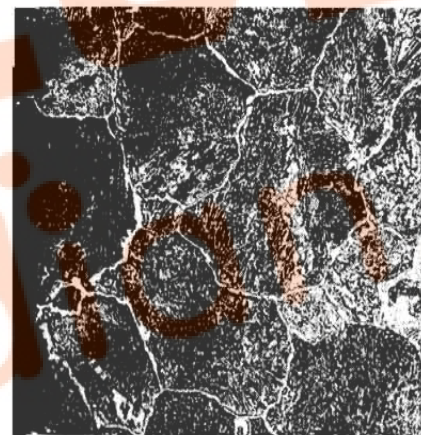


图 5-57 $w_C=1.2\%$ 的过共析钢缓冷后的组织 500×

a) 硝酸酒精浸蚀, 白色网状相为二次渗碳体, 暗黑色为珠光体

b) 苦味酸钠浸蚀, 黑色为二次渗碳体, 浅白色为珠光体

第六节 铁碳合金相图

4 平衡结晶过程及其组织

共晶白口铁结晶过程

($L_d - L_d'$ 转变)

$L_d' (P + Fe_3C_{II} + Fe_3C_{共晶})$

$L_d (\gamma + Fe_3C_{共晶})$

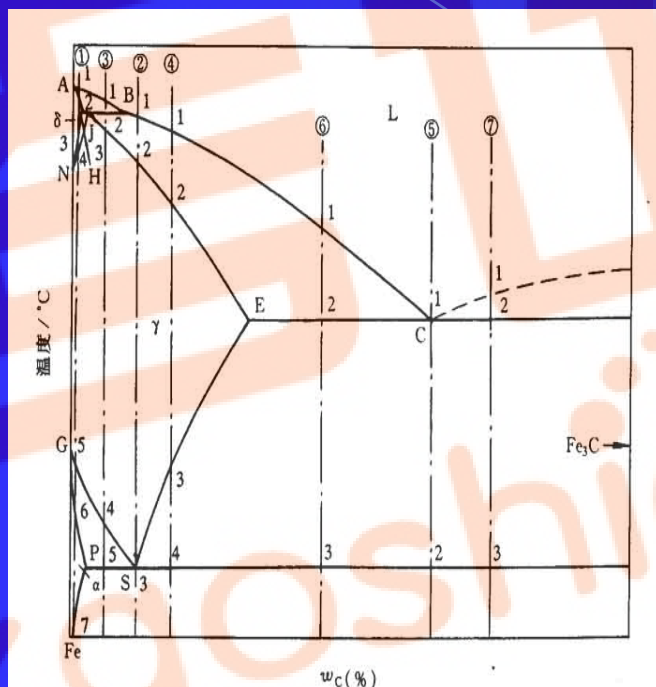


图 5-49 典型铁碳合金冷却时的组织转变过程分析

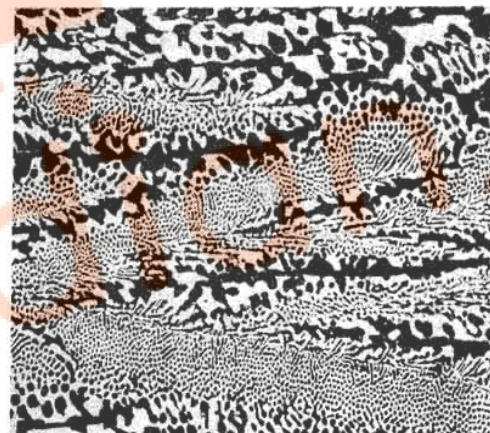


图 5-58 共晶白口铸铁的室温组织 (白色基体是共晶渗碳体, 黑色颗粒是由共晶奥氏体转变而来的珠光体) 200X

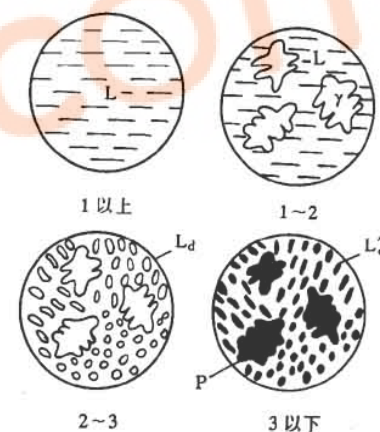


图 5-59 $w_C = 3.0\%$ 的白口铸铁结晶过程示意图

第六节 铁碳合金相图

4 平衡结晶过程及其组织

亚共晶白口铁结晶过程

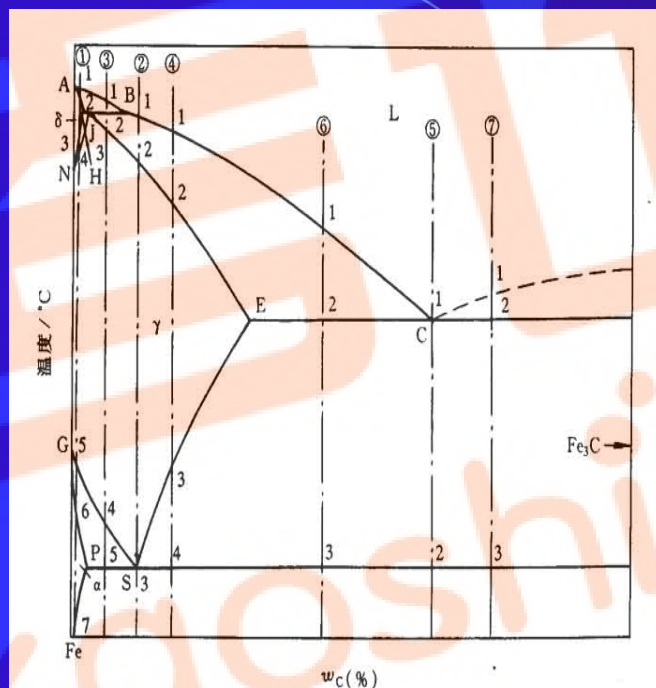


图 5-49 典型铁碳合金冷却时的组织转变过程分析

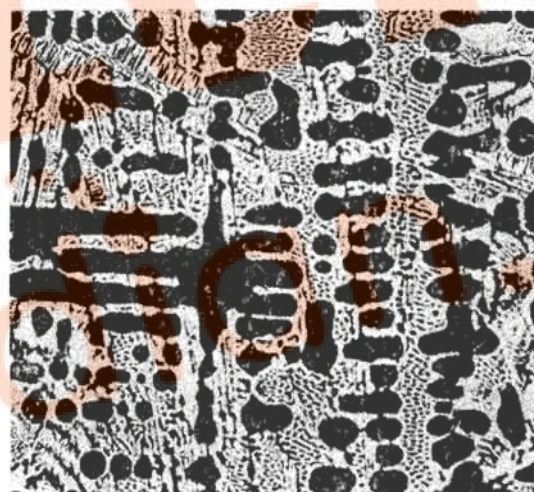


图 5-60 亚共晶白口铸铁在室温下的组织（黑色的树枝状组成体是珠光体，其余为莱氏体）200X

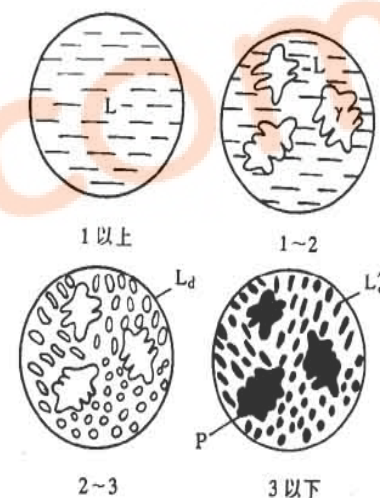


图 5-59 $w_c = 3.0\%$ 的白口铸铁结晶过程示意图

第六节 铁碳合金相图

4 平衡结晶过程及其组织 过共晶白口铁结晶过程

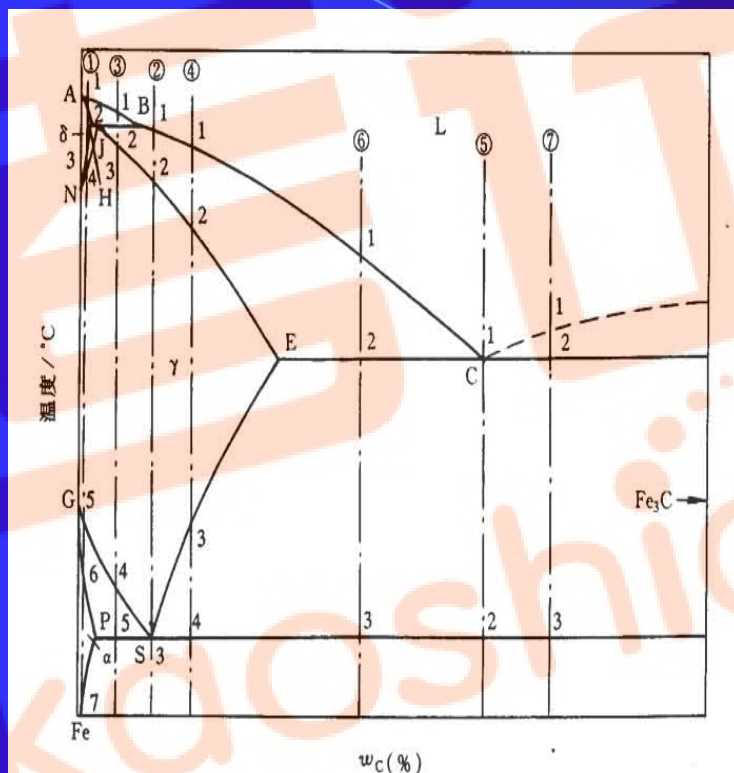


图 5-49 典型铁碳合金冷却时的组织转变过程分析

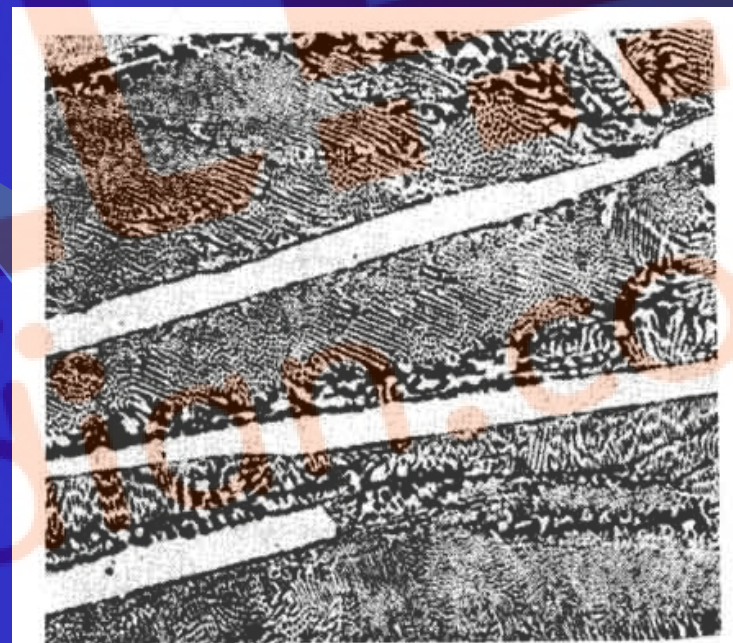


图 5-61 过共晶白口铸铁冷却到室温后的组织(白色条片是一次渗碳体,其余为莱氏体)100×

第六节 铁碳合金相图

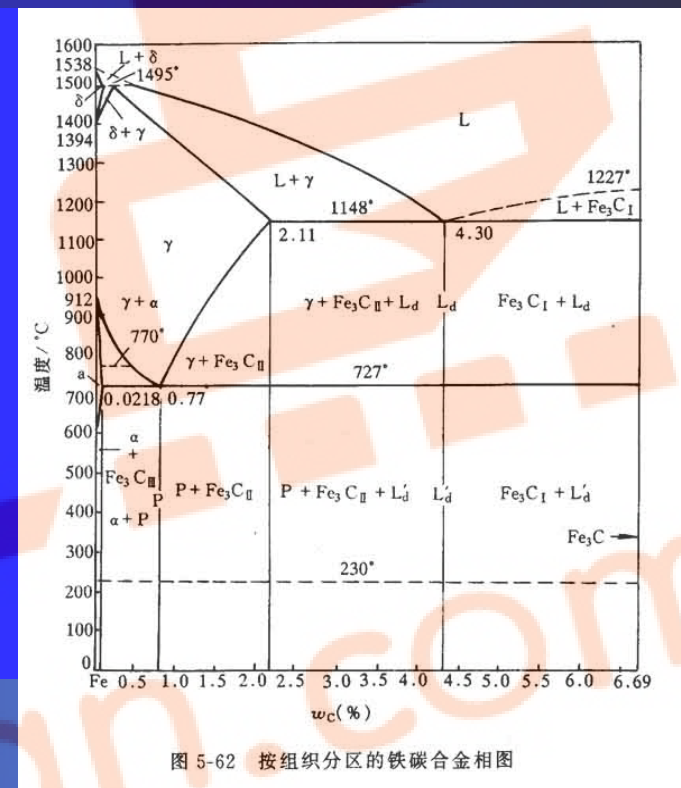
4 平衡结晶过程及其组织

(2) 重要问题

$\text{Fe}_3\text{C}_\text{I}$, $\text{Fe}_3\text{C}_\text{II}$, $\text{Fe}_3\text{C}_\text{III}$ 的意义
及其最大含量计算。

L_d-L_d' 转变。

二次杠杆的应用。



2h-12h, 由学生写出7种合金室温组织组成物和相组成物含量表; 分析亚共析钢、亚共晶铁的凝固过程、渗碳体的最大含量计算、默写与修改相图。

第六节 铁碳合金相图

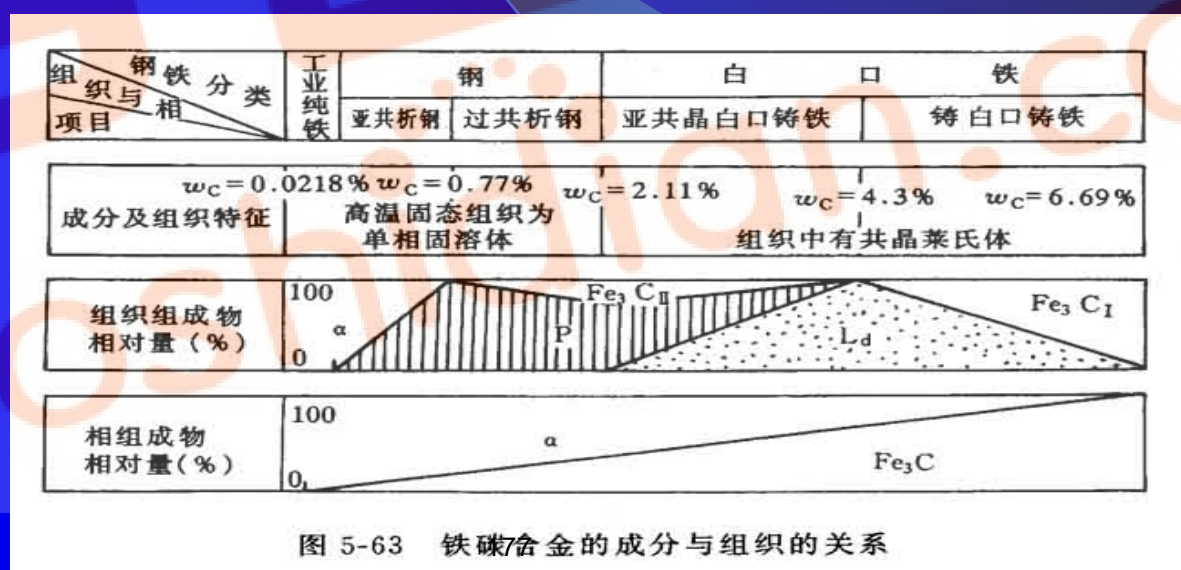
5 含碳量对平衡组织和性能的影响

(1) 对平衡组织的影响 (随C%提高)

组织: $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{III}} \longrightarrow \text{L}_d + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{I}}$;

相: α 减少, Fe_3C 增多;

Fe_3C 形态: $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{III}}$ (薄网状、点状) \longrightarrow 共析 Fe_3C (层片状) \longrightarrow $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ (网状) \longrightarrow 共晶 Fe_3C (基体) \longrightarrow $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{I}}$ (粗大片状)。



第六节 铁碳合金相图

5 含碳量对平衡组织和性能的影响

(2) 对力学性能的影响
随C%提高,
强度、硬度升高,
塑韧性下降。

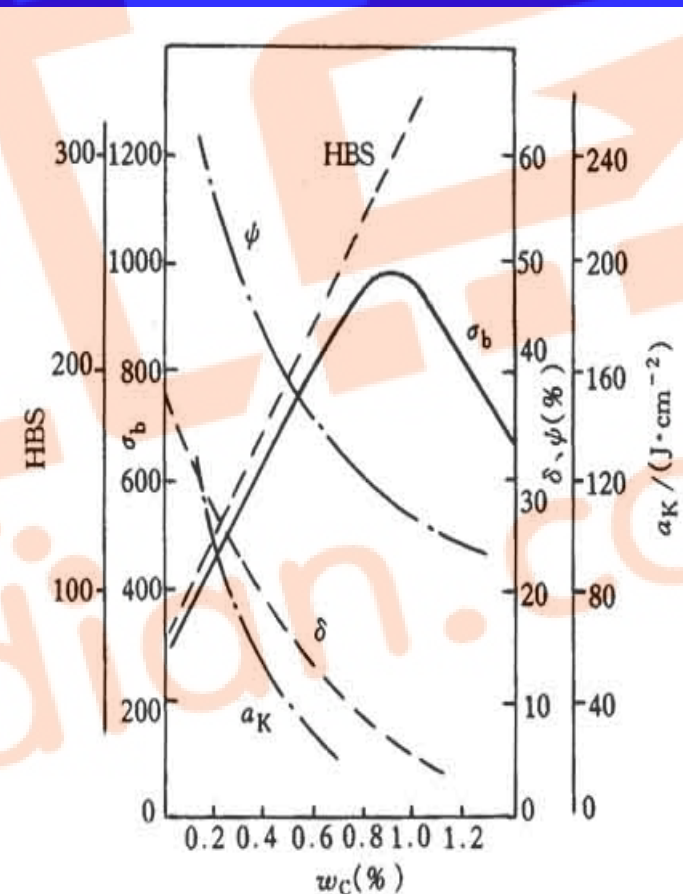


图 5-64 含碳量对平衡状态下
碳钢力学性能的影响

第六节 铁碳合金相图

5 含碳量对平衡组织和性能的影响

(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。

第七节 相图的热力学基础

1 固溶体的自由能——成分曲线

$$G = \underbrace{x_A \mu_A + x_B \mu_B}_{G_0} + \underbrace{\Omega x_A x_B}_{\Delta H_m} + \underbrace{RT(x_A \ln x_A + x_B \ln x_B)}_{-T \Delta S_m} = f(x_A, x_B) \quad (\text{式5-20})$$

其中: $\Omega = NZ[V_{AB} - (V_{AA} + V_{BB})/2]$

(为A, B原子间相互作用参数, 与原子间结合能有关; V - 原子间的结合能。)

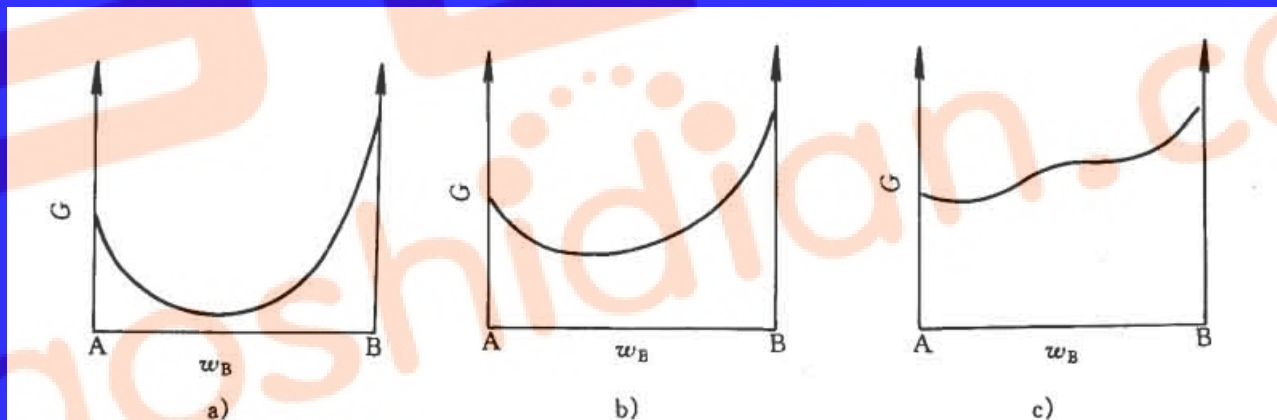


图 5-65 二元溶体的三种吉布斯自由能-成分曲线

a) $\Delta H_m < 0$ b) $\Delta H_m = 0$ c) $\Delta H_m > 0$

第七节 相图的热力学基础

2 化学位与相平衡条件

(1) 化学位：偏摩尔吉布斯自由能。用 μ 表示。

化学位的确定：在自由能—成分曲线上，过成分点的切线与两纵轴的交点。

(2) 相平衡的条件：两组元在各相中的化学位分别相等。

$$\mu_A^\alpha = \mu_A^\beta = \dots$$

在自由能—成分曲线上，表现为各曲线间有公切线。

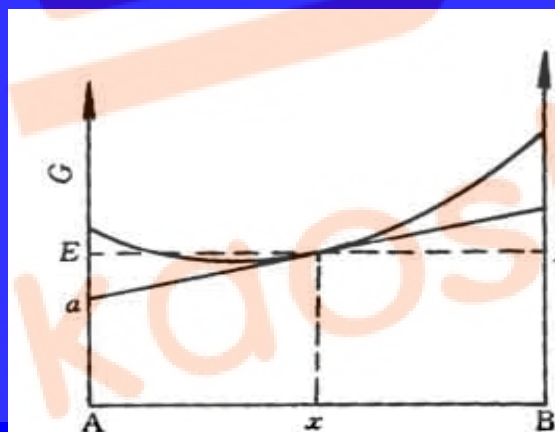


图 5-68 由切线求 μ_A 、 μ_B

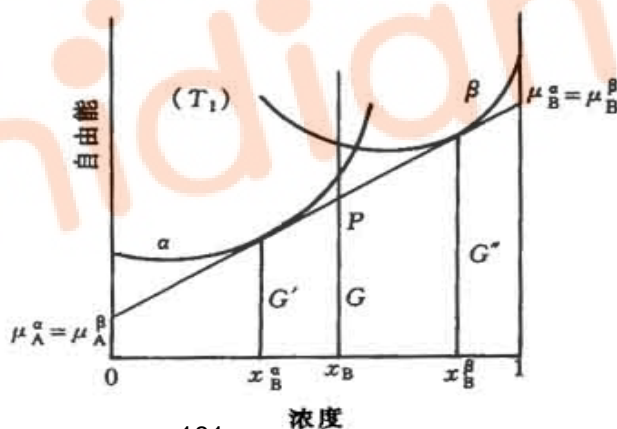


图 5-70 二元系的两相平衡

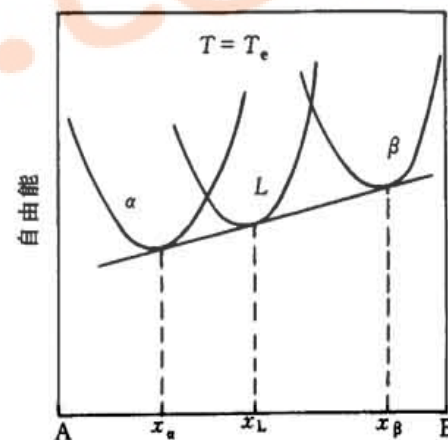
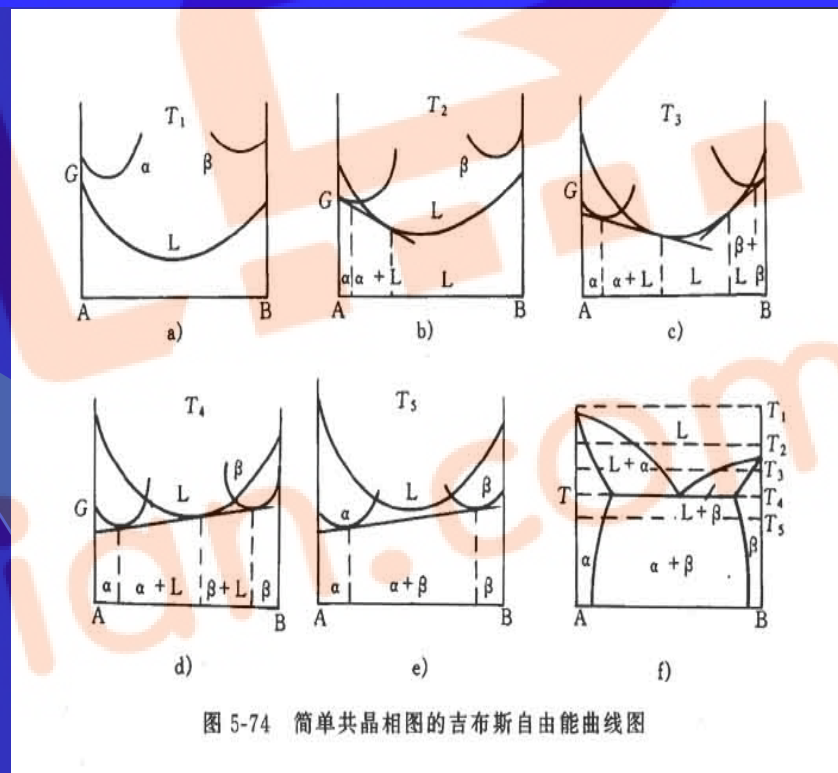
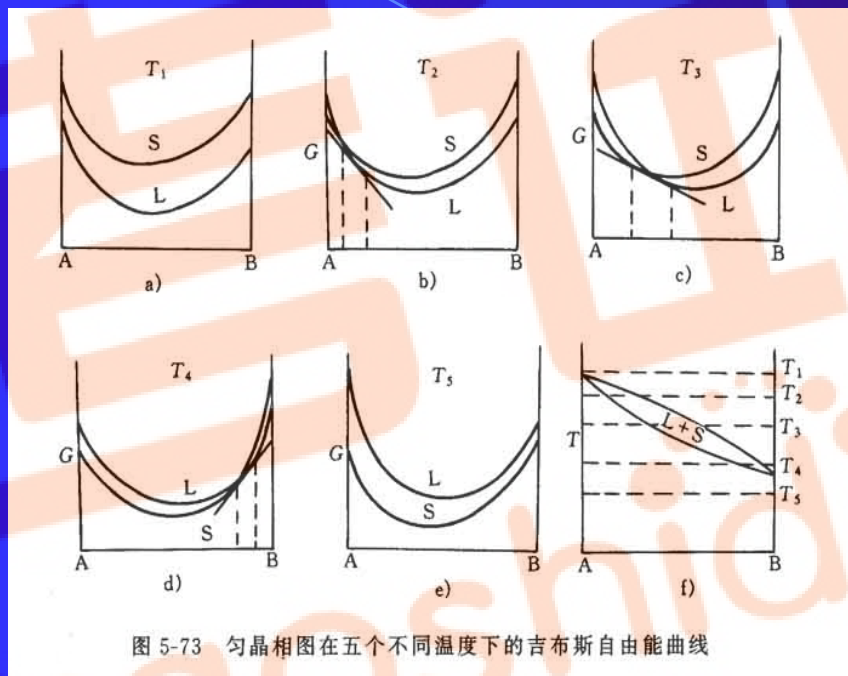


图 5-71 公切线法则的图示三相平衡

第七节 相图的热力学基础

3 二元系自由能曲线与相图的关系



第八节 铸锭组织及其控制

1 铸锭组织

(1) 铸锭三区

表层细晶区 (强过冷, 非均匀形核)

柱状晶区 (纯金属: 过冷度减小, 形核困难, 沿散热方向生长;

合金: 成分过冷, 一次轴发达, 沿散热方向生长。)

中心等轴晶区 (均匀散热、液相区成分过冷、熔体对流导致细晶漂移或枝晶破碎。)

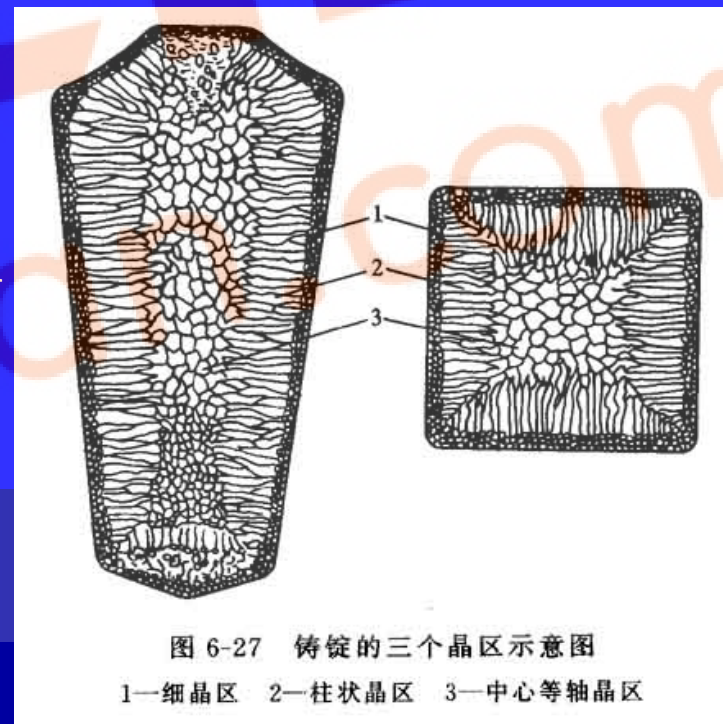


图 6-27 铸锭的三个晶区示意图

1—细晶区 2—柱状晶区 3—中心等轴晶区

第八节 铸锭组织及其控制

1 铸锭组织

(2) 组织控制

受浇铸温度、冷却速度、化学成分、变质处理、机械振动与搅拌等因素影响。

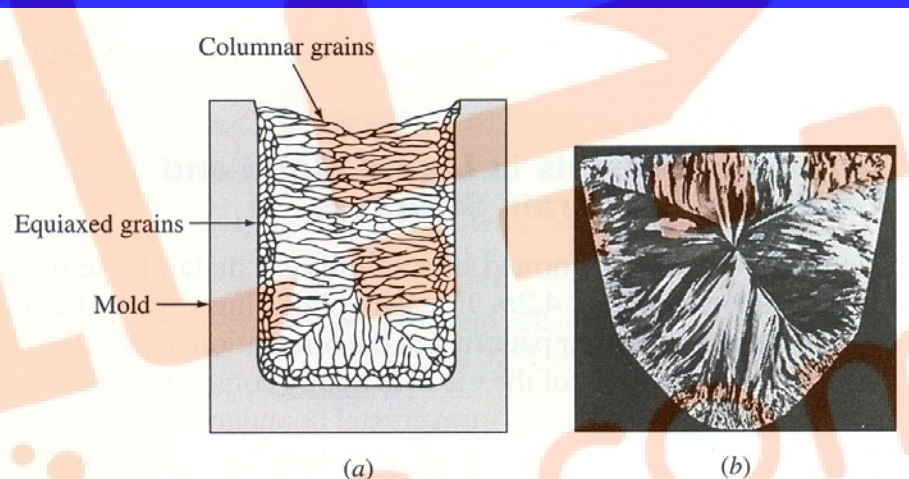


Figure 4.7

(a) Schematic drawing of a solidified metal grain structure produced by using a cold mold. (b) Transverse section through an ingot of aluminum alloy 1100 (99.0% Al) cast by the Properzi method (a wheel and belt method). Note the consistency with which columnar grains have grown perpendicular to each mold face.

(After "Metals Handbook" vol. 8, 8th ed., American Society for Metals, 1973, p. 164.)

第八节 铸锭组织及其控制

2 铸锭缺陷

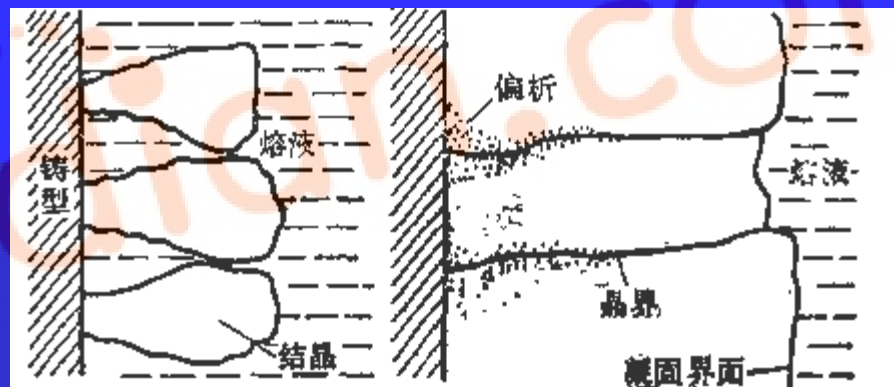
(1) 微观偏析

(2) 宏观偏析: 整个铸锭范围内的成分不均匀现象.

正偏析: $k_0 < 1$ 的合金铸锭中心溶质含量较高的现象.

反偏析:

密度偏析: 由于初生相与剩余液体密度差异而导致铸锭上下部分成分不均匀的现象.



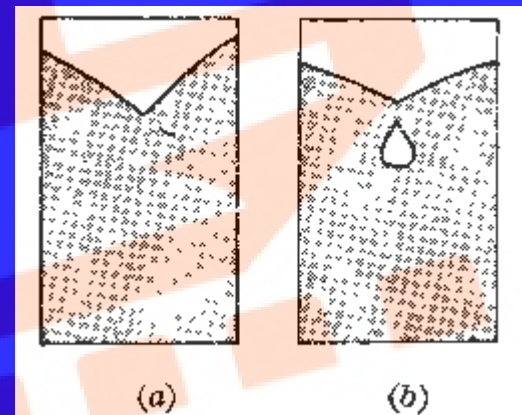
第八节 铸锭组织及其控制

2 铸锭缺陷

(3) 夹杂与气孔

夹杂：外来夹杂和内生夹杂。

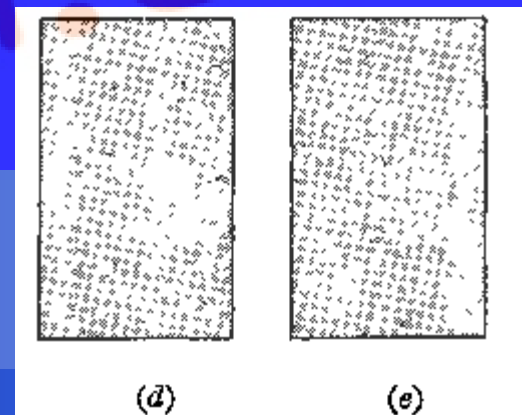
气孔：析出型和反应型。



(4) 缩孔和疏松

形成：凝固时体积缩小 - 补缩不足 - 形成缩孔。

分类：集中缩孔（缩孔、缩管）和分散缩孔（疏松，枝晶骨架相遇，封闭液体，造成补缩困难形成。）



本章小结与习题讨论课

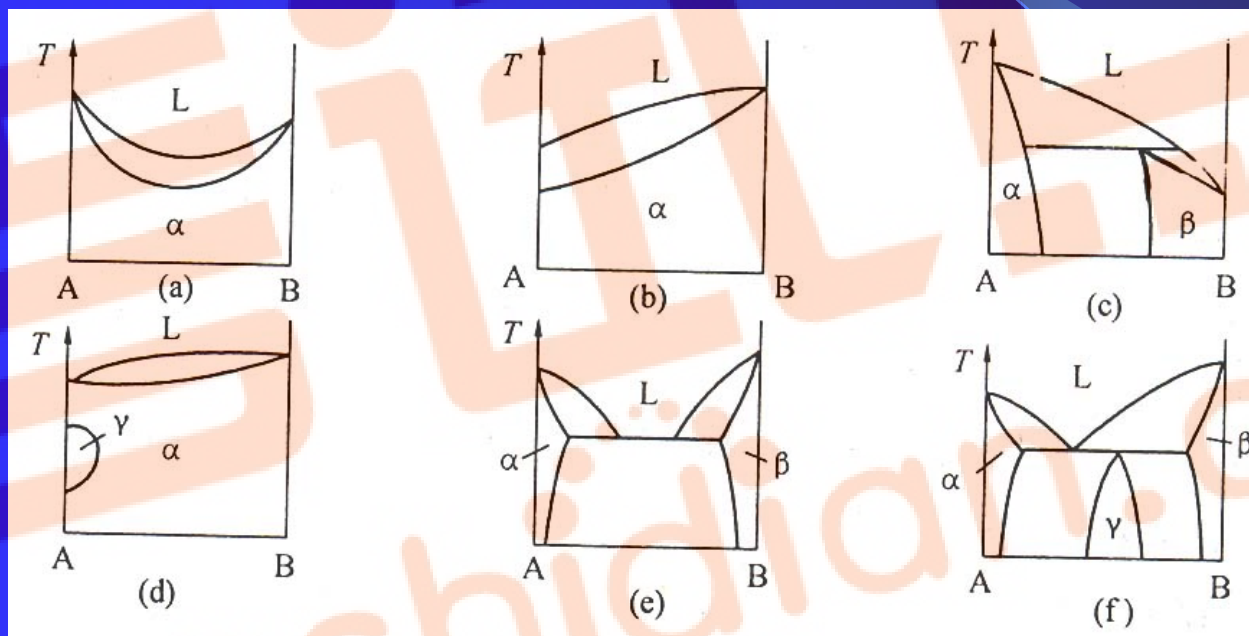
1 分析下列说法是否正确及其原因。

- (1) 铁素体与奥氏体的主要区别是含碳量不同。
- (2) 正温度梯度下，纯金属与固溶体合金凝固时都以平面状生长。
- (3) 在二元相图中，杠杆定律不仅适用于两相区，而且也能用于计算三相平衡时相的含量。
- (4) 绑扎物件一般用高碳钢丝，而起重机吊重物用铁丝。
- (5) 1050°C 时含碳 0.4% 的钢可进行锻造，而含碳 4% 的白口铸铁难以锻造。

2 已知某铁碳合金的组成物为铁素体和渗碳体，铁素体占 82%，求合金的含碳量和组织组成物的相对量。

本章小结与习题讨论课

3 根据相律指出下列相图中的错误之处。



第五章 三元相图

第一节 相图基本知识

1 三元相图的主要特点

- (1) 是立体图形，主要由曲面构成；
- (2) 可发生四相平衡转变；
- (3) 一、二、三相区为一空间。

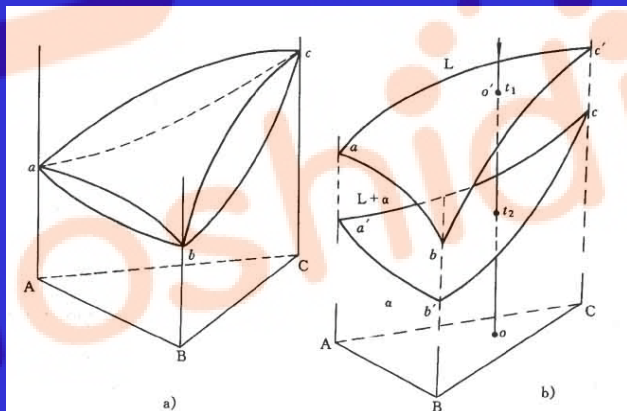


图 5-81 三元相图分析

a) 三元匀晶相图 b) 三元匀晶相图中的液相面及固相面 189

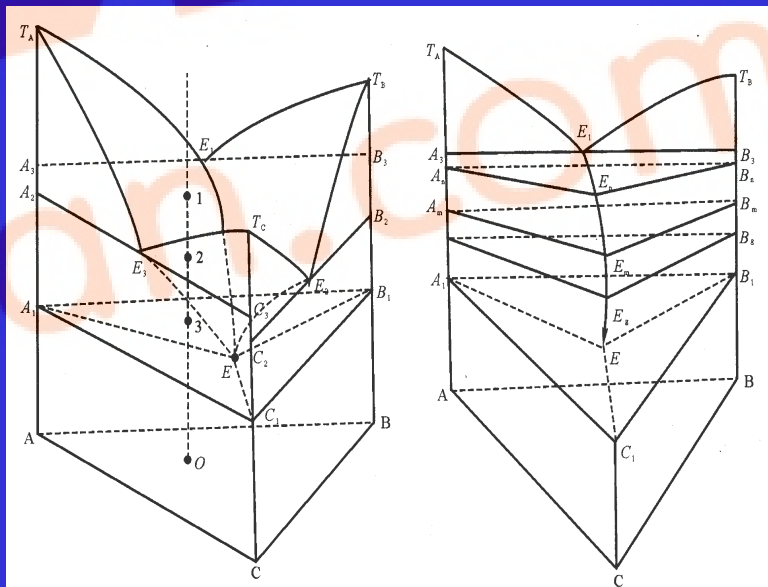


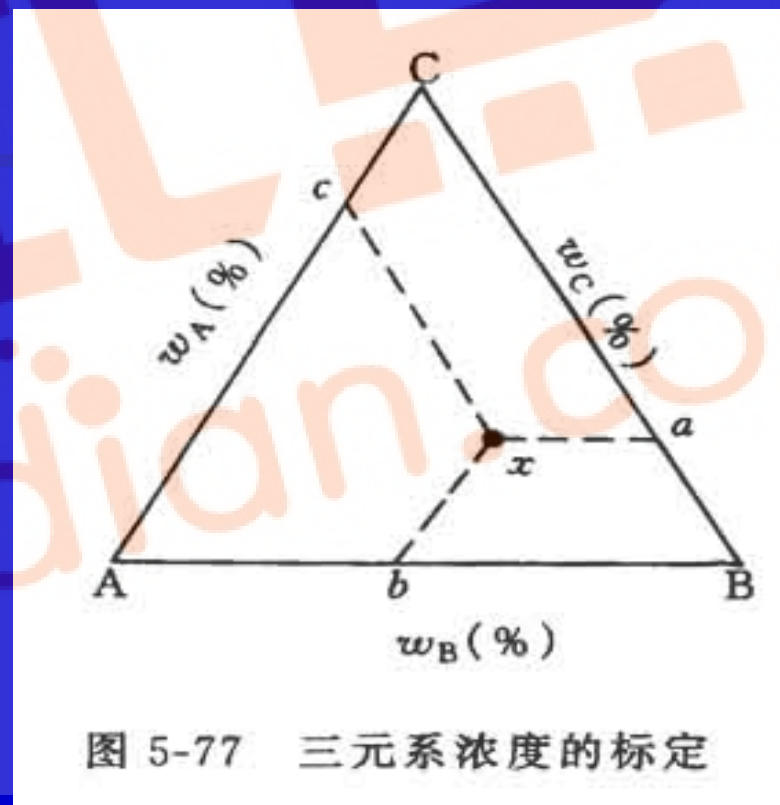
图 4-91 三元共晶相图

图 4-92 三相平衡区与两相平衡面

第一节 相图基本知识

2 成分表示法 - 成分三角形（等边、等腰、直角三角形）

- (1) 已知点确定成分;
- (2) 已知成分确定点。



第一节 相图基本知识

3 成分三角形中特殊的点和线

(1) 三个顶点：代表三个纯组元；

(2) 三个边上的点：二元系合金的成分点；

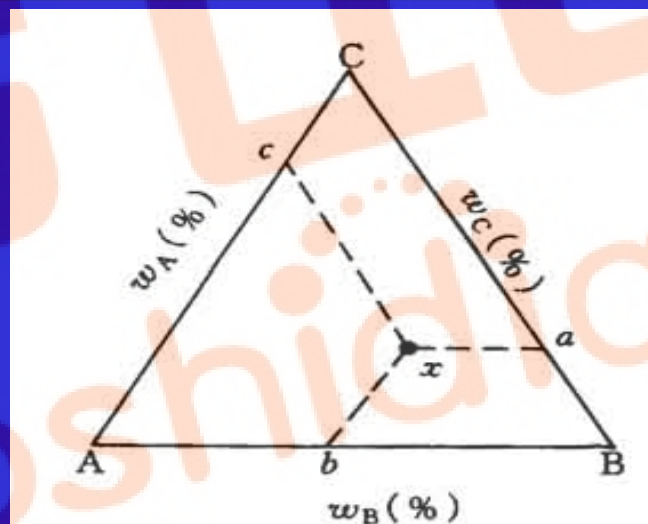


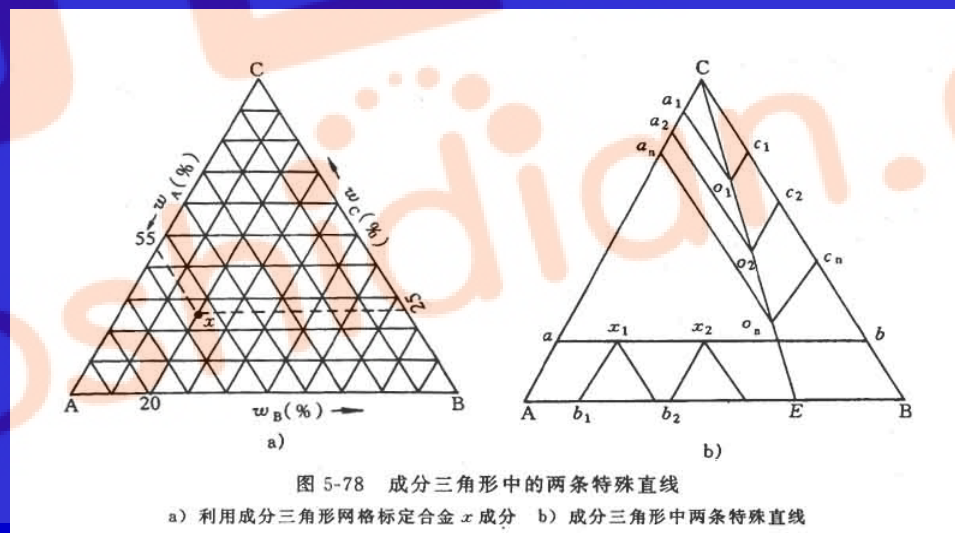
图 5-77 三元系浓度的标定

第一节 相图基本知识

3 成分三角形中特殊的点和线

(3) 平行于某条边的直线：其上合金所含由此边对应顶点所代表的组元的含量一定。

(4) 通过某一顶点的直线：其上合金所含由另两个顶点所代表的两组元的比值恒定。



第一节 相图基本知识

4 四相平衡转变的类型

(1) 共晶转变: $L_0 \xrightarrow{T} \alpha_a + \beta_b + \gamma_c$;

(2) 包晶转变: $L_0 + \alpha_a + \beta_b \xrightarrow{T} \gamma_c$;

(3) 包共晶转变: $L_0 + \alpha_a \xrightarrow{T} \beta_b + \gamma_c$;

还有偏共晶、共析、包析、包共析转变等。

第一节 相图基本知识

5 共线法则与杠杆定律

(1) 共线法则：在一定温度下，三元合金两相平衡时，合金的成分点和两个平衡相的成分点必然位于成分三角形内的同一条直线上。

(由相率可知，此时系统有一个自由度，表示一个相的成分可以独立改变，另一相的成分随之改变。)

(2) 杠杆定律：用法与二元相同。

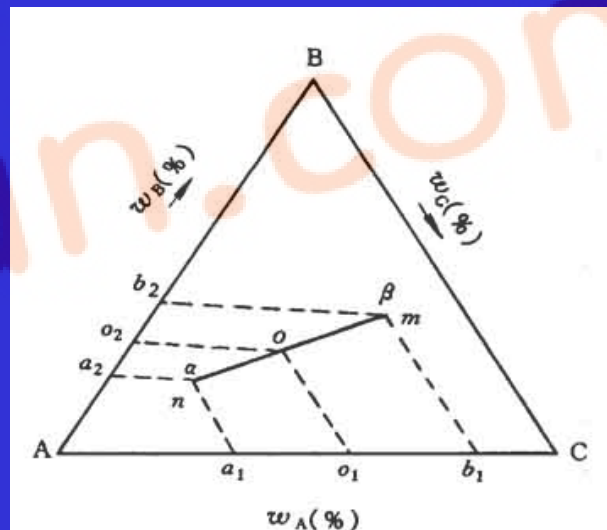


图 5-83 杠杆定律证明

第一节 相图基本知识

5 共线法则与杠杆定律

两条推论

(1) 给定合金在一定温度下处于两相平衡时，若其中一个相的成分给定，另一个相的成分点必然位于已知成分点连线的延长线上。

(2) 若两个平衡相的成分点已知，合金的成分点必然位于两个已知成分点的连线上。

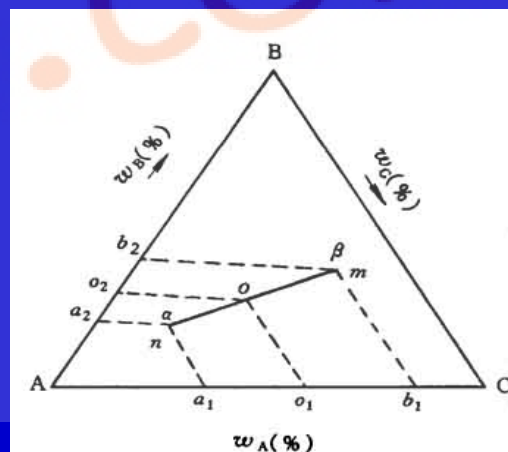


图 5-83 杠杆定律证明

第一节 相图基本知识

6 重心法则

在一定温度下，三元合金三相平衡时，合金的成分点为三个平衡相的成分点组成的三角形的质量重心。（由相率可知，此时系统有一个自由度，温度一定时，三个平衡相的成分是确定的。）

平衡相含量的计算：所计算相的成分点、合金成分点和二者连线的延长线与对边的交点组成一个杠杆。合金成分点为支点。计算方法同杠杆定律。

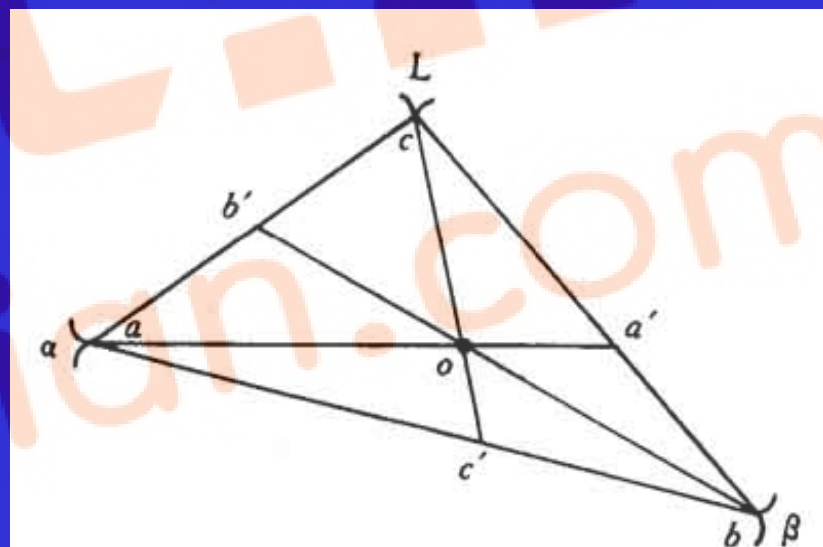


图 5-91 重心法则证明

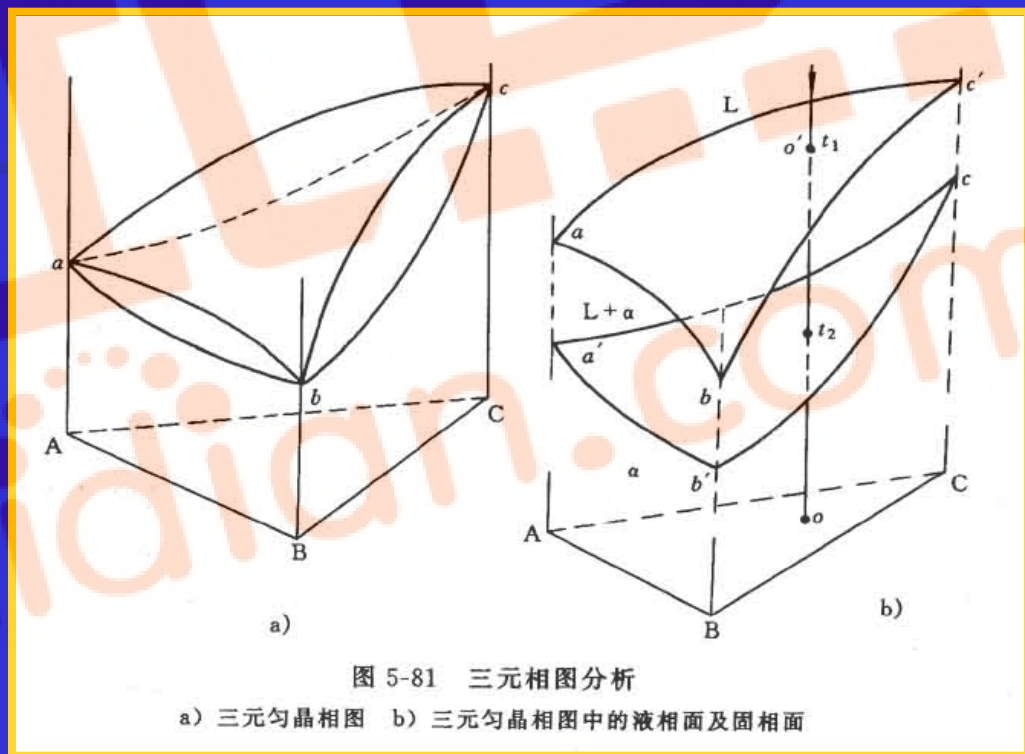
第二节 三元匀晶相图

1 相图分析

点：a, b, c-三个纯组元的熔点；

面：液相面、固相面；

区：L, α , L+ α 。

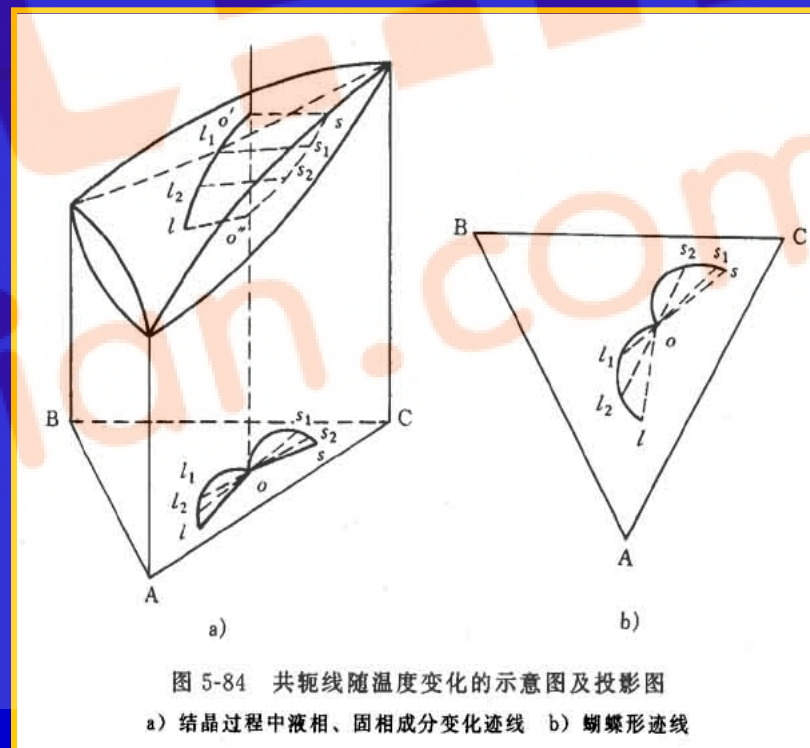


第二节 三元匀晶相图

2 三元固溶体合金的结晶规律

液相成分沿液相面、固相成分沿固相面，呈蝶形规律变化。（立体图不实用）

共轭线：平衡相成分点的连线。



第二节 三元匀晶相图

3 等截温界面（水平截面）

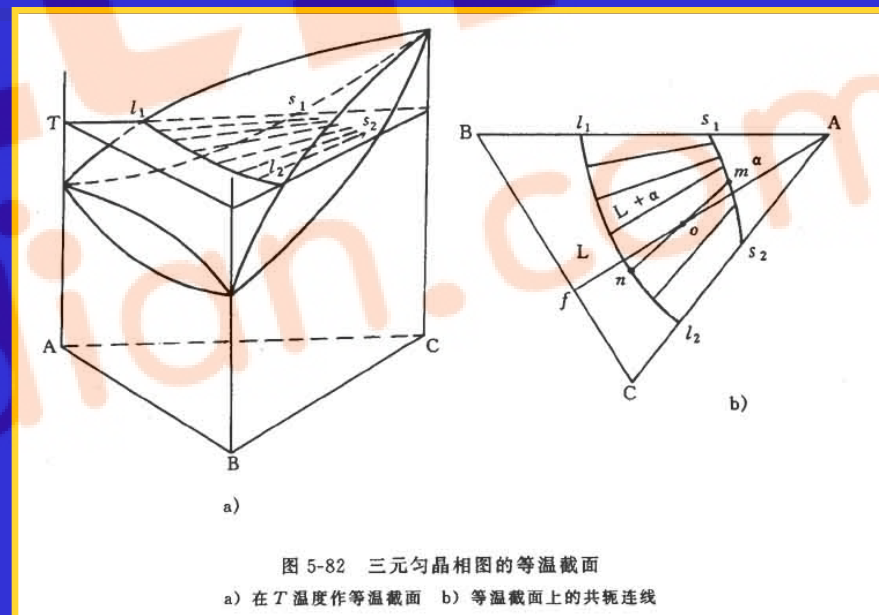
(1) 做法：某一温度下的水平面与相图中各面的交线。

(2) 截面图分析

3个相区： $L, \alpha, L+\alpha$;

2条相线： L_1L_2, S_1S_2 （共轭曲线）；

若干连接线：可作为计算相对量的杠杆（偏向低熔点组元；可用合金成分点与顶点的连线近似代替；过给定合金成分点，只能有唯一的共轭连线。）



第二节 三元匀晶相图

4 变温截面（垂直截面）

(1) 做法：某一垂直平面与相图中各面的交线。

(2) 二种常用变温截面

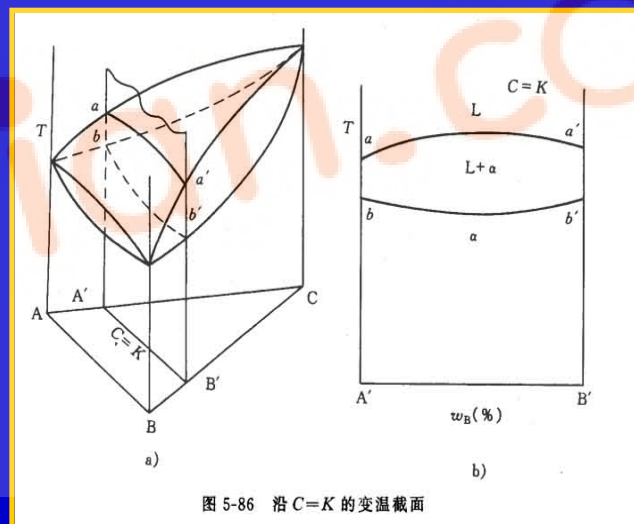
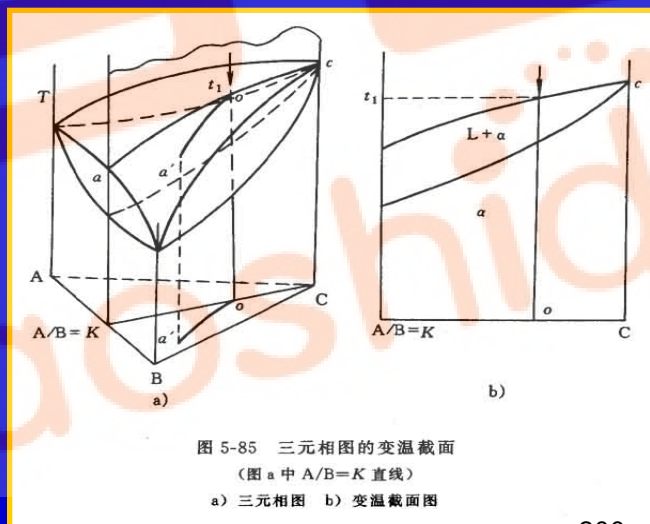
经平行于某条边的直线做垂直面获得；
经通过某一顶点的直线做垂直面获得。

(3) 结晶过程分析

成分轴的两端不一定是纯组元；

注意：液、固相线不一定相交；

液、固相线不是成分变化线，不能运用杠杆定律。

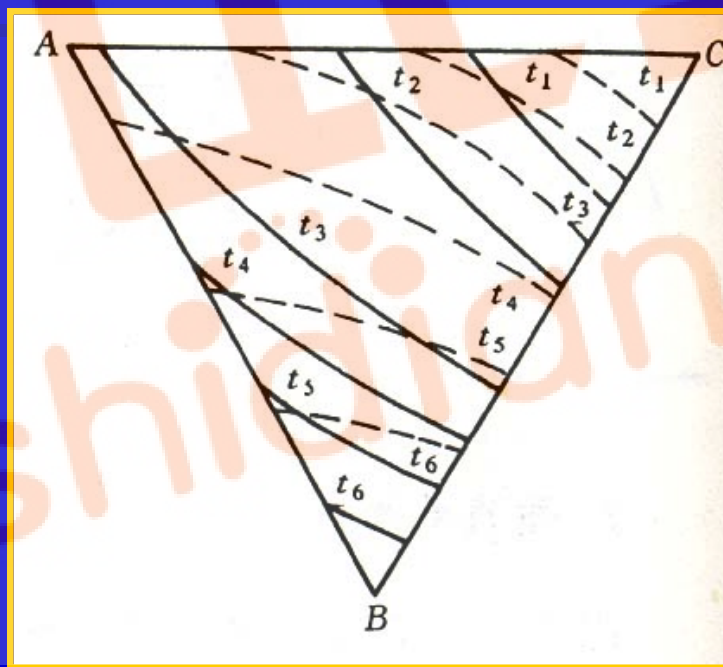


第二节 三元匀晶相图

5 投影图

(1) 全方位投影图(匀晶相图不必要)。

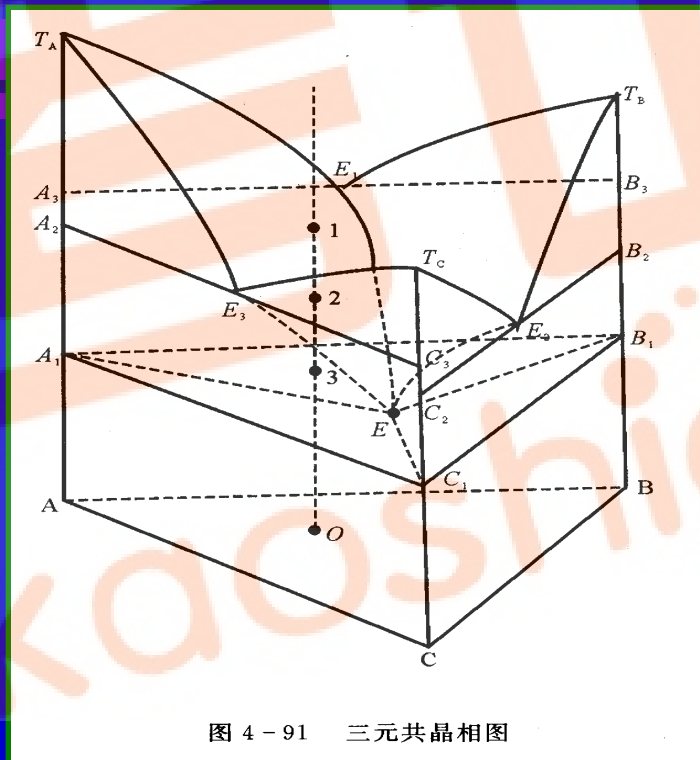
(2) 等温线投影图：可确定合金结晶开始、结束温度。



一组元在固态互不相溶的共晶相图

(1) 相图分析

点：熔点；二元共晶点；三元共晶点。



线: EnE

两相共晶线

液相面交线

两相共晶面交线

液相单变量线

液相区与两相共晶面交线

第三节 三元共晶相图

一组元在固态互不相溶的共晶相图

(1) 相图分析

- 面：
 - 液相面
 - 固相面
 - 两相共晶面
 - 三相共晶面
- 区：
 - 两相区：3个
 - 单相区：4个
 - 三相区：4个
 - 四相区：1个

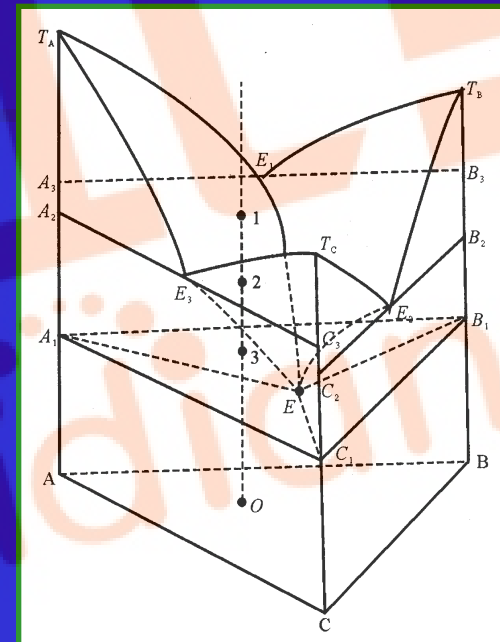


图 4-91 三元共晶相图

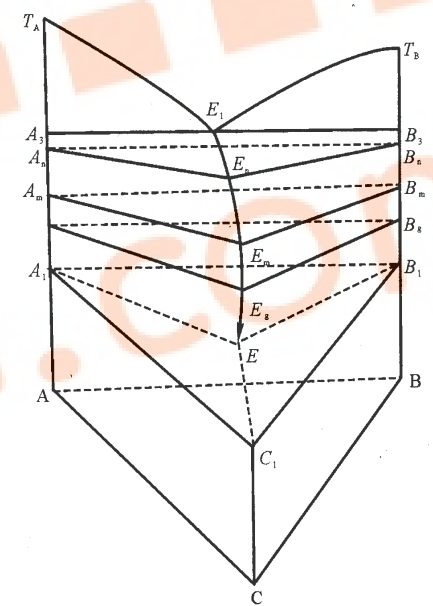


图 4-92 三相平衡区与两相平衡面

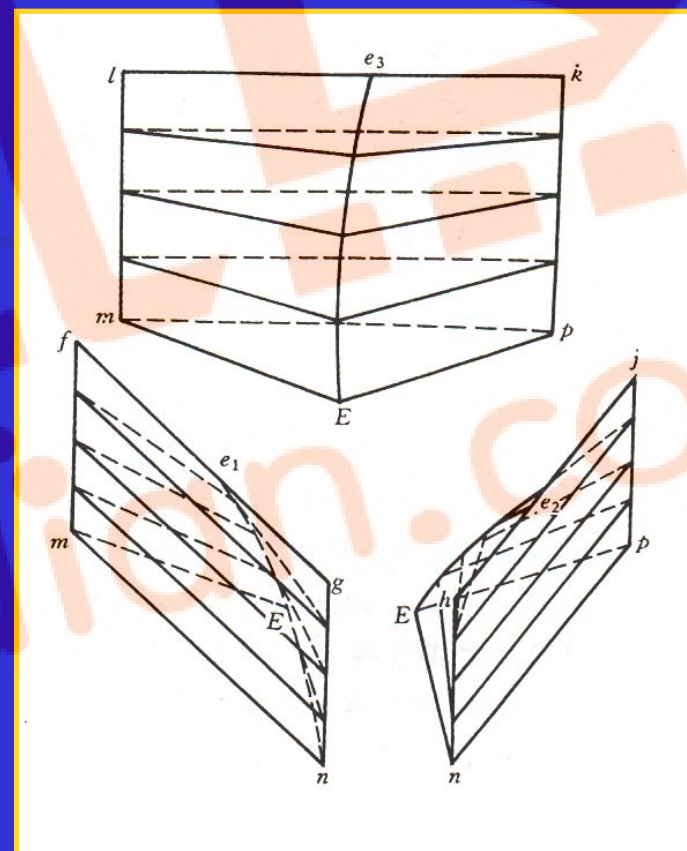
第三节 三元共晶相图

一组元在固态互不相溶的共晶相图

(1) 相图分析

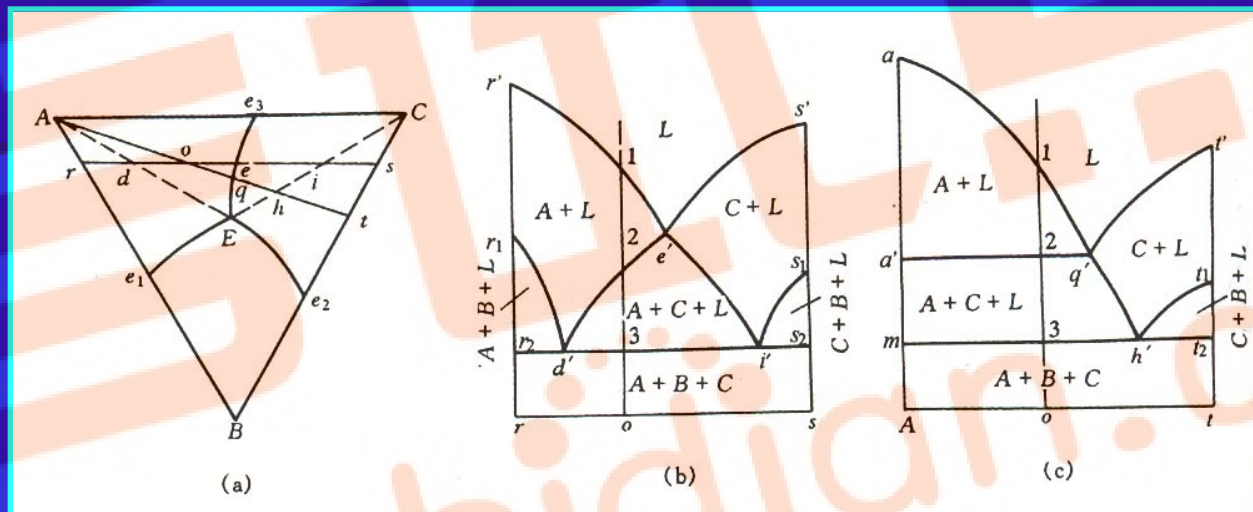
面：{ 液相面
固相面
两相共晶面
三相共晶面

区：{ 两相区：3个
单相区：4个
三相区：4个
四相区：1个



第三节 三元共晶相图

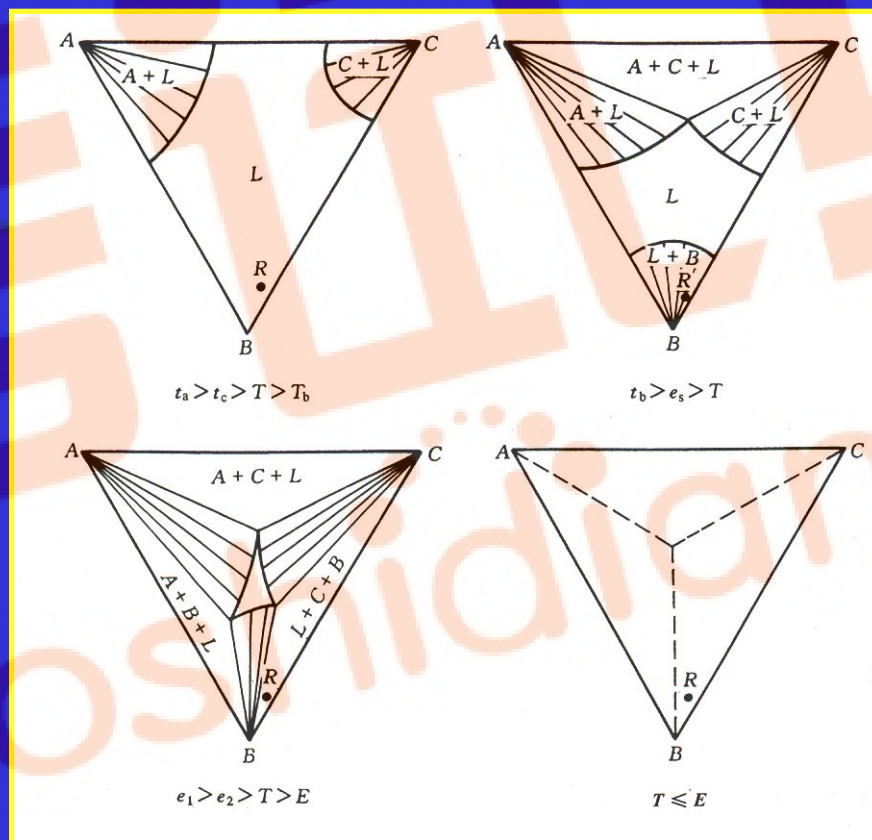
一组元在固态互不相溶的共晶相图 (2) 垂直截面图



O点合金的室温组织
 $A + (A+C) + (A+B+C)$

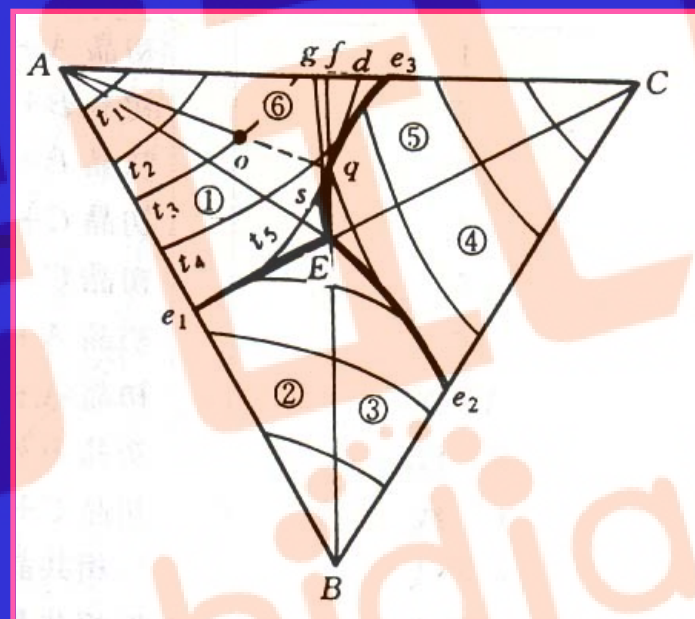
第三节 三元共晶相图

一组元在固态互不相溶的共晶相图 (3) 水平截面图



第三节 三元共晶相图

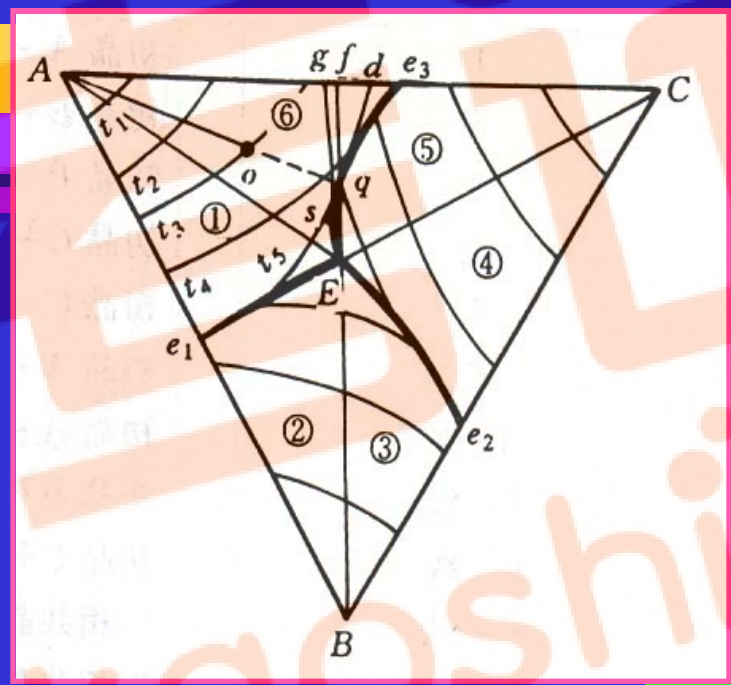
一组元在固态互不相溶的共晶相图 (4) 投影图



思考：分析O点合金的凝固过程，确定室温组织，计算室温组织组成物的相对量。（杠杆定律与重心法则）

第三节 三元共晶相图

一组元在固态互不相溶的共晶相图 (5) 典型合金室温组织



固态完全不溶、具有共晶转变的三元合金系中典型合金的室温组织

区 域	室 温 组 织
1	初晶 A+二相共晶(A+B)+三相共晶(A+B+C)
2	初晶 B+二相共晶(A+B)+三相共晶(A+B+C)
3	初晶 B+二相共晶(B+C)+三相共晶(A+B+C)
4	初晶 C+二相共晶(B+C)+三相共晶(A+B+C)
5	初晶 C+二相共晶(A+C)+三相共晶(A+B+C)
6	初晶 A+二相共晶(A+C)+三相共晶(A+B+C)
AE 线	初晶 A+三相共晶(A+B+C)
BE 线	初晶 B+三相共晶(A+B+C)
CE 线	初晶 C+三相共晶(A+B+C)
e ₁ E 线	二相共晶(A+B)+三相共晶(A+B+C)
e ₂ E 线	二相共晶(B+C)+三相共晶(A+B+C)
e ₃ E 线	二相共晶(A+C)+三相共晶(A+B+C)
E 点	三相共晶(A+B+C)

第三节 三元共晶相图

二 组元在固态有限溶解的共晶相图

(1) 相图分析

点：熔点；二元共晶点；三元共晶点。

线： $\left\{ \begin{array}{l} \text{EnE} \end{array} \right\} \left\{ \begin{array}{l} \text{两相共晶线} \\ \text{液相面交线} \\ \text{两相共晶面交线} \\ \text{液相单变量线} \\ \text{液相区与两相共晶面交线} \\ \text{固相单变量线} \end{array} \right.$

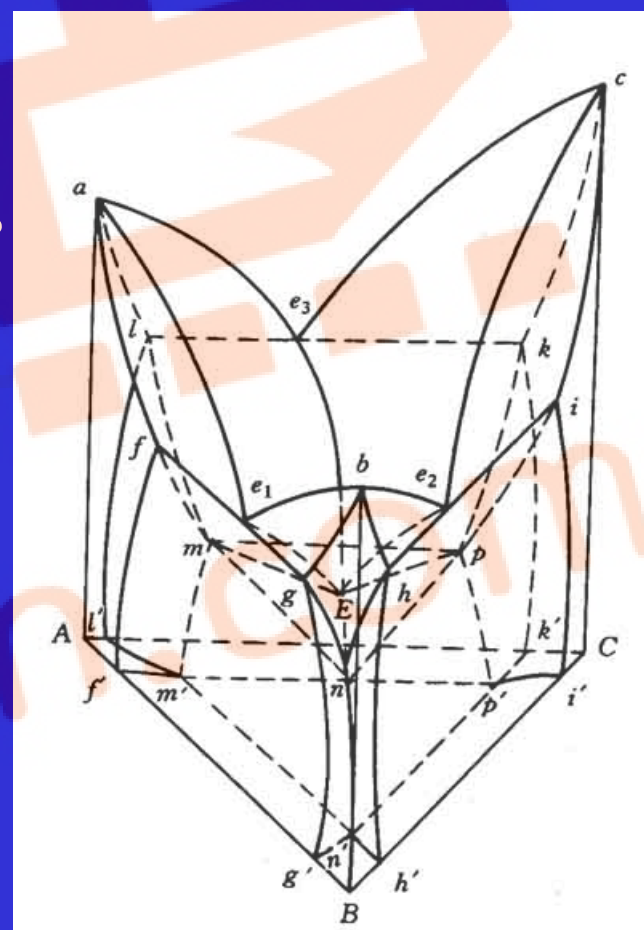


图 5-103 组元在固态有限溶解的共晶相图

第三节 三元共晶相图

二 组元在固态有限溶解的共晶相图

(1) 相图分析

- 面：
- 液相面
 - 固相面(组成)
 - 二相共晶面
 - 三相共晶面
 - 溶解度曲面：6个
- 区：
- 两相区：6个
 - 单相区：4个
 - 三相区：4个
 - 四相区：1个

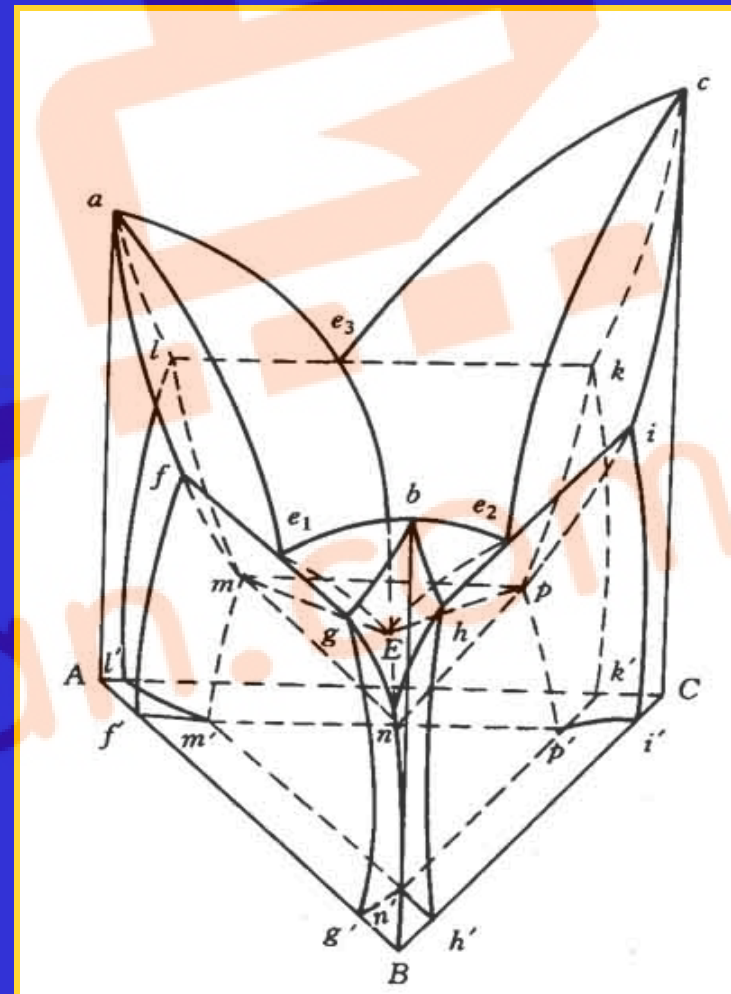
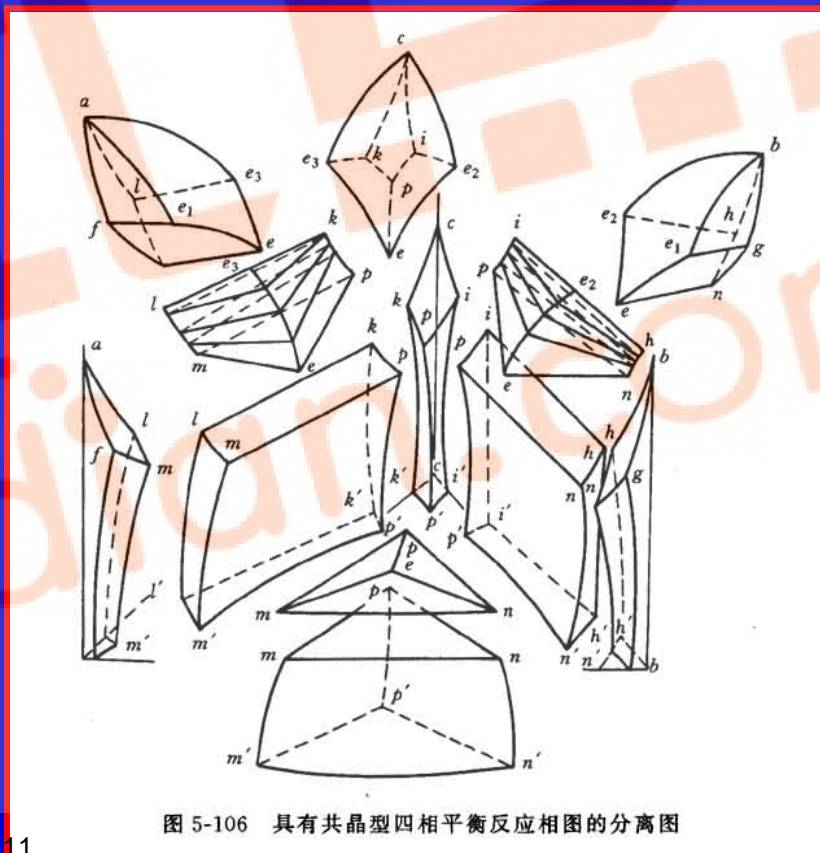
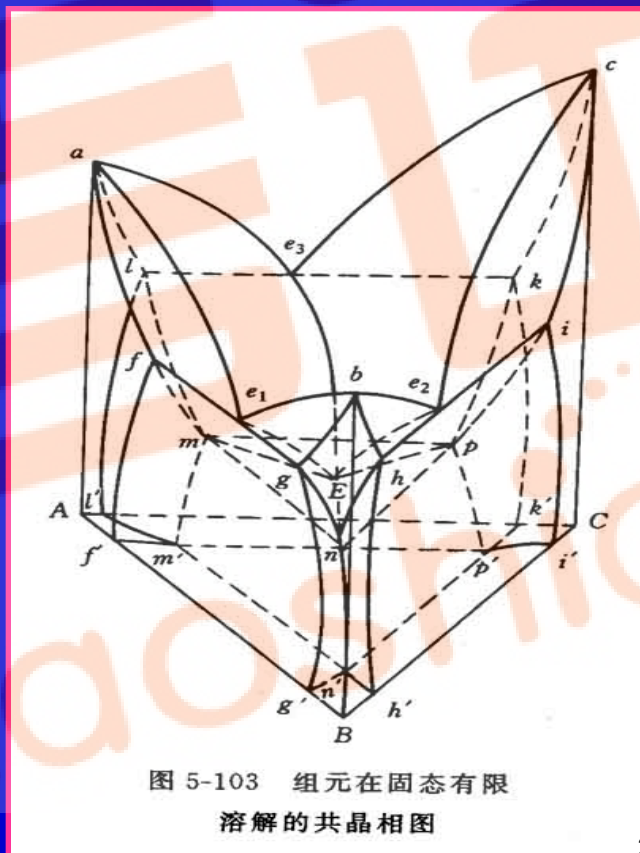


图 5-103 组元在固态有限溶解的共晶相图

第三节 三元共晶相图

二 组元在固态有限溶解的共晶相图

(1) 相图分析



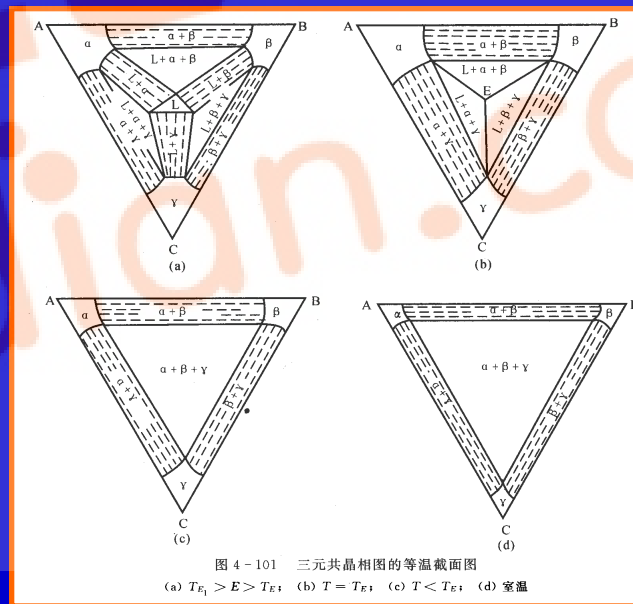
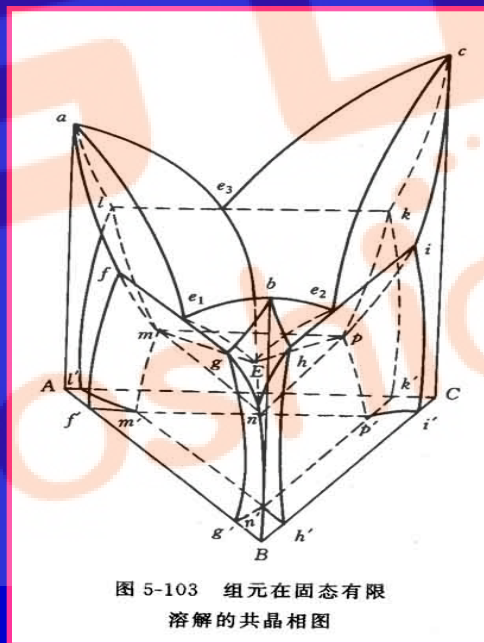
第三节 三元共晶相图

二 组元在固态有限溶解的共晶相图

(2) 等温截面

应用：可确定平衡相及其成分；可运用杠杆定律和重心定律。

三相平衡区 { 是直边三角形
两相区与之线接 （水平截面与棱柱面交线）
单相区与之点接 （水平截面与棱边的交点，表示三个平衡相成分。）

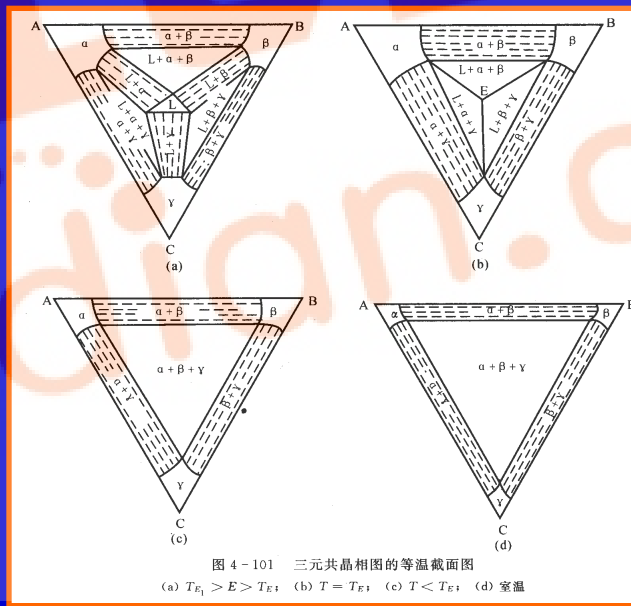
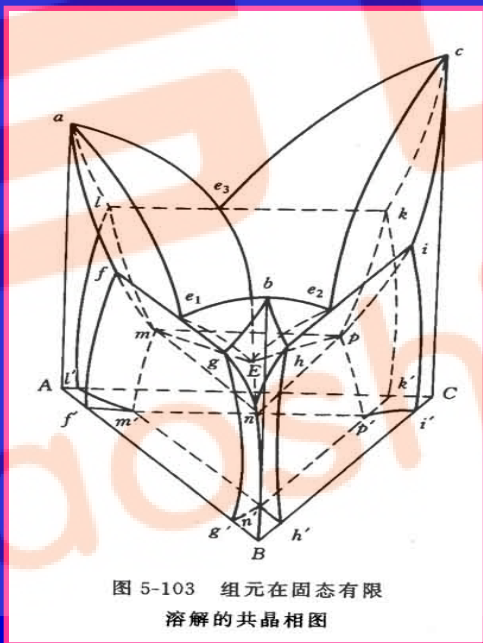


第三节 三元共晶相图

二 组元在固态有限溶解的共晶相图

(2) 等温截面

相率相区的相数差1；
相区接触法则：
单相区/两相区曲线相接；
两相区/三相区直线相接。



第三节 三元共晶相图

二 组元在固态有限溶解的共晶相图

(3) 变温截面

3个三相区

共晶相图特征：水平线

1个三相区

应用：分析合金结晶过程，确定组织变化。

局限性：不能分析成分变化。（成分在单变量线上，不在垂直截面上）

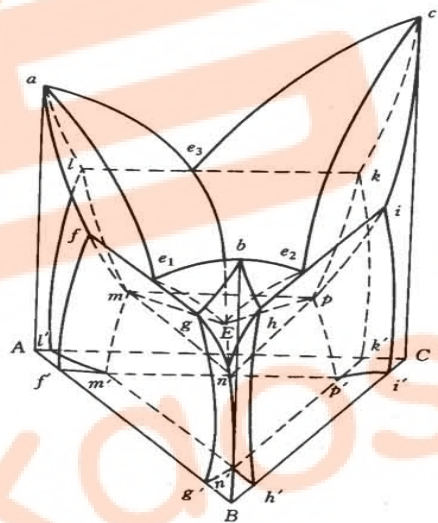
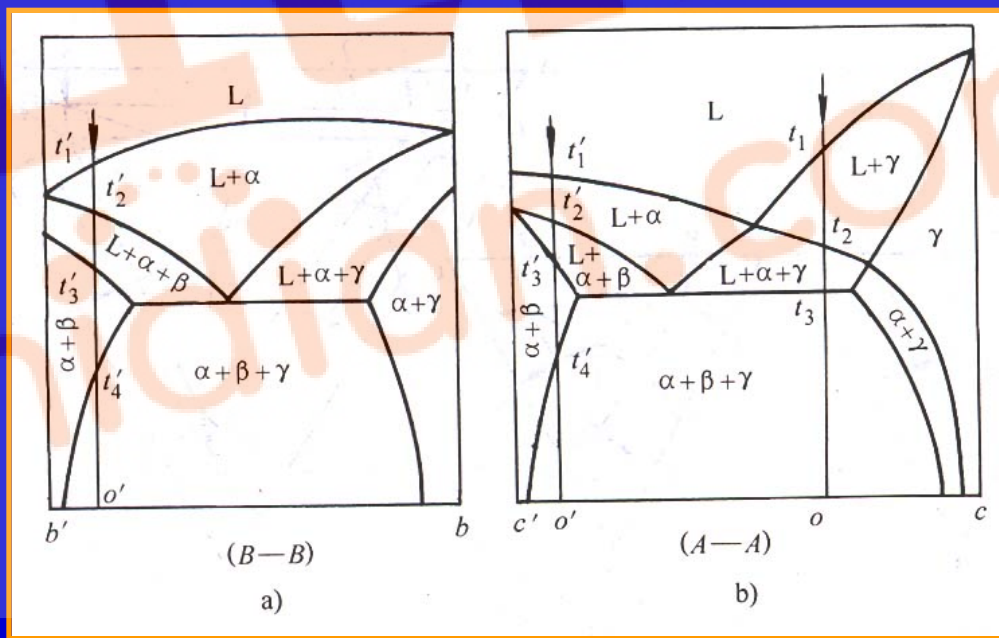


图 5-103 组元在固态有限溶解的共晶相图



第三节 三元共晶相图

二 组元在固态有限溶解的共晶相图

合金结晶过程分析；
 (4) 投影图 { 相组成物相对量计算（杠杆定律、重心定律）
 组织组成物相对量计算（杠杆定律、重心定律）

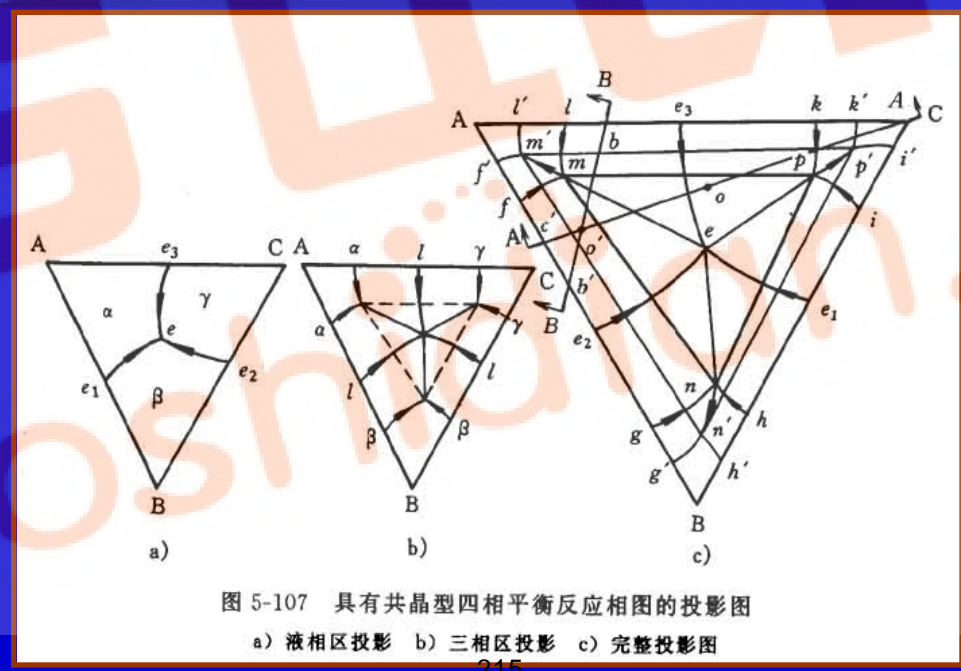


图 5-107 具有共晶型四相平衡反应相图的投影图

a) 液相区投影 b) 三相区投影 c) 完整投影图

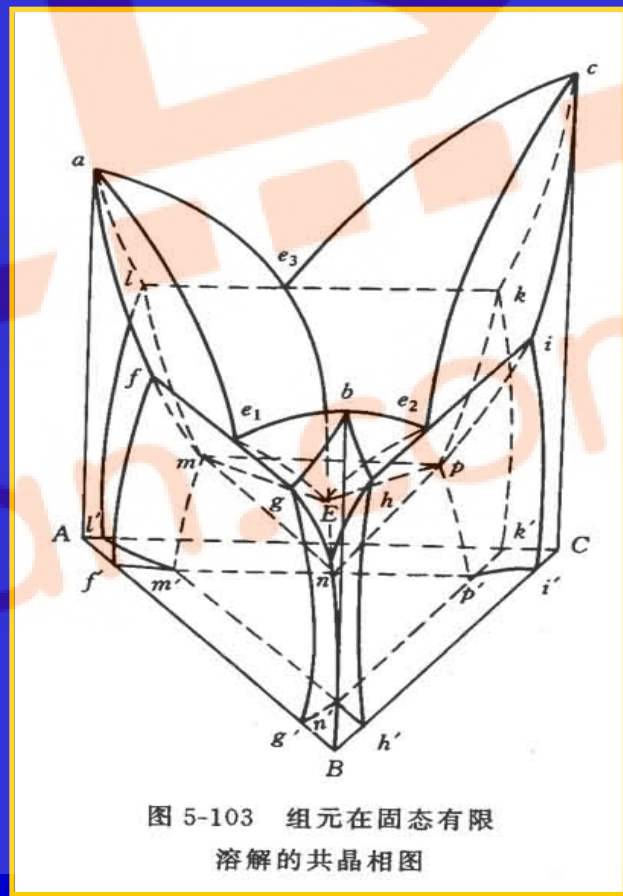
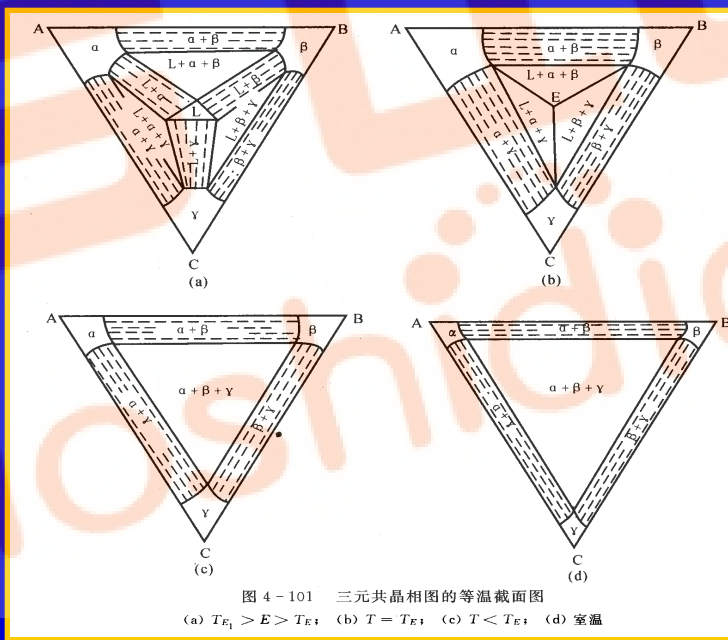
第四节 三元相图总结

组元在固态有限溶解的共晶相图

1 两相平衡

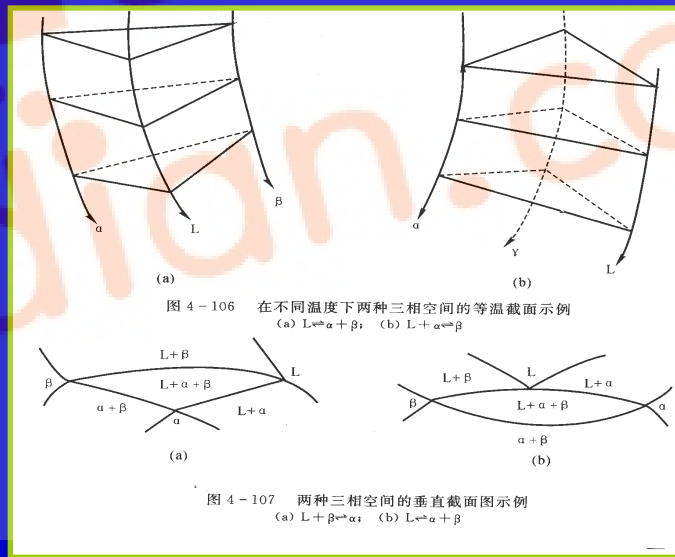
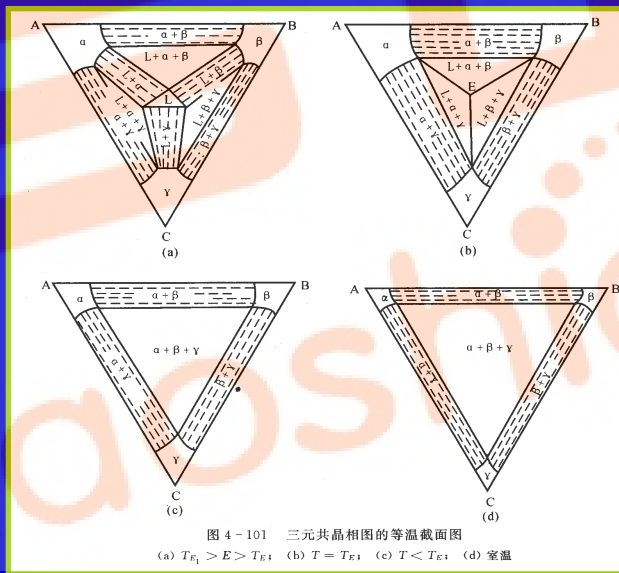
立体图：共轭曲面。

等温图：两条曲线。



第四节 三元相图总结

- 2 三相平衡
- 立体图：三棱柱，棱边是三个平衡相单变量线。
 - 等温图：直边三角形，顶点是平衡相成分点。
 - 垂直截面：曲边三角形，顶点不代表成分
- 包、共晶转变判断
- 根据参加反应相：后生成。
 - 根据居中单相区：上共下包。
 - 根据降温时共轭三角形的主导因素。

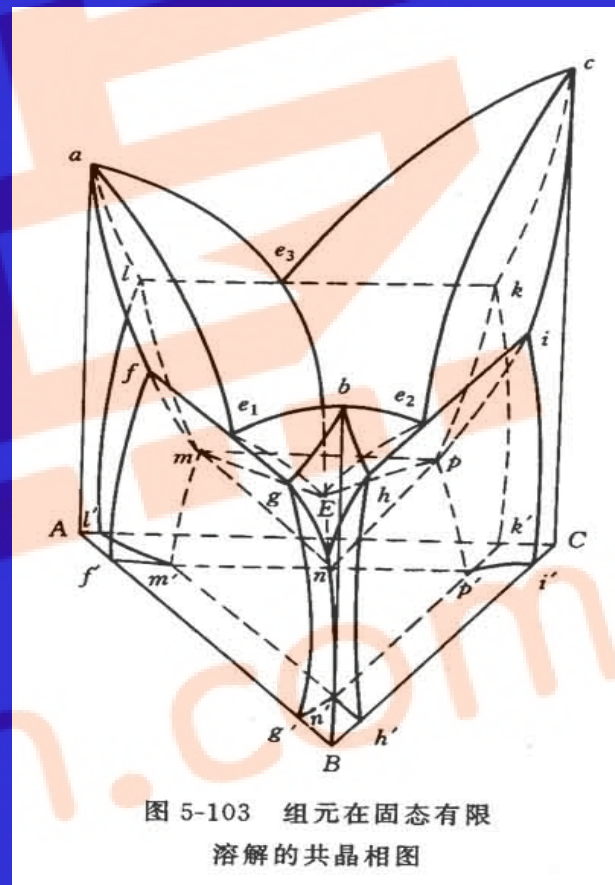


第四节 三元相图总结

3 四相平衡

(1) 立体图中的四相平衡

类型：{ 共晶转变
包共晶转变
包晶转变



相区邻接（四相平衡面）{ 与4个单相区点接触；
与6个两相区线接触；
与4个三相区面接触。

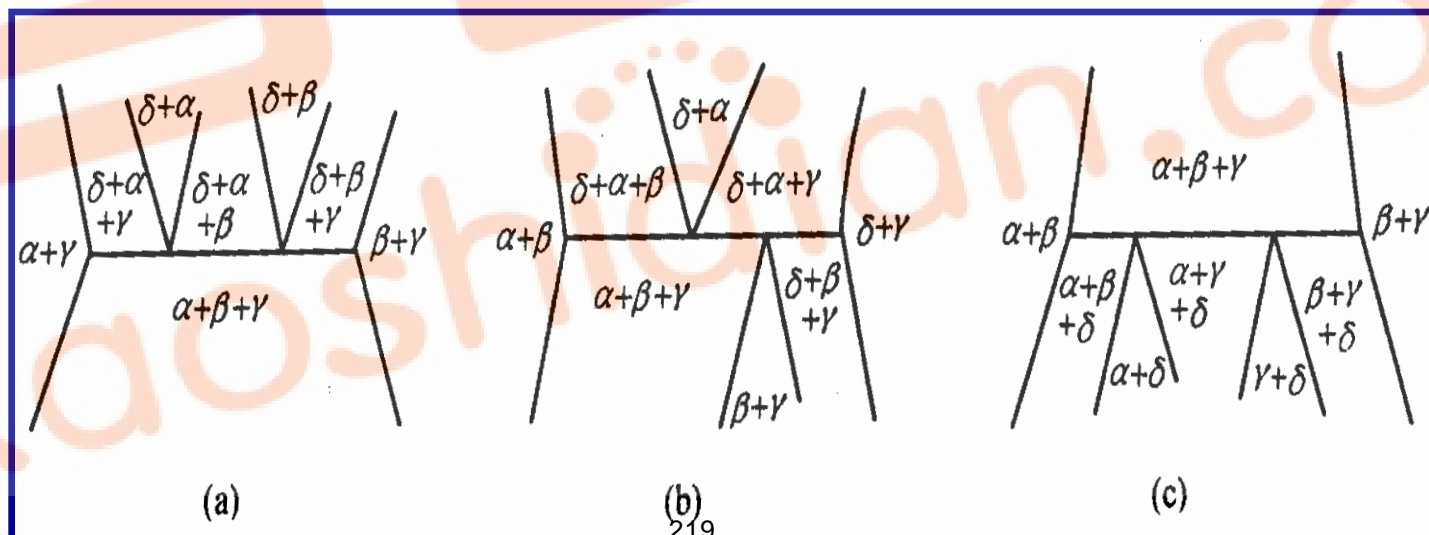
第四节 三元相图总结

3 四相平衡

(2) 变温截面中的四相平衡

四相平衡区：上下都有三相区邻接。

判断转变类型 { 条件：邻接三相区达4时；
类型：共晶、包共晶、包晶。

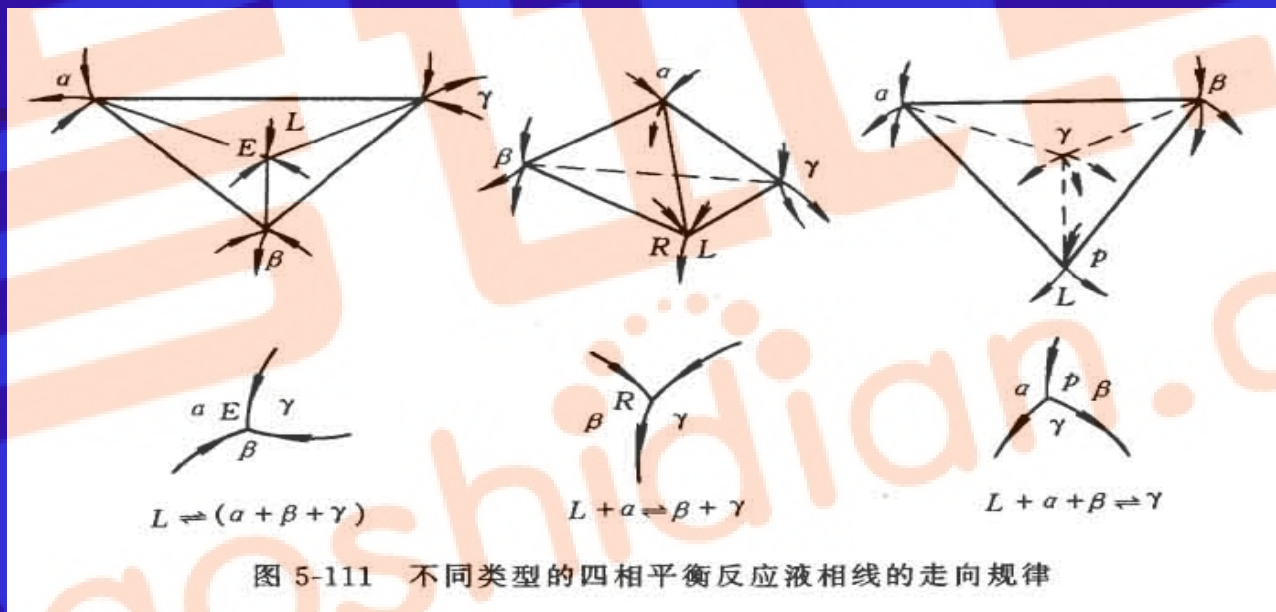


第四节 三元相图总结

3 四相平衡

(3) 投影图中的四相平衡

根据12根单变量判断;
根据液相单变量判断.



共晶转变

包共晶转变

包晶转变

第四节 三元相图总结

4 典型合金及其组织

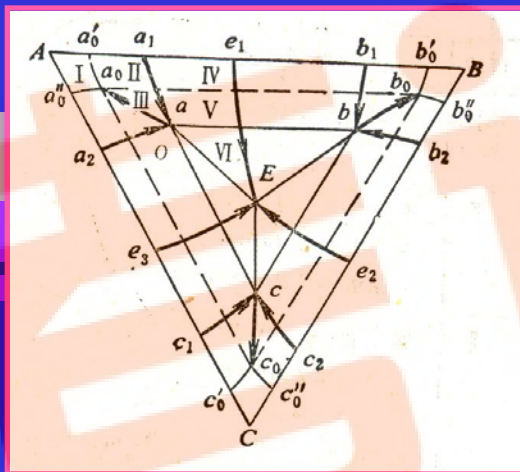


表5-2 三元共晶相图中合金的结晶过程及其组织组成物与相组成物

区域	冷却通过的曲面	转 变	组织组成物	相组成物
I	α 相液相面 Ae_1Ee_3A α 相固相面 Aa_1aa_2A	$L \rightarrow \alpha$ α 相凝固完毕	α	α
II	α 相液相面 Ae_1Ee_3A α 相固相面 Aa_1aa_2A α 相溶解度曲面 $a_1aa_0a'_0a_1$	$L \rightarrow \alpha_{初}$ α 相凝固完毕 α 相均匀冷却 $\alpha \rightarrow \beta_I$	$\alpha_{初} + \beta_I$	$\alpha + \beta$
III	α 相液相面 Ae_1Ee_3A α 相固相面 Aa_1aa_2A α 相溶解度曲面 $a_1aa_0a'_0a_1$ 三相区 $(\alpha + \beta + \gamma)$ 侧面 aa_0b_0ba	$L \rightarrow \alpha_{初}$ α 相凝固完毕 α 相均匀冷却 $\alpha \rightarrow \beta_I$ $\alpha \rightarrow \beta_I + \gamma_I$	$\alpha_{初} + \beta_I + \gamma_I$	$\alpha + \beta + \gamma$
IV	α 相液相面 Ae_1Ee_3A 三相平衡共晶开始面 $a_1aEe_1a_1$ 三相平衡共晶终止面 $a_1abb_1a_1$ 溶解度曲面: $a_1aa_0a'_0a_1$ $b_1bb_0b'_0b_1$	$L \rightarrow \alpha_{初}$ $L \rightarrow \alpha + \beta$ $(\alpha + \beta)$ 共晶转变完毕 $\alpha \rightarrow \beta_I$ $\beta \rightarrow \alpha_I$	$\alpha_{初} + (\alpha + \beta) + \alpha_I + \beta_I$	$\alpha + \beta$
V	α 相液相面 Ae_1Ee_3A 三相平衡共晶开始面 $a_1aEe_1a_1$ 三相平衡共晶终止面 $a_1abb_1a_1$ 溶解度曲面 $a_1aa_0a'_0a_1$ $b_1bb_0b'_0b_1$ 三相区 $(\alpha + \beta + \gamma)$ 侧面 aa_0b_0ba	$L \rightarrow \alpha_{初}$ $L \rightarrow \alpha + \beta$ $(\alpha + \beta)$ 共晶转变完毕 $\alpha \rightarrow \beta_I$ $\beta \rightarrow \alpha_I$ $\alpha \rightarrow \beta_I + \gamma_I, \beta \rightarrow \alpha_I + \gamma_I$	$\alpha_{初} + (\alpha + \beta) + \alpha_I + \beta_I + \gamma_I$	$\alpha + \beta + \gamma$
VI	α 相液相面 Ae_1Ee_3A 三相平衡共晶开始面 $a_1aEe_1a_1$ 四相平衡共晶面 abc 三相区 $(\alpha + \beta + \gamma)$ 侧面 abb_0a_0a bcc_0b_0b, cc_0a_0ac	$L \rightarrow \alpha_{初}$ $L \rightarrow (\alpha + \beta)$ $L \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$ $\alpha \rightarrow \beta_I + \gamma_I$ $\beta \rightarrow \alpha_I + \gamma_I, \gamma \rightarrow \alpha_I + \beta_I$	$\alpha_{初} + (\alpha + \beta) + (\alpha + \beta + \gamma) + \alpha_I + \beta_I + \gamma_I$	$\alpha + \beta + \gamma$

第四节 三元相图总结

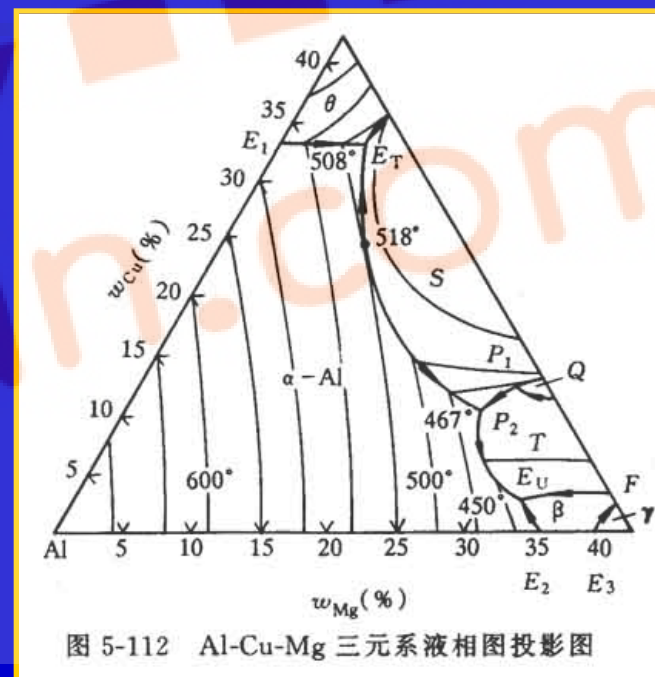
5 相区接触法则

相邻相区的相数差1（各种截面图适用）。

6 应用举例

例1 Al-Cu-Mg相图

- (1) 确定初生相;
- (2) 确定四相平衡转变点及转变式;
- (3) 确定等温线区域合金的转变温度。

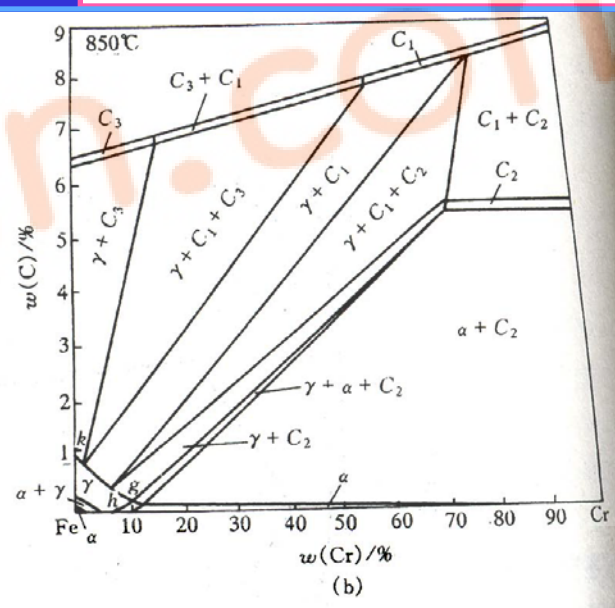
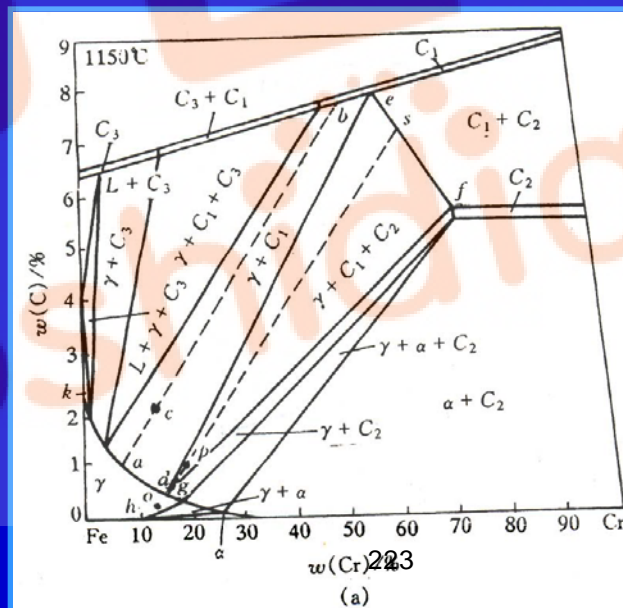
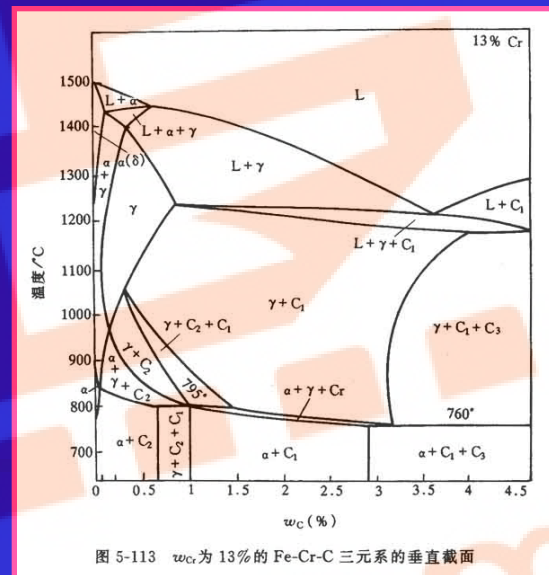


第四节 三元相图总结

5 应用举例

例2 Fe-Cr-C相图（等温截面）

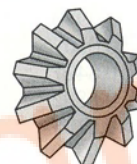
- (1) 确定给定合金的相组成物；
- (2) 计算组成物的相对量。



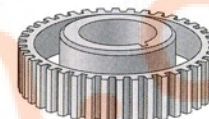
第六章 材料中的扩散



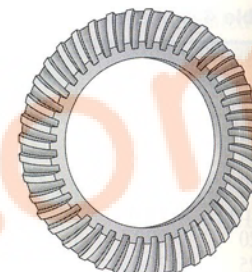
Part 1
3.0 in. long



Part 2
2.6 in. diam



Part 3
4.5 in. diam



Part 4
7.75 in. diam

Figure 4.40

Typical gas-carburized steel parts.

(After "Metals Handbook," vol. 2: "Heat Treating," 8th ed., American Society for Metals, 1964, p. 108.)

Smith W F. Foundations of Materials
Science and Engineering.
McGRAW.HILL.3/E

扩散对于材料的加工过程具有重要影响

第六章 材料中的扩散



Furnace for heat treating steel using the carburization process. (Courtesy of Cincinnati Steel Treating).

第一节 概述

1 扩散的现象与本质

- (1) 扩散：热激活的原子通过自身的热振动克服束缚而迁移它处的过程。
- (2) 现象：柯肯达尔效应。
- (3) 本质：原子无序跃迁的统计结果。（不是原子的定向移动）。

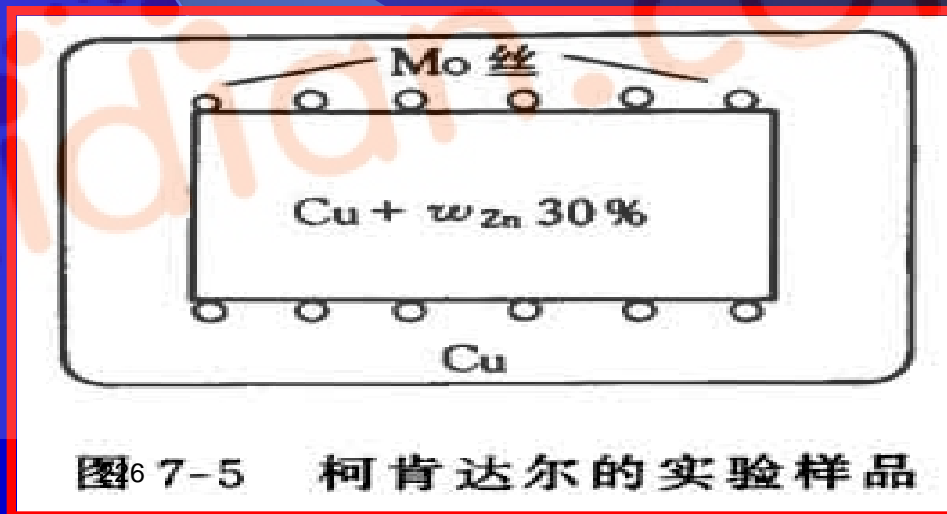
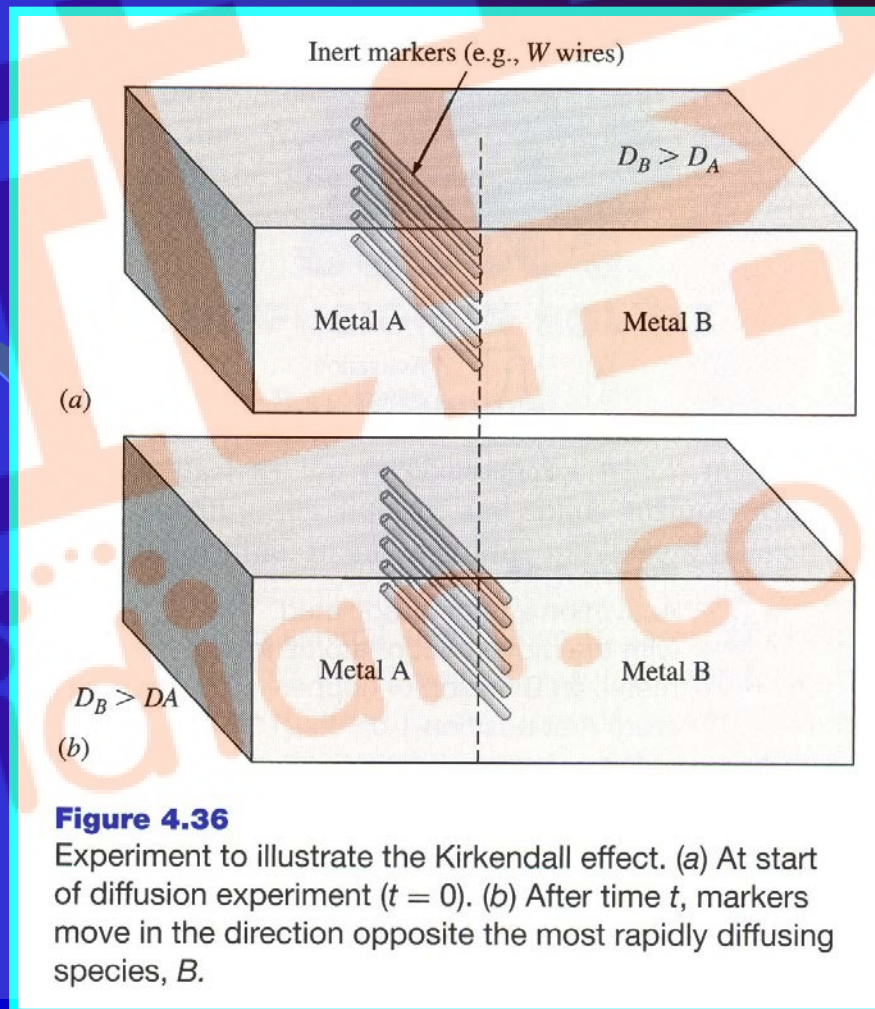


图 7-5 柯肯达尔的实验样品

第一节 概述

1 扩散的现象与本质

柯肯达尔效应 →



Smith W F. Foundations of Materials Science and Engineering. McGRAW.HILL.3/E

第一节 概述

2 扩散的分类

(1) 根据有无浓度变化

自扩散：原子经由自己元素的晶体点阵而迁移的扩散。
(如纯金属或固溶体的晶粒长大-无浓度变化。)

互扩散：原子通过进入对方元素晶体点阵而导致的扩散。
(有浓度变化)

(2) 根据扩散方向

下坡扩散：原子由高浓度处向低浓度处进行的扩散。

上坡扩散：原子由低浓度处向高浓度处进行的扩散。

第一节 概述

2 扩散的分类

(3) 根据是否出现新相

原子扩散：扩散过程中不出现新相。

反应扩散：由之导致形成一种新相的扩散。

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。



Smith W F. Foundations of Materials Science and Engineering. McGRAW.HILL.3/E

Figure 4.41
Parts to be carburized in a nitrogen-methanol carburizing atmosphere.
(After B. J. Sheehy, Met. Prog., September 1981, p. 120.)

第二节 扩散定律

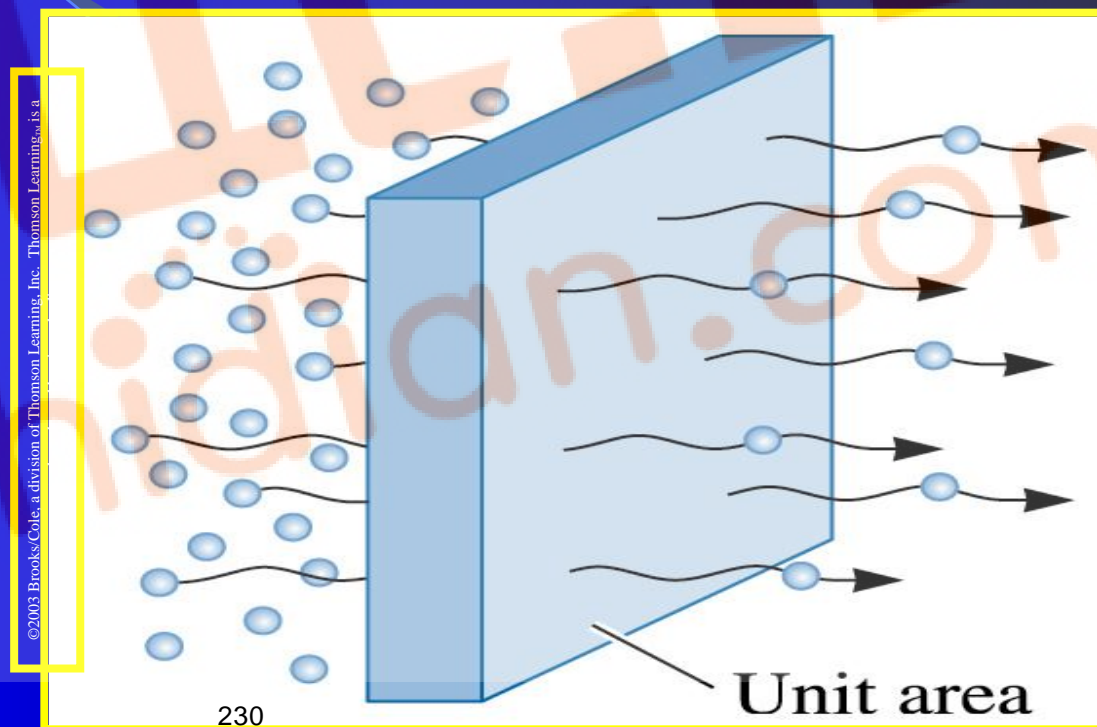
第六章 扩散

第二节 扩散定律

1 菲克 (Fick A) 第一定律

(1) 第一定律描述：单位时间内通过垂直于扩散方向的某一单位面积截面的扩散物质流量（**扩散通量J**）与浓度梯度成正比。

The flux during diffusion is defined as the number of atoms passing through a plane of unit area per unit time



第二节 扩散定律

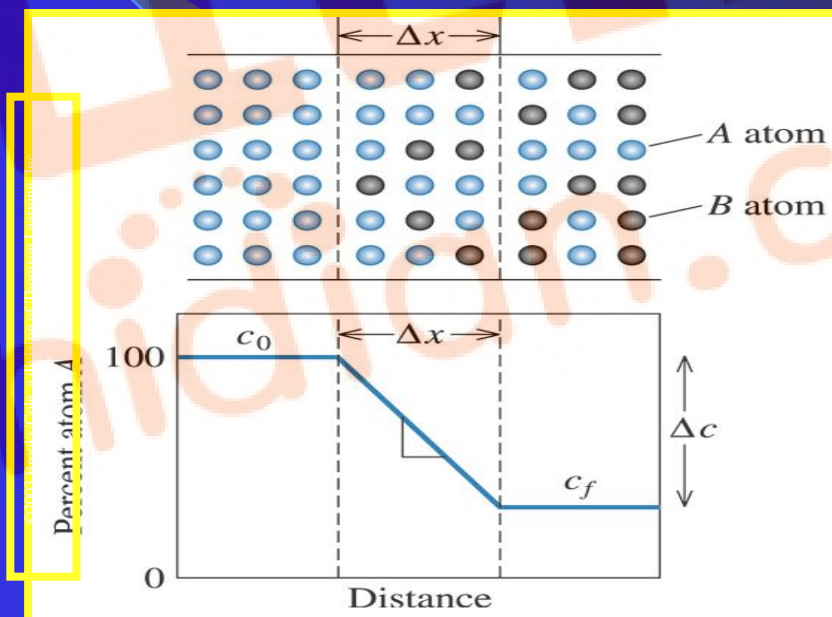
第六章 扩散

第二节 扩散定律

1 菲克 (Fick A) 第一定律

(1) 第一定律描述：单位时间内通过垂直于扩散方向的某一单位面积截面的扩散物质流量（扩散通量 J ）与浓度梯度成正比。

Illustration of the concentration gradient

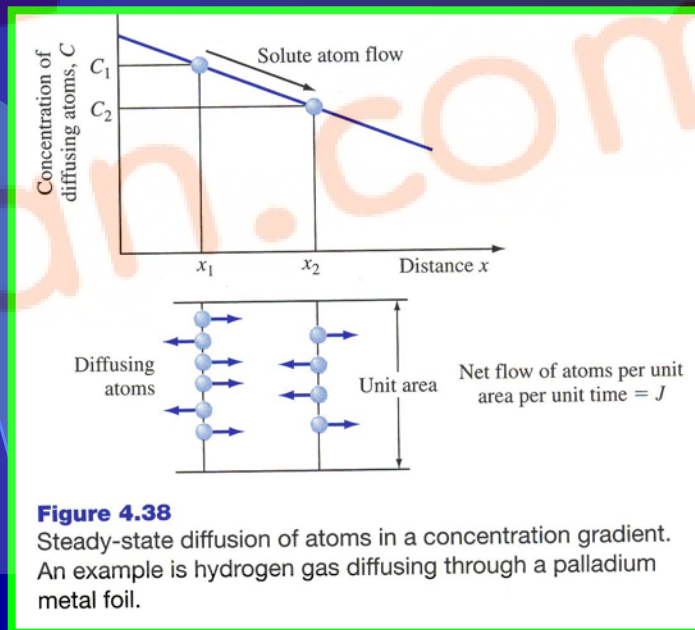
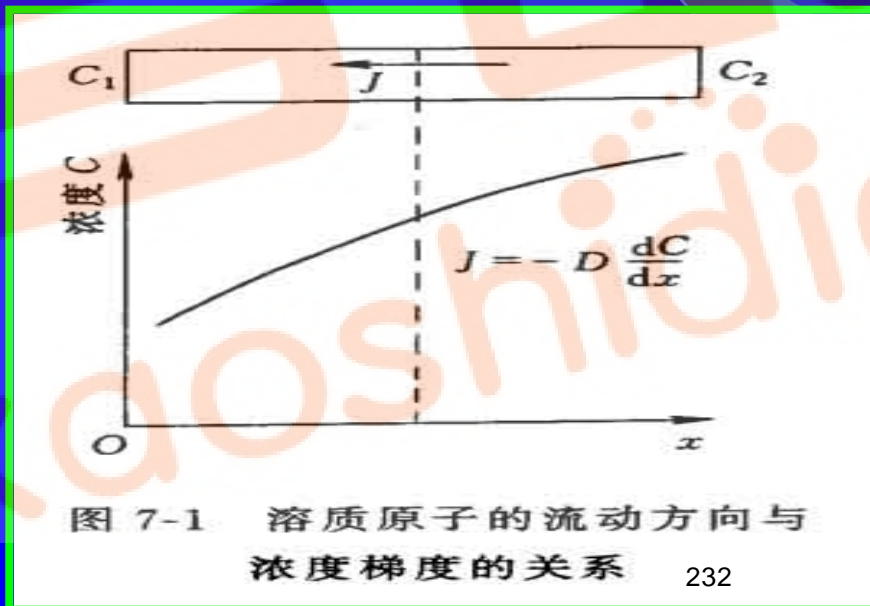


第二节 扩散定律

1 菲克(Fick A)第一定律

(2) 表达式: $J = -D(dc/dx)$ 。 (C - 溶质原子浓度; D-扩散系数。)

(3) 适用条件: 稳态扩散 - $dc/dt=0$, 浓度及浓度梯度不随时间改变。



第二节 扩散定律

2 菲克第二定律

(1) 表达式

一维

一般: $\partial C / \partial t = \partial (D \partial C / \partial x) / \partial x$

特殊: $\partial C / \partial t = D \partial^2 C / \partial x^2$

三维

$$\partial C / \partial t = D (\partial^2 / \partial x^2 + \partial^2 / \partial y^2 + \partial^2 / \partial z^2) C$$

(2) 适用条件

稳态扩散: $\partial C / \partial t = 0, \partial J / \partial x = 0$ 。

非稳态扩散: $\partial C / \partial t \neq 0, \partial J / \partial x \neq 0$ ($\partial C / \partial t = -\partial J / \partial x$)。

第二节 扩散定律

第六章扩散

第二节扩散定律

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）

表达式： $C_x = C_s - (C_s - C_0) \text{erf}(x/2\sqrt{Dt})$ （半无限长棒）。

例：在渗碳条件下：C:x,t处的浓度；

C_s :表面含碳量； C_0 :钢的原始含碳量。

第二节 扩散定律

第六章扩散

第二节扩散定律

3 扩散第二定律的应用

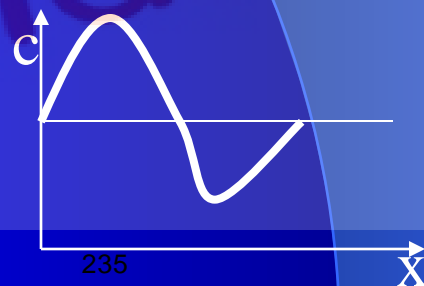
(2) 正弦解

$$C_{x,t} = C_p + A_0 \sin(\pi x / \lambda) \exp(-\pi^2 D t / \lambda^2)$$

C_p : 平均成分; A_0 : 振幅 $C_{\max} - C_p$; λ : 晶粒间距的一半。

例: 对于均匀化退火, 若要求晶粒中心成分偏析振幅降低到1/100, 则:

$$[C(\lambda / 2, t) - C_p] / (C_{\max} - C_p) = \exp(-\pi^2 D t / \lambda^2) = 1/100。$$



第二节 扩散定律

3 扩散第二定律的应用

(3) 高斯解(薄膜解)

$$C_x = (M/\sqrt{\pi Dt}) \exp(-x^2/4Dt)$$

适用条件：限定扩散源、衰减薄膜源

(扩散物质总量M不变； $t=0, c=0$)

例：半导体Si中P的掺杂。

第三节 扩散的微观机理与现象

1 扩散机制

(1) 间隙机制 { 间隙—间隙；
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。)

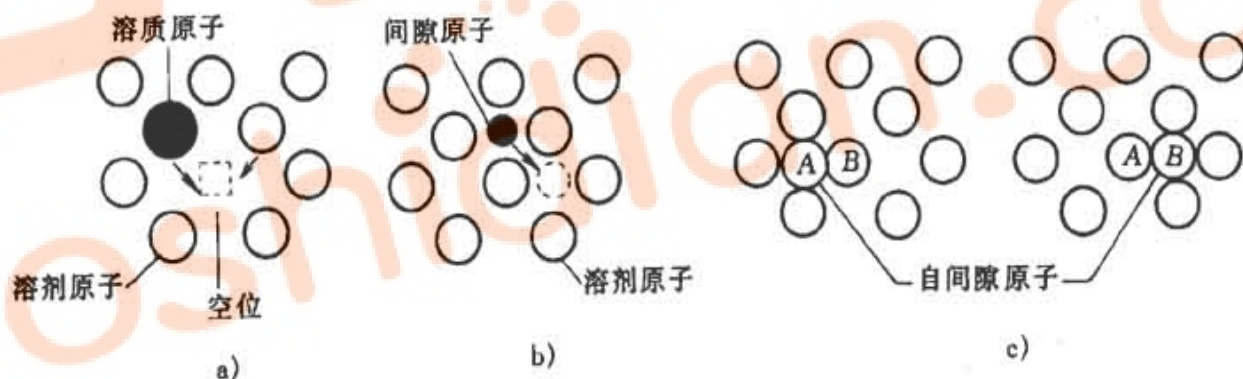
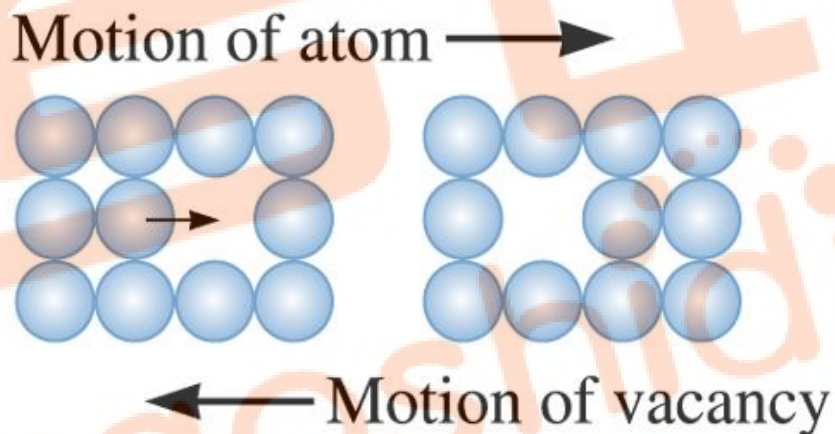


图 7-6 晶体点阵中扩散机制模型

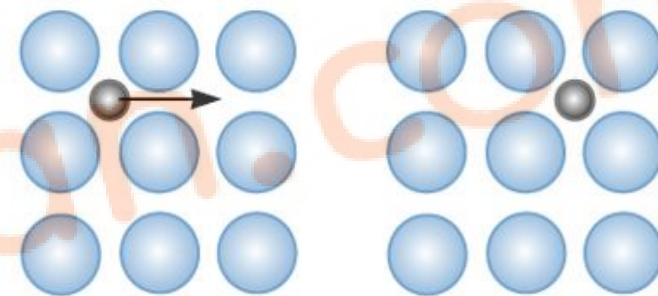
a) 空位机制 b) 间隙机制 c) 自间隙机制

第三节 扩散的微观机理与现象

(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。)



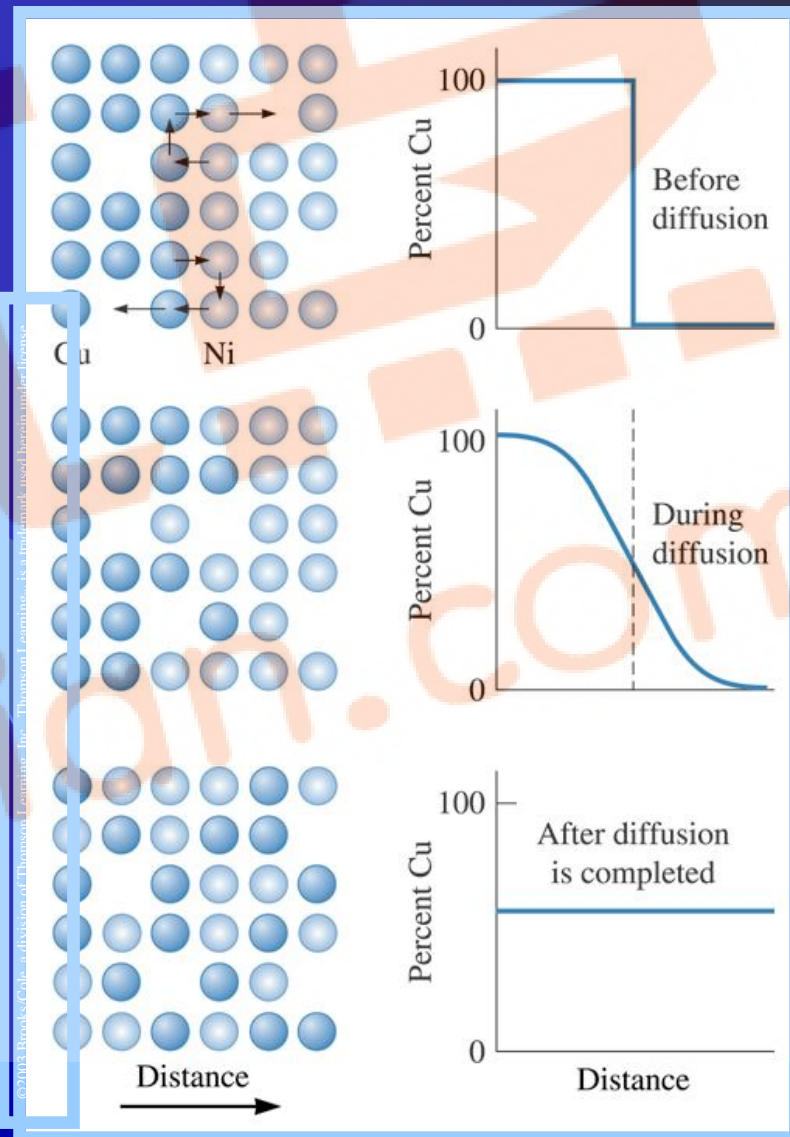
(a) Vacancy mechanism



(b) Interstitial mechanism

第三节 扩散的微观机理与现象

(3) 换位机制 { 直接换位
环形换位
(所需能量较高。)



第三节 扩散的微观机理与现象

2 扩散程度的描述

(1) 原子跃迁的距离

$$R = \sqrt{\Gamma} t \alpha$$

R: 扩散距离; **Γ** : 原子跃迁的频率 (在一定温度下恒定);

α : 原子一次跃迁距离 (如一个原子间距)。

第三章 扩散的微观机理与现象

2 扩散程度的描述

(2) 扩散系数

$$D = \alpha^2 P \Gamma$$

对于立方结构晶体 $P=1/6$ ，上式可写为

$$D = \alpha^2 \Gamma / 6$$

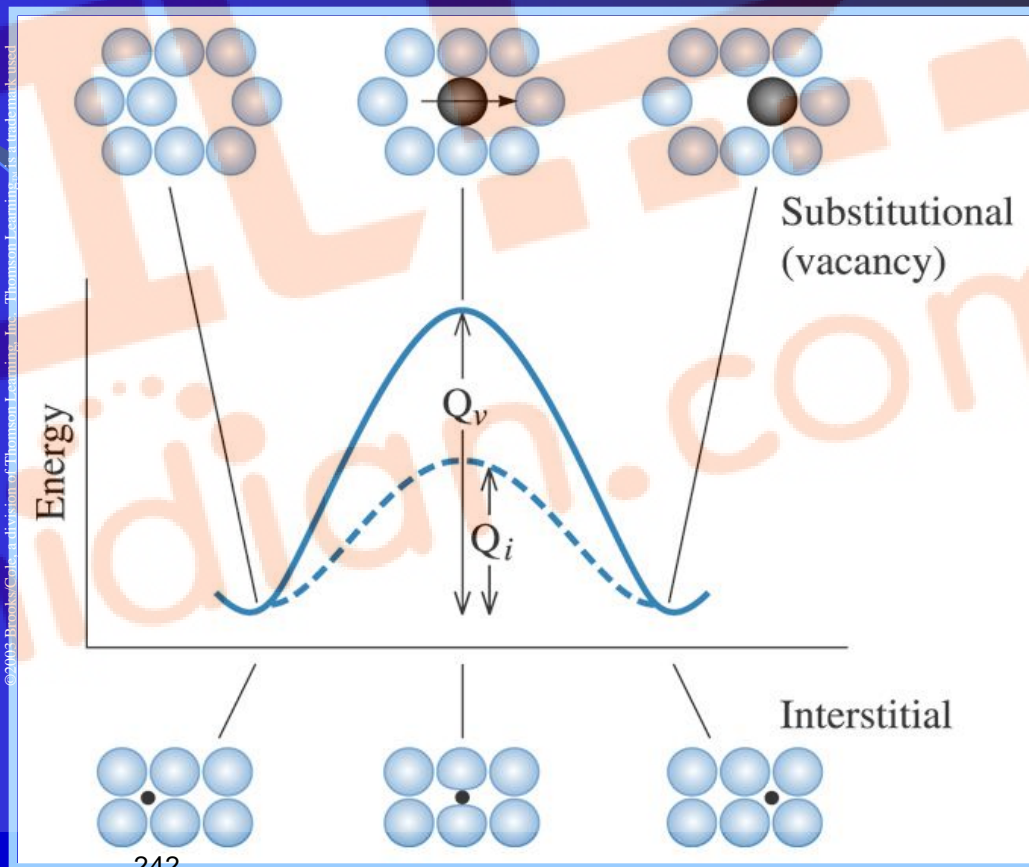
P 为跃迁方向几率； α 是常数，对于简单立方结构
 $\alpha=a$ ；对于面立方结构 $\alpha=\sqrt{2}a/2$ ；对于体心立方结构 $\alpha=\sqrt{3}a/2$ 。

第三节 扩散的微观机理与现象

2 扩散程度的描述

(3) 扩散激活能

扩散激活能 Q :原子跃迁时需克服周围原子对其束缚的势垒。



第三节 扩散的微观机理与现象

2 扩散程度的描述

(3) 扩散激活能

间隙扩散扩散激活能与扩散系数的关系

$$D = D_0 \exp(-Q/RT)$$

D_0 : 扩散常数。

空位扩散激活能与扩散系数的关系

$$D = D_0 \exp(-\Delta E/kT)$$

$\Delta E = \Delta E_f$ (空位形成功) + ΔE_m (空位迁移激活能)。

第三节 扩散的微观机理与现象

3 扩散的驱动力与上坡扩散

(1) 扩散的驱动力

对于多元体系，设 n 为组元 i 的原子数，则在等温等压条件下，组元 i 原子的自由能可用化学位表示：

$$\mu_i = \partial G / \partial n_i$$

扩散的驱动力为化学位梯度，即：

$$F = -\partial \mu_i / \partial x$$

负号表示扩散驱动力指向化学位降低的方向。

第三节 扩散的微观机理与现象

3 扩散的驱动力与上坡扩散

(2) 扩散的热力学因子

组元*i*的扩散系数可表示为

$$D_i = KTB_i (1 + \partial \ln \gamma_i / \partial \ln C_i)$$

其中, $(1 + \partial \ln \gamma_i / \partial \ln C_i)$ 称为热力学因子。

当 $(1 + \partial \ln \gamma_i / \partial \ln C_i) < 0$ 时, $D_i < 0$, 发生上坡扩散。

第三节 扩散的微观机理与现象

3 扩散的驱动力与上坡扩散

(3) 上坡扩散

概念：原子由低浓度处向高浓度处迁移的扩散。

驱动力：化学位梯度。

➡ 其它引起上坡扩散的因素：

弹性应力的作用-大直径原子跑向点阵的受拉部分，小直径原子跑向点阵的受压部分。

晶界的内吸附-某些原子易富集在晶界上。

电场作用-大电场作用可使原子按一定方向扩散。

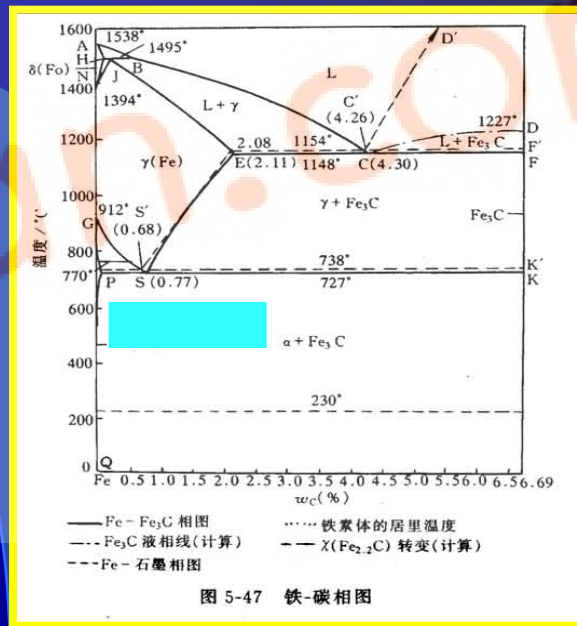
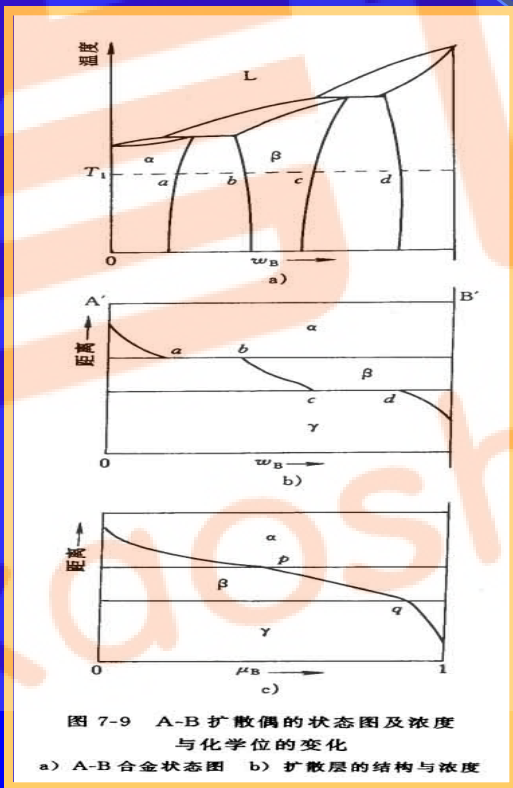
第三节 扩散的微观机理与现象

4 反应扩散

(1) 反应扩散：有新相生成的扩散过程。

(2) 相分布规律：二元扩散偶中不存在两相区，只能形成不同的单相区；

三元扩散偶中可以存在两相区，不能形成三相区。



第四节 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

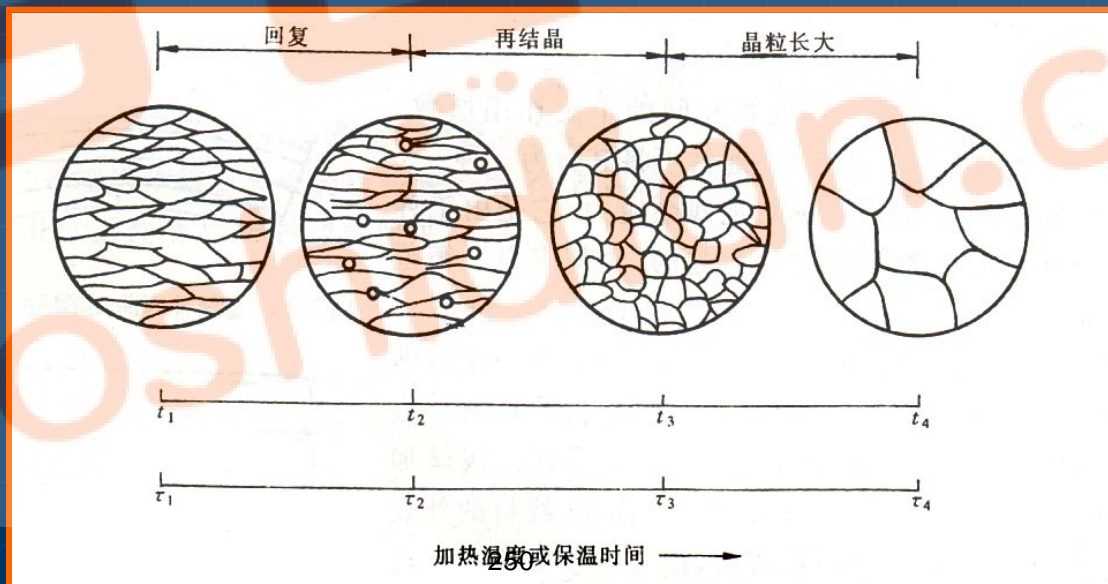
第八章 回复与再结晶

第一节 冷变形金属在加热时的组织与性能变化

一 回复与再结晶

回复：冷变形金属在低温加热时，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过程。

再结晶：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，而使形变强化效应完全消除的过程。



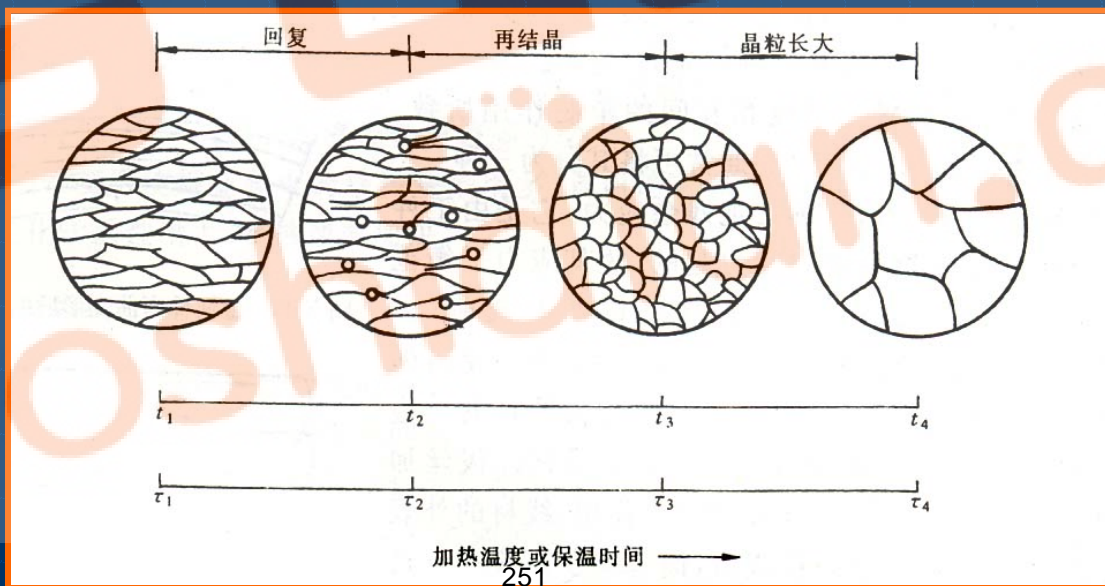
第一节 冷变形金属在加热时的组织与性能变化

二 显微组织变化（示意图）

回复阶段：显微组织仍为纤维状，无可见变化；

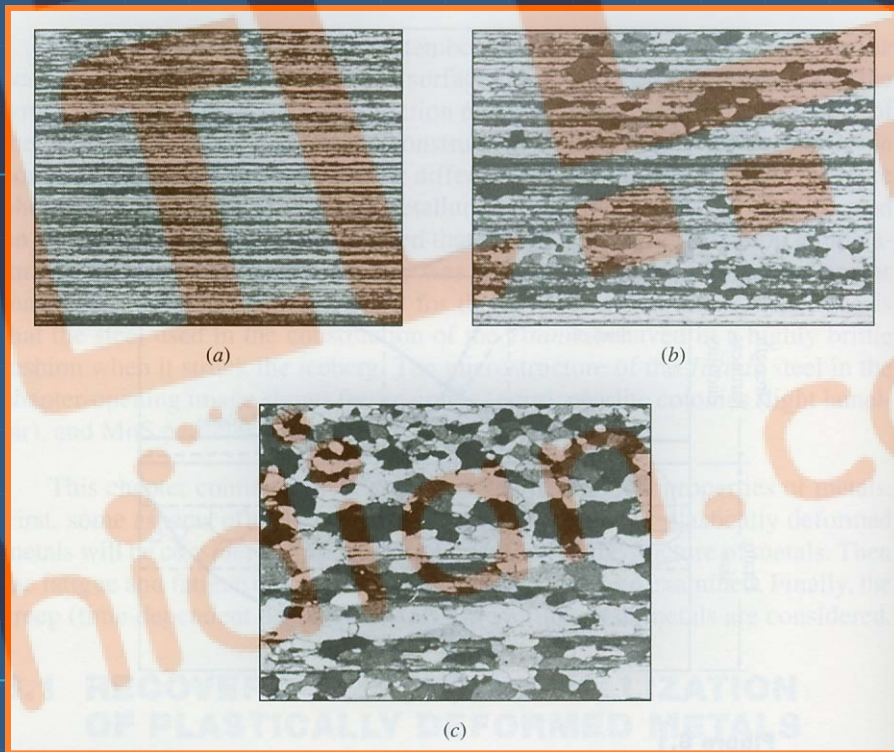
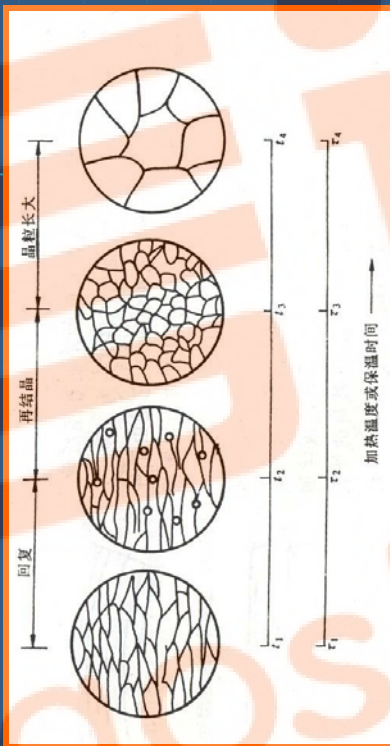
再结晶阶段：变形晶粒通过形核长大，逐渐转变为新的无畸变的等轴晶粒。

晶粒长大阶段：晶界移动、晶粒粗化，达到相对稳定的形状和尺寸。



第一节 冷变形金属在加热时的组织与性能变化

二 显微组织变化（示意图）



第一节 冷变形金属在加热时的组织与性能变化

三 性能变化

1 力学性能（示意图）

回复阶段：强度、硬度略有下降，塑性略有提高。

再结晶阶段：强度、硬度明显下降，塑性明显提高。

晶粒长大阶段：强度、硬度继续下降，塑性继续提高，粗化严重时下降。

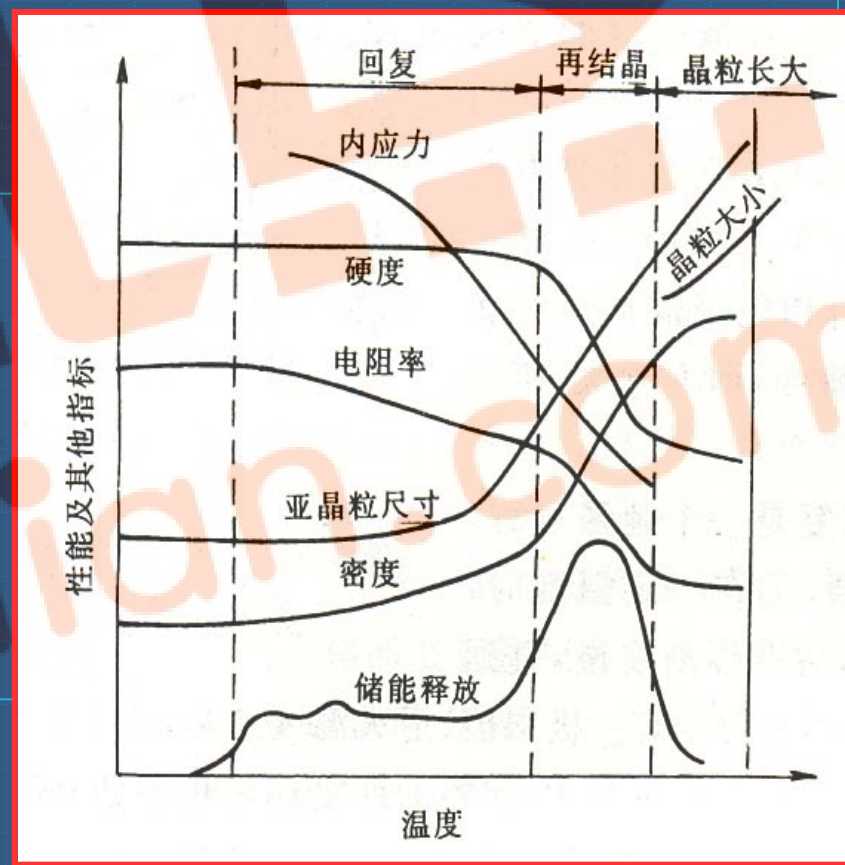
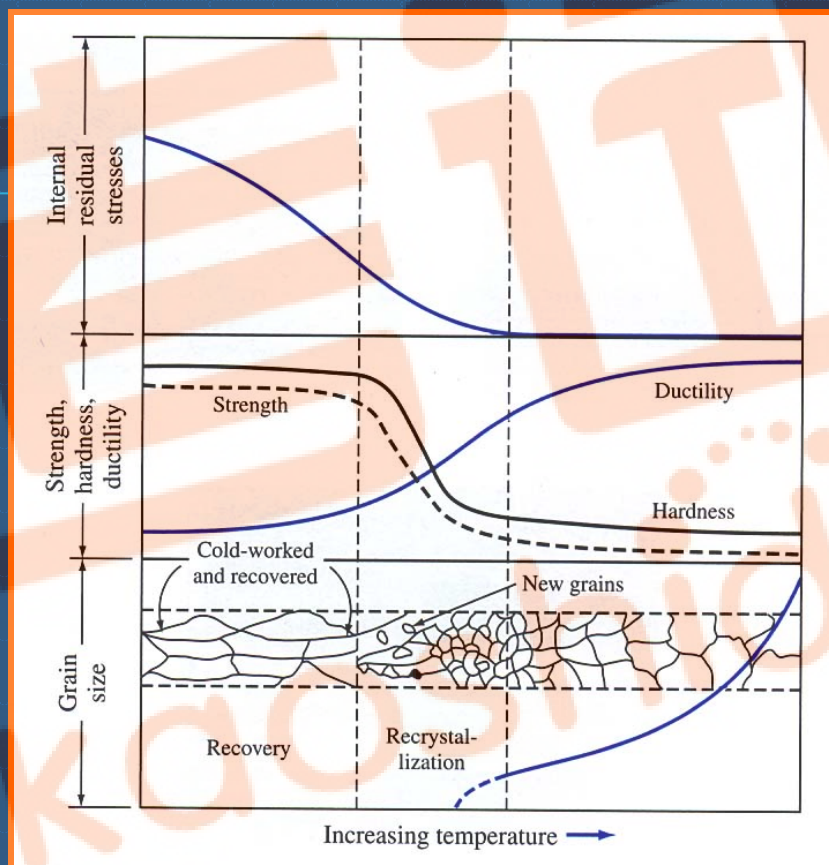
2 物理性能

密度：在回复阶段变化不大，在再结晶阶段急剧升高；

电阻：电阻在回复阶段可明显下降。

第一节 冷变形金属在加热时的组织与性能变化

三 性能变化



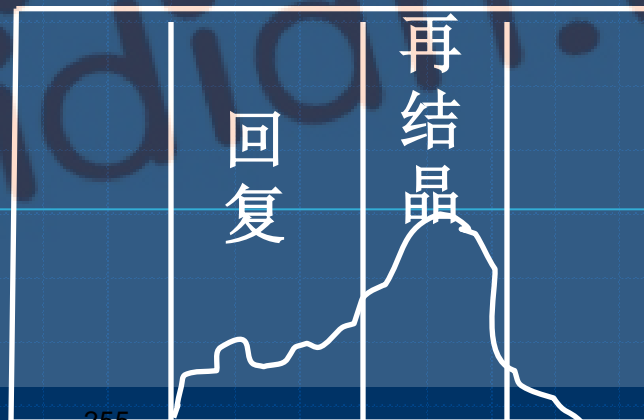
第一节 冷变形金属在加热时的组织与性能变化

四 储存能变化（示意图）

1 储存能：存在于冷变形金属内部的一小部分（ $\sim 10\%$ ）变形功。

2 存在形式 { 弹性应变能（ $3 \sim 12\%$ ）
位错（ $80 \sim 90\%$ ）
点缺陷 } 驱动力

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。



第一节 冷变形金属在加热时的组织与性能变化

五 内应力变化

回复阶段：大部分或全部消除第一类内应力，部分消除第二、三类内应力；

再结晶阶段：内应力可完全消除。

第二节 回复

一 回复动力学（示意图）

1 加工硬化残留率与退火温度和时间的关系

$$\ln(x_0/x) = c_0 t \exp(-Q/RT)$$

x_0 —原始加工硬化残留率； x —退火时加工硬化残留率；
 c_0 —比例常数； t —加热时间； T —加热温度。

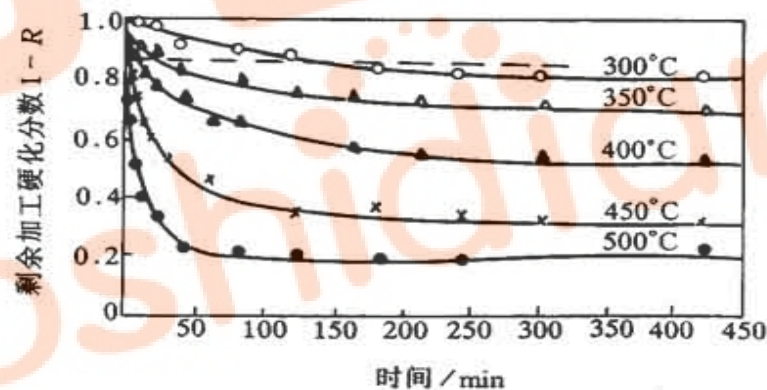


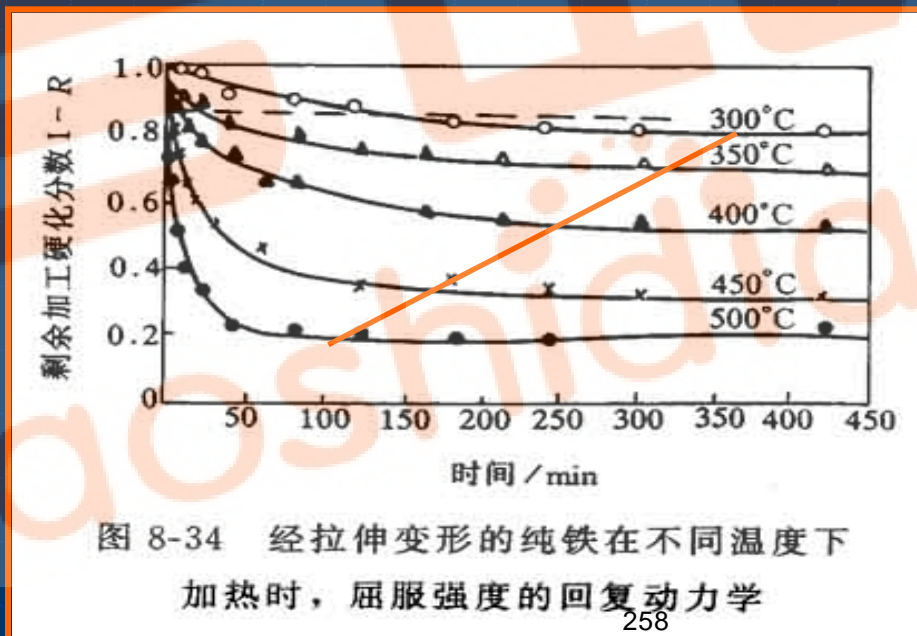
图 8-34 经拉伸变形的纯铁在不同温度下加热时，屈服强度的回复动力学

第二节 回复

一 回复动力学（示意图）

2 动力学曲线特点

- (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。



第二节 回复

二 回复机理

1 低温回复 ($0.1-0.3T_m$)

点缺陷运动

移至晶界、位错处

空位+间隙原子

空位聚集 (空位群、对)

消失

缺陷密度降低

第二节 回复

二 回复机理

2 中温回复 ($0.3-0.5T_m$)

位错滑移

异号位错相遇而抵销

位错缠结重新排列

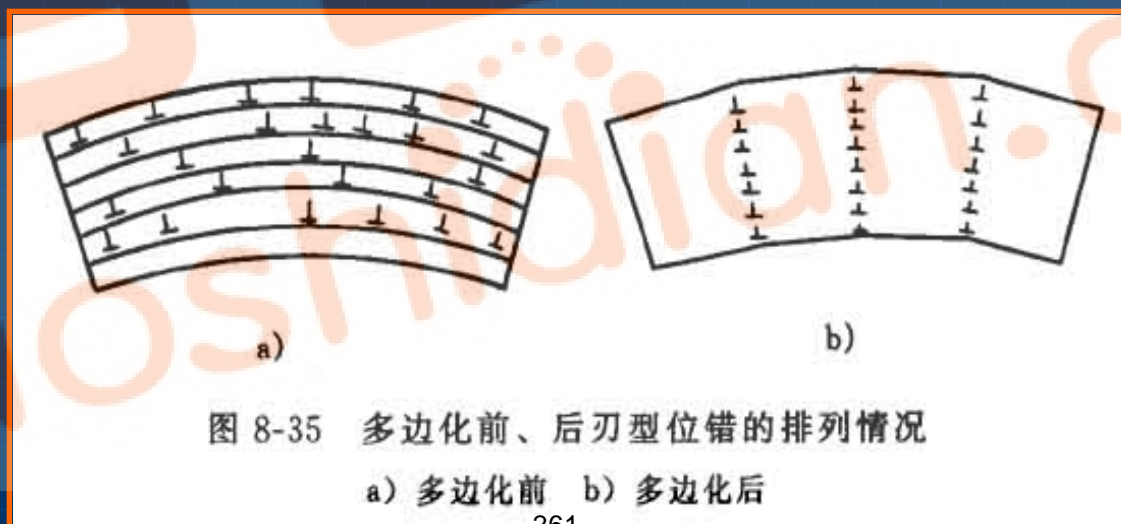
位错密度降低

第二节 回复

二 回复机理

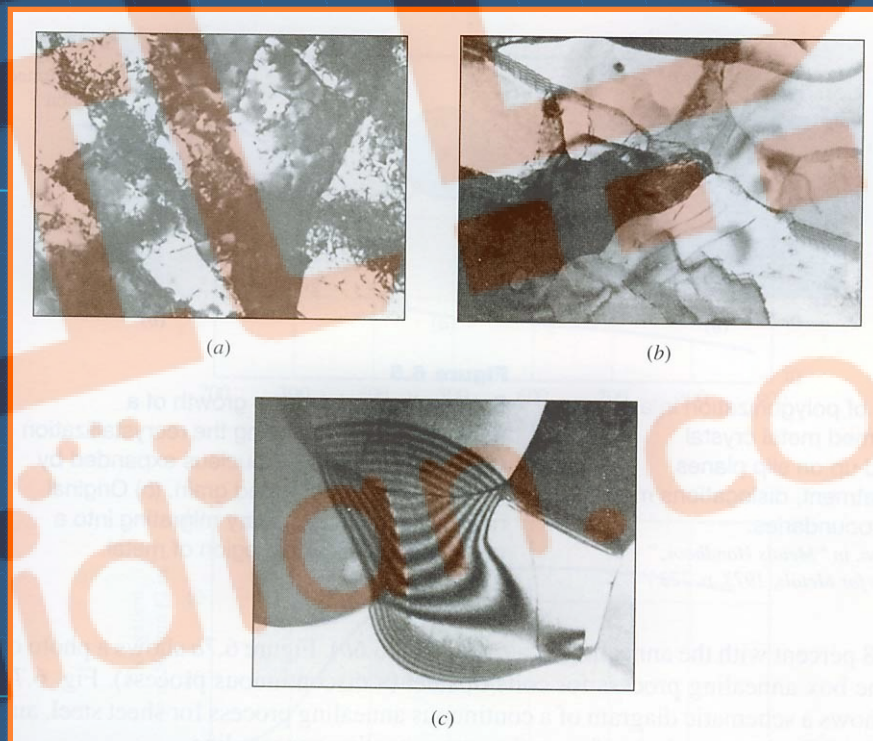
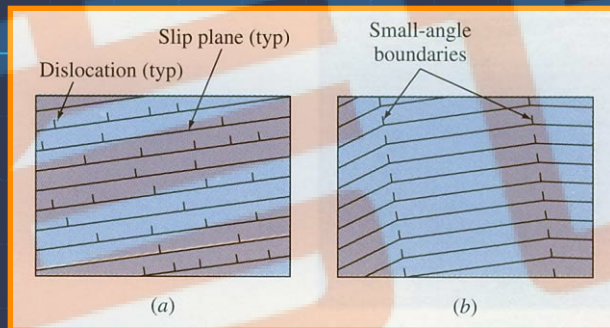
3 高温回复 ($>0.5T_m$)

位错攀移 (+ 滑移) \rightarrow 位错垂直排列 (亚晶界) \rightarrow
多边化 (亚晶粒) \rightarrow 弹性畸变能降低。



第二节 回复

二 回复机理



Smith W F. Foundations of Materials
Science and Engineering.
McGRAW.HILL.3/E

第二节 回复

三 回复退火的应用

1 回复机制与性能的关系

内应力降低: 弹性应变基本消除;

硬度、强度下降不多: 位错密度降低不明显, 亚晶较细;

电阻率明显下降: 空位减少, 位错应变能降低。

2 去应力退火

降低应力 (保持加工硬化效果), 防止工件变形、开裂, 提高耐蚀性。

第三节 再结晶

一 再结晶的形核与长大

1 形核

亚晶长大形核机制（变形量较大时）

{ 亚晶合并形核

{ 亚晶界移动（长大）形核（吞并其它亚晶或变形部分）

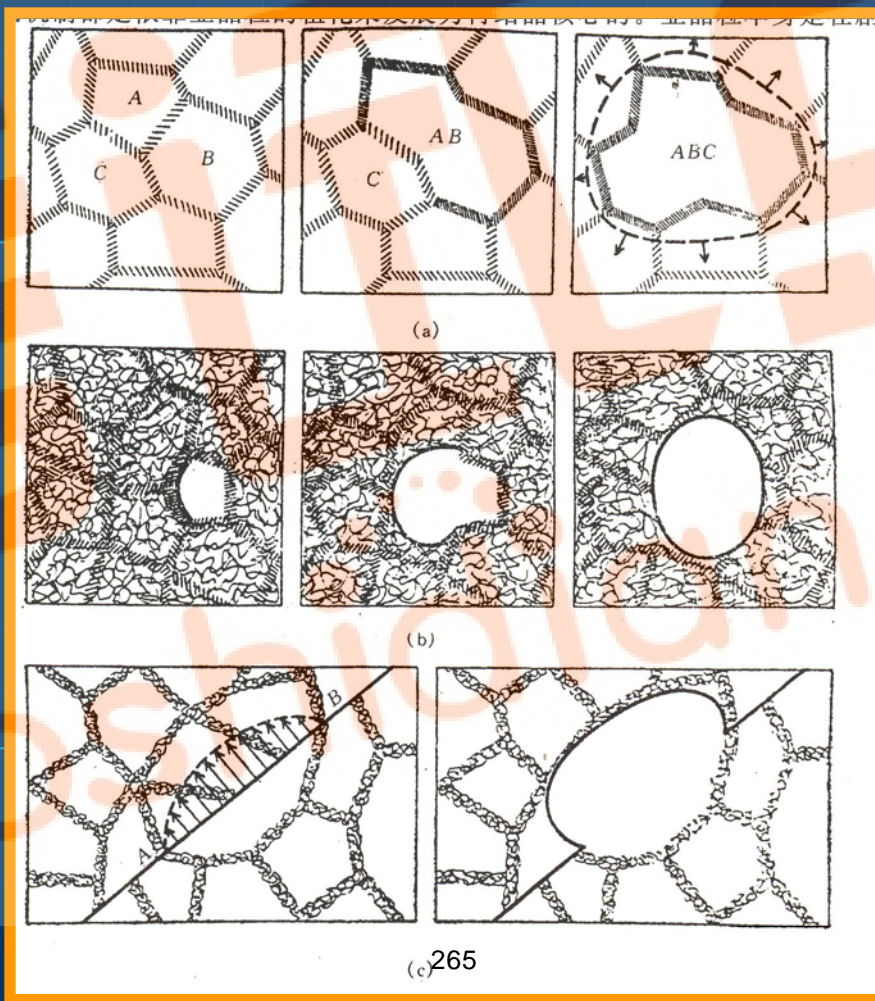
凸出形核

晶核伸向小位错胞晶粒（畸变能较高区域）内。

第三节 再结晶

一 再结晶的形核与长大

1 形核



第三节 再结晶

一 再结晶的形核与长大

晶界凸出形核（变形量较小时, $<20\%$ ）

晶界弓出形核，凸向亚晶粒小的方向。

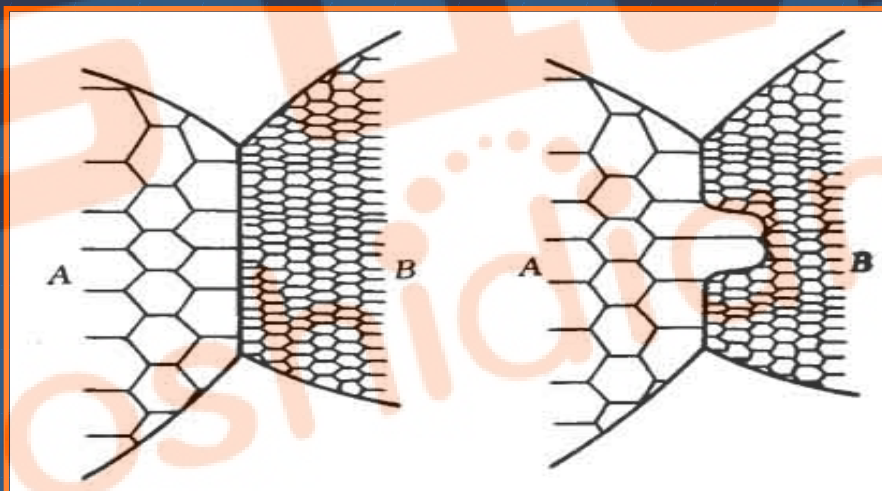


图 8-38 具有亚晶组织的晶间凸出形核示意图

第三节 再结晶

一 再结晶的形核与长大

2 长大 { 驱动力: 畸变能差

方式: 晶核向畸变晶粒扩展, 至新晶粒相互接触。

注: 再结晶不是相变过程。

第三节 再结晶

二 再结晶动力学

(1) 再结晶速度与温度的关系

$$v_{\text{再}} = A \exp(-Q_R/RT)$$

(2) 规律

有孕育期；温度越高，变形量越大孕育期越短；在体积分数为0.5时速率最大，然后减慢。

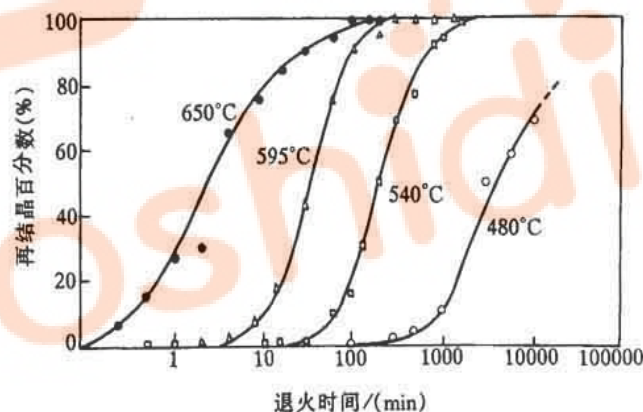


图 8-39 纯铁的再结晶

268

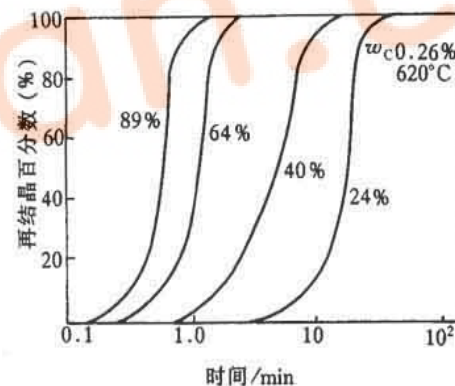


图 8-40 变形量对碳钢再结晶的影响

第三节 再结晶

三 再结晶温度

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。

2 经验公式 { 高纯金属： $T_{\text{再}} = (0.25 \sim 0.35)T_m$ 。
工业纯金属： $T_{\text{再}} = (0.35 \sim 0.45)T_m$ 。
合金： $T_{\text{再}} = (0.4 \sim 0.9)T_m$ 。

注：再结晶退火温度一般比上述温度高 $100 \sim 200^{\circ}\text{C}$ 。

第三节 再结晶

三 再结晶温度

3 影响因素

变形量越大，驱动力越大，再结晶温度越低；
纯度越高，再结晶温度越低；
加热速度太低或太高，再结晶温度提高。

第三节 再结晶

四 影响再结晶的因素

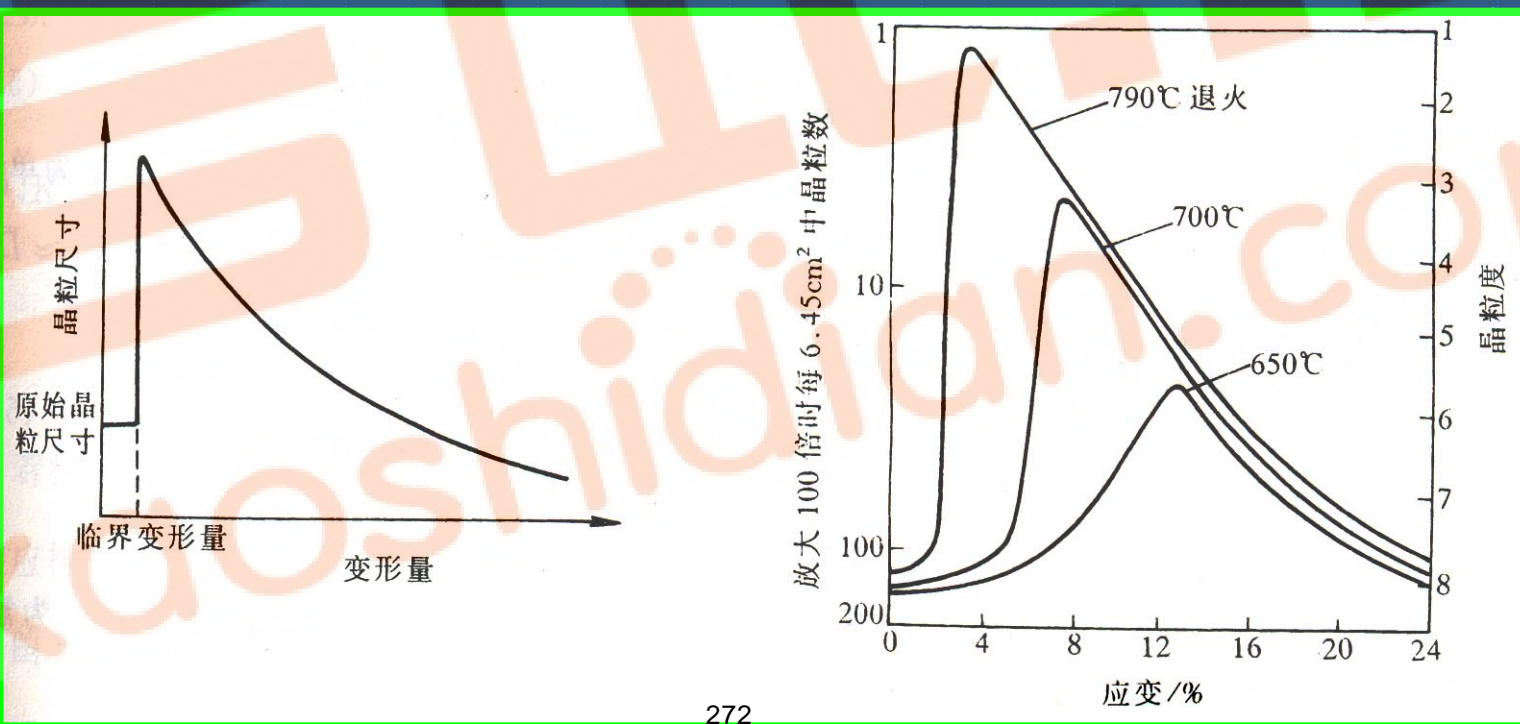
- 1 退火温度。温度越高，再结晶速度越大。
- 2 变形量。变形量越大，再结晶温度越低；随变形量增大，再结晶温度趋于稳定；变形量低于一定值，再结晶不能进行。
- 3 原始晶粒尺寸。晶粒越小，驱动力越大；晶界越多，有利于形核。
- 4 微量溶质元素。阻碍位错和晶界的运动，不利于再结晶。
- 5 第二分散相。间距和直径都较大时，提高畸变能，并可作为形核核心，促进再结晶；直径和间距很小时，提高畸变能，但阻碍晶界迁移，阻碍再结晶。

第三节 再结晶

五 再结晶晶粒大小的控制（晶粒大小—变形量关系图）

再结晶晶粒的平均直径

$$d=k[G/N]^{1/4}$$



第三节 再结晶

五 再结晶晶粒大小的控制（晶粒大小—变形量关系图）

- 1 变形量（图）。存在临界变形量，生产中应避免临界变形量。
- 2 原始晶粒尺寸。晶粒越小，驱动力越大，形核位置越多，使晶粒细化。
- 3 合金元素和杂质。增加储存能，阻碍晶界移动，有利于晶粒细化。
- 4 温度。变形温度越高，回复程度越大，储存能减小，晶粒粗化；退火温度越高，临界变形度越小，晶粒粗大。

第三节 再结晶

六 再结晶的应用

再结晶退火 {
恢复变形能力
改善显微组织
消除各向异性
提高组织稳定性

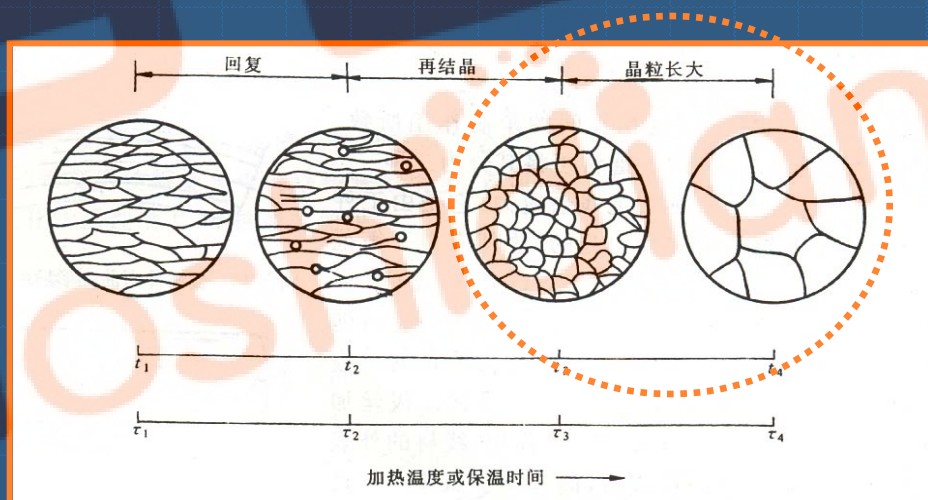
再结晶温度： $T_{\text{再}} + 100 \sim 200^{\circ}\text{C}$ 。

第四节 晶粒长大

驱动力：界面能差。

长大方式：

正常长大；
异常长大（二次再结晶）。



第四节 晶粒长大

一 晶粒的正常长大

- 1 正常长大：再结晶后的晶粒均匀连续的长大。
- 2 驱动力：界面能差。界面能越大，曲率半径越小，驱动力越大。

(长大方向是指向曲率中心，而再结晶晶核的长大方向相反。)

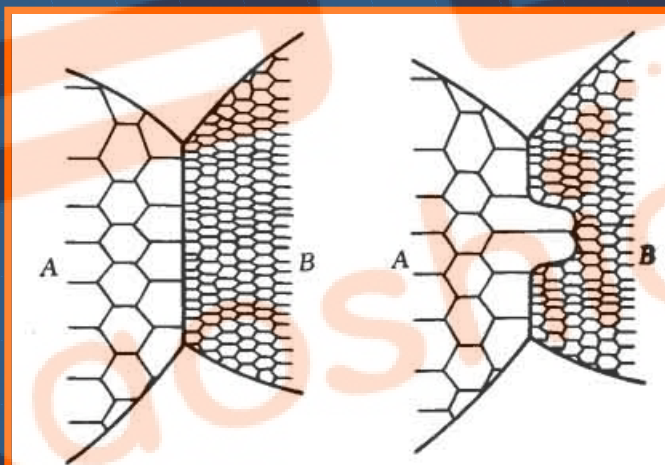


图 8-38 具有亚晶组织的晶间凸出形核示意图

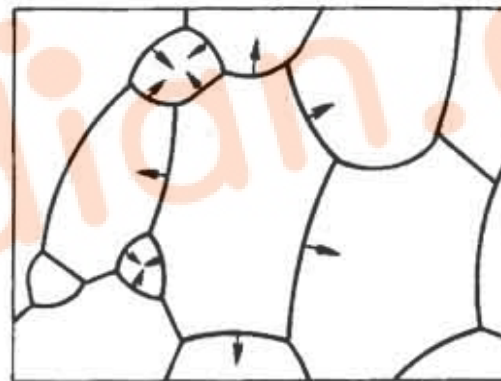
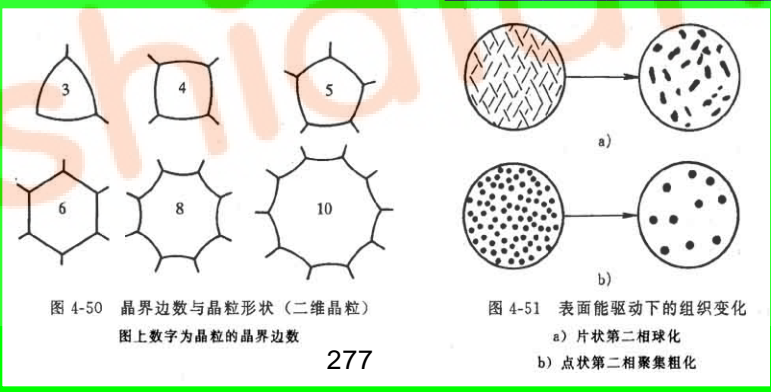
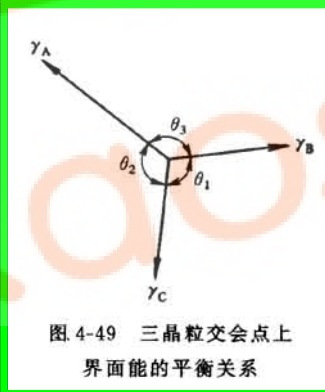
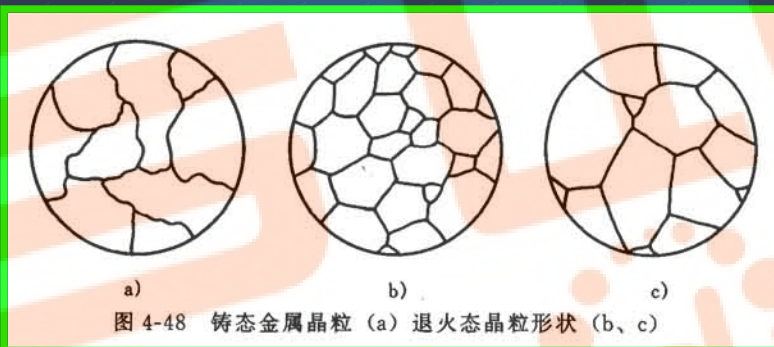


图 8-43 晶粒长大时晶界移动方向

第四节 晶粒长大

一 晶粒的正常长大

- 3 晶粒的稳定形状 { 晶界趋于平直;
晶界夹角趋于 120° ;
二维坐标中晶粒边数趋于6.



第四节 晶粒长大

一 晶粒的正常长大

4 影响晶粒长大的因素

- (1) 温度。温度越高，晶界易迁移，晶粒易粗化。
- (2) 分散相粒子。阻碍晶界迁移，降低晶粒长大速率。一般有晶粒稳定尺寸 d 和第二相质点半径 r 、体积分数 φ 的关系：

$$d=4r/3\varphi$$

- (3) 杂质与合金元素。“气团作”钉扎晶界，不利于晶界移动。
- (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。

第四节 晶粒长大

二 晶粒的异常长大

- 1 异常长大: 少数再结晶晶粒的急剧长大现象。(二次再结晶)
- 2 基本条件: 正常晶粒长大过程被(第二分散相微粒、织构)强烈阻碍。
- 3 驱动力: 界面能变化。(不是重新形核)

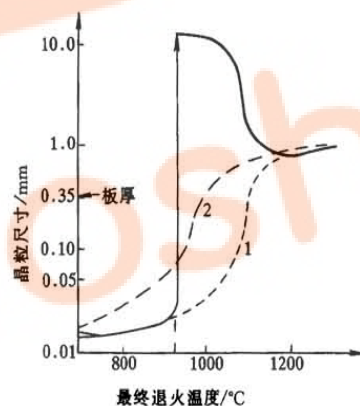
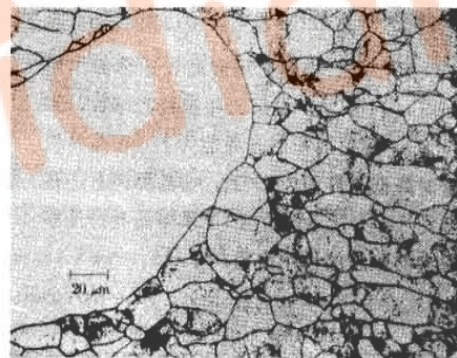


图 8-46 硅钢片退火 1h 后晶粒尺寸的变化



279
图 8-47 硅铁二次再结晶的反常晶粒

第四节 晶粒长大

二 晶粒的异常长大

4 机制 { 钉扎晶界的第二相溶于基体.
再结晶组织中位向一致晶粒的合并.
大晶粒吞并小晶粒.

5 对组织和性能的影响 { 组织明显 { 各向异性
晶粒大小不均 → 性能不均 { 优化磁导率
晶粒粗大 { 降低强度和塑韧性
提高表面粗糙度

第四节 晶粒长大

三 再结晶退火的组织

- 1 再结晶图。退火温度、变形量与晶粒大小的关系图。
- 2 再结晶组织: 再结晶退火后形成的组织。退火可将形变组织消除, 也可形成新组织。
 - { 择优形核 (沿袭形变组织)
 - { 择优生长 (特殊位向的再结晶晶核快速长大)
- 3 退火孪晶: 再结晶退火后出现的孪晶。是由于再结晶过程中因晶界迁移出现层错形成的。

第五节 金属的热变形

一 动态回复与动态再结晶

- 1 动态回复：在塑变过程中发生的回复。（静态...）
- 2 动态再结晶：在塑变过程中发生的再结晶。（静态...）

特点 { 反复形核，有限长大，晶粒较细。
包含亚晶粒，位错密度较高，强度硬度高。

应用：采用低的变形终止温度、大的最终变形量、快的冷却速度可获得细小晶粒。

第五节 金属的热变形

二 金属的热加工

1 加工的分类

冷加工：在再结晶温度以下的加工过程。发生加工硬化。

热加工：在再结晶温度以上的加工过程。（硬化、回复、再结晶。）

2 热加工温度： $T_{\text{再}} < T_{\text{热加工}} < T_{\text{固}} - 100 \sim 200^{\circ}\text{C}$ 。

第五节 金属的热变形

二 金属的热加工

3 热加工后的组织与性能

(1) 改善铸锭组织。气泡焊合、破碎碳化物、细化晶粒、降低偏析。提高强度、塑性、韧性。

(2) 形成纤维组织（流线）。

组织：枝晶、偏析、夹杂物沿变形方向呈纤维状分布。

性能：各向异性。沿流线方向塑性和韧性提高明显。

第五节 金属的热变形

二 金属的热加工

3 热加工后的组织与性能

(3) 形成带状组织

形成：两相合金变形或带状偏析被拉长。

影响：各向异性。类似于流线组织。

消除：避免在两相区变形、减少夹杂元素含量、采用高温扩散退火或正火。

第五节 金属的热变形

二 金属的热加工

4 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

第五节 金属的热变形

三 超塑性

- 1 超塑性：某些材料在特定变形条件下呈现的特别大的延伸率。
- 2 条件：晶粒细小、温度范围（ $0.5\sim 0.65T_m$ ）、应变速率小（ $1\sim 0.01\%/s$ ）。
- 3 本质：多数观点认为是由晶界的滑动和晶粒的转动所致。
- 4 应用：复杂零件的精密成形；难于热变形材料的加工。

第九章 固态相变

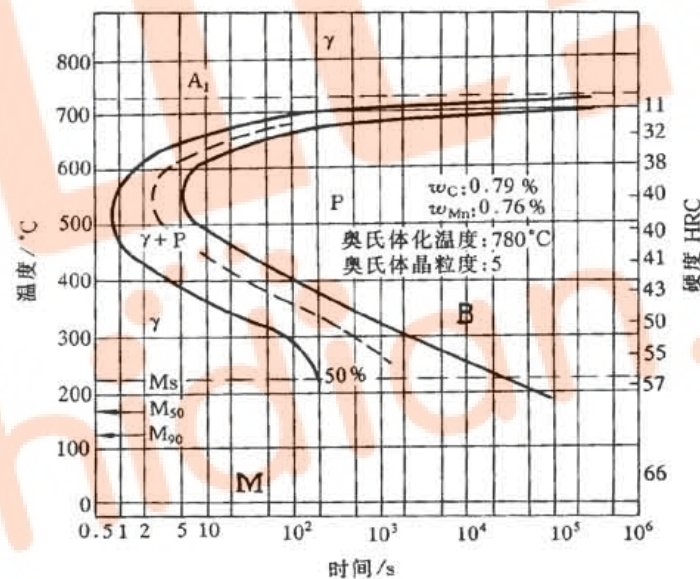
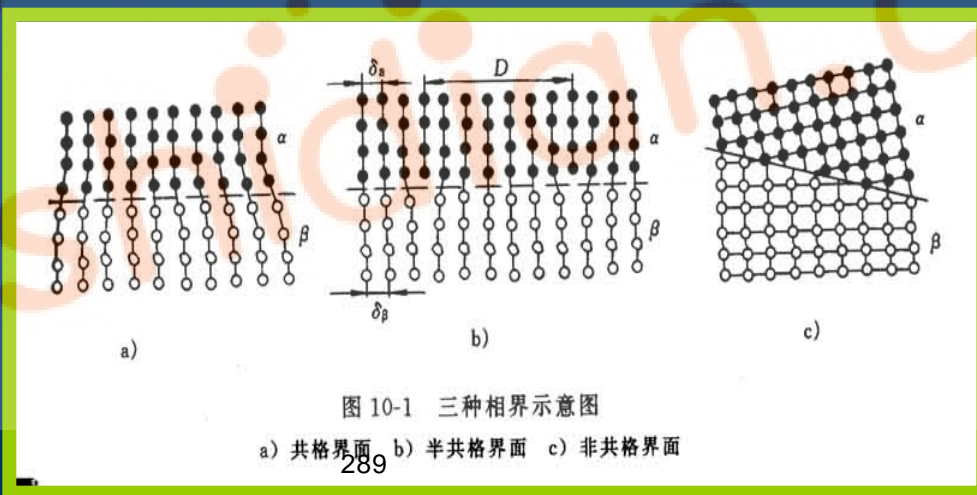


图 10-38 共析钢过冷奥氏体等温转变动力学曲线

第一节 概述

一 固态相变的特点

1 相变阻力大 { 界面能增加
额外弹性应变能：比体积差
扩散困难（新、旧相化学成分不同时） } 固态相变困难



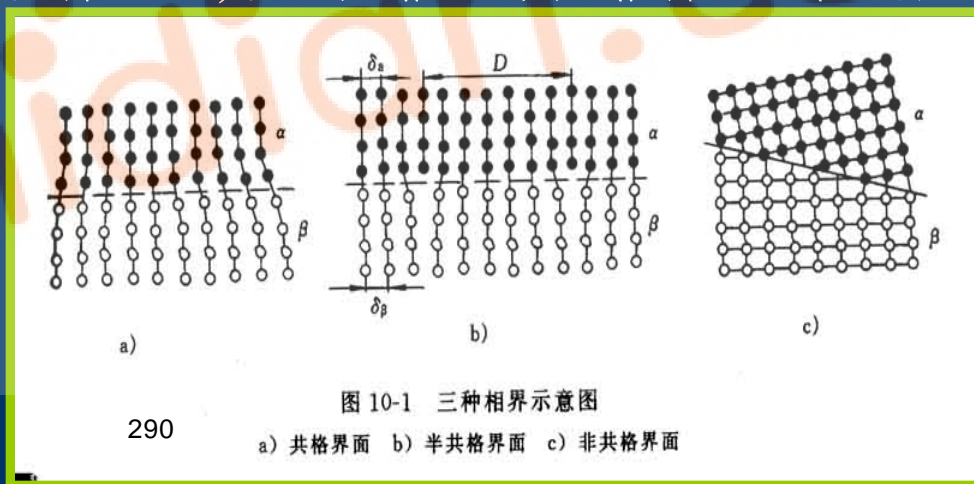
第一节 概述

一 固态相变的特点

2 新相晶核与母相之间存在一定的晶体学位向关系

* 新相的某一晶面和晶向分别与母相的某一晶面、晶向平行。

界面类型 { 共格...
半共格...
非共格... } 降低界面能, 形成共格、半共格界面 → 位向关系

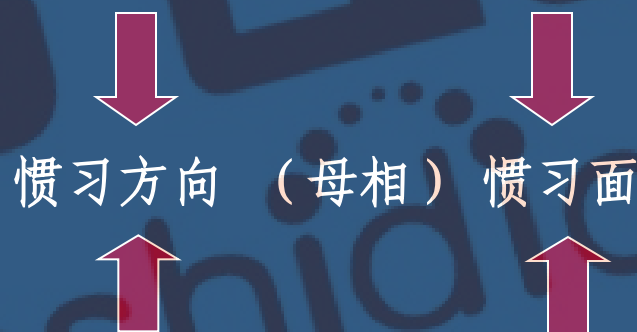


第一节 概述

一 固态相变的特点

3 惯习现象

* 新相沿特定的晶向在母相特定晶面上形成。



原因：沿应变能最小的方向和界面能最低的界面发展。

第一节 概述

一 固态相变的特点

4 母相晶体缺陷促进相变

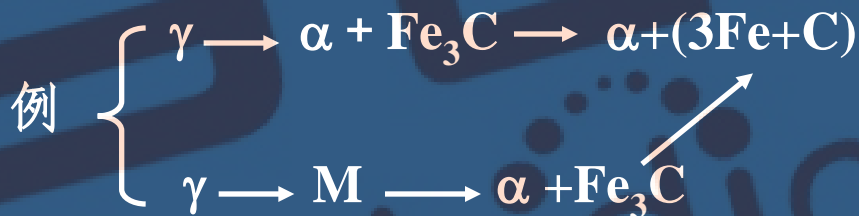
缺陷类型 $\left\{ \begin{array}{l} \text{点...} \\ \text{线...} \\ \text{面...} \end{array} \right\}$ 晶格畸变、自由能高，促进形核及相变。
(思考：晶粒细化对相变的影响)

第一节 概述

一 固态相变的特点

5 易出现过渡相

* 固态相变阻力大，直接转变困难 → 协调性中间产物（过渡相）



第一节 概 述

二 固态相变的分类

1 按相变过程中原子迁移情况

(1) 扩散型：依靠原子的长距离扩散；相界面非共格。

(如珠光体、奥氏体转变，Fe,C都可扩散。)

(2) 非扩散型：旧相原子有规则地、协调一致地通过切变转移到新相中；相界面共格、原子间的相邻关系不变；化学成分不变。

(如马氏体转变，Fe,C都不扩散。)

(3) 半扩散型：既有切变，又有扩散。

(如贝氏体转变，Fe切变，C扩散。)

第一节 概述

二 固态相变的分类

2 按相变方式分类

- (1) 有核相变：有形核阶段，新相核心可均匀形成，也可择优形成。大多数固态相变属于此类。
- (2) 无核相变：无形核阶段，以成分起伏作为开端，新旧相间无明显界面，如调幅分解。

第一节 概述

二 固态相变的分类

3 按热力学函数变化分类

(1) 一级相变：相变时两相的化学位相等，而化学位对温度及压力的一阶偏微分（ $-S, V$ ）不等的相变。伴随潜热的释放和体积的改变。如蒸发、升华、熔化以及大多数固态晶型转变属于此类。

(2) 二级相变：相变时两相的化学位相等，化学位的一阶偏微分也相等，但二阶偏微分不相等的相变。没有相变潜热和体积改变，有比容、压缩系数、膨胀系数变化，如磁性转变、有序-无序转变、超导转变等属于此类。

第一节 概述

三 常见固态相变类型

相变名称

相变特征

同素异构转变

同一种元素通过形核与长大发生晶体结构的变化

多型性转变

合金中晶体结构的变化

脱溶转变

过饱和固溶体脱溶分解出亚稳定或稳定的第二相

共析转变

一个固相转变为两个结构不同的固相

包析转变

两个不同结构的固相转变为一个新的固相，组织中一般有某相残余

马氏体转变

新旧相之间成分不变、切变进行、有严格位向关系、有浮凸效应

贝氏体转变

兼具马氏体和扩散转变的特点，借助铁的切变和碳的扩散进行

调幅分解

非形核转变，固溶体分解成结构相同但成分不同的两相

有序化转变

合金元素原子从无规则排列到有规则排列，但结构不变。

第二节 固态相变的形核与长大

一 均匀形核（能量条件）

1 形核时的能量变化

(1) 化学自由能（体积自由能， ΔG_v ）

相变驱动力
 $\Delta G_v \sim T$ 曲线
随成分变化

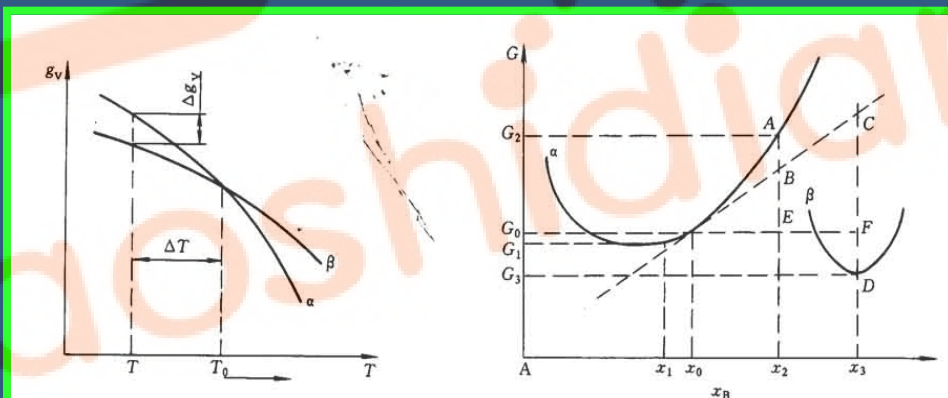


图 10-2 吉布斯自由能随温度变化曲线

图 10-3 208 起始析出相变驱动力的图解法

第二节 固态相变的形核与长大

一 均匀形核（能量条件）

1 形核时的能量变化

(2) 界面能 (σ , $S\sigma$) $\left\{ \begin{array}{l} \text{相变阻力} \\ \text{取决于界面结构} \\ \text{(与过冷度有关)} \end{array} \right. \left\{ \begin{array}{l} \Delta T \text{ 越大, 晶核越小,} \\ S\sigma \text{ 大} \rightarrow \text{共格/半共格} \\ \Delta T \text{ 越小, 晶核越大,} \\ S\sigma \text{ 小} \rightarrow \text{非共格} \end{array} \right.$

第二节 固态相变的形核与长大

一 均匀形核（能量条件）

1 形核时的能量变化

(3) 应变能(ϵ , $V\epsilon$)

相变阻力

分类 { 共格应变能：共格大，半共格小，非共格0
体积应变能 { 比体积差
新相几何形状 { 球状最大
片状最小
针状居中

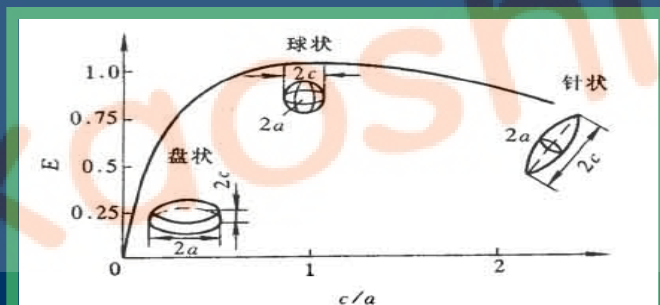


图 10-5 比体积应变能与新相形状的关系

第二节 固态相变的形核与长大

一 均匀形核（能量条件）

2 形核的能量条件

$$\Delta G = -V \Delta G_v + S\sigma + V\varepsilon < 0$$

$$r_K = 2\sigma / (\Delta G_v - \varepsilon)$$

$$\Delta G_K = 16\pi\sigma^3 / 3(\Delta G_v - \varepsilon)^2$$

第二节 固态相变的形核与长大

二 非均匀形核（能量条件）

固态相变均匀形核的可能性很小，非均匀形核（依靠晶体缺陷）是主要的形核方式。

第二节 固态相变的形核与长大

二 非均匀形核（能量条件）

1 不同晶体缺陷对形核的作用

(1) 晶界形核

能量高，降低 ΔG_K

结构混乱，降低 ε

易扩散、偏析，利于扩散相变

新相/母相形成共格、半共格界面降低界面能

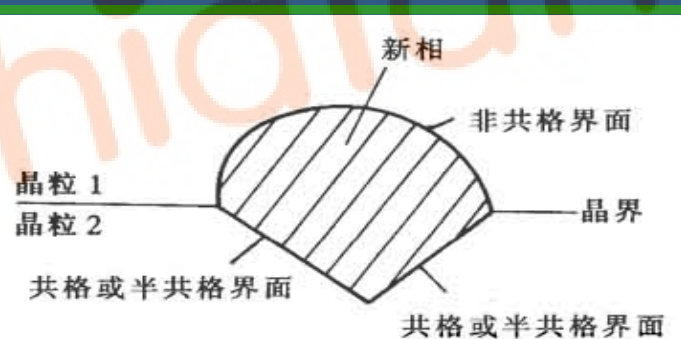


图 10-6 晶界生核

第二节 固态相变的形核与长大

二 非均匀形核（能量条件）

1 不同晶体缺陷对形核的作用

（2）位错形核 { 新相生成处位错消失，能量释放，提高驱动力
.....位错不消失，可作为半共格界面的形成部分
易于发生偏聚（气团），有利于成分起伏
易于扩散，有利于发生扩散型相变

第二节 固态相变的形核与长大

二 非均匀形核（能量条件）

1 不同晶体缺陷对形核的作用

（3）空位形核

促进扩散

新相生成处空位消失，提供能量

空位群可凝结成位错

（在过饱和固溶体的脱溶析出过程中，空位作用更明显。）

第二节 固态相变的形核与长大

二 非均匀形核（能量条件）

2 非均匀形核的能量变化

$$\Delta G = -V \Delta G_v + S\sigma + V\varepsilon - \Delta G_D$$

ΔG_D — 晶体缺陷导致系统降低的能量。

第二节 固态相变的形核与长大

三 晶核的长大

1 长大机制

(1) 半共格界面

切变长大

台阶式长大（位错滑移）

原子直接迁移

(2) 非共格界面

原子迁移至新相台阶端部

第二节 固态相变的形核与长大

三 晶核的长大

2 新相长大速度

(1) 界面控制长大

新相生成时无成分变化(有结构、有序度变化)

$$u = \delta v \exp(-Q/kT) [1 - \exp(-\Delta Gv/kT)]$$

(2) 扩散控制长大

新相生成时有成分变化

$$u = dx/dt = (\partial C_\beta / \partial x) D / (C_\beta - C_\alpha)$$

第二节 固态相变的形核与长大

三 晶核的长大

(3) 相变动力学

$$\phi_f = 1 - \exp(-bt^n)$$

b -取决于相变温度、母相成分和晶粒大小等;
 n -取决于相变类型和形核位置。

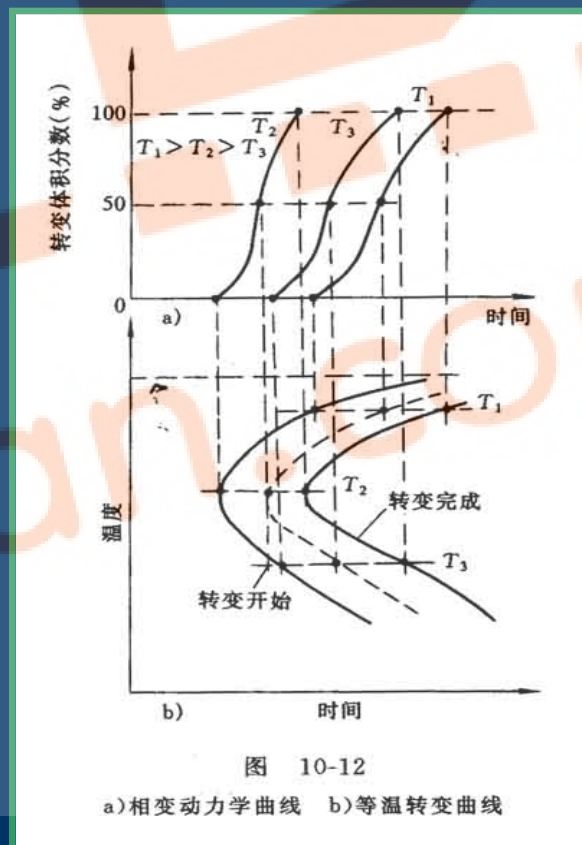


图 10-12

a) 相变动力学曲线 b) 等温转变曲线

第三节 钢中固态相变要点

一 奥氏体的形成 1 转变机制

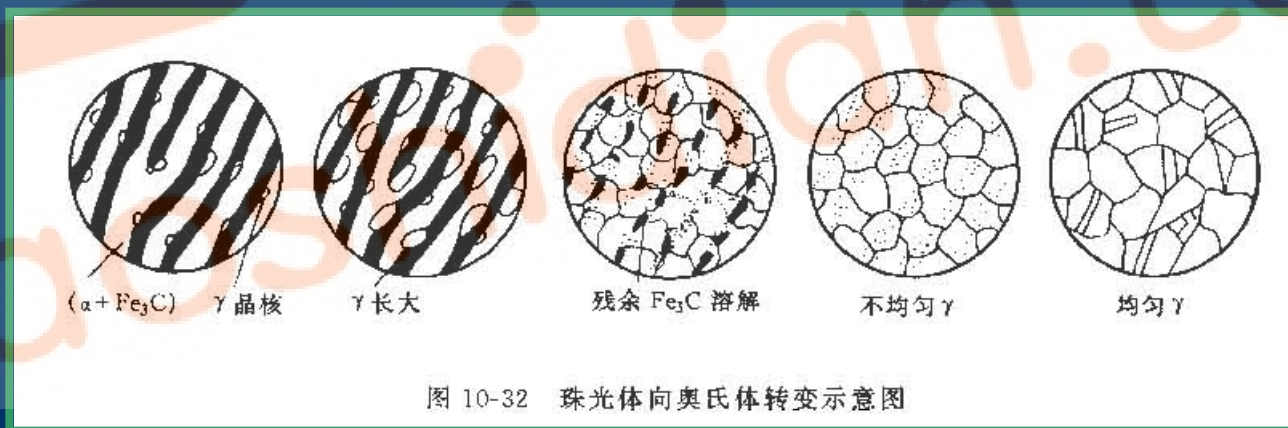


图 10-32 珠光体向奥氏体转变示意图

第三节 钢中固态相变要点

一 奥氏体的形成 2 转变温度

完全奥氏体化
不完全奥氏体化

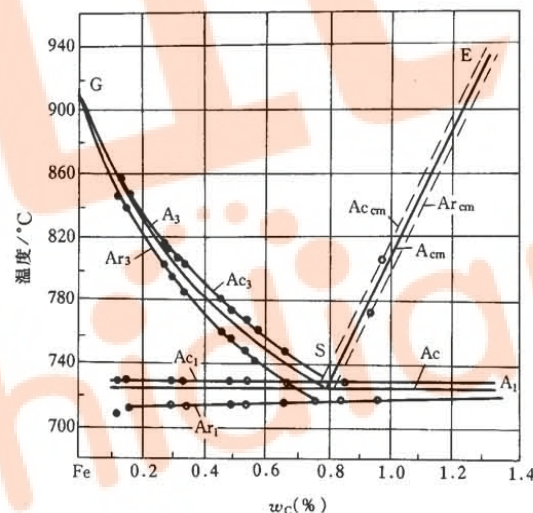


图 10-31 铁碳合金的加热和冷却时的临界点变化
(加热和冷却速度为 0.125°C/min)

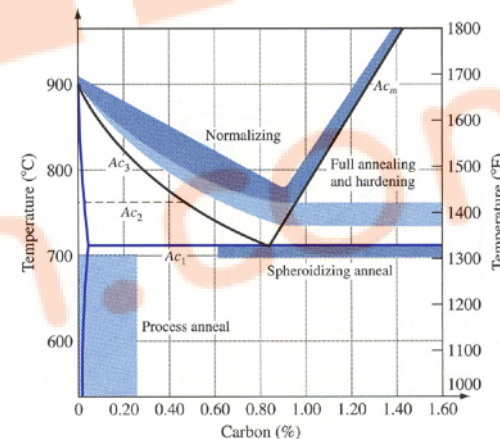


Figure 9.28

Commonly used temperature ranges for annealing plain-carbon steels.

(After T. G. Digges et al., "Heat Treatment and Properties of Iron and Steel," NBS Monograph 88, 1966, p. 10.)

Smith W F. Foundations of Materials Science and Engineering.
McGRAW.HILL.3/E

第三节 钢中固态相变要点

一 奥氏体的形成

3 晶粒度

- (1) 起始晶粒度：刚刚完成奥氏体化时的晶粒大小。
- (2) 实际晶粒度：在具体的奥氏体化工工艺条件下获得的晶粒大小。
- (3) 本质晶粒度：钢在 $930 \pm 10^\circ\text{C}$ 加热，保温3-8h冷却后的奥氏体晶粒大小。

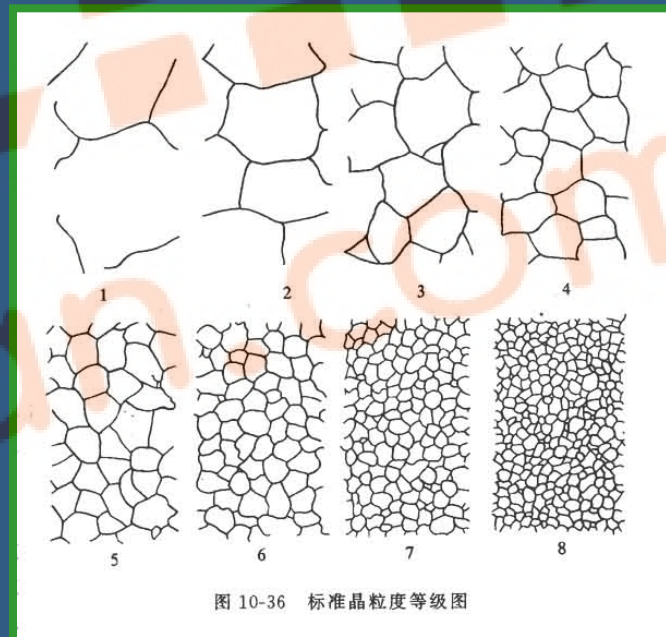
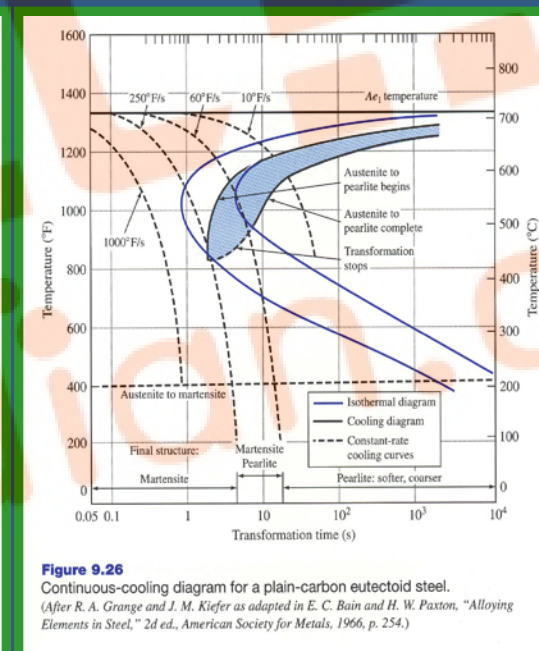
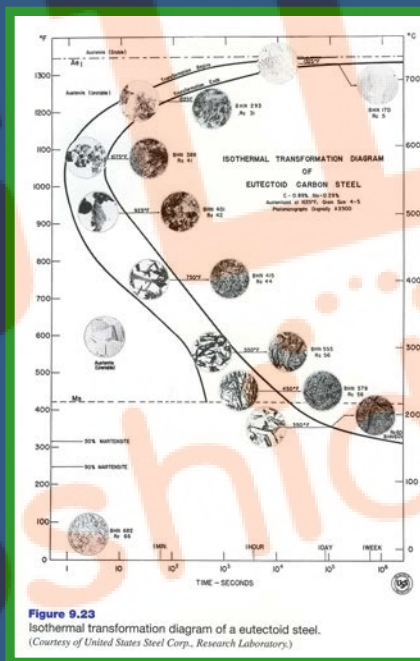


图 10-36 标准晶粒度等级图

第三节 钢中固态相变要点

二 钢的冷却转变



第三节 钢中固态相变要点

二 钢的冷却转变

1 马氏体转变

(1) 转变特点

- 无扩散性。
- 切变共格与表面浮凸。
- 惯习面及位向关系。
- 转变是在一个温度范围内进行的。
- 转变不完全。

第三节 钢中固态相变要点

二 钢的冷却转变

1 马氏体转变

(2) 结构与形态

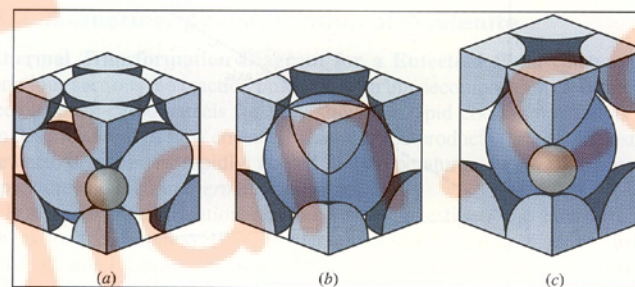
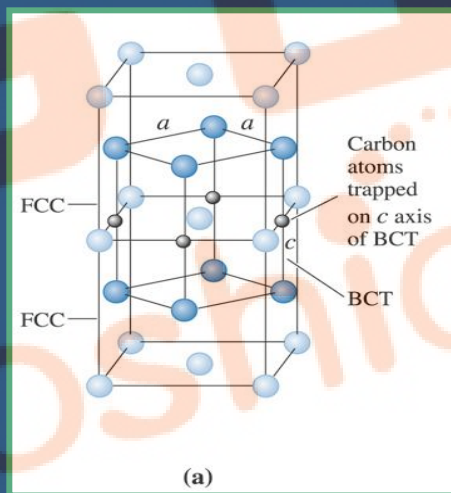


Figure 9.17

(a) FCC γ iron unit cell showing a carbon atom in a large interstitial hole along the cube edge of the cell. (b) BCC α iron unit cell indicating a smaller interstitial hole between cube-edge atoms of the unit cell. (c) BCT (body-centered tetragonal) iron unit cell produced by the distortion of the BCC unit cell by the interstitial carbon atom.

(After E. R. Parker and V. F. Zackay, *Strong and Ductile Steels*, Sci. Am., November 1968, p. 36; Copyright © by Scientific American, Inc; all rights reserved.)

第三节 钢中固态相变要点

二 钢的冷却转变

1 马氏体转变

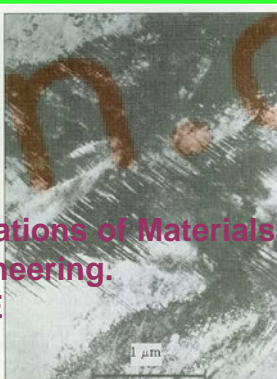
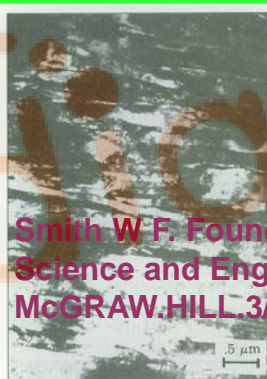
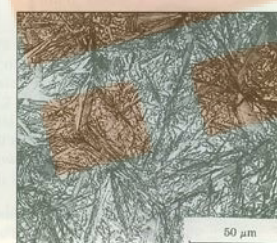
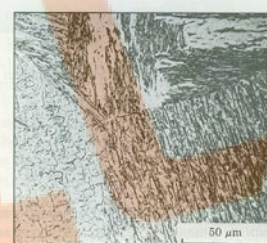
(2) 结构与形态

板条马氏体

位错马氏体

片状马氏体

孪晶马氏体



Smith W F. Foundations of Materials Science and Engineering. McGRAW.HILL 3/E

Figure 9.15
Structure of lath martensite in an Fe-0.2% C alloy. (Note the parallel alignment of the laths.)
[After A. R. Marder and G. Krauss, ASM, 60:651(1967).]

Figure 9.16
Plate martensite showing fine transformation twins.
[After M. Oka and C. M. Wayman, Trans. ASM, 62:370(1969).]

低碳马氏体

高碳马氏体

第三节 钢中固态相变要点

二 钢的冷却转变

1 马氏体转变

(3) 性能-高强度、高硬度

- 相变强化
- 固溶强化
- 细晶强化

Smith W F. Foundations of Materials Science and Engineering. McGRAW.HILL.3/E

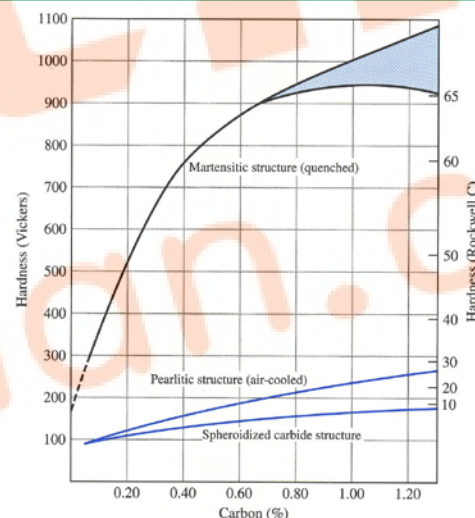


Figure 9.19

Approximate hardness of fully hardened martensitic plain-carbon steel as a function of carbon content. The shaded region indicates some possible loss of hardness due to the formation of retained austenite, which is softer than martensite. (After E. C. Bain and H. W. Paxton, "Alloying Elements in Steel," 2d ed., American Society for Metals, 1966, p. 37.)

第三节 钢中固态相变要点

二 钢的冷却转变

1 马氏体转变

(4) 奥氏体的稳定化

马氏体转变中止、停顿后再继续冷却时出现转变滞后和残余奥氏体增多的现象。

- 热稳定化：由于缓慢冷却或等温停留引起的稳定化。
- 机械稳定化：由于塑性变形或压应力造成的稳定化。

第三节 钢中固态相变要点

二 钢的冷却转变

1 马氏体转变

(5) 回火脆性

由回火导致的冲击韧性下降的现象。

- ◎ 第一类回火脆性 - 低温回火脆性：碳化物薄片结构。
- ◎ 第二类回火脆性 - 高温回火脆性：杂质元素向晶界偏聚。

第三节 钢中固态相变要点

二 钢的冷却转变

2 冷却转变产物特征

第四节 过饱和固溶体的分解 自学提纲

一 脱溶（时效）转变

1 概念：脱溶转变

2 脱溶转变过程

相的名称 - 形貌 - 尺寸 - 结构 - 点阵常数 - 共格关系
- 强化作用

3 脱溶动力学

第四节 过饱和固溶体的分解 自学提纲

二 调幅分解

- 1 概念：调幅分解
- 2 调幅分解的热力学条件和决定因素
- 3 调幅分解的特点

材料的变形部分

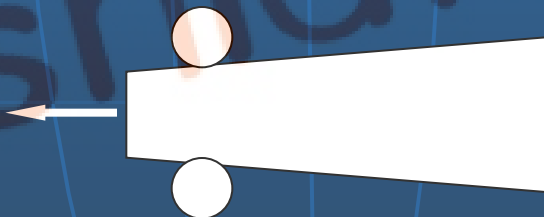
小结与习题讨论

- 1 若单晶体铜的表面为(100)面,假设晶体可以在各个滑移系上滑移.试讨论表面上可能见到的滑移线形貌(滑移线的方位及其夹角)?若单晶体表面为(111)面呢?
- 2 某面心立方晶体的可动滑移系为 $(111)[\bar{1}10]$.
 - (1) 指出引起滑移的单位位错的柏氏矢量.
 - (2) 如果滑移由纯刃型位错引起,试指出滑移线的方向.
 - (3) 如果滑移由纯螺型位错引起,试指出滑移线的方向.
 - (4) 在(2),(3)两种情况下,位错线的滑移方向如何?
 - (5) 如果在该滑移系上作用一大小为0.7MPa的切应力,试确定单位刃型位错和螺型位错线受力的大小和方向。(点阵常数 $a=0.2\text{nm}$).

材料的变形部分

小结与习题讨论

- 3 在加工齿轮以前，往往先制取其饼状坯料，以下三种制取坯料的方法：①由厚钢板切出圆饼；②由粗钢棒切下圆饼；③由钢棒热锻成饼。上述哪种方法较为理想，为什么？
- 4 如下图所示，将一楔形铜片置于间距恒定的两轧辊间轧制。
- (1) 画出轧制后铜片经再结晶后晶粒大小沿片长方向变化的示意图。
 - (2) 如果在较低温度下退火，何处先发生再结晶？为什么？



材料的变形部分

小结与习题讨论

5 某工厂用一冷拉钢丝绳将一大型钢件吊入热处理炉内,由于一时疏忽,未将钢丝绳取出,而是随工件一起被加热至 860°C ,处理完毕吊出工件时,钢丝绳发生断裂,试分析原因.

6 能否用再结晶退火的方法细化金属铸件的晶粒,为什么?