

## 考点总结

1. 组织: 用肉眼或借助放大镜、显微镜所观察到的金属材料内部情形。

结构: 原子集合体中各原子的具体组合形态。

## 第二章 金属和合金 固态结构

1. 单胞: 在空间点阵中选出一个能反映空间点阵特点的最小单元, 一般要求体积最小, 对称度最高的平行六面体。包括简单单胞和复合单胞。

简单单胞指单胞中只有顶点处有阵点; 若除八个顶点外其它位置还有阵点则是复合单胞。(101年)

2. fcc 与 hcp 原子堆积方式和致密度是否有差异? (105年)

答: fcc 堆积方式为 ABCABC 密排面是以体对角线为法线的原子面;

hcp 堆积方式为 ABAB, 密排面是六方体底面;

两者均是最密排列, 致密度相同均为 0.74, 配位数均为 12。

3. 空间点阵与晶体结构及其联系。(100年)

答: 空间点阵是指几何点在三维空间作周期性规则排列所形成的三维阵列, 是

人对晶体结构的几何抽象; 晶体结构即将空间点阵中的阵点换为原子、分子、分子团等具体物质的阵点。

两者不同之处在于: 空间点阵中每个阵点周围环境都是一致的, 因此只有 14 种可能; 而对不同的晶体, 由于不同阵点位置上原子周围环境不同, 有无限种可能。

两者具体关系可表述为: 晶体结构 = 空间点阵 + 基元。

4. 点阵参数: 晶胞形状和大小可由其 3 个晶轴方向的棱边长度  $a, b, c$  和晶轴之间的夹角  $\alpha, \beta, \gamma$  这六个参数表示, 这六个参数称为点阵参数。

立方:  $a=b=c$   $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$

正方:  $a=b \neq c$   $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$

六方:  $a=b \neq c$   $\alpha=\beta=90^\circ$   $\gamma=120^\circ$

正交:  $a \neq b \neq c$   $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$

菱方:  $a=b \neq c$   $\alpha=\beta \neq \gamma \neq 90^\circ$

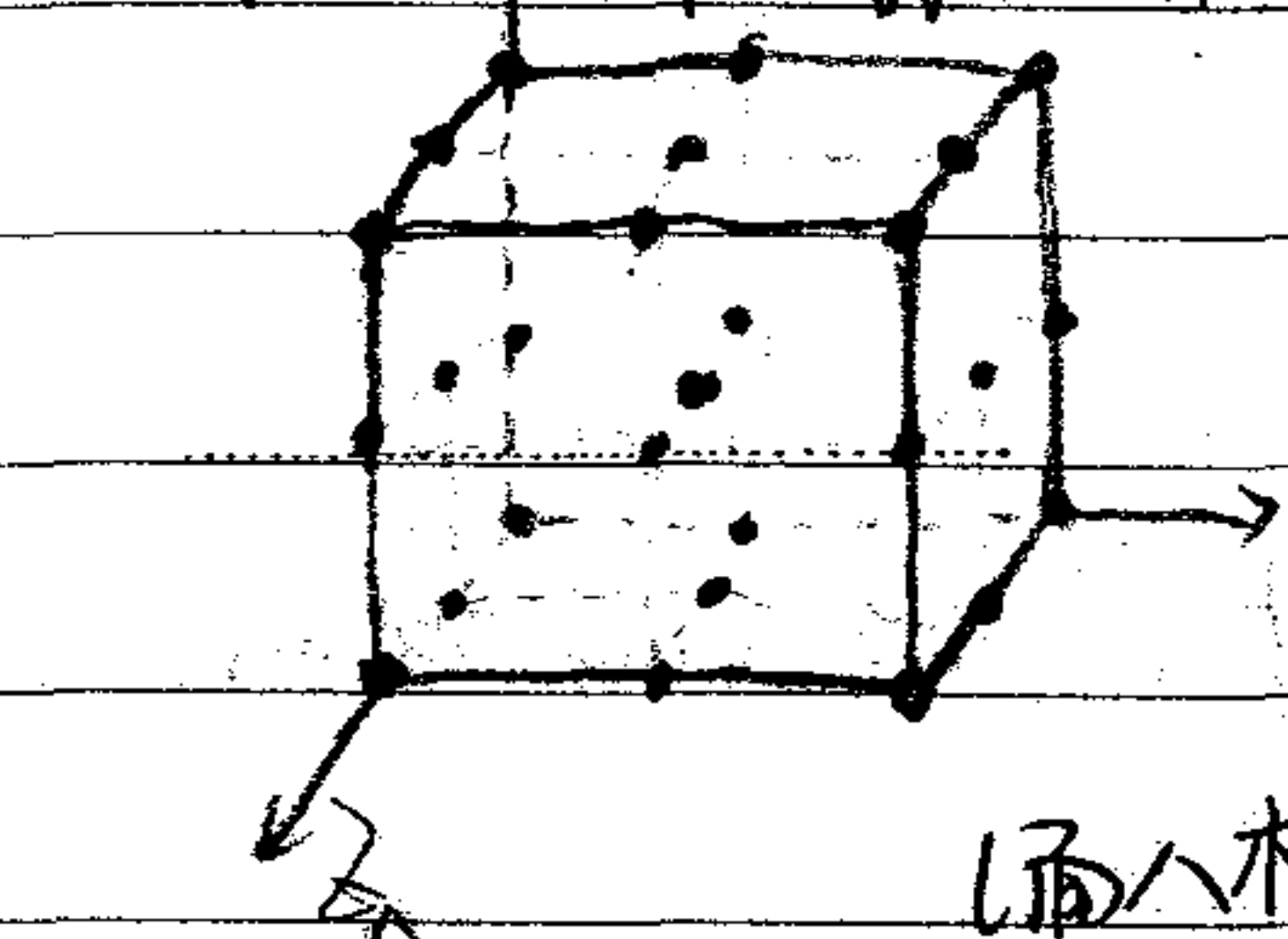
单斜:  $a \neq b \neq c$   $\alpha=\beta \neq \gamma \neq 90^\circ$   
(102年)  $\alpha=\gamma=90^\circ \neq \beta$

5. 布拉菲点阵: 除考虑晶胞外形外, 还考虑阵点位置所构成的点阵。

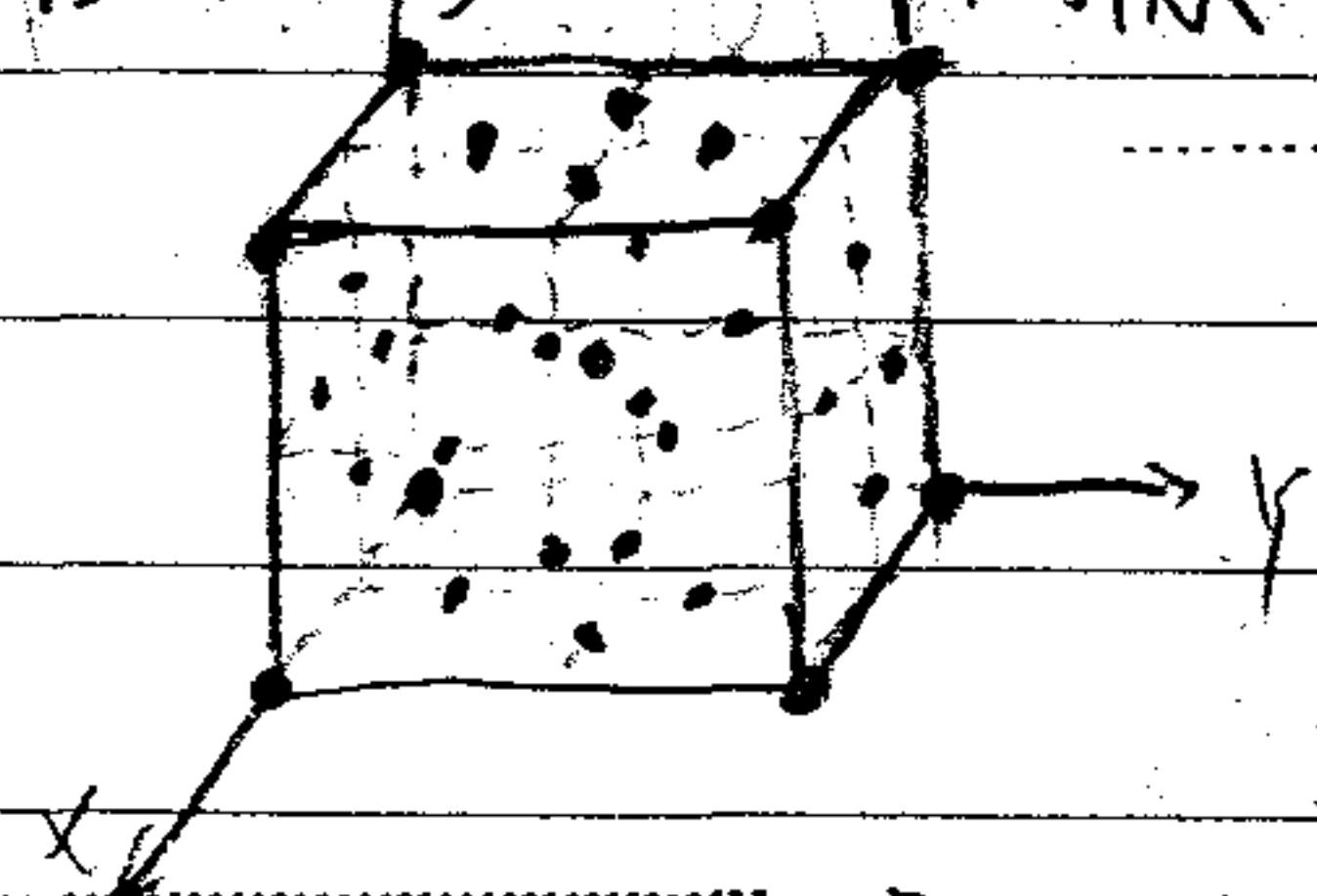


## 6. 比较 A1、A2、A3 原子排列特点

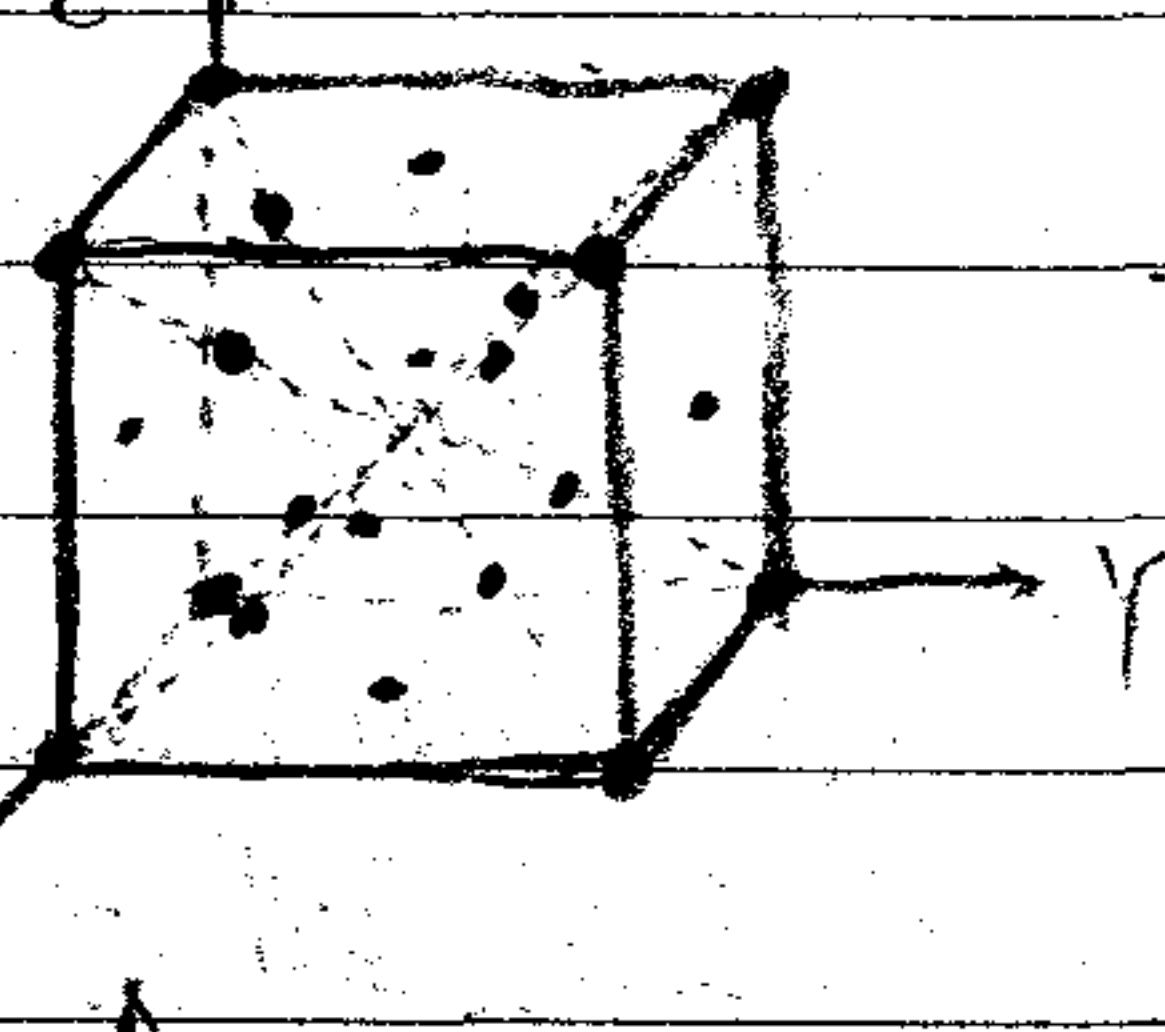
常用参数	A1	A2	A3
点阵常数	$a$	$a$	$a, c$
原子半径	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{a}{4}\sqrt{\frac{a^2}{3} + \frac{c^2}{4}}$
晶胞内原子数	4	2	6
配位数	12	8	12
密排面/方向	$\{111\} \langle 110 \rangle$	$\{110\} \langle 111 \rangle$	$(0001) [11\bar{2}0]$
堆积方式	ABCABC	ABAB	ABAB
滑移系	12个	48个	3个
四面体/八面体间隙	8/4	12/6	12/6



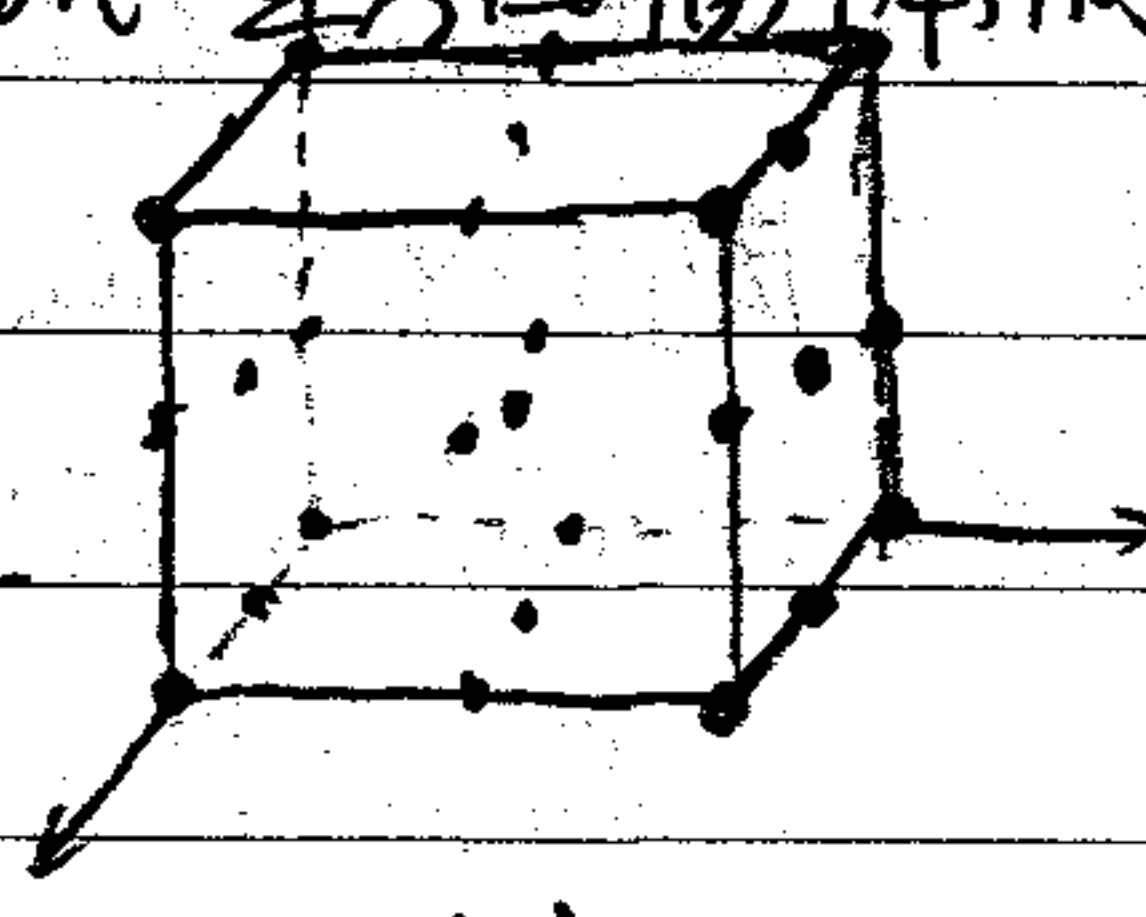
面心立方八面体间隙



体心立方四面体间隙



面心立方四面体间隙



体心立方八面体 (体心立方)

## 7. hcp 晶面/晶向指数

对 hcp 晶面指数  $[hkl]$  只要去掉  $i$  形成  $[hkl]$  二者表示平面一致  
 而晶向指数  $[uvtw] \rightarrow U = u - t \quad V = v - t \quad W = w$

例如  $[11\bar{2}0] \rightarrow [3, 3, 0]$

$[2\bar{1}10] \rightarrow [3, 0, 0]$

$$u = \frac{1}{3}(2U - V)$$

$$v = \frac{1}{3}(2V - U)$$

$$t = -(u + v) \quad w = W$$

## 8. 画各种晶面、晶向、晶向间夹角、晶带定律

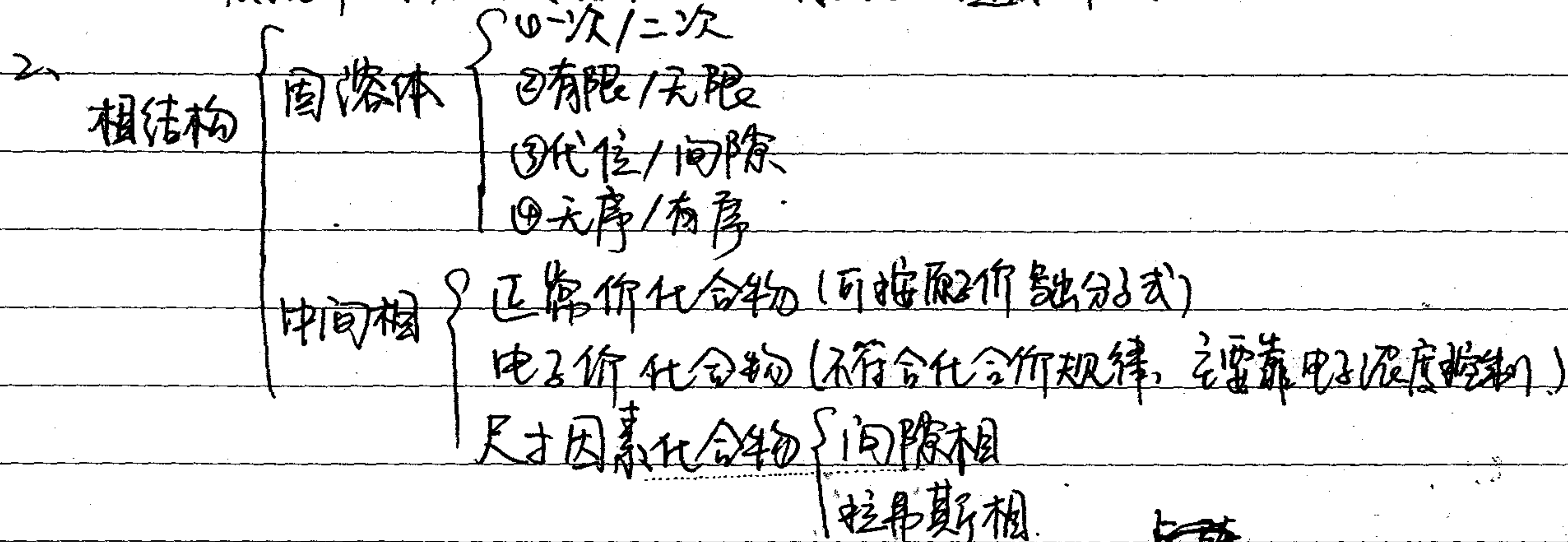


9. 金属键: 金属原子聚集在一起时, 全部或大部分贡献出价电子形成电子云, 自己变成金属离子, 金属离子与电子云之间利用静电相互作用, 形成的结合方式。

10. 共价键: 由两个或多个电负性相差不大的原子通过共用电子对相互结合的化学键。

### 三、合金相

1. 相: 指系统中成份一致、结构相同的均匀组成部分。



A. 固溶体: 溶质组元以原子形式进入溶剂组元的晶体结构中所形成的均匀混合固溶体, 保持着溶剂的晶体点阵类型 (保持点阵不变)。

影响固溶体因素: ①原子尺寸: 当原子尺寸相对差小于15%时易形成代位; 大于41%易形成间隙固溶体; ②电负性: 电负性相差越小越易溶; ③电子浓度: 同一溶剂金属, 溶质原子价越高, 固溶度越小。

高价组元在低价组元中的溶解度较反之要低。

④晶体结构: 点阵类型相同是无限固溶的前提; ⑤熔点

C. 性能: 结构变化: 出现点阵畸变, 点阵常数变化, 出现偏聚和有序化。

力学性能: 强度硬度提高, 塑性下降 (固溶强化)。

物理性能: 电阻加大。

B. 比较间隙固溶体、间隙相。

①间隙固溶体属于固溶体, 保持着溶剂组元的点阵结构, 溶质原子以间隙原子形式存在于溶剂原子之间间隙位置, 溶解度低。

②间隙相是一类主要受原子尺寸影响的中间相, 或称金属间化合物, 与溶剂金属点阵结构不同, 溶解度高一些;



②两者相似之处: 溶质组元都在间隙位置, 本身尺寸小;

差异: 固溶体相较中间相塑性、韧性好, 硬度低

### C、固溶体与中间相的比较.

①固溶体保持纯金属晶体结构, 中间相结构一般与组元不同.

②固溶体以金属键为主, 中间相以共价键、离子键为主.

③固溶体塑性、韧性优于中间相, 硬度不如中间相.

D、中间相定义: 组成合金相的异类原子有固定比例, 所形成的固相晶体结构与组元均不同, 且此类相的成分多数处于相图中间位置, 故称为中间相.

3、点阵畸变定义: 不同尺寸的异种原子组合在一起, 局部范围为原子偏离其正常点阵位置, 即点阵畸变.

4、有序固溶体: 固溶体有序化程度达到整个晶体点阵中溶质和溶剂原子都按统一确定顺序分布时, 即达到长程有序. 这样的固溶体称为有序固溶体.

### 四、晶体缺陷.

1、晶体缺陷: 实际晶体中原子排列不可能那样完美, 常存在各种偏离理想结构的情况, 称为晶体缺陷.

2、~~晶体~~ 常见缺陷 (晶体缺陷区别于器件缺陷). (2009年)

①点缺陷: 三个方向尺寸都很小, 例如空位、间隙原子.

②线缺陷: 一个方向尺寸很大, 另外两个方向尺寸小, 主要是位错.

③面缺陷: 两个方向上尺寸很大, 另一个方向上尺寸小, 如晶界、亚晶界.

④体缺陷: 三个方向上尺寸都较大但又不是很大, 例如: 弥散第二相、超显微空洞.

3、位错: 一种线缺陷, 特点是围绕一条很长的线, 在一定范围内原子发生有规律的错动, 离开原平衡位置, 称为位错.

4、伯氏矢是: ①环绕位错作柏氏回路; ②在设有位错的完整晶体中相似部分做同样步长和方向的行走; ③将不完全封闭的后者终点连向起点的矢是就是伯氏矢是, 它集中反映了位错区域畸变总畸变大小和方向.

5、刃型位错与螺型位错的模型: ①刃型: 将理想晶体上半部分劈开, 插入半个晶面, 再粘起来 (上半部挤压, 下半部拉伸); ②螺型: 将理想晶体前半部分劈开, 左右两半沿上下方向发生一个原子间距相对切变, 然后再粘合起来.



(空位)

6、点缺陷三种形式：①肖脱基空位，脱位原子跑到晶体表面去；②弗伦克尔空位，脱位原子跑到间隙位置；③空位脱位原子填入原空位处，使空位变换位置。

7、点缺陷与线缺陷作用。

答：点缺陷产生畸变使局部能量提高，附近出现弹性应力场，位错也是如此，存在不同的应力场，有拉应力有压应力，点缺陷会聚集到与其应力相反的位错处，以降低畸变能。吸附溶质原子的位错是一种稳定状态，此时位错被钉扎难以运动，强度提高并会出现屈服现象。

8、表面能：表层原子处于断键状态，能量比内部原子高，将它们高出的能量平均到单位面积上，称为比表面能。

9、晶界：由同成分同结构的晶粒之间由于取向不同而出现的界面。

倾斜晶界 扭转晶界

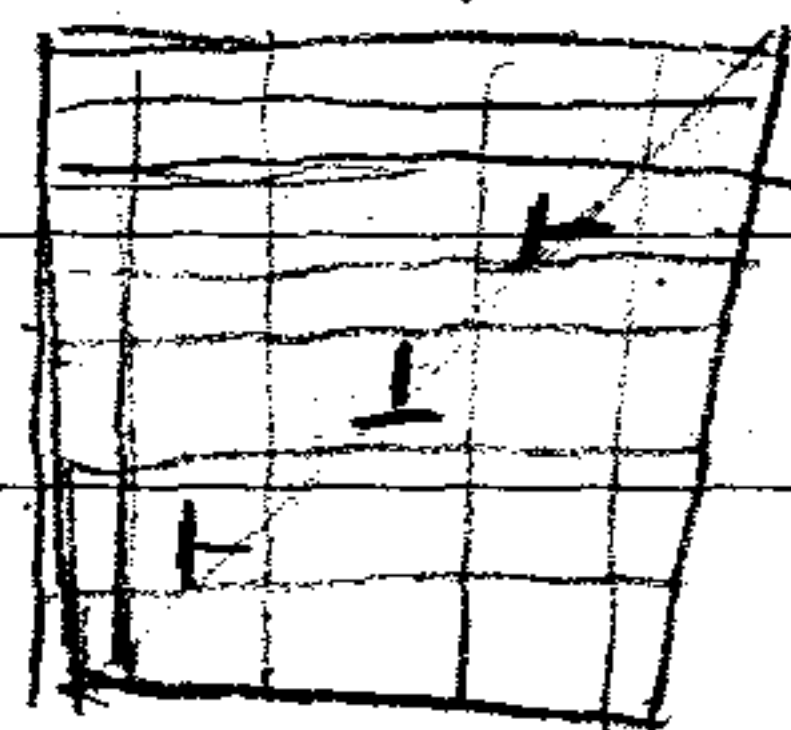
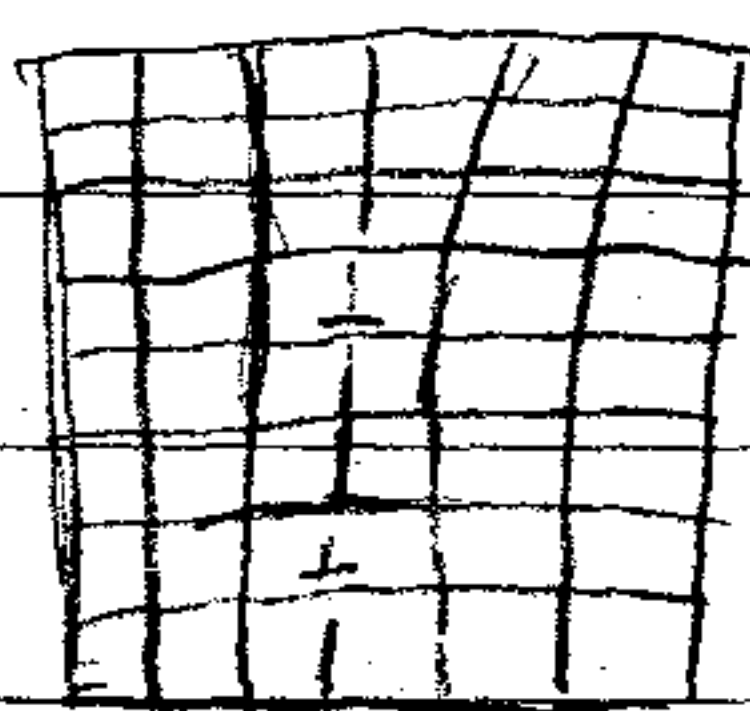
10、扭转晶界：区分小角度晶界、大角度晶界，描述其模型。

答：按界面两侧晶粒间的取向，小于 $15^\circ$ 称小角度晶界，大于 $15^\circ$ 角称为大角度晶界。

小角度晶界是位错模型。包括：①一系列平行的刃型位错可构成倾斜晶界；

②伯氏矢量为相互垂直的刃型位错构成不对称倾斜晶界。

③同号螺型位错相互交叉构成扭转晶界。



大角度晶界模型：①非晶模型：大角度晶界处由一层或几层非晶质组成；

②过渡结构模型：晶界处原子处于两晶粒间折中位置；

③小岛模型：认为晶界处原子处于两晶粒之间是与两晶粒正好配合的称为好区，

另一部分原子则不配合，称为坏区，坏区如小岛似地分布在好区基体中，也可反过来。

④点阵重合：特殊的大角度晶界内一部分原子同属界面两侧点阵。晶面过其密排面时能量较低。

11、相界面：成分或结构或二者均不相同的相之间的界面。

12、孪晶界：同成分同结构的两个晶粒以完全共格形式，形成的一种特殊界面。



界面两侧晶粒以界面为对称面处于镜面对称关系。

13. 亚晶：一个晶粒内也并不完全一致，由一些取向略有差异的小块组成，称为亚晶。

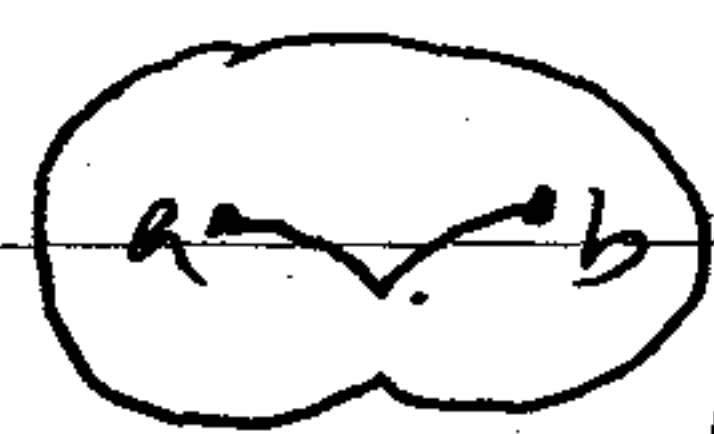
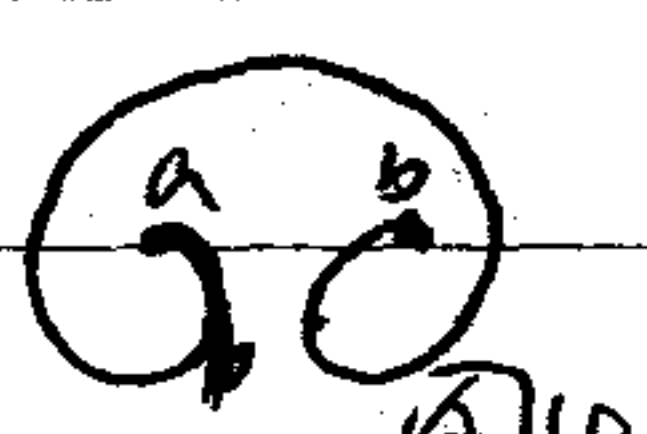
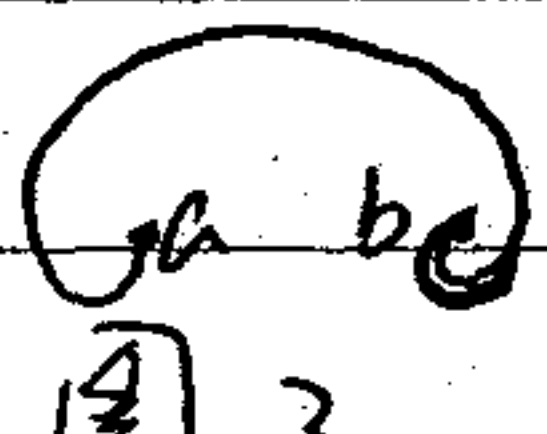
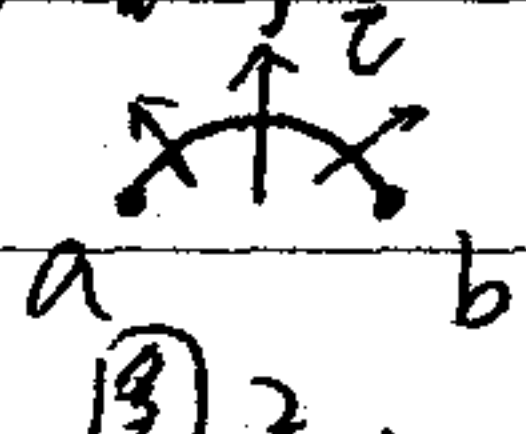
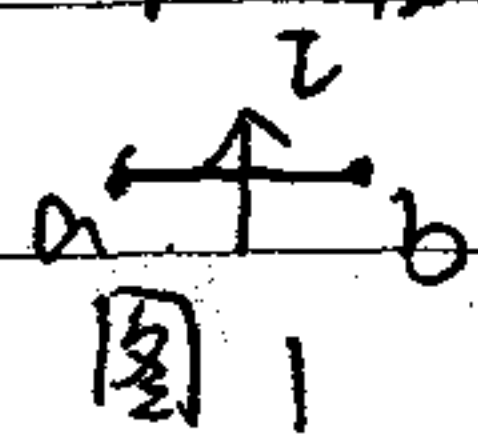
14. 常见金属晶体中内外界面。

答：晶界、相界、亚晶界、层错、表面。

层错：是单相晶体内因堆垛顺序异常变化后出现的新界面，低能界面，不对称。

表面：晶体与大气或外界接触时的界面。

15. 位错增殖机制。



随曲率半

位错  $ab$  两端被钉扎，在外力  $\tau$  的作用下逐渐形成图2的形状；在形成半圆时所  $r$  变小，所需切应力变大，至半圆形时所需切应力最大，随后在  $\tau$  作用下位错将会端  $a$ 、 $b$  端点转动，转动到一定程度后，如图4。a侧与b侧两个符号相反的位错相互抵消形成一个位错环和一个与原位错相同的位错  $ab$ 。在切应力作用下重复上述过程。

16. 晶体内若有较多线缺陷或面缺陷，其强度升高，为什么？这两类缺陷是如何进入晶体的？如何提高缺陷数目。

答：线缺陷较多造成形变强化，面缺陷较多造成晶界(亚晶)强化，都是由于明显阻碍位错运动从而提高强度，位错的增多主要依靠形变，通过萌生和增殖在晶粒内不断产生位错；

面缺陷增加或者说细化晶粒主要是凝固时加入非均匀形核剂或者提高冷却速度获得。

17. 影响合金结构的基本因素：①异类原子间相互作用因素

②原子尺寸因素

③电子浓度因素

④其它因素

(异类原子间作用力  $\sim$  同族原子)  
 异类原子的混合 (固溶体)  
 异类原子间作用力  $>$  同族原子  
 异类原子  $<$  同族 (不同结构晶体)



### 第三章 相图

1. 相：指一个系统中具有同一聚集状态，同一晶体结构和性质，并以界面相互隔开的均匀组成部分。
2. 相律：判别相平衡的定律，一个系统中，平衡相数目和自由度大小所遵循的规律。
3. 相图：描述各相平衡存在条件以及各相之间平衡共存关系的图解。
4. 热力学：系统能量焓、熵；动力学：原子迁移、扩散。
5. 同分凝固/异分凝固：结晶出的晶体与母液化学成分相同/不同。  
 匀晶/非匀晶凝固：结晶过程中只产生一种晶粒，得到单相组织 [组织由单一的晶粒组成]。  
 结晶过程中先后或同时形成两种或两种以上的成分和结构都不相同的晶粒，多相。
6. 凝固过程宏观特征：①
4. 自由能-成分曲线说明，公切线将成分范围分成三个区域，各区域内哪些相稳定？  

在点  $N_B^\alpha$  之左，是单相  $\alpha$  稳定，因为  $\alpha$  自由能最低。  
 在  $N_B^\beta$  之右，是单相  $\beta$  稳定，因为此时  $\beta$  自由能低。  
 在  $N_B^\alpha, N_B^\beta$  之间则是  $\alpha + \beta$  两相共存稳定。  
 因为任一单相自由能都高于其分解为  $\alpha + \beta$  两相后的加权自由能低。
5. 以液态无限互溶，固态有限溶解并具有共（公切点处）晶点的二元相图的制作方法 和 一般几何规律。
1. 利用冷却曲线画二元相图  
 预先配制成份已知的试样，测出其从液态到室温的冷却曲线，得到各成分的转折点和共晶温度。
2. 利用自由能成分曲线推测二元相图。  
 利用已知热力学数据作出不同温度成分下各相吉布斯自由能曲线，再根据公切线法则确定不同温度下平衡相的状态与成分。
- 几何规律：(1) 平衡相成分必须沿着相界线随温度变化。  
 (2) 两个单相区之间必有一个由该两相组成的两相区将其分开；  
 两个两相区之间必有一个单相区或三相水平相分开；两单相区最多以点接触；



该点上两相平衡；三相<sup>线</sup>与单相区也只能以点接触；三相线必与三个两相区相邻，相邻相区相数差为±1。

(3). 三相平衡必为一条水平线，表示恒温反应。

(4). 两相区分界线与三相等温线相交，则分界线延长线应进入另一个两相区。

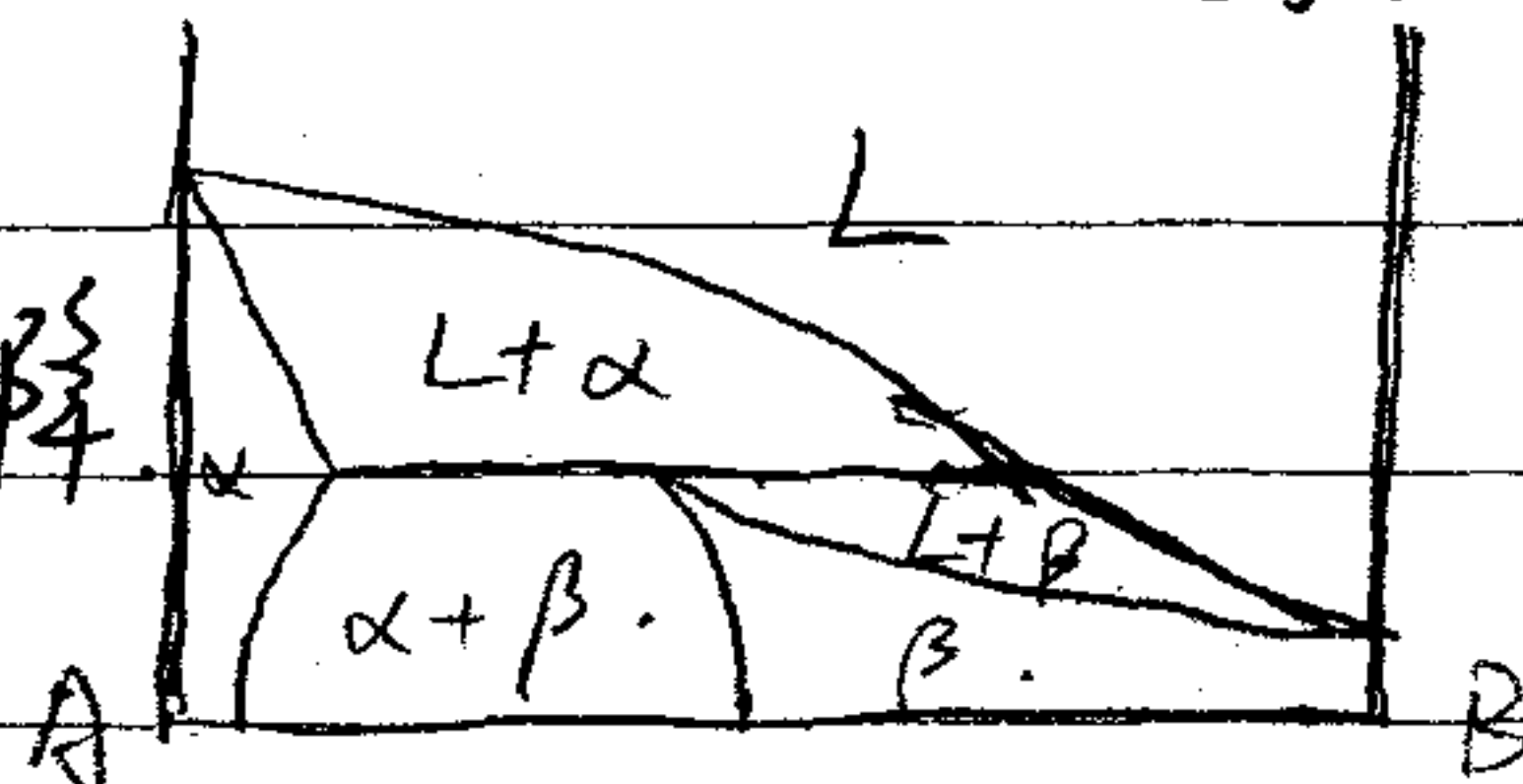
6. 液态完全互溶，固态有限溶解，具有包晶反应的二元相图。

包晶反应： $L + \alpha \rightleftharpoons \beta$ 。

特点：①液相由一个组元到另一个组元连续不断下降。

②液相区位于恒温线的一端而不是中间。

③三个两相区，一个在恒温线上方，两个在恒温线下方。



7. 各类二元恒温转变：

①共晶： $L \rightleftharpoons \alpha + \beta$

②共析： $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \beta$

③包晶： $L + \alpha \rightleftharpoons \beta$

④包析： $\gamma + \alpha \rightleftharpoons \beta$

⑤偏晶： $L_1 \rightleftharpoons L_2 + \alpha$

⑥合晶： $L_1 + L_2 \rightleftharpoons \beta$

⑦熔晶： $\gamma \rightleftharpoons L + \beta$

一相变两相：共晶、共析、偏晶、熔晶 ()

两相变一相：包晶、包析、合晶 ()

8. 简述二元反应中共晶、包晶、共析反应特点并计算各相平衡自由度。

①共晶反应：由液相生成两种固相；两组元在液态无限互溶，在固态只能部分溶解，两组元的混合使合金熔点降低；两固相配合生长，呈层片状。

②包晶反应：一固相与液相反应生成另一固相，新固相包住原固相，继续反应需要固相的扩散，速度变慢。

③共析反应：与共晶反应相似，只是母相是固相。

以上三反应均是二元系的三相反应， $f = k - p + 1 = 0$ 。即三相成分固定，温度也固定。  
第四章 凝固。

1. 同分/异分 匀晶/非匀晶。

2. 宏观特征：①需要一定的过冷度才能开始凝固。过冷度是指液体实际凝固温度低于其理论凝固温度，两者差值即为过冷度，其最小值  $\Delta T^*$  称为亚稳极限。



补充: 形核非金属材料科学基础等研全套教程, 好好利用, 确保120分以上  
详见: 网学天地 [www.e-studysky.com](http://www.e-studysky.com) 时下北科研群群号166020号↓

凝固的动力与阻力: 驱动力新旧相的自由能差, 阻力是相界面能。

1. 凝固过程伴随着潜热的释放。

当潜热  $\leq$  冷却速度时, 温度保持恒定或不断下降, 凝固可继续进行, 直至完全。

当潜热  $>$  冷却散发热量时, 温度回升, 至凝固停止, 甚至重熔。

3. 凝固微观过程: 形核 / 长大. 交错重叠. 区别晶胚 / 晶核。

4. 均匀形核. 与非均匀形核。

① 均匀形核: 液态金属中存在结构涨落和能量涨落, 原子有可能聚集成为一个稳定的晶核。这个过程中体系能量变化  $\Delta G = -V\Delta G_p + S\sigma = -\frac{4}{3}\pi R^3\Delta G_p + 4\pi R^2\sigma$

$\Delta G$  随  $r$  变化存在最大值, 此时  $r$  称为临界半径, 由  $\frac{\partial \Delta G}{\partial r} = 0 \Rightarrow r_c = \frac{2\sigma}{\Delta G_p} = \frac{2\sigma T_c}{\Delta T}$

当  $r \geq r_c$  时晶核才能存在、生长。

② 非均匀形核: 晶核不是完全在液体内部产生, 而是借助外来物质的帮助, 依附在存在于液相中的固态界面上。

非均匀形核界面能低, 相变阻力减少, 因而晶核所需临界<sup>体积</sup>形核功减少。

非均匀形核临界半径  $r_c' = \frac{2\sigma_c}{\Delta G_p} = r_c$  但  $r_c'$  是一个半球, 非均匀形核只要形成一个  $r_c'$  的半球冠而均匀形核则需要一个半径  $= r_c$  的球体。

$\Delta G_c' = \Delta G_c \cdot f(\theta)$   $f(\theta) < 1$   $\theta$  越小越易形核。

5. 晶体生长. 条件: ① 液相能继续不断地向晶体扩散供应原子; ② 晶体表面可以不断地接纳原子。 $\alpha$  远大于 2 光滑型。

① 固液界面结构:  $\alpha > 2$  但大多, 过渡型

$\alpha \leq 2$  粗糙型, 大多数金属固溶体。

② 晶体生长机理: 连续生长; 台阶侧向扩展; 二维晶核; 晶体缺陷生长。

③ 晶体生长速度: 与形核率与过冷度关系一样。

6. 晶体形貌由物质内在特性和温度场决定。

② 可分为有规则几何外形的晶体和不具有规则几何外形的晶粒, 这两类又各包括等轴晶、柱状晶、树枝晶等。

③. 具有规则几何外形的晶体, 必是具有平滑固液界面的物质, 这些晶体大多以原子密排面作为其外表面, 称为晶面晶体。

金属晶体一般是粗糙界面, 各向异性弱, 所以大多无规则几何外形, 通常

称为晶粒。其形貌主要由温度控制。  
正温梯: 一刀切, 易成长为任意形晶粒  
负温梯: 树枝晶 胞状晶于两者间



## 7. 列举增加凝固核心数的方法，分析原因。

① 提高冷却速度，从而提高过冷度，加大形核率

② 加入孕育剂，提供非均匀形核场所；③ 机械/电磁搅拌，破碎枝晶

## 8. 结晶后组织中过程中缺陷的产生（位错和面缺陷是如何进入晶体的）

① 点缺陷：凝固过程本应由液相原子扩散过来，但发生了由相邻已结晶部分原子迁移过来，形成缺陷。

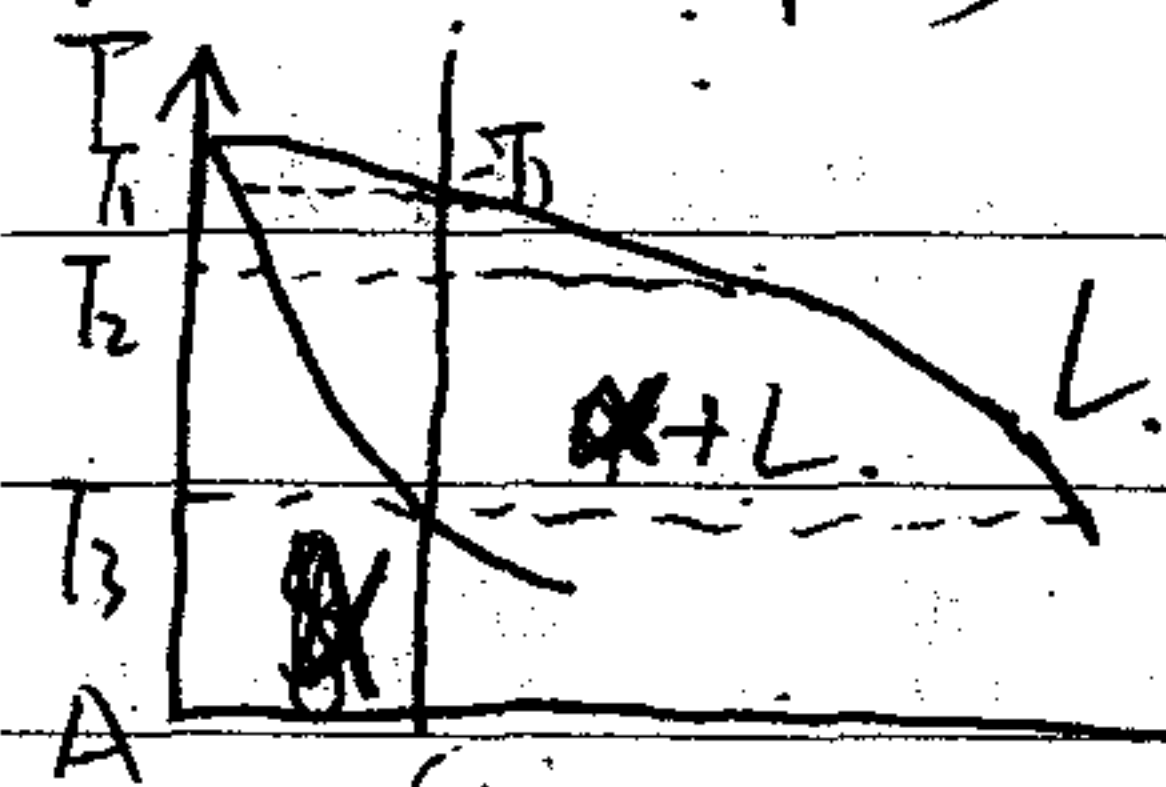
② 位错：盘状空位群受压力塌陷；晶体生长差错，例如枝晶间不可完全对接；

③ 亚晶及亚晶界：各晶枝间不能密合；刃型位错环组；胞状组织亚晶。

9. 结晶后晶粒大小：单位体积内晶粒的平均数  $N = k \left( \frac{V}{G} \right)^{\frac{1}{3}}$   $k \approx 0.9$   $Z$  越大  $N$  越大  
 要细化晶粒  $N \uparrow G \downarrow$

方法：

10. 以接近平衡状态下固溶体合金结晶过程说明固溶体结晶过程特点



特点：① 固溶体结晶发生在一个范围内，在此范围的每一个温度下只凝固一定数量的固相，存在溶质再分配问题。

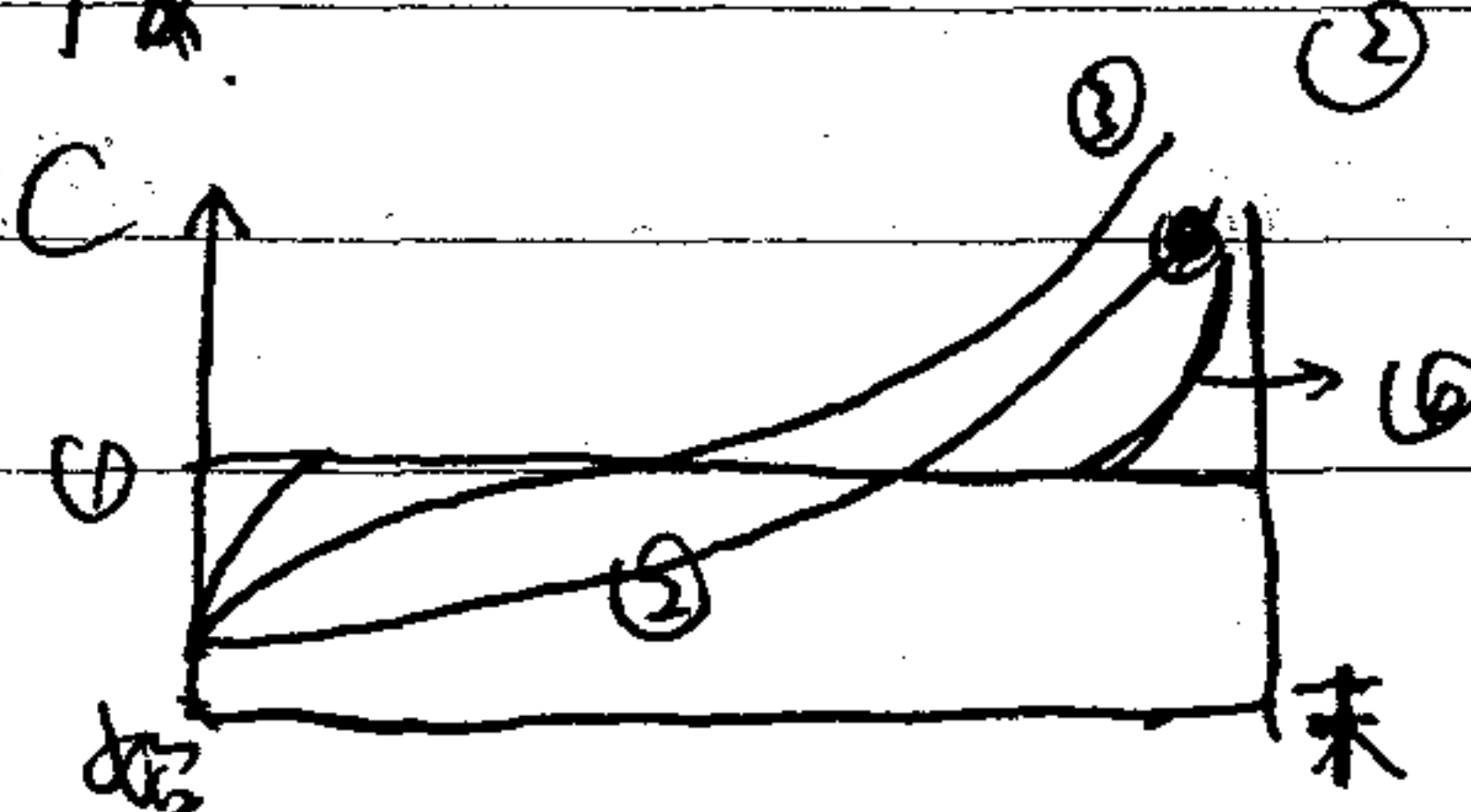
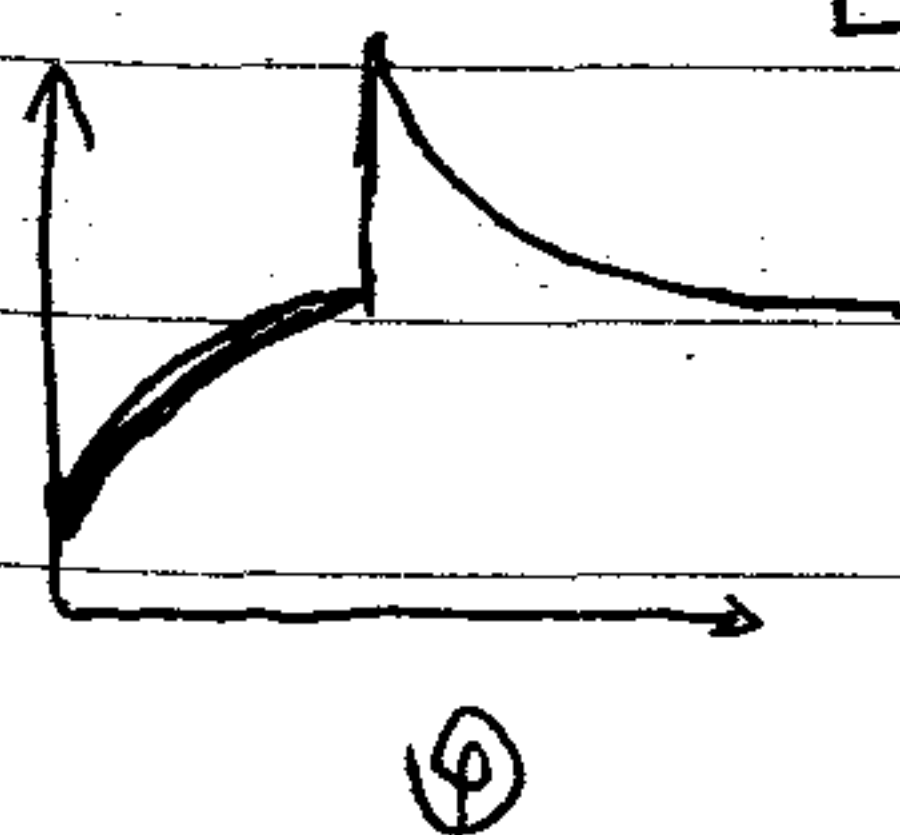
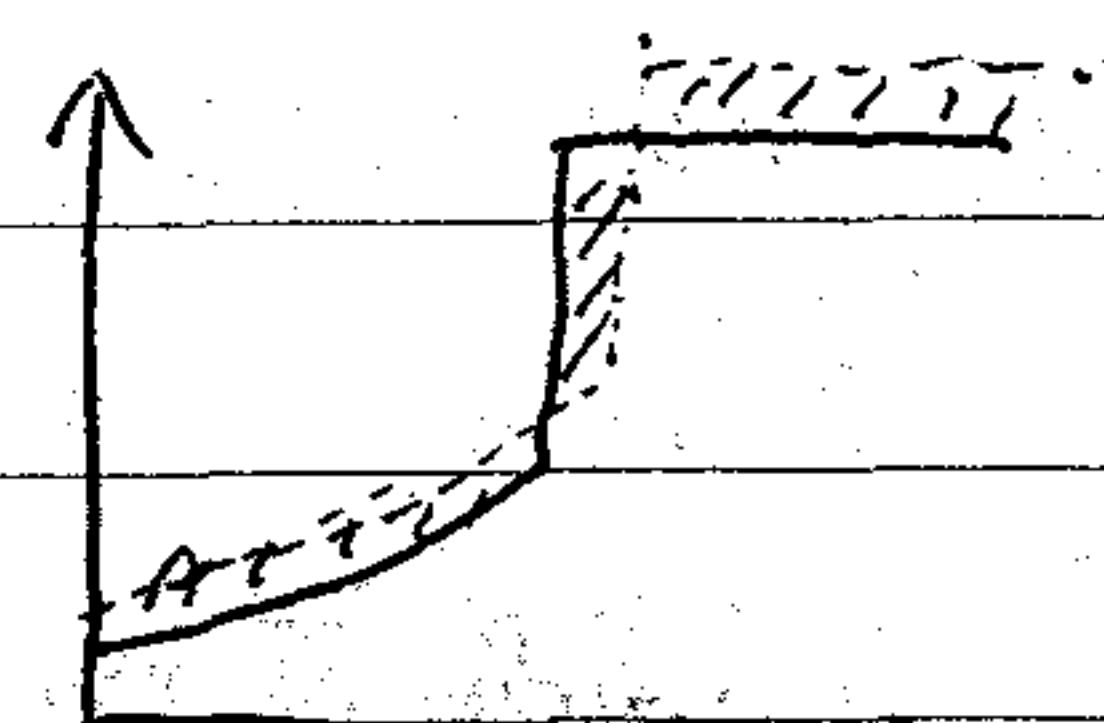
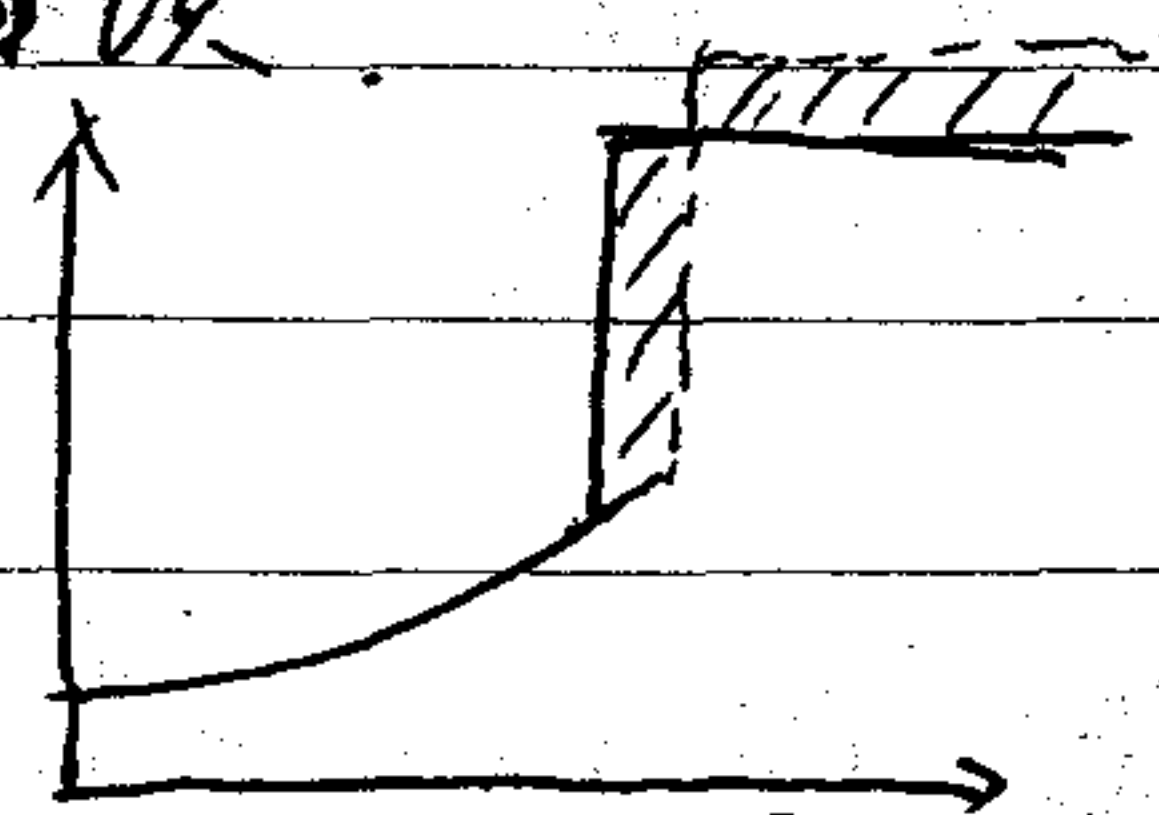
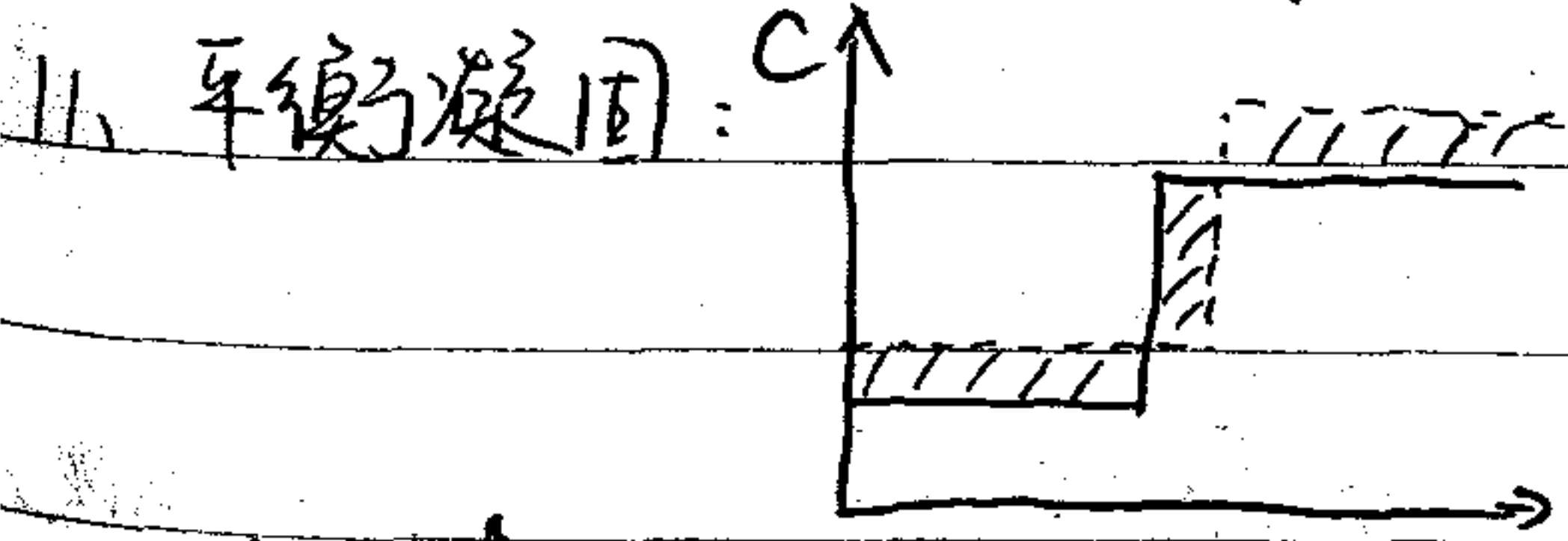
② 结晶过程所形成的晶体和母液化学成分不一样，且都

随温度变化而变化。③ 固相、液相均存在原子扩散。

合金C<sub>0</sub> 缓慢冷却至 T<sub>1</sub> 温度略下时，开始凝固出 C<sub>1</sub><sup>α</sup> 成分的固相，由于此时固相含 A 成分高，则其附近液相中 A 含量低，通过扩散达到平衡后，液相成分为 C<sub>1</sub><sup>l</sup>，这样 C<sub>1</sub><sup>l</sup> 在 T<sub>1</sub> 时刻过冷度为 0。符合  $\alpha(C_1^l) \rightleftharpoons L(C_1^l)$

温度进一步下降至 T<sub>2</sub> 时，一方面 T<sub>1</sub> 时结晶晶粒不同程度长大，另一方面，T<sub>2</sub> 温度下也发生凝固，新旧固相成分不同，但通过原子扩散，至完全均匀化 → C<sub>2</sub><sup>α</sup>。至温度降到低于固相线，形成完全的晶体组织。

11. 平衡凝固：





12. 组成过冷: 对异分凝固合金, 凝固过程中存在溶质再分配现象导致其过冷度由两方面构成——一方面是由于温度下降而导致的过冷; 另一方面则是由于溶质再分配导致液体浓度变化, 熔点变化造成的过冷称为成分过冷, 两者共同构成组成过冷。

凝固时, 凝固界面前沿液体中实际温度低于由溶质再分配所决定的液体凝固温度时所产生的过冷。

13. 偏析: 合金中化学成分的不均匀性。P<sub>144</sub> 上部 课本P<sub>109</sub>。

④ A. 显微偏析 包括 晶内偏析: 成分由晶内向晶界或由枝干到枝间连续升高;

晶界偏析: 晶粒中心或晶枝干中心偏析不明显, 而晶界附近却有显著偏析。

胞状偏析: 胞状生长时, 胞状晶边界接点处溶质富集。

B. 区域偏析: ①正常偏析: 对于固溶体 ( $k_0 < 1$ ) 先凝固部分溶质含量低于后凝固部分。

②反常偏析: 凝固过程虽是由外向内但在一定范围内却出现了溶质分布由外向内

降低 ( $k_0 < 1$ ) 的现象。 (主要原因: 枝晶生长过程中枝晶之间残留大量液体,

枝晶之间溶质浓度逐步增大, 相应熔点越来越低不易凝固, 在冷却收缩产生负压使液体回流)

③比重偏析: 凝固时固相、液相由于成分和比重的差异发生沉积或漂浮, 铸件上下端成分不均。

④扩散退火: 加入固溶溶质元素第三组元

消除显微偏析 (快冷) 大多数情况下可以减轻。

区域: ①保证原始成分均匀; ②铸锭不宜过高。

③加入孕育剂

④增加冷却速度

14. 离异共晶: 当过冷度很小, 结晶进行很缓慢或两相之间没有促进形核的作用时,

共晶中的两相  $\alpha$ 、 $\beta$  可相互分离, 各自独立生长长大, 最后形成两种粗大晶粒的混合物。

伪共晶: 由于快速冷却使成分原本为亚共晶或过共晶的合金最后得到了和共晶合金

相似的组织, 称为伪共晶。

15. 铸锭的一般组织分几个区域, 成因及影响因素, 如何得到细小等轴晶。

答: ①细晶粒外壳: 浇注时液态金属与模壁接触, 模壁冷却能力强, 液体中出现

陡峭的温度梯度, 同时存在对流, 冷却速度大, 因此又因为模壁可以作为非均匀形核基底,

因此形成了细晶粒组织。



② 柱状晶区: 由于外壳将液体与模壁分开, 再加上液相收缩产生隔层和潜热释放, 冷却速度形核率降低, 使得靠近液相的晶粒以枝晶形式生长, 特定方向的晶粒生长迅速, 于是出现了与模壁垂直的柱状晶区。

③ 等轴晶区: 柱状晶生长时破碎的枝晶游离到液体中心处, 且当两端因液界面过冷度重合时中部液体过冷度大, 可能出现均匀形核, 又由于中部液体温度都差不多, 所以形成了中心等轴晶区。

影响因素: ① 液体过冷度应小, 有利于保存碎片; ② 凝固范围要大, 有利于枝晶发展, 以形成碎片; ③ 温度梯度要小, 也有利于枝晶发展; ④ 合金熔点低, 可以减小温度梯度; ⑤ 加强液体运动。

如何得到细小晶粒: 提高形核率并降低长大速度。

(1) 化学孕育法: ① 促进形核; ② 阻止晶体长大。

(2) 快速冷却法; (3) 加强液体运动。

16. 铸造组织: 在一定条件下, 定向结晶的产物。

形变组织: 多晶体形变过程中各晶粒的滑移面和滑移方向都向主形变方向移动, 形成晶体择优取向的现象。

退火组织: 具有形变组织的材料经过再结晶退火后, 多数情况下仍会具有组织。

17. 铸件中常见宏观组织缺陷, 消除或改善方法。

答: 常见宏观缺陷有: 宏观偏析、带状组织、缩孔缩松、气孔等。

宏观缺陷主要是化学不均匀性、物理不均匀性、组织不均匀性导致, 所以设法得到细的等轴晶以减少不均匀性。方法有: ① 加入孕育剂 ② 快速冷却 ③ 加强运动。

18. 铸件中的缩孔与气孔。

1. 缩孔: 凝固时发生收缩, 任何被固体完全孤立的液体无从补缩, 冷凝后留下缩孔。

缩松: 各枝晶间富集低熔点组分液体凝固后, 产生许多分散的小缩孔, 缩孔的集合。

气孔: 气体在固体中溶解度小于液体中, 液体凝固时富集于结晶前沿形成气孔。

19. 比较再结晶、结晶、固态相变见 P18。



## 第五章、形变

1. 滑移、孪生: ①滑移是晶体两部分之间沿一定的晶面和一定的晶向发生的相对切变, 既不变点阵类型, 也不影响晶体取向, 只是在晶体表面出现一系列台阶痕迹。

②孪生: 在切应力作用下, 晶体一部分相对于另一部分沿一定的晶面和晶向发生~~均匀~~<sup>不均匀</sup>切变, 并未改变点阵类型, 但使晶体取向发生变化, 切变区与未切变区呈镜面对称关系。

PS: 孪晶: 以共格界面相连接, 晶体学取向成镜面<sup>(以共格界面)</sup>对称关系的一对晶粒的<sup>总和</sup>。

③区别与联系: (1) 联系: 宏观上都是切应力大于临界切应力才发生的剪切变形; 微观上都是晶体塑性变形基本方式, 是晶体一部分相对于另一部分沿一定的晶面、晶向平行;

两者均不改变点阵类型; (2) 区别: ~~晶体~~ 切变是: 滑移是原子数距的整数倍,

孪生则是原子间距的一个分数; 晶体取向: 滑移不改变, 孪生使切变区与未切变区镜面对称。

变形方式: 滑移是不均匀切变, 孪生是均匀切变; 变形应力: 孪生远高于滑移; 对塑性

变形贡献: 滑移大于孪生; 变形机制: 滑移是位错运动, 孪生是不全位错运动。

2. 形变中晶粒如何协调? 晶界在形变中的作用及晶粒大小影响? 早晚

答: 多晶体中晶粒之间取向不同, 受分切应力大小不同, 所以开始滑移系和滑移系数目不同。晶体变形时需要晶粒间协调配合, 为使晶粒协调变形, 每个晶粒不仅在取向最有利方向上滑移, 还必须在几个<sup>不同的</sup>独立滑移系上滑移, 形状才能改变。多晶体塑性变形要求至少5个独立滑移系同时运动才能保证晶粒之间协调变形。

晶界作用: ①晶界切变对塑性变形直接贡献, 可以松弛相邻晶粒间由于不均匀变形引起的应力集中; ②晶界协调变形, 抑制易形变晶粒, 促进不利于形变的晶粒形变, 晶界对形变阻力大于晶内, 其形变易介于两晶粒之间。③<sup>对</sup>形变的阻碍作用始终占主导地位。

晶粒大小: ①晶粒细小则一个晶粒内位错塞积数越少, 应力集中小, 形变不易从晶粒传递到相邻晶粒, 形变困难表现为强度提高; ②晶粒细小则整体形变均匀分散到各个晶粒中, 开裂可能性减小, 表现为塑性 (Hall-Petch公式) 上升。

3. 形变织构及分类, 如何表示

的滑移面和滑移方向都向主变形方向转动

答: 形变织构是指多晶体塑性变形过程中晶粒发生转动, 最后晶粒内某些晶向趋于平行使得晶体中原取向不同的晶粒在~~一定~~空间取向上出现一定的规律性。



分为板织物和丝织物两类。

板织物: 各晶粒的某一晶向或晶面分别趋向于轧向或轧面平行, 用  $\{hkl\} \times u, v, w$  表示, 指经轧制变形后晶粒的  $\{hkl\}$  平行于轧面,  $\langle u, v, w \rangle$  晶向平行于轧向。

丝织物: 各晶粒的某一晶向大致与拉丝方向相平行, 用  $\langle u, v, w \rangle$  表示与拉丝方向平行晶向。

4. 上下屈服点效应, 原因, 如何避免, 吕德斯带定义及成因。

答: 上下屈服点效应: 在一定条件下进行形变时, 应力-应变曲线上出现上、下屈服点表明滑移启动阻力较大而滑移进行时阻力则较小。

原因: 溶质原子与位错交互作用形成柯氏气团钉扎了位错。要使位错滑移首先要将位错与柯氏气团分开, 是额外阻力; 故出现柯氏气团时, 启动困难, 出现上屈服点, 而一旦位错开始运动, 摆脱钉扎, 便会出现应力下降, 下屈服点。

避免: ①予以变形, 可以使位错摆脱柯氏气团; ②消除溶质元素或加入固定溶质的元素; 吕德斯带: 在屈服延伸阶段, 试样应变不均, 应力达到上屈服点时, 应力集中部分首先开始塑性变形, 一旦开始, 此处立即表现出软化, (并出现狭窄的条带状塑性变形区域, 就是吕德斯带)

5. 简述塑性变形后金属结构、性能变化。

答: 结构变化: ①随形变进行, 晶粒逐步改变其外形, 其变化趋势退火态等轴晶粒沿变形方向被拉长, 晶粒间变化不一致, 有的呈纤维状有的则成带状。

②晶粒内部出现一系列线条状及带状组织特征, 出现滑移带、孪生带。

③显微结构上, 冷变形增加了缺陷, 位错组态及分布出现变化、增殖且交互作用, 出现位错缠团; ④特殊情况下还会出现形变织构。

力学性能: 强度、硬度提高, 塑性下降。

物理化学性能: 导电率下降、比重、弹性模量下降; 缺陷增多, 化学活性 ↑

体系能量: ①畸变能增加; ②晶粒形变不均导致微观应力; ③工件不同部分应变不同导致宏观应力 (残余)。

6. 2008年, 讨论金属单晶体与多晶体的典型应力-应变曲线特点。 (材料 P180)

答: 金属单晶体应力-应变曲线中的塑性变形部分由三个阶段组成。

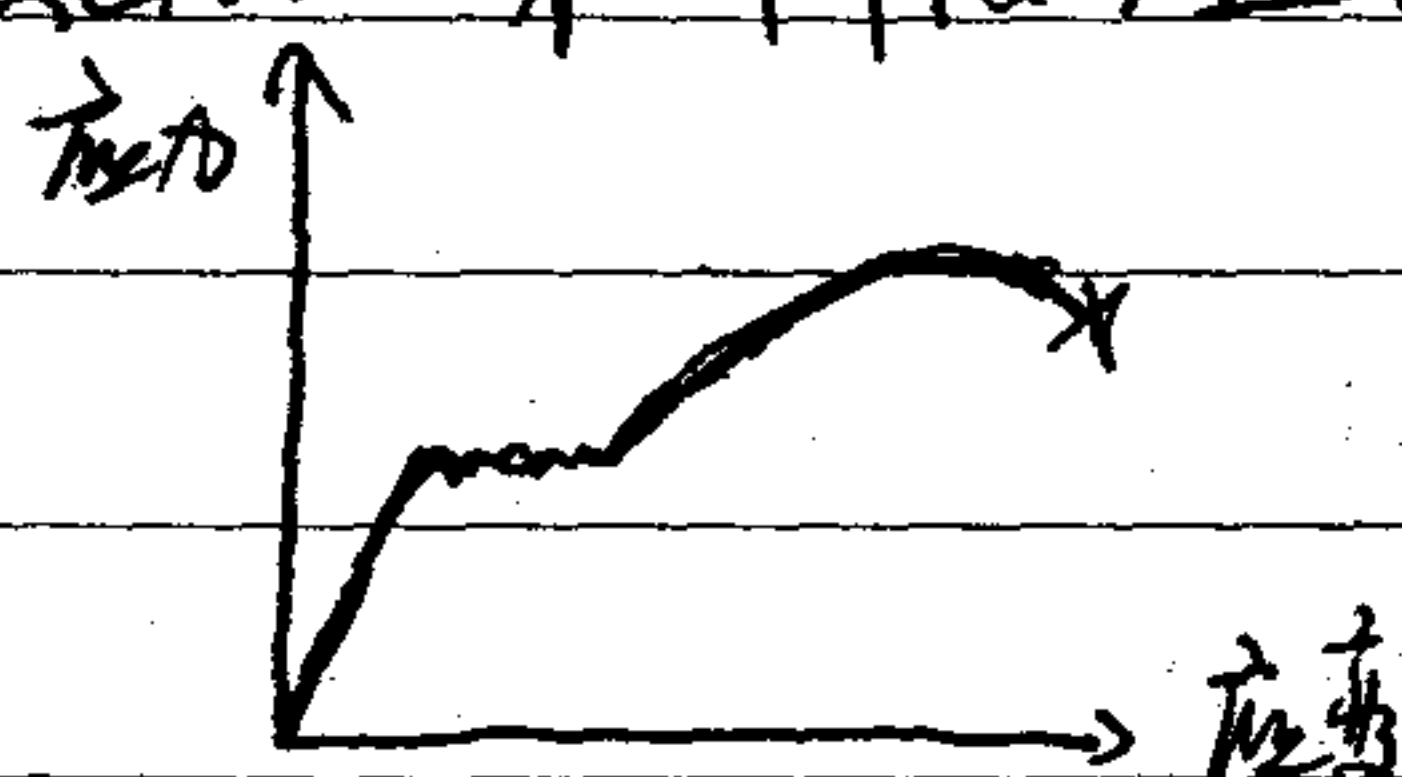
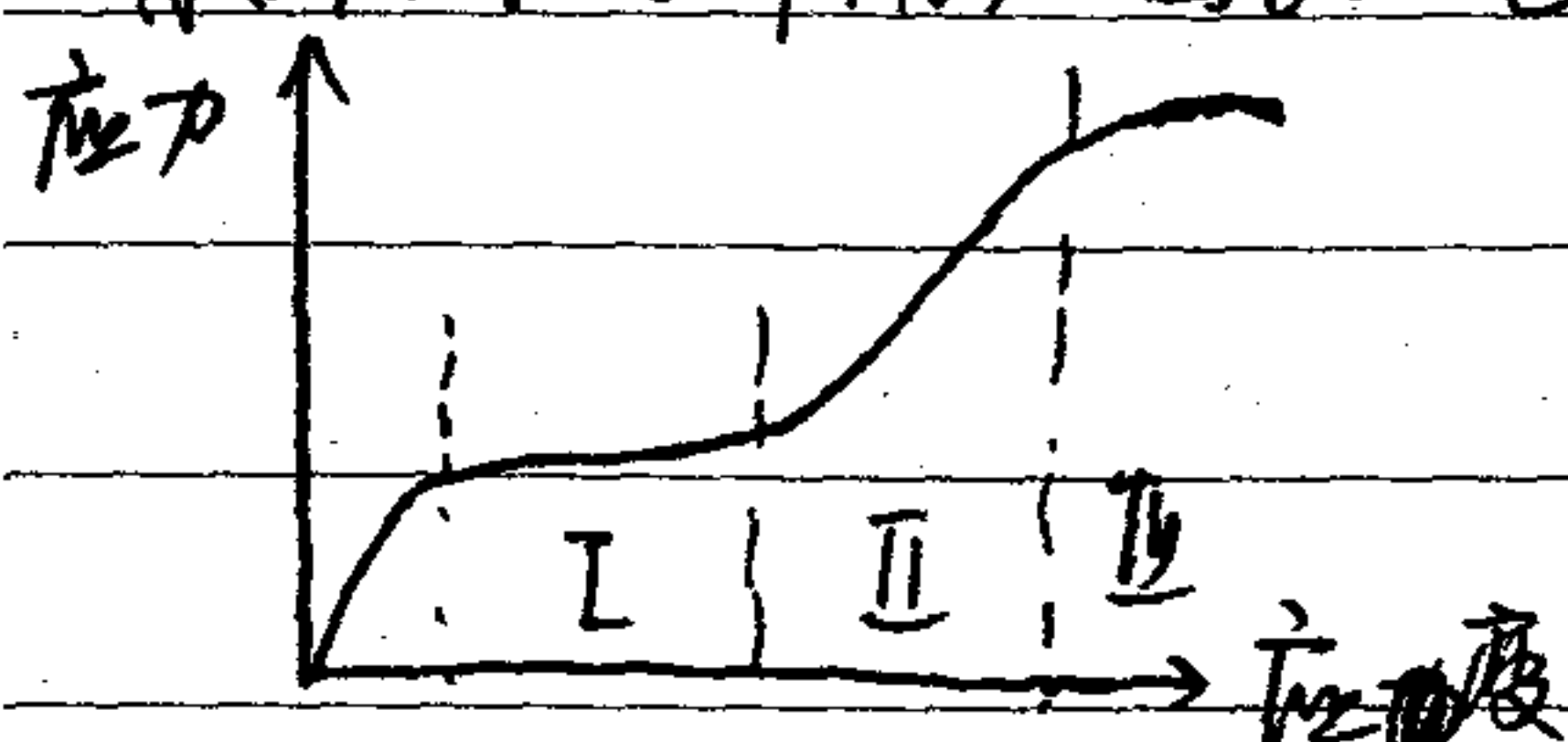
(1) 是易滑移阶段, 当  $\tau$  达到临界分切应力时,  $\epsilon$  增加不多即产生很大的变形;



(1) 是线性硬化阶段，随应变增加，应力线性增长，斜率较大，加工硬化显著

(2) 是抛物线型硬化阶段，随应变增加，应力增加缓慢

多晶体塑性变形由于晶界阻碍作用和晶粒之间协调配合要求，必然有各组滑移系同时作用，因此它一般不会出现第I阶段，且它的加工硬化阶段更陡。



## 第六章 扩散

1. 写出菲克第一定律表达式，说明意义、字母物理含义。

答：菲克第一定律：在扩散过程中，物质的扩散流量（单位时间内通过单位截面积所输送的物质）和这个物质横过该截面的浓度梯度成正比。

$J = -D \frac{\partial C}{\partial x}$   $J$  是扩散流量  $D$  是扩散系数  $\frac{\partial C}{\partial x}$  是浓度梯度，负号表示由高浓度

$J$ :  $g/s \cdot m^2$   $D$ :  $m^2/s$   $\frac{\partial C}{\partial x}$ :  $g/m$

2. 菲克第二定律，字母含义、意义。

$$\frac{\partial J}{\partial x} = \frac{\partial C}{\partial t} \quad \text{即} \quad D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} = \frac{\partial C}{\partial t}$$

$\frac{\partial C}{\partial t}$  浓度随时间变化率  $\frac{\partial J}{\partial x}$  流量梯度  $g/m^3 \cdot s$   $g/m^2 \cdot s$

$\frac{\partial}{\partial x} (D \frac{\partial C}{\partial x}) = \frac{\partial C}{\partial t}$  物质流入体微元的速率减去流出速率 = 该体微元内物质累积量

用来表达扩散组元浓度与时间及位置间的关系是律。

3. 菲克第二定律是如何在扩散退火时消除显微偏析的？

① 具有显微偏析的合金，其组元分布大多是周期性变化的，在合金中选取其成分相当于合金平均成分的某点做参考原点，则组元沿  $x$  轴分布类似于一条正弦曲线  $C = C_m \sin \frac{\pi x}{l}$

$$C = C_m \sin \frac{\pi x}{l}$$

② 由于浓度梯度的存在，高浓度向低浓度扩散，合金逐渐均匀化，扩散方程的解： $C = C_m \sin \frac{\pi x}{l} \cdot e^{-\frac{\pi^2 D t}{l^2}}$ ，随时间增加，每一点浓度逐渐减小，趋向于零平均值

③ 在峰值处  $\sin \frac{\pi x}{l} = 1$   $\frac{C}{C_m} = e^{-\frac{\pi^2 D t}{l^2}}$   $t = \frac{l^2}{\pi^2 D}$   $t$  的降低可加快均匀化速度。

① 加大退火温度 提高  $D$  ② 设法减小  $l$ ，如同化晶粒、铸态组织。

3. 侯野面：扩散中，物质在平面两侧扩散通量相等、方向相反，扩散净通量为 0 的平面称为侯野面。



4. 扩散微观机制有哪些？哪种机制快？一个有显微偏析的合金采用哪些措施可以加速扩散均匀化？描述该过程用哪种扩散第二定律的解？

答：①间隙机制：间隙固溶体中，一个溶质原子由其所占据的间隙位置跳到邻近的另一个空着的间隙而进行扩散。

②交换机制、轮换机制：交换是相邻原子交换位置；轮换机制<sup>AM</sup>是相邻的三四个原子同时进行环形旋转式交换。

③空位机制：原子逐步向其邻近空位跳动。

最快：间隙机制，因为间隙原子尺寸小，又不需要空位存在；而空位机制则是最容易发生的。

加速均匀化：①扩散退火、形变后再退火，高能粒子辐射（提高空位浓度）。

扩散退火方程的解  $C = C_m \sin \frac{\pi x}{L} \cdot e^{-\frac{\pi^2 D t}{L^2}}$  随时间 $t \uparrow$  各点浓度都趋于零。

5. 互扩散：柯肯达尔效应  $\bar{D} = D_1 N_2 + D_2 N_1$   $J = -D \frac{dc}{dx}$

6. 影响扩散的因素：①温度：最主要因素  $D = D_0 \exp(-\frac{Q}{RT})$ ；②界面、表面、位错等缺陷：原子排列不规律是扩散的快速通道，所需扩散激活能 $(Q)$ 小。

③第三组元（化学成份）：影响不确定；④晶体结构：对扩散出现各向异性；

⑤晶粒尺寸：同一合金系同一温度下，晶粒越底扩散快。

6. 上坡扩散及原因。

答：上坡扩散是指扩散方向与浓度梯度方向相反（即由低浓度向高浓度~~扩散~~）的扩散。

原因：扩散发生的真正原因是化学势梯度，大部分情况下，化学势梯度与浓度梯度一致，但当~~浓度~~两者不一致时，扩散的本质就表现出来了，出现上坡扩散。

第七章 回复再结晶。

1. 分析冷加工金属或合金塑性变形后，回复再结晶过程中组织、能量和性能的变化。

答：随退火温度升高或时间延长，形变组织中的位错缠结或亚晶，亚晶合并并长大；在形变不均匀区域发生再结晶形核长大，新的无畸变等轴晶颗粒取代高位错密度的长条畸变晶粒；随后在界面能的驱动下，新晶粒逐渐长大。

随性能：回复阶段就开始释放，若本身不多，回复阶段不多，则再结晶阶段动力不足。  
性能变化：①强度硬度下降，塑性上升；②电阻下降；③密度上升

④内应力：回复阶段消除宏观，再结晶阶段消除微观；⑤晶粒尺寸 $\uparrow$



回复：退火过程是晶界迁移和晶粒长大的过程。

再结晶：退火时，无畸变等轴晶逐步取代变形晶粒的过程。

2. 金属发生再结晶的基本条件，再结晶形核优先发生地点，原因过程？

答：发生再结晶基本条件：①一定的预形变量 ②一定的再结晶温度。

优先形核地点：①原晶界处；②亚晶长大而逐步形成的晶界；③形变时形成的晶界。

再结晶形核方式：①应变诱导晶界迁移 ②亚晶形核

原因：界面两侧晶粒形变差异大，畸变能差大；②晶界曲率大，迁移率高。

过程：低畸变能一侧晶粒吞食高畸变能晶粒，形成新的低畸变能晶粒。

总之再结晶核心是某些现成的活动性较强的界面突发性移动。

3. 比较凝固（结晶）、再结晶、固态相变。

	再结晶	凝固	固态相变
成分结构	不变	都改变	或成分或结构或两者都变化。
驱动力	畸变能差（弹性储存能）	化学自由能差	化学自由能差
阻力	晶界能	相界能	相界能 + 应变能
形核理论	原晶界推移、亚晶形核	均匀形核、非均匀形核	非均匀形核且存在取向关系
描述	无畸变或畸变能低的晶粒在较高畸变能的基体中形核长大	体积自由能低的新相在体积自由能高的旧相中形成	同左

4. 影响再结晶晶粒大小的因素。

答：①预形变量：原始晶粒度相同时，预形变量越大，晶粒尺寸越小。

②原始晶粒尺寸：预形变量相同时，原始晶粒尺寸越小，再结晶晶粒越小。

③退火温度： $G = G_0 \exp(-\frac{Q_g}{RT})$   $N = N_0 \exp(-\frac{Q_n}{RT})$   $Q_n, Q_g$  相差不大，所以温度对于再结晶晶粒大小影响不大，但是实际生产中，退火温度太高会引起粗化。

④杂质：杂质可以钉扎晶界运动，阻碍晶粒长大。

⑤开度温度：形变时温度越高，发生回复越大，储存能减少，再结晶晶粒变大。

5. 二次再结晶：再结晶结束后，晶粒正常长大被抑制而发生少数晶粒异常长大现象。

驱动力：界面能差；原因：①晶粒普遍长大受到阻碍，例如一次再结晶后仍有织构；

杂质过多造成晶界钉扎等，少数晶粒特殊条件下长大吞食其它晶粒；

6. 再结晶织构：（退火织构）具有形变织构的材料经过再结晶退火后，形成新的晶粒

仍具有织构现象；形成机理：①择优形核论：再结晶核心大多具有择优取向。



可以解释与原织构相同的再结晶织构；④择优生长论：对于那些与原织构不同的再结晶，可能是在某些原本就不符合织构的晶粒处形核，与原织构成特殊角度的晶粒优先生长，吞食其它晶粒，形成粗大的新的织构。

7. 想要获得粗大(细小)的再结晶晶粒可采取何种措施？原因？

答：①形变量恰为临界形变量；②原始晶粒尽量粗大；③加大形变时的温度；④增加退火温度和保温时间<sup>⑤杂质</sup> (④加大形变量；⑤细化原始组织；⑥降低形变温度；⑦控制退火T、t)

8. 晶粒正常长大为什么二维形貌是正多边形？P24

提示：①界面平直才没有晶面驱动力 ②夹角120°界面张力平衡

## 第八章 固态相变

1. 调幅分解：过饱和固溶体在一定温度下通过自发的成分涨落，由上坡扩散使溶质成分波幅增大，最终分解成结构与母相相同但成分不同的两种固溶体。

2. 一级相变与二级相变：一级相变：新旧两相化学势相同，但一次偏导不相等，表现为相变过程中化学成分、结构类型都改变；二级相变则是新旧两相化学势相同，化学成分一次偏导也相同的转变，表现为相变时化学成分不变仅结构转变。

固态相变特点：①相变阻力方面，多了一项应变能，所需过冷度大，形核率小。

②形核特点：①主要靠非均匀形核 ②核心存在特定取向关系；③相界面为共格或半共格关系；③新相成长方面的特点：①惯习现象(脱溶膜)；②共格成长与非共格成长；④新相具有特殊规则组织形态，应变能与界面能影响接近时，易形成针状；⑤应变能为主要阻力则新相为片状或片状；③若界面能为主要因素则新相为球状。⑤出现过渡相以减少相变阻力。

④惯习现象：固态相变中，新相成长时多易沿某些特点的晶面和晶向以针状或片状形式优先发展。注意区别形核取向关系(晶体学关系)和成长惯习取向(几何关系)。

5. 脱溶顺序：用来描述过饱和固溶体在脱溶过程中过渡相析出的顺序。

过渡相：成分或结构或两者都处于新旧两相之间的一种亚稳相。

6. M相变定义及特征。

答：固态相变中，温度低，原子扩散困难，无法进行且旧相又难于稳定存在时，所以以切变形式无扩散的发生相变。



取决于形核速度

特征：① M相变不改变化学成分，只改变结构类型；② 非扩散型转变，转变速度极快；  
③ 马氏体和切变是两大特征，马氏体一旦被破坏则转变中止；由此出现表面浮凸现象  
④ M多数要求连续冷却，存在部分可以恒温转变的M；⑤ 转变不完整性，存在 $M_s$ 、 $M_f$ 点， $M_s$ 、 $M_f$ 随成分改变；⑥ 一定条件下可以应力诱发马氏体转变 ⑦ 存在不可逆M转变  
与铁素体转变、马氏体转变、脱溶

固溶体转变主要是纯组元固溶体下出现的相变，没有成分变化，短程扩散控制。

马氏体转变：无扩散切变型相变，在纯组元或合金中都会出现，界面过程控制。

脱溶：只出现在合金中，有成分变化，主要是长程扩散控制。

8. 固溶体脱溶定义？说明连续脱溶与不连续脱溶母相成分变化特点。

答：脱溶是指过饱和固溶体析出第二相，本身仍保留，但由过饱和变为饱和的转变过程。

连续脱溶：在脱溶过程中，随新相的形成，母相成分连续平缓地由过饱和状态逐渐达到饱和状态。脱溶相附近，母相浓度较低，由内向外，母相浓度逐渐升高，而呈现连续地浓度梯度，保持连续性，母相内不析出界面；

不连续脱溶则是脱溶相一旦形成，周围一定距离内的固溶体立即由过饱和状态达到饱和状态，形成与原始母相截然分开的界面，整个脱溶过程中，母相成分只有两个极端值。

9. 以 Al-Cu 4.5% 合金为例，分析过饱和固溶体脱溶分解过程，并讨论脱溶温度的影响。

答：温度的影响：① 提高时效温度，脱溶加快，但过饱和度降低，相变驱动力减少，可能导致直接析出稳定相，时效强化效果减弱；② 若降低时效温度则达到最佳使用性能时间过长。

补充时效工艺：在  $505^\circ\text{C}$  保温 30min 组织完全转变为  $\alpha$  固溶体，淬火后形成过饱和的固溶体，在  $170^\circ\text{C}$  保温 24h 发生时效，过饱和  $\alpha$  固溶体分解，存在脱溶顺序： $\alpha \rightarrow \text{GP区} \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$ 。GP区和过渡相的存在，出现强化效果。两者细小、弥散，可以阻碍位错运动，同时，

脱溶顺序 GP区  $\rightarrow \theta''$  相  $\rightarrow \theta'$  相  $\rightarrow \theta$  相。有共格或半共格界面，界面能低，强化效果好。

GP区：是铜原子富集区，与基体未脱离，没有界面，(130°C以下时效以此为主)

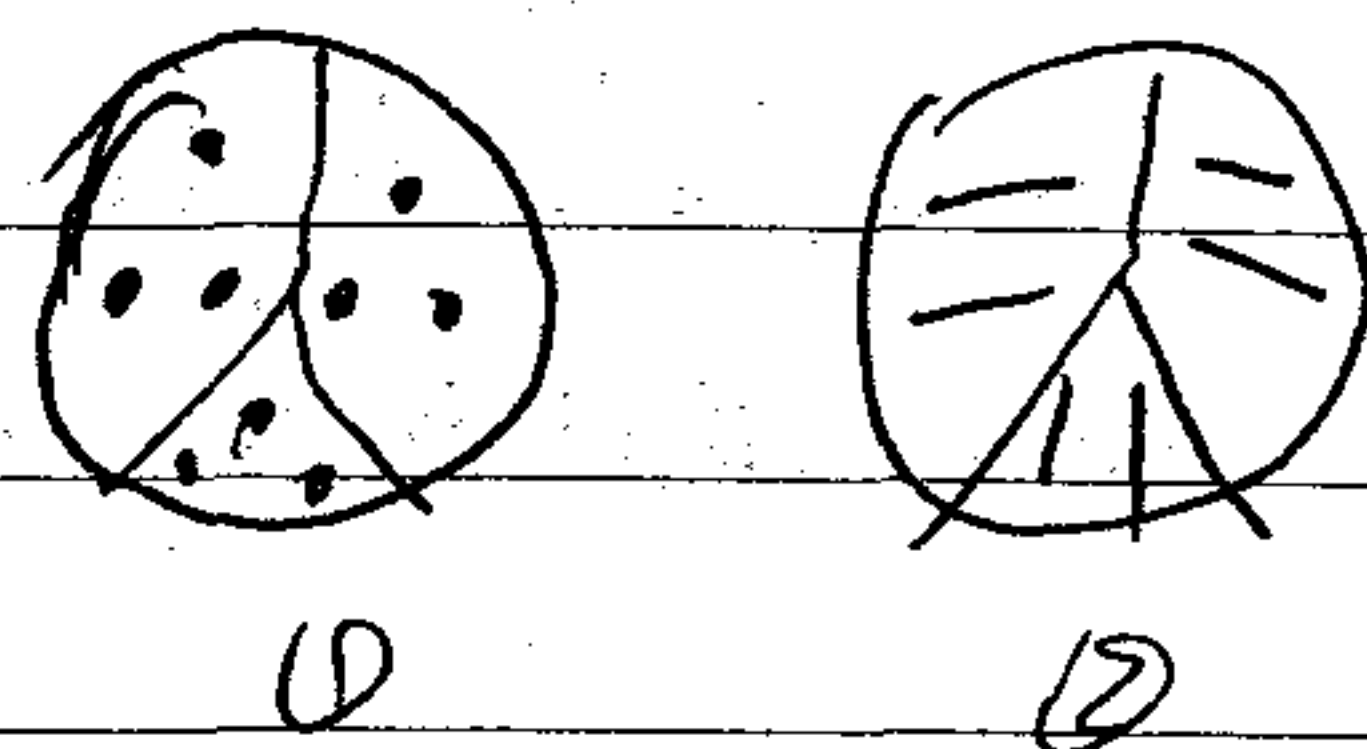
$\theta''$  相：四方结构，薄片状沿基体 {100} 面析出，共格界面，亚稳相。(150-170°C)

$\theta'$  相：- - - - - 半共格 - - - (225-250°C)

$\theta$  相：四方结构，形状不规则，稳定相。  $> 250^\circ\text{C}$



10. 比较右图所示析出物，得出结论：



答：① 固相相变新相形状与相变阻力有关；

界面能与应变能作用相近时，易形成针状；

界面能起主导作用时，易形成球状；应变能起主导作用时，易形成片状或针状；

①中新相与旧相无取向关系，可能是稳定相；②中无取向关系，可能是亚稳相；

①应是在高时效温度或低时效温度长时间时效；②应是在低时效温度或高时效温度

11. 简述固溶、开氏、细晶、弥散强化的机理。

答：固溶：由于溶质原子与溶剂原子尺寸不同，引起点阵畸变，阻碍位错运动，造成强度、硬度提高；无序固溶体主要靠柯氏气团和铃木气团；有序固溶体则是位错破坏有序区，引起能量升高。

开氏：随形变发生位错增殖而产生的硬化；位错密度大，开氏时更易形成交割，相互缠结堆积，阻碍变形，使硬度强度上升。

① 细晶：晶粒越细小，晶界越多，晶界对位错滑移阻碍明显，从而提高硬度、强度；晶粒细小则形变分布均匀不易开裂，提高塑性、韧性。

② 弥散：由于弥散分布第二相颗粒对位错运动造成阻碍，包括环绞机制和切割机制。

环绞：位错第二相颗粒对位错影响很大，位错无法切割，只得弯曲前进，产生一个围绕第二相颗粒的位错环，这样位错环越紧，阻力越大。

切割：滑移位错切过粒子，粒子与位错一起变形，由于产生新界面导致能量升高。

PS：初期第二相粒子半径、体积分数都小，分散度大，粒子之间距离小，不易环绞，切割起主要作用；后期第二相粒子半径、体积分数增大，粒子间距离也变大，环绞开始。

12. 影响固溶强化的因素

① 溶质原子原子半径 ② 原子尺寸差 (越大越好) ③ 间隙位置强度 ④ 价电子数差距越大

第五章 铁碳相图

成分点：0.0218 0.09 0.17 0.53 0.77 2.11 4.30 6.69

温度线：727 1148 1495 1538 (熔点)

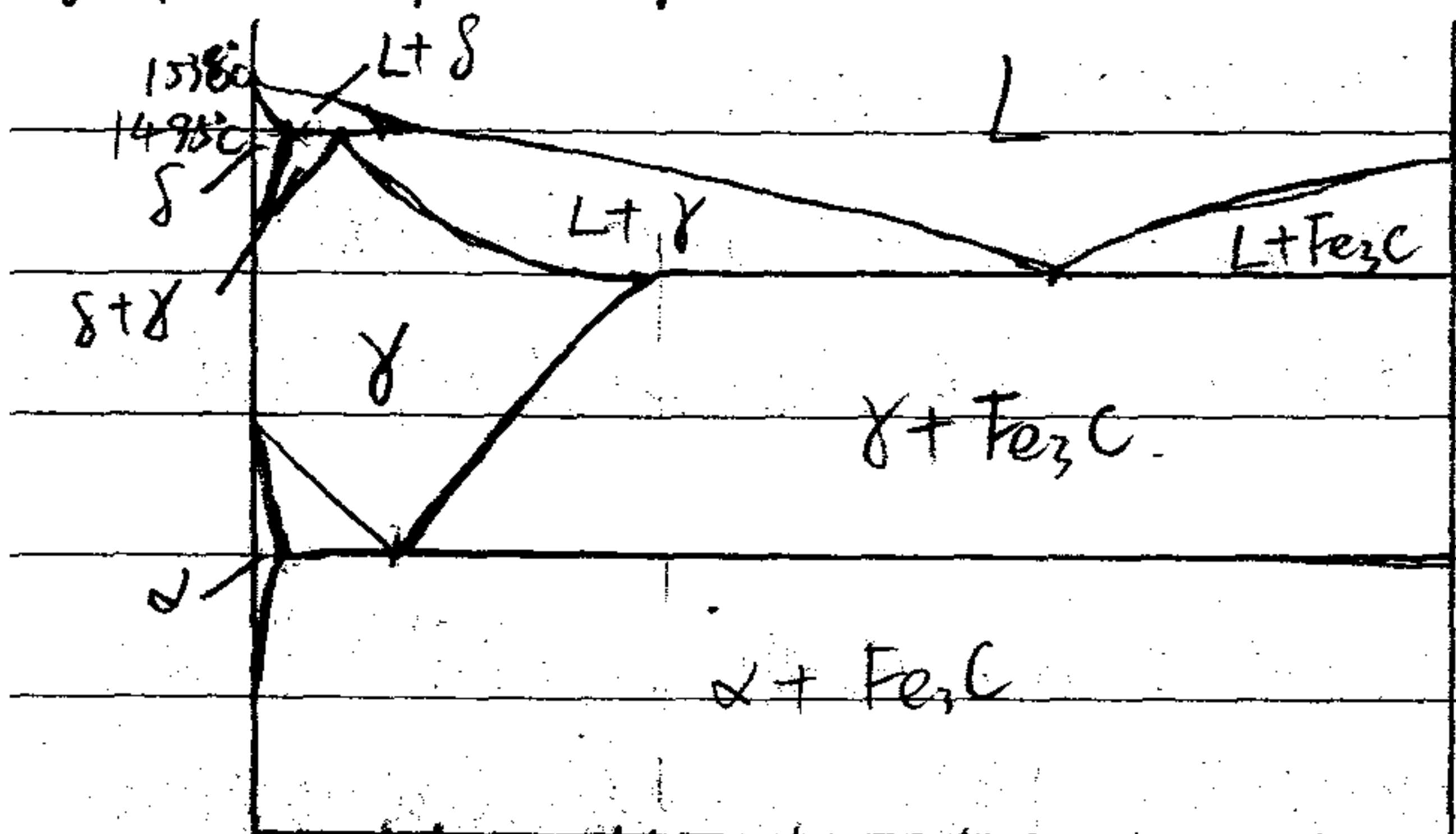
2000年：0.8%碳钢从液态缓慢冷却至室温的相变过程；01年：用铁碳相图说明包晶、共晶析

02年：画Fe-C相图 0.12% 结晶过程；03年 0.25% 结晶过程；04年：1.1% 凝固至室温

过程 计算各组织含量：05年 0.45%、3.4%、4.7% 区别组织形貌(1图)



06年：3.5% 凝固过程及组织变化，计算组织百分数。(共晶组织；珠光体组织；铁素体相)  
 07年：3.0% 组织转变示意图及各组织相对量；08年：无；09年：无 10年：  
 10年：1.0% 3.0% 缓冷后各组织特点 11年：无。



0.0218 0.09 0.17 0.53 0.77 2.11 4.30  
 727°C 1148°C 1495°C 1538°C  
 亚共晶白口铸铁：变态莱氏体 (珠光体+渗碳体)  
 黑色树枝状是珠光体；白色基体是  
 铁素体；其余是变态莱氏体；  
 共晶铸铁：黑色部分是共晶奥氏体转变为的珠光  
 体；白色基体是共晶渗碳体；

过共晶白口铸铁：白色条片是一次渗  
 碳体，其余为变态莱氏体。

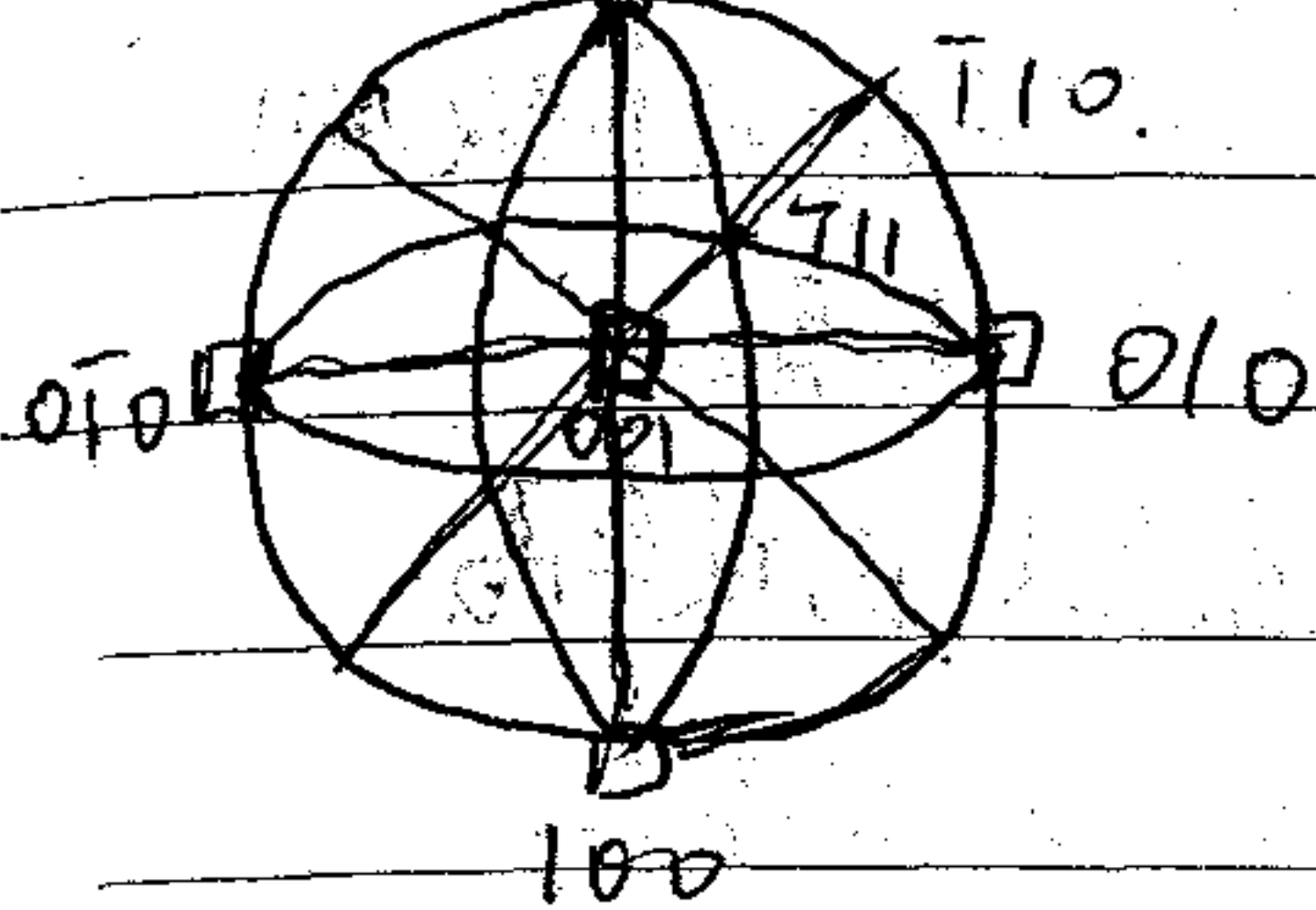
描述各组织形成过程的冷却曲线



金属键、点阵 (晶体结构)、点阵参数、晶胞、布拉菲、晶带定律、晶带轴

$[uvw]$  与晶带的晶面  $(hkl)$  满足  $uh + kv + wl = 0$

立方晶系  $(001)$  投影



bcc、fcc、hcp 的各种参数

固溶体、中间相

固溶体结构、性能变化

影响固溶度因素

玻璃化：无定形聚合物

非晶长程无序、无确定

中高弹态和玻璃态转变的

熔点、存在软化

堆垛层错

晶体缺陷：点线面体

肖脱基 弗伦克

位错、伯氏矢量

位错应变能：位错周围点阵畸变引起弹性应力场导致晶体能量增加

位错与点缺陷作用：①柯氏气团 ②史氏气团 = 应力场非球面对称的一些点缺陷

所以与虫鼠位错应力场相互作用

①畸变能；②原子排列不规则，阻碍运动

金属晶体内外界面

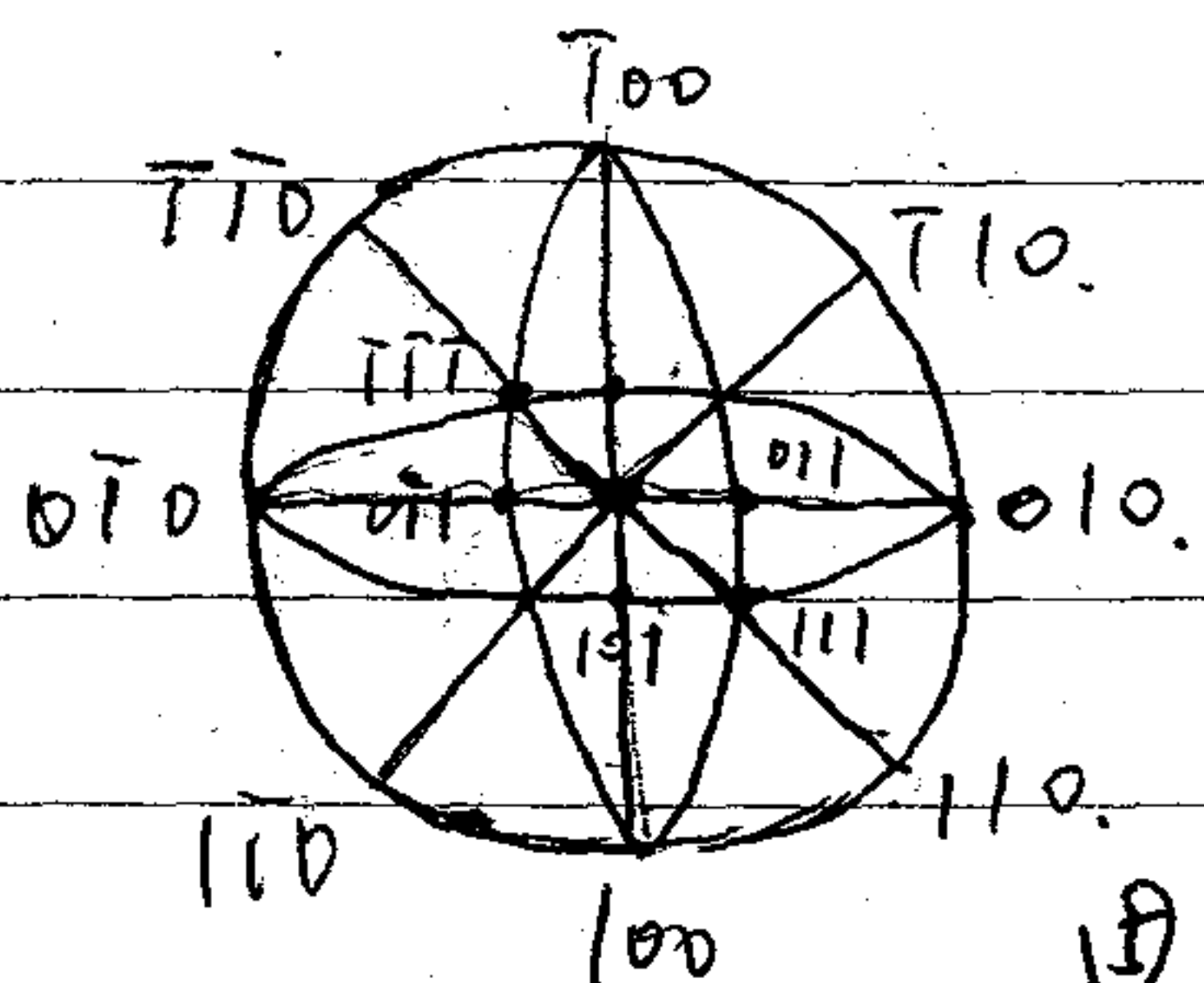
晶界特性

①晶界处有较高能量、缺陷多 ②原子扩散快



晶体结构：四面体、八面体间隙

{ } 晶面族 < > 晶向族 ( ) 晶面 [ ] 晶向



晶界特性：①畸变能大 ②晶界处原子排列不规则，  
 阻碍位错运动；③原子偏离平衡位置，扩散快

④固态相变中新相优先在晶界形核，晶界多，形核率高  
 ⑤由于成分偏析，晶界处富集溶质元素和杂质，降低熔点  
 ⑥晶界能高，腐蚀较快

离子晶体中的扩散：①只能依靠空位进行；②为保持局部电荷平衡，需要同时形成两种不同电荷的缺陷；③扩散离子只能进入同样电荷位置

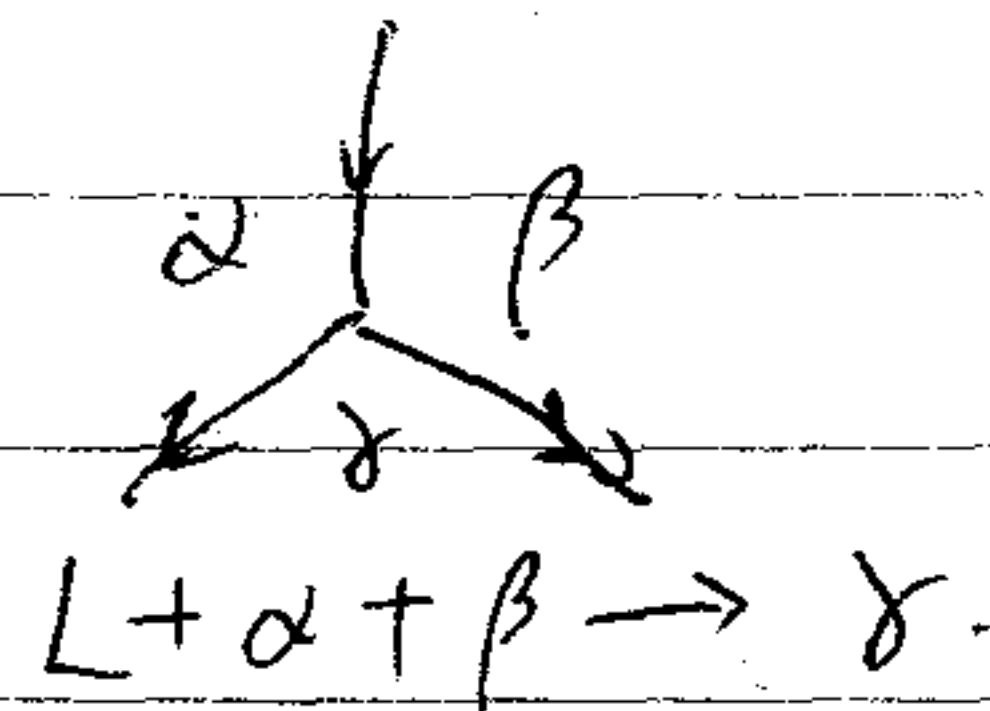
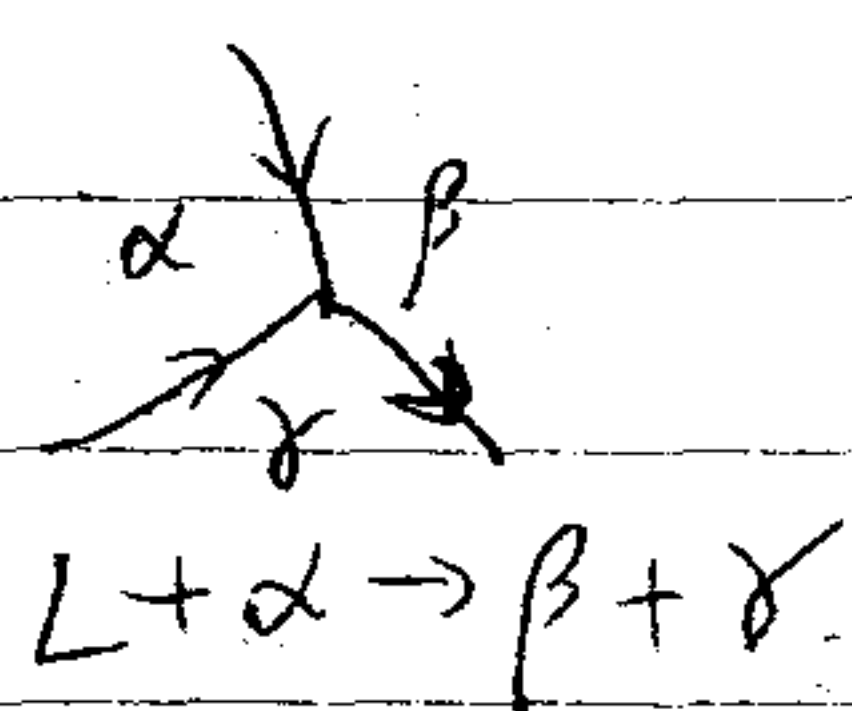
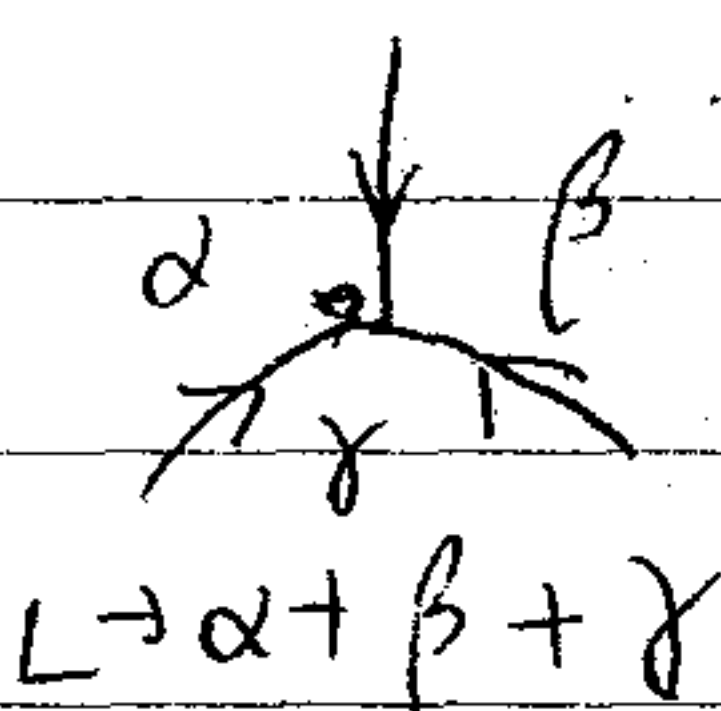
构象：单分子内旋转导致原子排列方式不断变化，产生分子在空间不同形态

交滑移：具有同一滑移方向的两个或多个滑移系同时启动

滑移总是沿密排面方向：①密排面面间距大，所需能量少

②沿密排面运动引起的点阵畸变最小 ③沿密排方向运动伯氏矢量最小，从而畸变能小

三元相图：



共晶的跟液相一起 / 散开的生成物

玻璃化温度：高聚物由高弹态转变为玻璃态的温度

影响分子链柔顺性的结构因素：

①主链结构：完全由单键组成时柔顺性好；②取代基特征：极性越强，柔顺性越差

③链的长度：

④交联度：越低越好 ⑤结晶度

三元相图垂直截面

过某顶点：ADE位置一点 BC 两组成元质量分数相同



平行某边：DE上位置一点 A 的成分一样

