

# 东南大学材料科学基础模拟试题 (一)

## 一、 选择题 (20 题, 每题 2 分)

- 晶体中产生一个空位或间隙时 ( B )
  - 晶体体积  $V$  增加了一个原子体积, 点阵常数  $a$  不变
  - $V$  和  $a$  都有变化, 其中一个空位引起的体积膨胀小于一个原子体积
  - 间隙原子引起的体积膨胀比空位引起的体积膨胀小
- 有两根平行右螺旋位错, 各自的能量都是  $E_1$ , 当它们无限靠近时, 总能量为 ( C )
  - $2 E_1$
  - $0$
  - $4 E_1$
- 从 Frank-Read 位错增殖模型考虑, 金属沉淀强化后的屈服强度  $\tau$  与沉淀相粒子平均间距  $L$  的关系 ( C )
  - $\tau \propto L$
  - $\tau \propto \frac{1}{L}$
  - $\tau \propto \frac{1}{L^2}$
- 在室温下经轧制变形 50% 后的高纯铅的显微组织为 ( C )
  - 沿轧制方向伸长的细条状晶粒
  - 纤维状晶粒
  - 等轴晶粒
- 影响扩散系数的变化有多种因素, 其中 ( C )
  - 溶质原子的熔点越高, 其在固溶体中的扩散系数越小
  - 溶质原子在元素周期表中离溶剂原子越近, 扩散系数越大
  - $\gamma$ -铁的自扩散系数大于  $\alpha$ -铁的自扩散系数
- 在单晶金相试样表面上几组交叉滑移线的产生是由于 ( B )
  - 交滑移
  - 多系滑移
  - 单滑移
- 强化金属材料的各种手段的出发点都是在于 ( A )
  - 制造无缺陷的晶体或设置位错运动的阻碍
  - 使位错增殖
  - 是位错适当的减少
- 既能提高金属的强度, 又能降低其脆性的手段是 ( C )
  - 加工硬化
  - 固溶强化
  - 细晶强化
- 在 (001) 标准投影图上 (立方晶系), A、B、C 三晶面同在北纬  $30^\circ$  的纬线上, 则: ( A )
  - 三晶面同属一晶带
  - 三晶面和 (100) 晶面的夹角相等
  - 三晶面同属一晶面族
  - 三晶面和 (001) 晶面的夹角相等
- 离子晶体和纯金属晶体各有配位数的概念, 两者的含义: ( C )
  - 完全相同
  - 不同, 离子晶体的配位数是指最邻近的同号离子数, 而纯金属的配位数是指最邻近的原子数
  - 不同, 离子晶体的配位数是指最邻近的异号离子数, 而纯金属的配位数是指最邻近的原子数
  - 不同, 离子晶体的配位数是指最邻近的异号离子数, 而纯金属的配位数是指最邻近和次邻



近的原子数之和

11. 单晶体的临界分切应力值与 ( C ) 有关  
A. 外力相对滑移的取向 B. 拉伸时的屈服应力  
C. 晶体的类型和纯度 D. 拉伸时的应变大小
12. 对面心立方晶体而言, 表面能最低时的晶面是 ( C )  
A. (100) B. (110) C. (111) D. (121)
13. 某 FCC 单晶体宿变时出现两组平行的交叉滑移线, 则塑性形变处于 ( B )  
A. 易滑移阶段 B. 线性硬化阶段  
C. 动态回复阶段 D. 抛物线硬化阶段
14. 再结晶过程包含晶核的形成和核的长大过程 ( B )  
A. 形核和长大的驱动力都来源于形变储存能  
B. 形核和长大的驱动力都来源于晶界能  
C. 形核的驱动力来源于形变储存能, 长大的驱动力来源于晶界能  
D. 形核与长大的驱动力都来源于外部加热所提供的能量
15. 指出下列四个六方晶系的晶面指数中, 哪一个是错误的 ( C )  
A.  $(\bar{1}322)$  B.  $(0\bar{1}12)$  C.  $(03\bar{1}2)$  D.  $(3\bar{1}22)$
16. 间隙相和间隙固溶体的区别在于 ( C )  
A. 间隙相的结构比间隙固溶体简单  
B. 间隙相中原子结合符合化合价规律, 间隙固溶体不符合化合价规律  
C. 间隙固溶体中间隙原子在溶剂晶格的间隙中, 间隙相中原子在正常原子位上  
D. 间隙相中有点阵畸变; 间隙固溶体中没有畸变
17. 在硅酸盐晶体结构中, 桥氧是指: ( B )  
A. 价态未饱和的氧 B. 两个硅氧四面体共用的氧  
C. 多个硅氧四面体共用的氧 D. 与其他金属离子连接的氧
18. 间隙相和离子晶体 ( B )  
A. 可以有相同的晶体结构  
B. 可以有相同的空间点阵, 但不可能有相同的晶体结构  
C. 可以有相同的晶体结构, 但不可能有相同的空间点阵  
D. 既不可能有相同的晶体结构, 也不可能具有相同的空间点阵
19. 两根具有反向柏氏矢量的刃型位错在被一个原子相隔的两个平行获益面上相向运动以后, 在相遇处 ( )  
A. 相互抵消 B. 形成一排间隙原子 C. 形成一排空位
20. 退火孪晶的出现的概率与晶体的层错能的关系为 ( B )  
A. 层错能低的晶体出现退火孪晶的概率高  
B. 层错能高得晶体出现退火孪晶的概率高  
C. 无关, 只与退火温度的时间有关

## 二、作图题 (10 分)

1. 绘制一个二元匀晶相图, 在其两相区任一温度画一条水平线, 并做出在该温度下的自由能-成分曲线 (G-X) (上一: 二: 7)
2. 作图表示立方晶体的  $(12\bar{3})$ 、 $(0\bar{1}2)$  晶面及  $[\bar{1}02]$ 、 $[\bar{2}11]$ 。(上一: 三)



$$\Delta G = V\Delta G_V + \sigma A$$

对球形晶核  $V = \frac{4}{3}\pi r^3$   $A = 4\pi r^2$

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

$$\frac{d\Delta G}{dr} = 4\pi r^2 \Delta G_V + 8\pi r \sigma = 0$$

$$\therefore r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_V}$$

三. 试证明在同样的过冷度下均匀形核时, 球形晶核较立方晶核更易形成。(8分)

对立方晶核  $V = a^3$   $A = a^2$

$$\Delta G = a^3 \Delta G_V + a^2 \sigma \quad \therefore a^* = -\frac{4\sigma}{\Delta G_V}$$

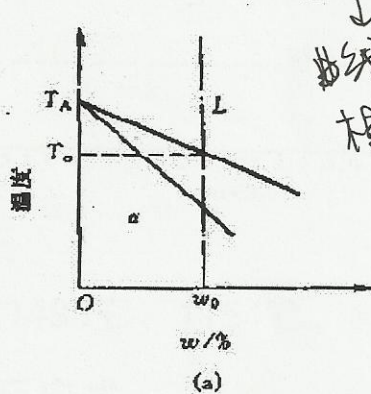
$$\frac{d\Delta G}{da} = 3a^2 \Delta G_V + 2a \sigma = 0 \quad \Delta G^*_{\text{球}} = \frac{16}{3} \frac{\sigma^3}{\Delta G_V^2}$$

$$\Delta G^*_{\text{球}} = \frac{16}{3} \frac{\sigma^3}{\Delta G_V^2}$$

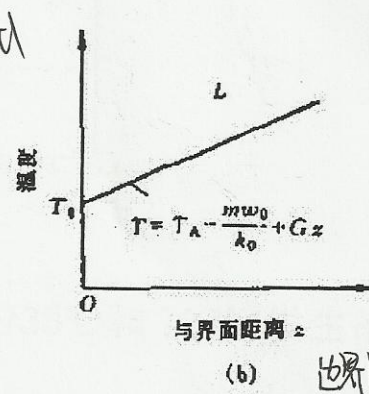
$$\Delta G^*_{\text{立}} = 32 \frac{\sigma^3}{\Delta G_V^2}$$

四. 分别叙述图中 (b)、(c)、(d) 三条曲线的物理意义, 并在此基础上说明成分过冷的条件。(8分)

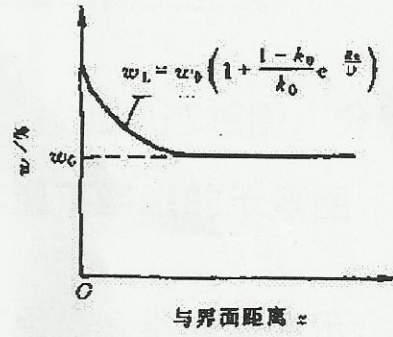
若球形晶核较立方晶核更易形成



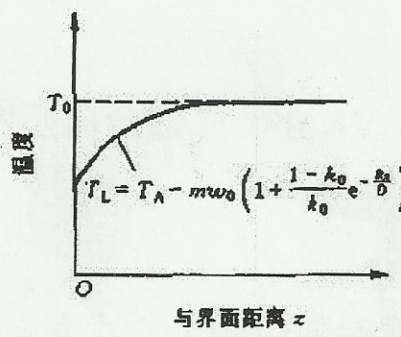
曲线b与曲线d相切。



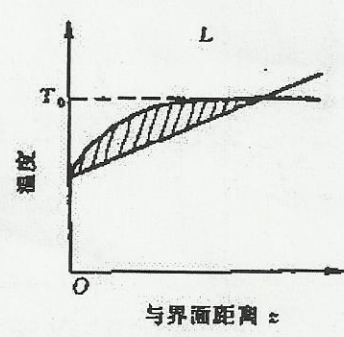
边界层附近温度分布



边界层中的浓度分布

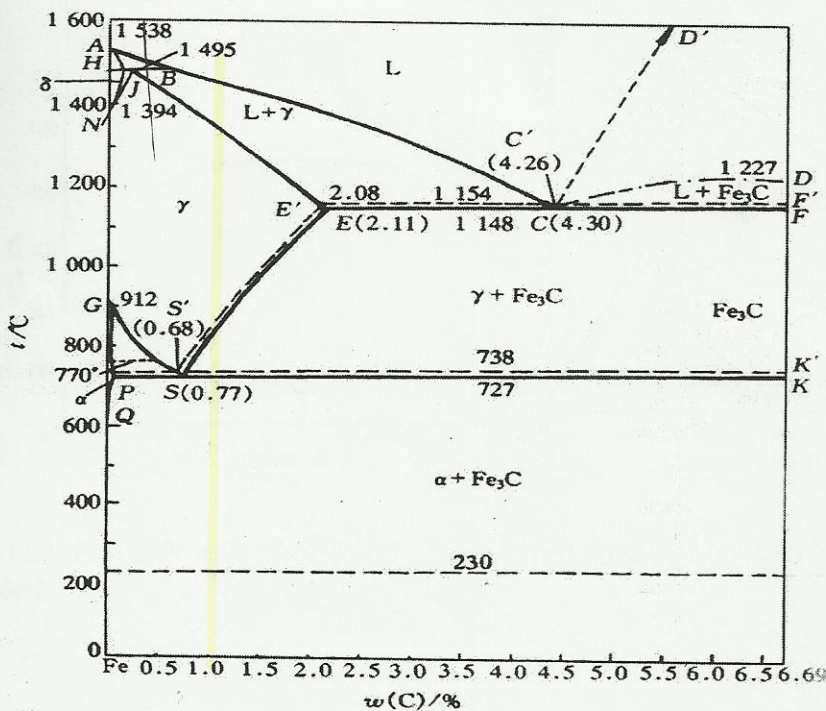


边界层中熔点随界面距离变化曲线



五. 根据铁碳平衡相图, 回答下列问题。(12分)





1. 1495°C. HJB

$L_{0.53} + \alpha_{0.09} \rightarrow \gamma_{0.17}$  包晶

1154°C E'C'F'

$L_{4.26} \rightarrow \gamma_{2.08} + C$  共晶

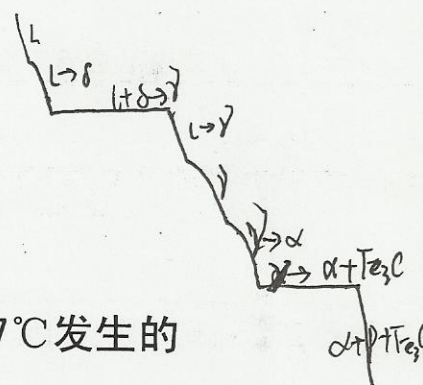
1148°C ECF

$L_{4.30} \rightarrow \gamma_{2.11} + Fe_3C$  共晶

738°C  $\gamma \rightarrow \alpha + C$  共析

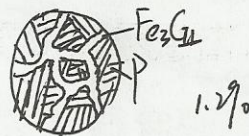
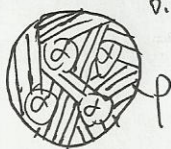
727°C psk:

$\gamma_{0.77} \rightarrow \alpha_{0.0218} + Fe_3C$  共析



1. 写出在 1495°C、1154°C、1148°C、738°C 和 727°C 发生的三相平衡反应式。

2. 按亚稳态相图，分别画出含碳量为 0.4%、1.2% 的碳钢在室温下组织的示意图。



3. 用热分析曲线表示含碳量为 0.2 的低碳钢平衡冷却过程；并画出该合金在 730°C 和 720°C 的组织示意图。

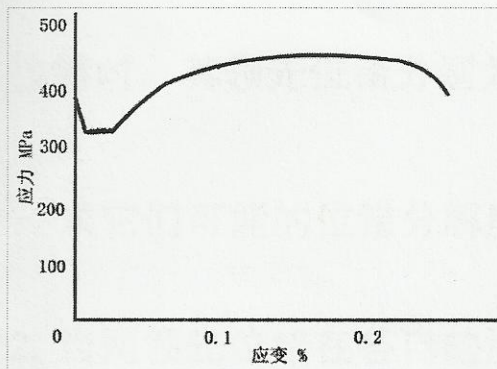


4. 计算含碳量为 1.0% 的 Fe-C 合金中二次渗碳体的百分数。

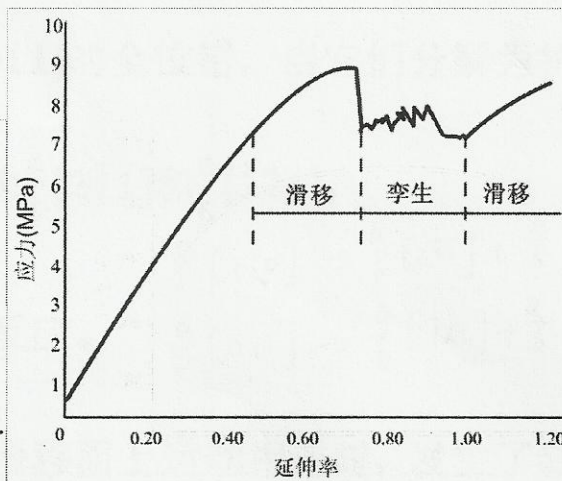
$$\frac{1.0 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 3.9\%$$

六. 试分析下面两条拉伸曲线中锯齿形平台的产生。(8 分)





(a) 铜单晶在 4.2k 的拉伸曲线



(b) 低碳钢 (0.2%C) 退火态的工程应力-应变曲线

## 七. 回答下列问题:

- 何为上坡扩散? 产生的条件是什么?  $\rightarrow$  化学位梯度  
溶质原子自浓度低向浓度高处扩散。 原子从高能位区向低能位区扩散
- 何为超塑性? 产生的条件是什么?  $\rightarrow$  ① 材料本身具有细小、等轴、稳定的晶粒组织。  
一定条件下进行热变形, 材料可能得到特别大的塑性变形, 而不发生断裂, 延伸率可达 500%~2000%。  
② 在  $(0.5 \sim 0.65)T_m$  进行热变形  
③ 低应变速率  $10^{-2} \sim 10^{-4} \text{ mm/s}$
- 陶瓷警惕的理论屈服强度很高, 但其实际拉伸强度或断裂

强度却很低, 而压缩强度又比其拉伸强度约高一个数量级,

简述其原因。

- 简述再结晶结束后晶粒正常长大的影响因素。(10 分)

温度  $T$  越大, 晶粒越粗大;

第二相粒子: 越弥散、细小, 抑制长大效果越好。

位向差: 晶界迁移速度变慢。

微量溶质或杂质, 显著降低晶界迁移速度。

- 在铜单晶体  $z$  中的  $(111)$  和  $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$  滑移面上各存在一



个柏氏矢量为 $\frac{a}{2}[\bar{1}\bar{1}0]$ 和 $\frac{a}{2}[011]$ 的全位错，当它们分解为扩展

位错时，其领先位错分别为 $\frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}]$ 和 $\frac{a}{6}[\bar{1}21]$ 。

$$\frac{a}{2}[\bar{1}\bar{1}0] \rightarrow \frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}] + \frac{a}{6}[\bar{1}21]$$

1. 求它们可能的位错分解反应。

$$\frac{a}{2}[011] \rightarrow \frac{a}{6}[\bar{1}21] + \frac{a}{6}[11\bar{2}]$$

2. 当两领先位错在各自的滑移面上运动相遇时，发生了新的位错反应。试写出其位错反应式，判断该反应能否自发进行？并分析该新生成的位错其位错特性和运动性质。

$$\frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}] + \frac{a}{6}[\bar{1}21] \rightarrow \frac{a}{6}[110]$$

$\sum b_{\text{前}} = \frac{a^2}{6}$   
 $\sum b_{\text{后}} = \frac{a^2}{18}$   $\Rightarrow$  可自发进行

3. 已知铜单晶  $a = 0.36\text{nm}$ ，切变模量  $G = 4 \times 10^4 \text{MPa}$ ，层错能

(111)

$(\bar{1} - 1 1)$

$\rightarrow$  位错线  $[\bar{1}\bar{1}0]$

$\gamma \perp b$  故为刃位错。

$\gamma = 0.04 \text{J/m}^2$ ，试求上述柏氏矢量 $\frac{a}{2}[\bar{1}\bar{1}0]$ 的位错形成扩展

滑移面为(001)

为错的宽度。(12分)

$$d = \frac{G b_1 \times b_2}{2\pi\gamma} = \frac{4 \times 10^4 \times 10^6 \times \frac{0.36^2}{36} [2 \times 1 + 1 \times 2 - 1] \times 10^{-9}}{2\pi \times 0.04} \text{ nm}$$

不是密排面，位错不能滑移。

九. 试说明高温回复阶段位错组态的变化。(6分)

$\frac{a}{2}[\bar{1}\bar{1}0]$  2nm.

十. 什么是全位错及不全位错？为什么面心立方晶体中的全位错

位错 $\frac{a}{2}[\bar{1}\bar{1}0]$ 可以分解成两个不全位错 $\frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}]$ 及 $\frac{a}{6}[\bar{2}11]$ ，试从

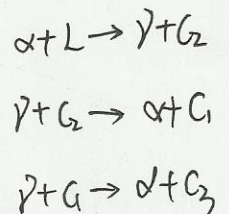
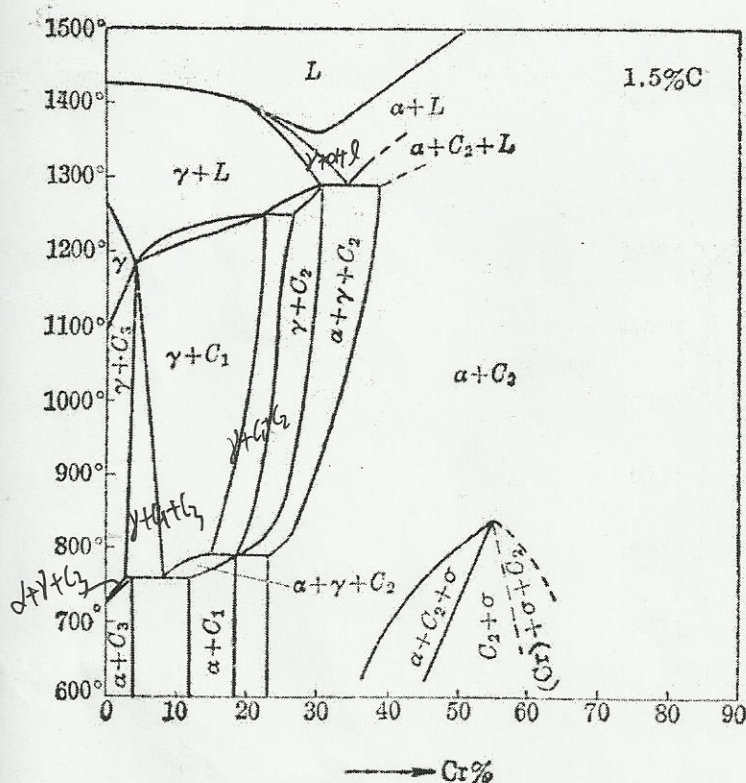
几何条件和能量两个方面予以说明。(10分)



十一. 对钢铁进行渗碳处理可以提高其表面含碳量, 通常渗碳在奥氏体状态下进行还是<sup>在</sup>铁素体状态下进行? (提示: 碳在奥氏体状态下的最大溶解度约为 2.1%, 在铁素体状态下为 0.02%; 相同温度下, 碳在奥氏体中的扩散系数小于在铁素体中的扩散系数) (8 分)

奥氏体中. 尽管碳在奥氏体中的扩散系数小于在铁素体中的扩散系数, 但碳在铁素体中的溶解度太小, 其渗碳深度也太小。

十二. 在所示的三元相图的垂直界面中写出三个四相平衡区中发生的四相平衡反应的反应式。(8 分)



十三. 假定某面心立方晶体 (点阵常数为  $a$  (中的活动滑移

fcc

系 (111)  $[\bar{1}\bar{1}0]$ 。(10 分)

1. 给出引起滑移的单位位错柏氏矢量，加以说明；

2. 若引起此滑移的为刃形位错，指明位错线方向以及其移动方向；

$\frac{a}{2}[\bar{1}\bar{1}0]$  单位位错柏氏矢量即为点阵矢量的最小值  
设刃为  $[\alpha, \beta, \gamma]$ ，则  $\begin{cases} \alpha + \beta + \gamma = 0 \\ \alpha - \beta = 0 \end{cases}$  故刃向为  $[11\bar{2}]$   
移动方向为  $[\bar{1}\bar{1}0]$

3. 若引起此滑移的为螺形位错，指明位错线方向及其移动方向。

位错线方向为  $[\bar{1}\bar{1}0]$

移动方向为

如何判断  
移动方向



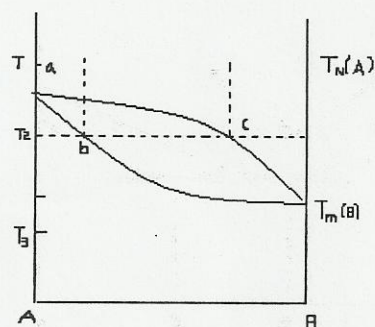
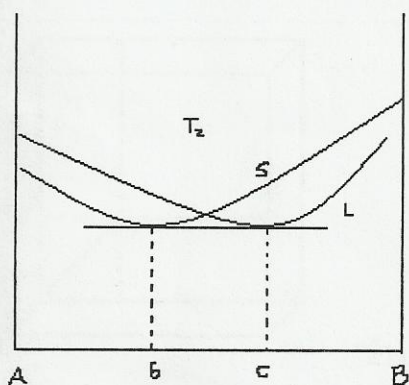
# 东南大学材料科学基础模拟试题答案（一）

## 一、选择题

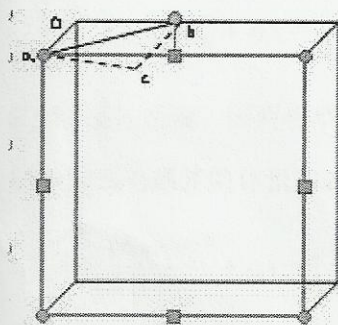
1.B 2.C 3.B 4.C 5.A 6.B 7.A 8.C 9.C 10.C 11.C 12.C 13.B 14.A 15.C 16.C  
17.B 18.A 19.C 20.A

## 二、作图题

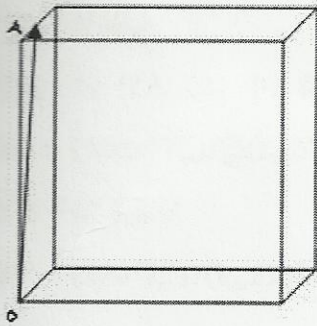
1. 解：右图为绘制的二元匀晶相图，在其两相区任一温度  $T_2$  画一水平线，在该温度  $T_2$  下的自由能-成分曲线（ $G-x$ ）如左图所示。



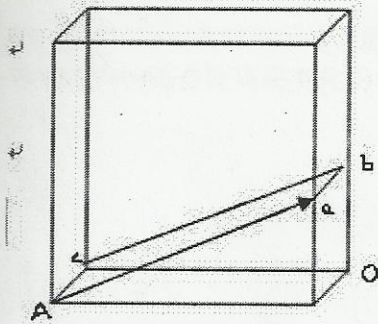
2. 解：



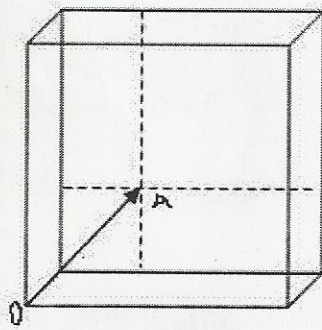




[102]



(012)



[211]

三.

证明:  $\Delta G = \Delta G_V + \sigma A$

式中,  $\Delta G_V$  是液、固两相单位体积自由能差, 为负值;  $\sigma$  是晶胚单位面积表面能, 为正值;  $V$  和  $A$  分别是晶胚的体积和表面积。设晶胚为球形, 其半径为  $r$ , 则上式可改写成:

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

$$\frac{d(\Delta G)}{dr} = -\Delta G_V 4\pi r^2 + \sigma 8\pi r$$

$$\text{令 } \frac{d(\Delta G)}{dr} = 0, \text{ 则}$$



$$r^* = 2\sigma/\Delta G_v$$

将式(4)代入(2)中,得

$$\Delta G^* = (16\pi\sigma^3 T_m^2)/[3(L_m \Delta T)^2]$$

而对于立方晶核

$$\Delta G^* = (32\sigma^3 T_m^2)/(L_m \Delta T)^2$$

#### 四.

解: 图中(b)曲线表示边界层附近的温度分布, (c)表示边界层中的浓度分布, (d)表示边界层中的熔点随距离变化的曲线。若图(b)与(d)的曲线相交则会有成分过冷, 如图(e)所示。

#### 五.

解: 1.  $1495^\circ\text{C}: L_{0.53} + \alpha_{0.09} \rightarrow \delta_{0.17}$ , 包晶

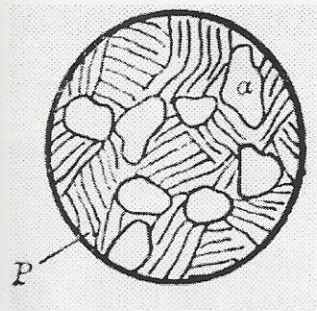
$1154^\circ\text{C}: L_{4.26} \rightarrow \gamma_{2.08} + C$ , 共晶

$1148^\circ\text{C}: L_{4.3} \rightarrow \gamma_{2.11} + Fe_3C_{II}$ , 共晶 (莱氏体 Ld)

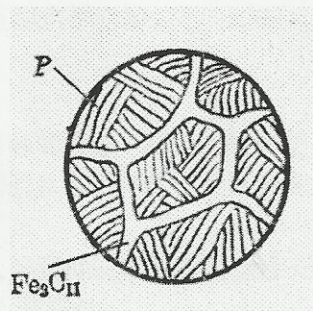
$738^\circ\text{C}: \gamma \rightarrow \alpha + C$ ;

$727^\circ\text{C}: \gamma_{0.77} \rightarrow \alpha_{0.0218} + Fe_3C$ , 共析

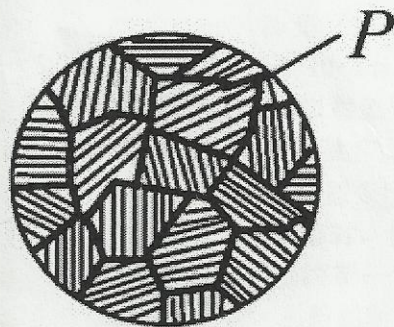
2.



0.4%



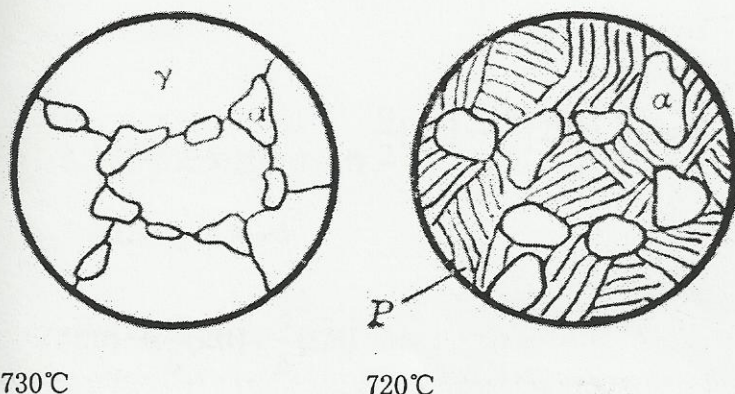
1.2%





0.77%

3.



730°C

720°C

$$4. \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}\% = \frac{10-0.77}{6.69-0.77} \times 100\% = 3.9\%$$

## 六.

解：铜单晶出现锯齿平台是由于铜晶体孪生变形造成的，因为形变孪生的过程可分为形核和扩展两个阶段，晶体变形时先是以极快的速度爆发出薄片孪晶，然后孪晶界面扩展开来使孪晶增宽，在一般情况下，孪晶形核所需的应力远高于扩展所需的应力，所以当孪晶出现就伴随以载荷突然下降的现象，在形变过程中孪晶不断形成，就导致锯齿形拉伸曲线。低碳钢出现锯齿形平台是由于低碳钢中的碳是间隙型子，它与铁素体中的位错交互作用而形成溶质原子气团，即所谓的 Cottrell 气团，该气团的形成使气体处于低能量的稳定状态，因而它对位错有钉扎作用，尤其在体心立方晶体中，间隙固溶体原子和位错的交互作用很强，位错被牢固钉扎住。在一般应力下位错不能脱钉，故必须在更大的应力作用下才能产生新的位错或使位错脱出气团的钉扎移动，这就形成上屈服点，而一旦挣脱后，位错的运动所需的应力没有开始的那么大，因此出现下屈服点和水平阶段。

## 七.

解：1. 溶质原子自浓度低向浓度高处前移的现象，称为上坡扩散，从热力学角度，扩散式由于化学位的不同而引起的，各组员原子总是由高化学位区向低化学位区扩散，扩散的真正推动力不是浓度梯度，而是化学梯度。

2. 在一定条件下进行热变形，材料可能得到特别大的均匀塑性变形，而不发生缩颈，延伸率可达 500%~2000%，材料的这种特性称为超塑性。

条件：(1) 材料本身应具有细小、等轴、稳定的复相组织；

(2) 在  $(0.5 \sim 0.65) T_m$  进行热变形；

(3) 低的应变速率  $10^{-2} \sim 10^{-4} \text{mm/s}$

3. 由于陶瓷粉末烧结时难以避免显微空隙，冷却或热循环时热应力产生显微裂纹，裂纹尖端由于应力集中，使得裂间最大应力可达到理论屈服强度，由于陶瓷晶体中可动位错很少，位错运动困难，所以一达到屈服强度就断裂，故陶瓷的理论屈服强度很高，但其实际拉伸强度或断裂强度却很低。而压缩时，显微裂纹或闭合或呈稳态缓慢扩展，并转向平行于压缩轴。故其压缩强度比拉伸强度约高一个数量级。

4. (1) 温度，T 越高，晶粒越粗大；

(2) 第二相粒子，越弥散、细小，抑制长大效果越好；



- (3) 位向差小, 晶界迁移速度慢;  
 (4) 微量溶质或杂质, 显著降低晶界迁移速度。

## 八.

解: 1. 根据柏氏矢量的守恒性  $\frac{a}{2}[\bar{1}10] \rightarrow \frac{a}{6}[2\bar{1}1] + \frac{a}{6}[uvw]$

可得  $u=1, v=-2, w=1$

$$\text{即 } \frac{a}{2}[\bar{1}10] \rightarrow \frac{a}{6}[2\bar{1}1] + \frac{a}{6}[\bar{1}21]$$

$$\frac{a}{2}[001] \rightarrow \frac{a}{6}[\bar{1}21] + \frac{a}{6}[uvw], \text{ 可得 } u=1, v=1, w=2$$

$$\text{即 } \frac{a}{2}[\bar{1}10] \rightarrow \frac{a}{6}[2\bar{1}1] + \frac{a}{6}[\bar{1}21]$$

$$2. \frac{a}{2}[011] \rightarrow \frac{a}{6}[\bar{1}21] + \frac{a}{6}[112]$$

晶体学条件:  $\sum b_{\text{反应前}} = \sum b_{\text{反应后}}$

$$\text{能量条件: } \sum b_{\text{反应前}}^2 = \left(\frac{a}{6}\right)^2 (\sqrt{2^2 + 2^2 + 1^2})^2 = \frac{a^2}{3}$$

$$\sum b_{\text{反应后}}^2 = \left(\frac{a}{6}\right)^2 (\sqrt{1^2 + 1^2})^2 = \frac{a^2}{18}$$

$$\sum b_{\text{反应前}} > \sum b_{\text{反应后}}$$

根据上面两个条件, 可判断上面反应可以进行

上述新生成位错  $\frac{a}{6}[\bar{1}10]$  的位错线即为两滑移面交线, 故位错线:

$$\xi = n_1 \times n_2 = \begin{vmatrix} i & j & k \\ 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & \bar{1} \end{vmatrix} = [\bar{1}01] \quad (n_1, n_2 \text{ 分别为两滑移面法线矢量})$$

$\xi \times b = 0$ , 故  $\xi \perp b$ , 该新生成位错为刃形位错

已知该新生位错的位错线及柏氏矢量, 可由它们叉乘得到新生位错滑移面的法向量:



$$n_3 = \begin{vmatrix} i & j & k \\ 1 & 1 & 0 \\ 1 & 1 & 0 \end{vmatrix} = [00\bar{1}]$$

该位错的滑移面为  $(00\bar{1})$

因该滑移面不在密排面上, 且两边都有层错区连接, 形成了稳定的压杆位错, 故该位错不能滑移。

$$\begin{aligned} 3. \quad d &= \frac{Gb_1 \times b_2}{2\pi\gamma} = \frac{G \frac{a}{6} [2\bar{1}1] \times \frac{a}{6} [\bar{1}21]}{2\pi\gamma} = \frac{4 \times 10^4 \times 10^6 \times \frac{0.36^2}{6} \times [2 \times 1 + 1 \times 2 - 1 \times 1]}{2\pi \times 0.04 \times 10^9} \\ &= 1.72 \text{ nm} \end{aligned}$$

九.

解: 当多晶体金属的冷塑性变形量较小时, 在金属内部形成的储存能不大, 加热再结晶是, 没有足够的驱动力发生亚晶界迁移和亚晶合并形核, 只能发生晶界弓出形核。由于相邻晶粒在取向上的差异, 经历的变形程度不同, 变形量较大的晶粒位错密度较高, 产生的储存能也较高; 变形量较小的晶粒位错密度较低, 产生的储存能也较低。因此, 形变金属在再结晶过程中, 晶界将由位错密度较低的晶粒想位错密度较高的晶粒弓出, 晶界弓出过程中所扫过的晶体区域位错密度较低, 这是一个能量降低的过程。若将晶界能做为阻力, 相邻经历的储存能差作为驱动力, 便可计算出晶界弓出形核的临界条件, 当弓出区域达到临界尺寸后, 再结晶晶核就形成了。

十.

解: 位错矢量等于点阵矢量整数倍的位错为全位错, 位错矢量不等于点阵矢量整数倍的位错为不全位错。

$$\text{几何条件: } \frac{a}{2} [\bar{1}10] = \frac{a}{6} [\bar{1}2\bar{1}] + \frac{a}{6} [211]$$

$$\text{能量条件: 分解前 } b^2 = \frac{a^2(1+1+1)}{4} = \frac{a^2}{2}$$

$$\text{分解后 } b_1^2 + b_2^2 = \frac{a^2(1+1+1)}{36} + \frac{a^2(1+1+1)}{36} = \frac{a^2}{3}$$

$b_1^2 + b_2^2 < b^2$ , 符合能量条件。

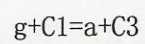
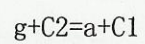
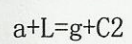
十一.

解: 应在奥氏体状态下进行, 尽管碳在奥氏体中的扩散系数小于铁素体状态, 但碳在铁素体中的溶解度太小, 其浓度梯度也太小。

十二.



解：四相平衡反应：



十三.

解：1.  $\frac{5}{2}[1\bar{1}0]$ 。

2.  $[11\bar{2}]$ 、 $[1\bar{1}0]$ 。

3.  $[1\bar{1}0]$ 、 $[\bar{1}\bar{1}2]$ 。