

西北工业大学 2013 考研真题

一、简答题

1、位错能不能终止于晶体内部，为什么？

答：晶体中位错作为滑移区的边界，不可能中断于晶体内部，它们或者在表面露头，或者终止于晶界和相界，或者与其他位错线相交，或者自行在晶体内部形成一个封闭环。

用反证法证明：设有位错终止于晶体内部某点 A，可得一柏氏矢量 b 绕位错可做一位错 L_1 。现将柏氏回路移至晶体内部成为 L_2 ，由于柏氏回路在完整晶体中移动，柏氏矢量仍为 b ，但是 L_2 内是完整晶体，它对应的柏氏矢量应该为零，两者矛盾，因此位错不能终止于晶体内部。

2、说明回复与动态回复的区别，以及在组织与性能方面差异？

答：动态再结晶后的组织结构虽然是等轴晶粒，但晶界呈锯齿状，晶粒内还包含着被位错缠结所分割的亚晶粒，这与静态再结晶后所产生的位错密度很低的晶粒不同，故同样晶粒大小的动态再结晶组织的强度和硬度要比静态再结晶高。动态再结晶后的晶粒大小与流变应力成正比。此外，应变速率越低，形变温度越高，则动态再结晶晶粒越大，越完整。

3、从结合键角度分析：在室温下，多数金属材料塑韧性优

于陶瓷的原因？

答：金属材料由金属键结合，金属键是金属阳离子和自由电子相互吸引结合起来。当金属弯曲变形时，原子将改变它们彼此之间的位置，但并不破坏金属键，因此金属有良好的塑韧性也比较好。陶瓷材料由离子键和共价键结合，共价键是相邻原子共用电子对结合起来，有方向性和饱和性，结合力大，使材料脆性大，塑韧性差，离子键是由阴阳离子在静电作用下相互吸引起来，键合很强，脆性大，塑韧性差。因此室温条件下，多数金属材料的塑韧性优于陶瓷材料。

4、处于同一直线上两个长度为 x 的位错，相隔距离为 $3x$ ，两位错 b 的方向相同均垂直位错线，分析施加于同向切应力后位错运动情况？并求此切应力？分析两个 b 反向的情况？

答：略（新增）

5、铜和镍的互偶扩散，标志面向哪侧运动，扩散的意义？

答：Ni 的熔点高于 Cu，说明其键能较 Cu 高，Cu 在 Ni 中的扩散系数要高于 Ni 在 Cu 中的扩散系数，Cu 的一侧向 Ni 的一侧发生了物质净输送。因此，Cu-Ni 扩散偶发生扩散时标志会向 Cu 侧移动。

扩散的意义：固体中质量传输的唯一途径，它与材料中的许多现象有关，如：相变、时效析出、均匀化、固态烧结、金属表面处理等

有关。

二、计算题

1、描述以下结构特征，并分别画出组织形貌图。

- 1) 划痕 2) 多滑移 3) 单滑移 4) 交滑移 5) 退火孪晶
6) 变形孪晶

答：①划痕：试样表面因机械擦伤等原因留下的，擦伤痕迹一般不规则分布；

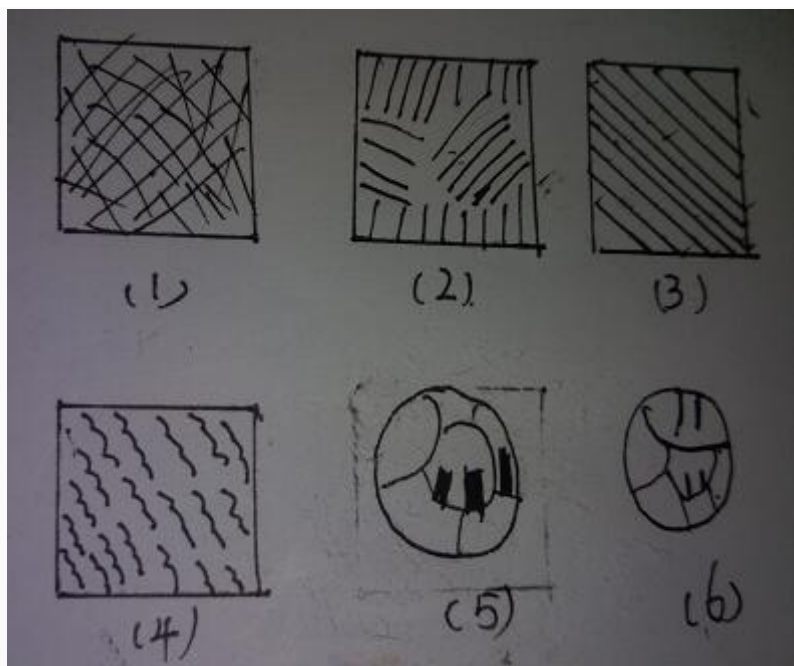
②多滑移：是指两组或两组以上的滑移系，同时或交替地进行滑移，它们的滑移线或者平行或相交或成一定角度；

③单滑移：是指只有一个滑移系进行滑移，滑移线呈一系列彼此平行的直线；

④交滑移：是指两个或两个以上的滑移面沿共同的滑移方向同时或者交替滑移，滑移线通常为折线或者波纹状；

⑤退火孪晶：以大条块形态分布于孪晶晶内，孪晶界面平直，一般在金相磨面上分布比较均匀，且不能通过抛光去除；

⑥变形孪晶：存在晶粒内，因为它在滑移难以进行时发生，而当孪晶使晶体转动后，又可使晶体滑移，所以一般孪晶区不大；



2、计算晶格常数为 a 的立方晶核分别计算其单位体积自由能和表面能？并说明临界形核功和表面能关系。

答： 形成边长为 a 的立方晶核，体系自由能的变化为

$$\Delta G_{\text{立方}} = -a^3 \Delta G_B + 6a^2 \sigma_{L/S}$$

$$\text{令 } \frac{d\Delta G}{da} = 0, \text{ 即得晶核的临界边长为 } a^* = \frac{4 \sigma_{L/S}}{\Delta G_B}$$

$$\text{进而得到 } \Delta G_B = \frac{4 \sigma_{L/S}}{a^*}$$

$$\Delta = \Delta G_{\text{max}} = -a^{*3} \frac{4 \sigma_{L/S}}{a^*} + 6a^* \sigma_{L/S} = 2a^* \sigma_{L/S} = \frac{\Delta G_s}{3}$$

即：临界形核功是表面能的 $\frac{1}{3}$

3、立方晶体中 (100) 面上有一柏氏矢量 $b_1 = [001]$ 螺位错，它被另外一位错交割。以下情况，会形成割阶还是扭折？新形成的位错属于什么类型？能否继续移动？

a、被 (001) 的 $b_2=[010]$ 的刃型位错交割

b、被 (001) 的 $b_3=[100]$ 的螺型位错交割

答:

a、①AB与CD交割产生EF和GH， $EF \parallel b_2$ 且宽度为 $|b_2|$ ， $GH \parallel b_1$ 且宽度为 $|b_1|$ ；

②EF的柏氏矢量仍为 b_1 ，GH的柏氏矢量仍为 b_2 ；

③ $EF \perp b_1$ 为刃型位错， $GH \perp b_2$ 为刃型位错；

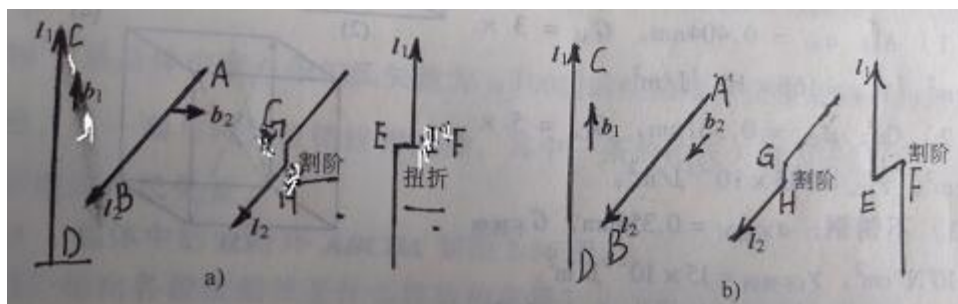
④EF在原滑移面上为扭折，能继续移动，GH不在原滑移面上为割阶，不能继续运动；

b、①AB与CD交割产生EF和GH， $EF \parallel b_2$ 且宽度为 $|b_2|$ ， $GH \parallel b_1$ 且宽度为 $|b_1|$ ；

②EF的柏氏矢量仍为 b_1 ，GH的柏氏矢量仍为 b_2 ；

③ $EF \perp b_1$ 为刃型位错， $GH \perp b_2$ 为刃型位错；

④EF不在原滑移面上为割阶，不能继续移动，GH不在原滑移面上为割阶，不能继续运动；



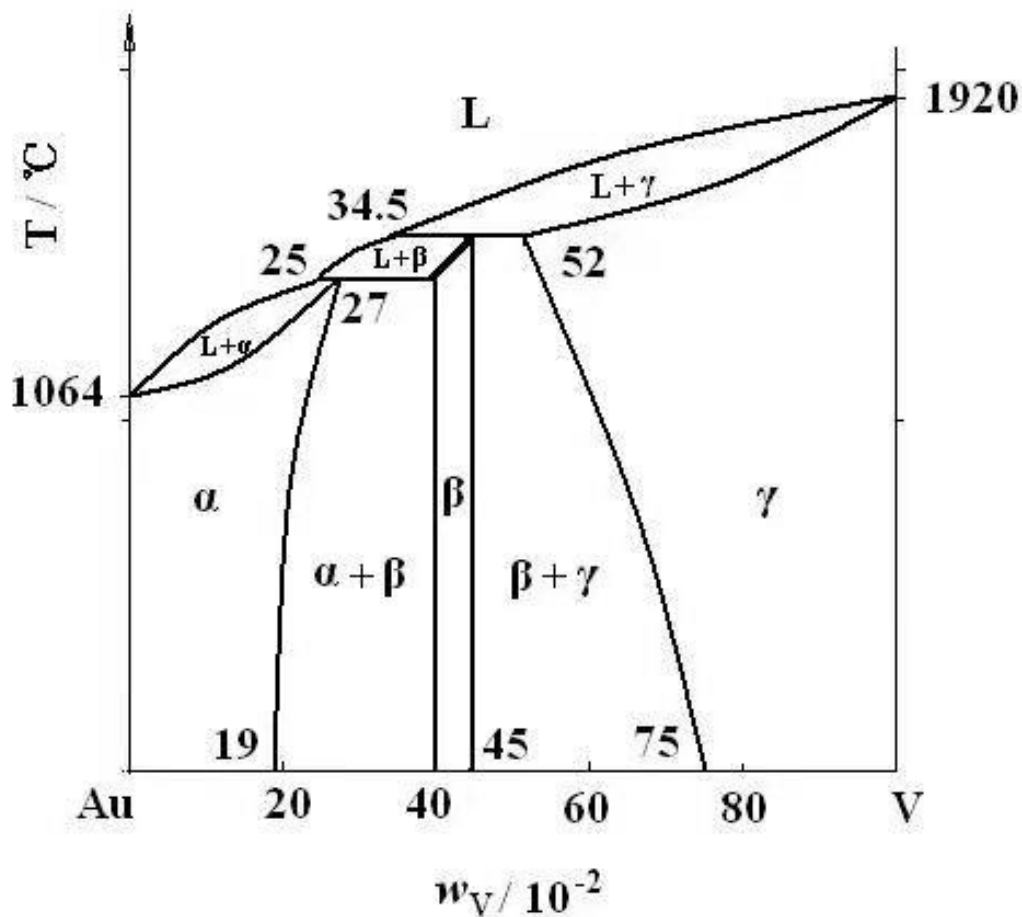
4、根据下列数据绘制Au-V 二元相图。已知金和钒的熔点分别为1064 °C 和1920 °C。金

与钒可形成中间相 β (AuV_3)，钒在金中的固溶体为 α ，

其室温下的溶解度为 $w_V = 0.19$ ，金在钒中的固溶体为 γ ，其室温下的溶解度为 $w_{Au} = 0.25$ 。合金系中有两个包晶转变，即

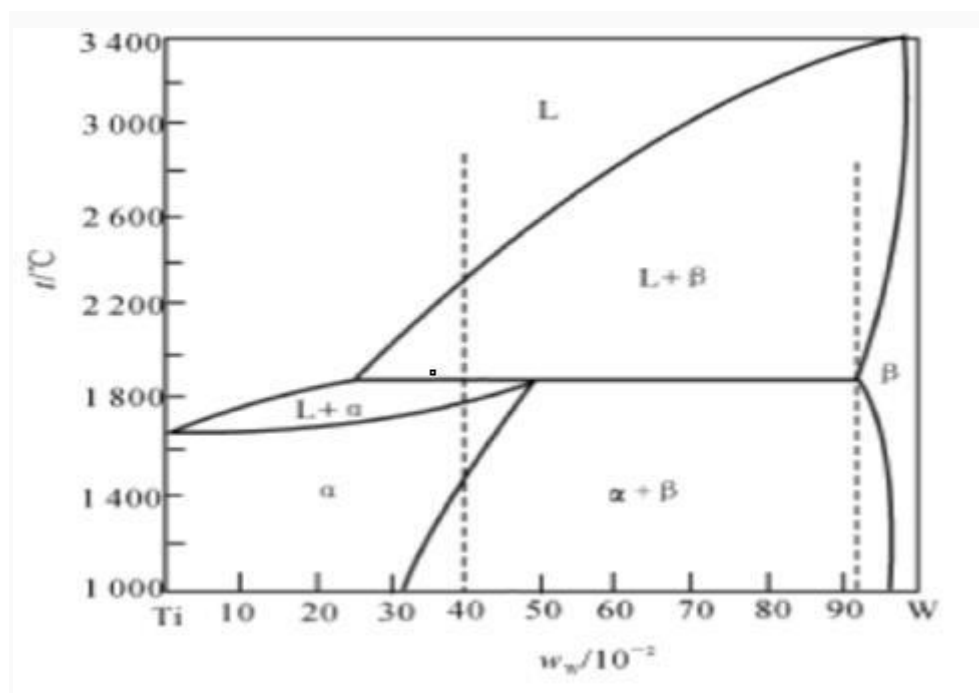
(1) $\beta (w_V = 0.4) + L (w_V = 0.25) \xrightarrow{1400^\circ\text{C}} \alpha (w_V = 0.27)$

(2) $\gamma (w_V = 0.52) + L (w_V = 0.345) \xrightarrow{1522^\circ\text{C}} \beta (w_V = 0.45)$



三、分析题

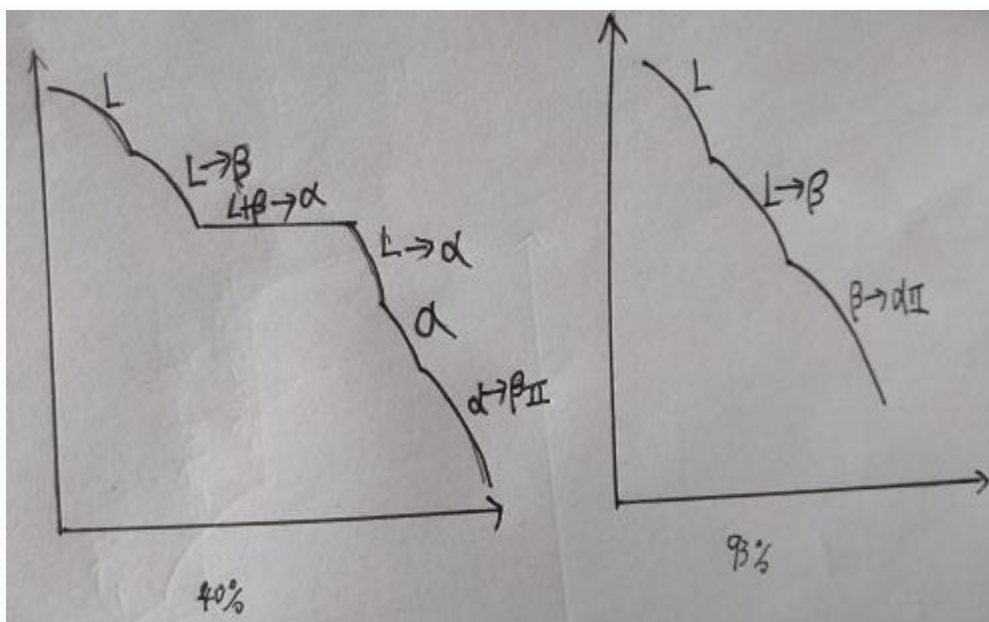
1、给出钛-钨合金相图



- (1), 写出各相区相组成。
- (2), 分析40%合金和95%合金冷却曲线。
- (3), 分析以上两点合金非平衡结晶组织与平衡结晶区别。

答：(1) 如图所示

(2) 如图所示



(3) 40%的合金平衡组织为 $\alpha + \beta_{II}$

非平衡组织 $\beta_{初} + \alpha_{包} + \alpha_{II} + \beta_{II}$

在平衡结晶过程中，该合金包晶转变生成 α 后，液相尚有剩余，并继续转变为 α 相，最后析出 β_{II} 。在非平衡结晶过程中，由于固相中扩散不完全，该合金包晶转变生成 $\alpha_{包}$ 后，不但液相完全耗尽，而且固相 $\beta_{初}$ 还有剩余，最后从 $\alpha_{包}$ 中析出 β_{II} ，从 $\beta_{初}$ 中析出 α_{II} 。室温下40%合金非平衡凝固组织特征相当于平衡结晶下将该合金向右移的组织特征。

93%合金平衡组织为 $\beta_{初} + \alpha_{II}$

非平衡组织为 $\beta_{初} + \alpha_{包(极少)} + \alpha_{II} + \beta_{II}$

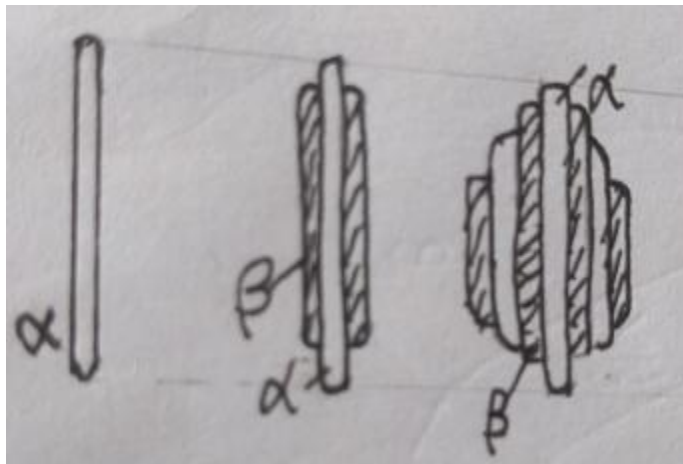
在平衡结晶过程中，正好不能发生包晶转变，随后从 $\beta_{初}$ 中析出 α_{II} ；在非平衡结晶中，由于固相中扩散不完全，在匀晶转变中，先结晶的 $\beta_{初}$ 中 W 含量较高，后结晶的 $\beta_{初}$ 中 W 的含量较低，已结晶的

$\beta_{\text{初}}$ 的平均 W 含量向右偏离相图的固相线，当温度降低到稍低于包晶反应线时，合金中仍有极少量的液相，它与极少量 $\beta_{\text{初}}$ 发生包晶反应生成极少量的 $\alpha_{\text{包}}$ ，称为不平衡结晶。随后从 $\alpha_{\text{包}}$ 中析出 β_{II} ，从 $\beta_{\text{初}}$ 中析出 α_{II} 。室温下 93% 合金非平衡结晶的组织特征相当于平衡结晶下将该合金左移的组织特征。

2、简述层状共晶合金凝固时，形核长大的机理

答：形核：交替形核机制 α 形核 \rightarrow B 富集 $\rightarrow \beta$ 形核 \rightarrow A 富集 $\rightarrow \alpha$ 形核 $\rightarrow \dots\dots$

以层片状为例，设 A、B 二组元的共晶合金，共晶体组成相为 α 相和 β 相，它们分别以 A、B 为溶剂的固溶体。如果先析出相是 α ，由于 α 相中 B 组元含量低，在它形核之后，其周围液相将富集 B 组元，



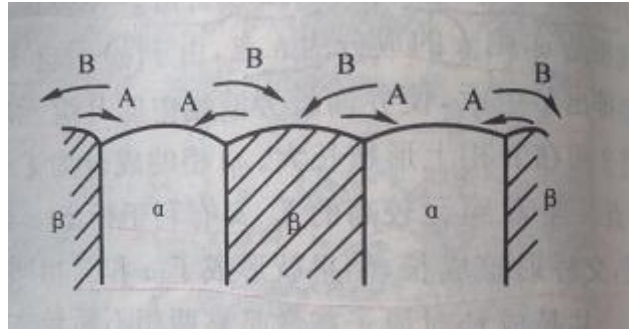
这给相 β 形核形核创造了条件， β 相就在 α 相的两侧形成。而 β 相的形核又会促进 α 相形核，如此反复进行就形成了 α 、 β 相交替相间

分布的层状共晶晶核。

长大：长大机制：短程横向长大扩散 \rightarrow 满足成分要求；L/S 类型相同 \rightarrow 满足长大速度；二者共同决定以平行长大进行。

共晶晶核形成之后， α 相和 β 相将沿层片纵向长大，并分别向液体中排出 B 组元和 A 组元，随后这些 B、A 组元分别向相邻的 β 相和 α

相前沿进行短程横向扩散，破坏了 β 相和 α 相各自的液相间的平衡，这又为 β 相和 α 相的继续长大创造了条



件，最后形成一个由相互平行的 α 相和 β 相层片相间的共晶领域或共晶晶团。