

材料科学基础 A1 考试范围及复习题-2012

考试范围:

要求掌握全部概念，重要知识点。

1. 材料的结构：晶体结构的基本概念，金属晶体结构及其特点（三种重要晶体结构，晶系、布拉菲点阵，晶胞原子数，密排面，密排方向，密勒指数标定）。
2. 纯金属的结晶：结晶现象（结晶、过冷度），晶核的形成（临界晶核、形核功），晶核的长大，金属铸锭的组织（三晶区结构）及缺陷。
3. 二元合金的相结构与结晶：合金中的相（相及其分类），合金的相结构，二元合金相图的建立，二元合金相图（重点）。
4. 铁碳合金：铁碳合金的组元及基本相，Fe-Fe₃C 相图分析，铁碳合金的平衡结晶过程及组织，含碳量对组织性能的影响。（全部掌握）
5. 金属及合金的塑性变形：单晶体的塑性变形（重点），多晶体的塑性变形，合金的塑性变形，塑性变形对组织和性能的影响。
6. 回复与再结晶：形变金属与合金在退火过程中的变化，回复、再结晶及晶粒长大。
7. 扩散：扩散的本质及机理，菲克定律（重点是第二定律及其重要解），影响扩散的因素。

一、 填空题

1. 每个面心立方晶胞中的原子数为 4，其配位数为 12。
2. 晶格常数为 a 的体心立方晶胞，其原子数为 2，原子半径为 $\frac{\sqrt{3}a}{4}$ ，配位数为 8，致密度为 0.68。
3. 刃型位错的柏氏矢量与位错线互相 垂直，螺型位错的柏氏矢量与位错线互相 平行。
4. 螺型位错的位错线 平行 于滑移方向，位错线的运动方向 垂直 于位错线。
5. 在过冷液体中，晶胚尺寸 小于 临界尺寸时不能自发长大。
6. 均匀形核既需要 结构 起伏，又需要 能量 起伏。
7. 纯金属结晶时，固液界面按微观结构分为 光滑界面 和 粗糙界面。
8. 纯金属的实际开始结晶温度总是低于理论结晶温度，这种现象称为 过冷，理论结晶温度与实际开始结晶温度之差称为 过冷度。
9. 合金中的基本相结构，有 固溶体 和 金属化合物 两类，其中前者具有较高的 综合机械 性能，适宜做 基体 相；后者具有较高的 熔点和硬度，适宜做 强化 相。
10. 间隙相和间隙化合物主要受组元的 原子尺寸 因素控制。
11. 相律是分析相图的重要工具，当系统的压力为常数时，相律的表达式为 $f = c - p + 1$ 。
12. 根据相律，二元合金结晶时，最多可有 3 个相平衡共存，这时自由度为 0。
13. 根据相区接触法则可以推定，两个单相区之间必定有一个 两相区，两个两相区之间必须以 单相区 或 三相共存水平线 隔开。二元相图的三相区是一条水平线，该区必定与 两相区 以点接触，与 单相区 以线接触。
14. 铸锭的宏观组织是由 表层细晶区、柱状晶区、中心等轴晶区 三个区组成。
15. 莱氏体是共晶转变所形成的 奥氏体 和 渗碳体 组成的混合物。
16. 相变反应式 $L(\text{液}) \rightarrow \alpha(\text{固}) + \beta(\text{固})$ 表示 共晶 反应； $\gamma(\text{固}) \rightarrow \alpha(\text{固}) + \beta(\text{固})$ 表示 共析 反应。

17. 固溶体合金结晶时，其平衡分配系数 K_0 表示固液两平衡相中的 溶质浓度 之比。
18. 铁碳合金中，一次渗碳体由 液相 产生，二次渗碳体由 奥氏体 产生，三次渗碳体由 铁素体 产生。
19. 一个滑移系是由 滑移面 和 滑移方向 组成。
20. 面心立方晶格的滑移系有 12 个，体心立方晶格的滑移系有 12 个。
21. 滑移常沿晶体中 最密排 的晶面及晶向发生。
22. 扩散的驱动力是 化学位梯度。
23. 所谓上坡扩散是指 沿着浓度降低的方向进行的扩散，使浓度趋于均匀化，反应扩散是指 通过扩散使固溶体的溶质组元浓度超过固溶体极限而形成新相的过程。
24. 在 Fick 第一定律的表达式 $J = -D \frac{dC}{dx}$ 中，负号表示 扩散由高浓度向低浓度方向进行。

二、 选择题

1. Fe—Fe₃C 合金中，合金具有最好流动性的是 (B)。
- A. C%=4.00% B. C%=4.30% C. C%=4.60%
2. 凝固的热力学条件为 (C)。
- A. 形核率 B. 系统自由能增加 C. 过冷度
3. 二元相图中，当有二次相析出时，固溶线表现为 (A)。
- A. 垂线 B. 水平线 C. 斜线
4. 符号 $\langle uvw \rangle$ 表示 (C)。
- A. 晶面族 B. 晶向族 C. 晶向
5. A 和 A-B 合金焊合后发生柯肯达尔效应，测得界面向 A 试样方向移动，则 (A)。
- A. A 组元的扩散速率大于 B 组元 B. B 组元的扩散速率大于 A 组元
- C. 和扩散速率大小无关
6. 在置换型固溶体中，原子扩散的方式一般为 (C)。

- A. 原子互换机制 B. 间隙机制 C. 空位机制
7. 形成临界晶核时体积自由能的减少只能补偿表面能的 (B)。
- A. 1/3 B. 2/3 C. 3/4
8. 面心立方 (fcc) 结构的铝晶体中, 每个铝原子在本层 (111) 面上的原子配位数为 (A)。
- A. 6 B. 8 C. 4
9. 简单立方晶体的致密度为 (B)。
- A. 65% B. 52% C. 58%
10. 机械零件在正常工作条件下多数处于 (A)。
- A. 弹性变形状态 B. 塑性变形状态 C. 弹塑性变形状态
11. 实际晶体的线缺陷表现为 (B)。
- A. 空位和间隙原子 B. 位错 C. 晶界
12. 铸件裂纹一般产生在 (A)。
- A. 铸件较厚的地方 B. 较薄的地方 C. 有孔的地方
13. 缩孔最可能出现的部位是 (A)。
- A. 铸件最上部 B. 铸件中部 C. 在铸件最上部及热节处
14. 冷铁配合冒口形成定向凝固能防止铸件 (A)。
- A. 缩孔、缩松 B. 应力 C. 变形
15. 铅在常温下的变形属 (B)。
- A. 冷变形 B. 热变形 C. 弹性变形
16. 某金属凝固时的形核功为 ΔG^* , 其临界晶核界面能为 ΔG , 则 ΔG^* 和 ΔG 的关系为 (A)。
- A. $\Delta G = 3\Delta G^*$ B. $\Delta G = 1/3\Delta G^*$ C. $\Delta G = \Delta G^*$
17. 氮、氧在金属中一般占据间隙位置, 这是因为 (C)。
- A. 金属中间隙半径大于氮、氧原子半径 B. 氮、氧都是气体
- C. 氮、氧原子半径较小, 能挤入金属中的间隙位置
18. 根据二元相图相区接触规则, (B)。
- A. 两个单相之间必定有一个单相区隔开
- B. 两个两相区必须以单相区或三相共存水平线隔开

- C. 三相水平线必须和四个两相区相邻
19. 二次再结晶是 (C) 。
- A. 相变过程 B. 形核长大过程 C. 某些晶粒特别长大的过程
20. 在单相组织中存在大小不等的晶粒，由界面曲度驱动界面移动的规律可知 (C) 。
- A. 小晶粒将移向大晶粒一方，直到晶粒大小相等
- B. 大小晶粒依靠吞并相邻晶粒同时长大
- C. 界面将移向小晶粒一方，最后小晶粒将消失
21. 强化金属材料的各种手段，考虑的出发点都在于 (A) 。
- A. 尽量减少位错或设置位错运动的障碍 B. 去除位错运动的障碍
- C. 使位错适当地减少
22. 金属中通常存在着溶质原子或杂质原子，它们的存在 (C) 。
- A. 总是使晶格常数增大 B. 总是使晶格常数减小
- C. 可能使晶格常数增大，也可能使其减小
23. 拉伸单晶时，滑移面转向 (A) 时最易滑移。
- A. 与外力轴成 45° B. 与外力轴平行 C. 与外力轴垂直
24. 若 A、B 两组元形成电子化合物，但是该化合物中 A 组元所占的质量分数超过了 60%，则该相晶体结构 (C) 。
- A. 与 A 相同 B. 与 B 相同 C. 与 A、B 都不相同
25. 在非均匀形核中，外来杂质形状对形核效果有重要影响，其中 (A) 对形核最为有利。
- A. 凹曲面状 B. 平面状 C. 凸曲面状
26. 因晶体转动而使原来有利于滑移的晶面滑移到一定程度后变成不利于滑移的晶面的现象称为 (B) 。
- A. 物理硬化 B. 几何硬化 C. 加工硬化
27. 一根弯曲的位错线，(B) 。
- A. 具有唯一的位错类型 B. 具有唯一的柏氏矢量
- C. 位错类型和柏氏矢量处处相同
28. 某一种金属的熔点是 1083°C ，该金属最低再结晶温度约为 (A) 。
- A. 269.4°C B. 342.9°C C. 433.2°C

29. 在二元合金中，铸造性能最好的合金是具有（C）。
- A. 共析成分合金 B. 固溶成分合金 C. 共晶成分合金
30. 固态金属扩散最可能按（A）进行。
- A. 间隙扩散机理 B. 换位扩散机理 C. 空位扩散机理
31. 要获得结晶过程所需的驱动力，实际结晶温度必须（C）理论结晶温度。
- A. 高于 B. 等于 C. 低于
32. 相变反应式 $L(\text{液}) + \alpha(\text{固}) \rightarrow \beta(\text{固})$ 表示（B）反应。
- A. 共晶 B. 包晶 C. 包析
33. 对称倾侧晶界的晶界结构由（B）组成。
- A. 螺型位错 B. 刃型位错 C. 割阶
34. 立方晶系中，与晶面(011)垂直的晶向是（A）。
- A. [011] B. [100] C. [101]
35. 高温回复阶段，金属中亚结构发生变化时，（C）。
- A. 位错发生塞积 B. 形成位错缠结 C. 刃型位错通过攀移和滑移构成亚晶界
36. 在二元合金相图中，稳定化合物为（A）。
- A. 一条垂直线 B. 一条曲线 C. 一个区域
37. 铸件在凝固时若不出现成分过冷，则铸件组织将是（B）。
- A. 全部等轴晶 B. 全部柱状晶 C. 柱状晶+中心等轴晶
38. 在工业生产条件下金属结晶时，过冷度越大，则（B）。
- A. N 越大 B. N/G 提高 C. N/G 降低
39. 金属在冷变形过程后进行机加工，一般都需要在其中增加退火，其目的是（B）。
- A. 消除网状组织 B. 消除冷变形强化 C. 消除偏析组织

三、 判断及改错

判断：

- 1、Fick第一定律表示通过某一截面的扩散流量与垂直这个截面方向上浓度梯度成正比，其方向与浓度降落方向一致。（×）

- 2、共晶合金在铸造中流动性一般较差。（×）
- 3、间隙固溶体和置换固溶体均可形成无限固溶体。（×）
- 4、金属铸件可通过再结晶退火来细化晶粒。（×）
- 5、金属铸锭的宏观组织通常由三个晶区组成：外表层的细晶区、中间柱状晶区及心部等轴晶区。（√）
- 6、重结晶和再结晶都是在固态下的形核与长大的过程，两者没有本质区别。（×）
- 7、在立方晶系中， (111) 与 $(\bar{1}11)$ 是互相平行的两个晶面。（×）
- 8、与纯金属结晶相比，固溶体结晶时除需要结构起伏和能量起伏外还需要浓度起伏。（√）
- 9、扩散系数 D 相当于浓度梯度为 1 时的扩散通量。（√）
- 10、铁素体与奥氏体的根本区别在于固溶度不同，前者（为 bcc）小而后者（为 fcc）大。（×）
- 11、观察共析钢的显微组织，发现图中显示渗碳片层密集程度不同。凡是片层密集处则碳含量偏多，而疏松处则碳含量偏少。（×）
- 12、缩孔、缩松的产生原因是固态收缩得不到补缩。（√）

改错：

1. 所谓过冷度是指结晶时，在冷却曲线上出现平台的温度与熔点之差；而动态过冷度是指结晶过程中，实际液相的温度与熔点之差。
所谓过冷度是指结晶时，在冷却曲线上出现的实际结晶温度与熔点之差；而动态过冷度是指结晶过程中，液/固界面前沿液体中的温度与熔点之差。
2. 金属结晶时，原子从液相无序排列到固相有序排列，使体系熵值减小，因此是一个自发过程。
金属结晶时，原子从液相无序排列到固相有序排列，使体系自由能减小，因此是一个自发过程。
3. 在任何温度下，液态金属中出现的最大结构起伏都是晶胚。
在过冷液体中，液态金属中出现的最大结构起伏都是晶胚。
4. 所谓临界晶核，就是体系自由能的减少完全补偿表面自由能的增加时的晶胚大小。

所谓临界晶核，就是体系自由能的减少能够补偿 $2/3$ 表面自由能的增加时的晶胚大小。

5. 在液态金属中，凡是涌现出小于临界晶核半径的晶胚都不能成核，但是只要有足够的能量起伏提供形核功，还是可以成核的。

在液态金属中，凡是涌现出小于临界晶核半径的晶胚都不能成核，即便有足够的能量起伏提供，还是不能成核。

6. 非均匀形核总是比均匀形核容易，因为前者是以外加质点为结晶核心，不像后者那样形成界面，而引起自由能的增加。

非均匀形核总是比均匀形核容易，因为前者是以外加质点为基底，形核功小，不像后者那样形成界面，而引起自由能的增加。

7. 无论温度分布如何，常用纯金属生长都是呈树枝状界面。

只有在负温度梯度条件下，常用纯金属生长都是呈树枝状界面。

8. 液态纯金属中加入形核剂，其生长形态总是呈树枝状。

液态纯金属中加入形核剂，其生长形态不会发生改变。

9. 从宏观上观察，如液/固界面是平直的，称为光滑界面结构；若是呈金属锯齿形的，称为粗糙界面结构。

从宏观上观察，如液/固界面是平直的，称为粗糙界面结构；若是呈金属锯齿形的，称为光滑界面结构。

10. 固溶体合金无论在平衡或非平衡结晶过程中，液/固界面上液相成分沿着液相平均成分线变化；固相成分沿着固相平均成分线变化。

固溶体合金无论在平衡或非平衡结晶过程中，液/固界面上液相成分沿着液相线变化；固相成分沿着固相线变化。

11. 在共晶线上利用杠杆定律可以计算出共晶体的相对量，而共晶线属于三相区，所以杠杆定律不仅适用于两相区，也适用于三相区。

在共晶线上利用杠杆定律可以计算出共晶体的相对量，而共晶线属于三相区，但杠杆定律仅适用于两相区，所以共晶体的相对量实际上是在两相区中算出来的。

12. 将固溶体合金棒反复多次“熔化-凝固”，并采用定向快速凝固的方法，可以有效地提纯金属。

将固溶体合金棒反复多次进行区域熔炼，并采用定向缓慢凝固的方法，可以有效地提纯金属。

13. 铁素体和奥氏体的根本区别在于固溶度不同，前者小而后者大。

铁素体和奥氏体的根本区别在于晶体结构不同，前者为 bcc，而后者为 fcc。

14. 在 Fe-Fe₃C 系合金中，只有过共析钢的平衡结晶组织中才有二次渗碳体存在。

在 Fe-Fe₃C 系合金中，只有当碳质量分数 $0.77\% < W_c < 4.3\%$ 的铁碳合金平衡结晶组织中才有二次渗碳体存在。

15. 无论何种成分的碳钢，随着含碳量的增加，组织中铁素体相对量减少，而珠光体相对量增加。

对于亚共析成分的碳钢，随着含碳量的增加，组织中铁素体相对量减少，而珠光体相对量增加。

16. $W_c=4.3\%$ 的共晶白口铁的显微组织中，白色基体为 Fe₃C，其中包括 Fe₃C_I，Fe₃C_{II}，Fe₃C_{III}，Fe₃C_{共析}，Fe₃C_{共晶}等。

$W_c=4.3\%$ 的共晶白口铁的显微组织中，白色基体为 Fe₃C，其中包括 Fe₃C_{II} 及 Fe₃C_{共晶}。

17. 用 Ni-Cu 合金焊条焊接某合金板料时，发现焊条慢速移动时，焊缝易出现胞状组织，而快速移动时，则易于出现树枝状组织。

用 Ni-Cu 合金焊条焊接某合金板料时，发现焊条慢速移动时，焊缝易出现树枝状组织，而快速移动时，则易于出现胞状组织。

18. 如果固体中不存在扩散流，则说明原子没有扩散。

固体中即使不存在宏观扩散流，但由于原子热振动的迁移跳跃，扩散仍然存在。纯物质中的自扩散即是一个典型的例证。

19. 因固溶体原子每次跳动方向是随机的，所以在任何情况下扩散流为零。

原子每次跳动方向是随机的。只有当系统处于热平衡状态，原子在任一跳动方向上的跳动几率才是相等的。此时虽存在原子的迁移（即扩散），但没有宏观扩散流。如果系统处于非平衡状态，系统中必须存在热力学势的梯度（具体可表示为浓度梯度、化学位梯度、应变能梯度等）。原子在热力学势减少的方向上的跳动几率将大于在热力学势增大方向上的跳动几率。于是就出现了宏观扩散流。

20. 晶界上原子排列混乱，不存在空位，所以以空位机制扩散的原子在晶界处无法扩散。

晶界上原子排列混乱，与非晶体相类似，其原子堆积密集程度远不及晶粒内部，因而对原子的约束能力较弱，晶界原子的能量及振动频率 ν 明显高于晶内原子。所以晶界处原子具有更高的迁移能力。晶界扩散系数也明显高于晶内扩散系数。

21. 间隙固溶体中溶质浓度越高，则溶质所占据的间隙越多，供扩散的空余间隙越少，即 z 值越小，导致扩散系数下降。

事实上这种情况不可能出现。间隙固溶体的溶质原子固溶度十分有限，即使是达到过饱和状态，溶质原子数目要比晶体中的间隙总数要小几个数量级，因此，在间隙原子周围的间隙位置可看成都是空的。即对于给定晶体结构， z 为一个常数。

22. 体心立方比面心立方晶体的配位数要小，故由 $D=1/6fzPa^2$ 关系式可见， α -Fe 中原子扩散系数要小于 γ -Fe 中的扩散系数。

虽然体心立方晶体的配位数小，但其属于非密堆结构。与密堆结构的面心立方的晶体相比较， f 值相差不大（0.72 和 0.78）之间，但原子间距大，原子因约束力小而振动频率 ν 高，其作用远大于配位数的影响。而且原子迁移所要克服的阻力也小，具体表现为扩散激活能低，扩散常数较大，实际情况是在同一温度， α -Fe 有更高的自扩散系数，而且溶质原子在 α -Fe 中的扩散系数要比 γ -Fe 高。

四、名词解释

1. 间隙固溶体和有序固溶体

溶质原子不是占据溶剂晶格的正常结点位置，而是填入溶剂原子间的一些间隙中，这样得到的固溶体称为间隙固溶体。

当溶质原子按适当比例并按一定的顺序和一定方向，围绕着溶剂原子分布时，这种固溶体就叫有序固溶体。

2. 光滑界面和粗糙界面

光滑界面：从原子尺度看，液固界面是光滑平整的，液、固两相被截然分开；在光学显微镜下，光滑界面有曲折的若干小平面组成，所以又称为小平面界面。

粗糙界面：从原子尺度看，液固界面高低不平，并存在这几个原子间距厚度的过渡层，在过渡层中液、固两相原子犬牙交错地分布着。由于过渡层很薄，在光学显微镜下，这类界面是平直的，又称为非小平面界面。

3. 变质处理和晶粒度

变质处理：在液态金属结晶前，特意加入某些难熔固态颗粒，造成大量可以成为非自发晶核的固态质点，使结晶时的晶核数目大大增加，从而提高了形核率，细化晶粒。这种方法称为变质处理。

晶粒度：晶粒的大小称为晶粒度，通常用晶粒的平均面积或平均直径来表示。

4. 包析转变，熔晶转变，偏晶转变，合晶转变

包析转变：是由两个固相共同作用形成一个固相的恒温转变。

熔晶转变：是由一个固相恒温分解为一个液相和另一个固相的恒温转变。

偏晶转变：是由一个液相 L_1 分解为一个固相和另一成分的液相 L_2 的恒温转变。

合晶转变：是由两个成分不同的液相 L_1 和 L_2 相互作用形成一个固相的恒温转变。

5. 平衡凝固，非平衡凝固，正常凝固

平衡凝固：是指合金在极缓慢冷却条件下进行结晶的过程。

非平衡凝固：凝固过程中，液、固两相的成分偏离液、固相线，使凝固过程进行到一更低的温度才能完成，并且凝固后固体的成分是不均匀的，这种偏离平衡凝固条件下的结晶过程称为非平衡凝固。

正常凝固：固溶体经正常凝固后整个锭子的质量浓度分布如下图所示 ($k_0 < 1$)，这符合一般铸锭中浓度的分布，因此称为正常凝固。

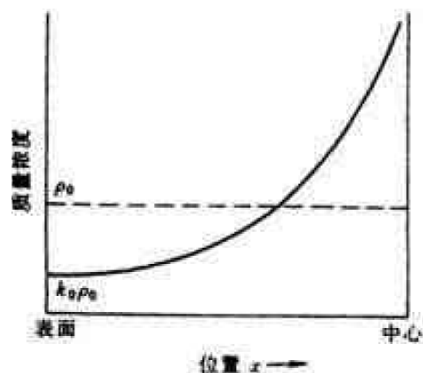


图 正常凝固后溶质浓度在铸锭内的分布

6. 铁素体，奥氏体，莱氏体，珠光体，渗碳体

铁素体：碳溶于 α -Fe 中形成的间隙固溶体，为体心立方结构，常用符号 F 或 α 表示。

奥氏体：碳溶于 γ -Fe 中形成的间隙固溶体，为面心立方结构，常用符号 A 或 γ 表示。

莱氏体：奥氏体和渗碳体的共晶混合物称为莱氏体。

珠光体：铁素体和渗碳体的机械混合物。

渗碳体：铁和碳相互作用形成的具有复杂晶格的间隙化合物。渗碳体具有很高的硬度，但塑性很差，延伸率接近于零。在钢中以片状存在或网络状存在于晶界。在莱氏体中为连续的基体，有时呈鱼骨状。

7. 滑移和孪生，滑移系和滑移带

滑移：晶体的塑性变形是晶体的一部分相对于另一部分沿某些晶面和晶向发生滑动的结果，这种变形方式叫滑移。

孪生：是晶体的一部分沿一定的晶面和一定的晶向相对于另一部分晶体做均匀地切变的过程称为孪生。

滑移系：一个滑移面和此面上的一个滑移方向组成一个滑移系。

滑移带：对单晶体试样进行拉伸时，当试样经适量的塑性变形后，在金相显微镜下可以观察到，在抛光的试样表面上出现许多相互平行的滑移线，相互靠近的一组滑移线就构成了一个滑移带。

8. 加工硬化

加工硬化：金属材料随着冷塑变形程度的增大，强度和硬度逐渐升高，塑性和韧性逐渐降低的现象称为加工硬化或冷作硬化。

9. 交滑移和多滑移

交滑移：是指两个或多个滑移面共同沿着一个滑移方向的滑移。交滑移的实质是螺位错在不改变滑移方向的情况下，从一个滑移面滑到交线处，转到另一个滑移面的过程。

多滑移：由于变形时晶体转动的结果，有两组以上滑移面同时转到有利位向，使滑移可能在两个以上的滑移面上同时或交替地进行，形成“多滑移”。

10. 临界分切应力和取向因子

临界分切应力：晶体中使滑移系开动的最小分切应力，数值大小取决于金属的晶体结构、纯度、加工状态、试验温度与加载速度，当条件一定时，各种晶体的临界分切应力各有定值，而与外力的大小、方向及作用方式无关。

取向因子： $\cos \phi \cos \lambda$ 称为取向因子，或称施密特因子（Schmid），取向因子越大，则分切应力越大。

11. 回复和再结晶

回复：为了消除金属的加工硬化现象，将变形金属加热到某一温度，以使其组织和性能发生变化。在加热温度较低时，原子的活动能力不大，这时金属的晶粒大小和形状没有明显的变化，只是在晶内发生点缺陷的消失以及位错的迁移等变化，因此，这时金属的强度、硬度和塑性等机械性能变化不大，而只是使内应力及电阻率等性能显著降低。此阶段为回复阶段。

再结晶：被加热到较高的温度时，原子也具有较大的活动能力，使晶粒的外形开始变化。从破碎拉长的晶粒变成新的等轴晶粒。和变形前的晶粒形状相似，晶格类型相同，把这一阶段称为“再结晶”。

12. 原子扩散，反应扩散，上坡扩散，下坡扩散，自扩散，互扩散

下坡扩散：是指沿着浓度降低的方向进行的扩散，即由高浓度向低浓度扩散，使浓度趋于均匀化。

上坡扩散：是指沿着浓度升高的方向进行的扩散，即由低浓度向高浓度方向扩散，使浓度发生两级分化。

反应扩散：通过扩散使固溶体的溶质组元浓度超过固溶体极限而形成新相的过程称为反应扩散或相变扩散。

原子扩散：在扩散过程中基体晶格始终不变，没有新相产生，这种扩散称为原子扩散。

自扩散：自扩散就是不伴有浓度变化的扩散，它与浓度梯度无关。自扩散只发生在纯金属和均匀固溶体中。

互扩散：互扩散是伴有浓度变化的扩散，它与异类原子的浓度差有关。在扩散过程中，异类原子相对扩散，互相渗透，所以又称为“异扩散”或“化学扩散”。

五、简答题

1. 作图表示立方晶体的(123)、(421)、 $(0\bar{1}\bar{2})$ 晶面及 $[\bar{1}02]$ 、 $[346]$ 。
2. 在立方系中绘出{110}、{111}晶面族所包括的晶面及(112)、 $(1\bar{2}0)$ 晶面。
3. 什么叫临界晶核？它的物理意义及与过冷度的定量关系如何？

根据自由能与晶胚半径的变化关系，可以知道半径 $r < r_k$ 的晶胚不能成核； $r > r_k$ 的晶胚才有可能成核；而 $r = r_k$ 的晶胚既可能消失，也可能稳定长大。因此，半径为 r_k 的晶胚成为临界晶核。其物理意义是，过冷液体中涌现出来的短程有序的原子团，当其尺寸 $r \geq r_k$ 时，这样的原子团便可成为晶核而长大。

临界晶核半径，其大小与过冷度有关

$$r_k = \frac{2\sigma T_m}{L_m \Delta T}$$

4. 试述结晶相变的热力学条件，动力学条件，能量及结构起伏。

分析结晶相变时系统自由能的变化可知，结晶的热力学条件为 $\Delta G < 0$ ；由单位体积自由能的变化， $\Delta G_v = -\frac{L_m \Delta T}{T_m}$ 可知，只有 $T > 0$ ，才有 $\Delta G_v < 0$ 。即只有过冷，才能使 $\Delta G_v < 0$ 。动力学条件为液相的过冷度大于形核所需的临界过冷度，即 $\Delta T > \Delta T^*$ 。

由临界晶核形核功 $\Delta G_k = 1/3 \sigma A$ 可知，当形成一个临界晶核时，还有 1/3 的表面能必须有液体中的能量起伏来提供。

液体中存在的结构起伏，是结晶时产生晶核的基础，因此，结构起伏是结晶过程必须具备的结构条件。

5. 根据凝固理论，试述细化晶粒的基本途径。

由凝固理论可知，结晶时单位体积中的晶粒数目 z 取决于形核率 \dot{N} 和晶体长大速率 G 两个因素，即 $z \propto \frac{\dot{N}}{G}$ 。基本途径：

(1) 增加过冷度 ΔT 。 ΔT 增加， \dot{N} 和 G 都随之增加，但是 \dot{N} 的增长率大于

G 的增长率。因而, \dot{N}/G 的值增加, 即 z 增多。

(2) 加入形核剂, 即变质处理。加入形核剂后, 可以促使过冷液体发生非均匀形核。它不但使非均匀形核所需要的基底增多, 而且使临界晶核体积减小, 这都将使晶核数目增加, 从而细化晶粒。

(3) 振动结晶。振动, 一方面提供了形核所需要的能量, 另一方面可以使正在生长的晶体破断, 可增加更多的结晶核心, 从而使晶粒细化。

6. 根据 Pb-Sn 相图, 试分析:

1) 什么成分的合金适于压力加工, 什么成分的合金适于铸造?

2) 结合所学知识, 用什么方法可以提高 $W_{Sn} < 19\%$ 铅合金的强度?

1) 压力加工时, 要求合金有良好的塑性变形能力, 组织中不允许有过多的脆性第二相, 所以要求铝合金中合金元素含量较低, 一般不超过极限固溶度的成分。对 Al-Cu 合金, 常选用 $W_{Cu}=4\%$ 的合金。该成分合金加热后可处于完全单相 α 状态, 塑性好, 适于压力加工。

铸造合金要求其流动性好。合金的结晶温度范围愈宽, 其流动性愈差。从相图上看, 共晶成分的流动性最好, 所以一般来说共晶成分的合金具有优良的铸造性能, 适于铸造。但考虑到其它多方面因素, 一般选用 $W_{Cu}=10\%$ 的 Al-Cu 合金来进行铸造。

2) 要提高合金的强度, 可采用冷塑性变形的办法。通过冷变形, 产生加工硬化效应, 从而提高合金的强度。

7. 同样形状和大小两块铁碳合金, 其中一块是低碳钢, 一块是白口铸铁。试问, 用什么简便方法可迅速将它们区分开来?

由于它们含碳量不同, 使它们具有不同的特性。最显著的使硬度不同, 前者硬度低, 韧性好, 后者硬度高, 脆性大。若从这方面考虑, 可以有多种简便方法来将二者区分开来, 如 1) 用钢锉试锉, 硬者为铸铁, 易锉者为低碳钢; 2) 用榔头敲砸, 易破断者为铸铁, 砸不断者为低碳钢, 等等。

8. 试比较 45($W_C=0.45\%$)、T8($W_C=0.8\%$)、T12($W_C=1.2\%$) 钢的硬度、强度和塑性有何不同?

由含碳量对碳钢性能的影响可知，随着钢中碳含量的增加，钢中的渗碳体增多，硬度也随之升高，基本上呈直线上升。在 $w_c=0.77\%$ 以前，强度也是呈直线上升的。在 $w_c=0.77\%$ 时，组织全为珠光体，强度最高；但在 $w_c>0.77$ 以后，随碳量的继续增加，组织中将会出现网状渗碳体，致使强度很快下降；当 $w_c\geq 2.11\%$ 后，组织中出现共晶莱氏体，强度将很低。而塑性是随着碳量增加而单调下降的，在出现莱氏体后，塑性将几乎降为零。

所以，综上所述，T12 的硬度最高，45 钢的硬度最低；T12 的塑性最差，45 钢塑性最好；T8 钢均居中，而 T8 钢的强度最高。

9. 试述孪生与滑移的异同，比较它们在塑性变形过程中的作用。

答：滑移与孪生的相同点：两者都是晶体塑性变形的的基本方式，都是在切应力作用下，沿着一定晶面、晶向发生的切变。变形前后，晶体结构类型不变。

不同点：孪生使一部分晶体发生了均匀切变，而滑移只是集中在一些滑移面上。滑移时，晶体的已滑移与未滑移部分晶体位向相同，而孪生部分与基体位向不同，是具有特殊的镜面对称关系。孪生变形原子变形位移小于孪生方向原子间距，为其原子间距的分数倍；滑移变形时，原子移动的距离是滑移方向上原子间距的整数倍。与滑移类似，孪生要素也与晶体结构有关，但是同一结构的孪晶面、孪生方向可以与滑移面、滑移方向不同。孪生的临界分切压力比滑移的临界分切应力大很多。孪生变形的应力-应变曲线与滑移不同，呈现出锯齿状的波动，主要是孪晶“形核”时，所需要的切应力大于孪晶界面扩展的应力所致。一般情况下，先发生滑移，当滑移难以进行的时候，才发生孪生变形。孪生对于塑性变形的直接贡献比滑移小得多，但是孪生改变了晶体位向，使硬位向的滑移系转到软位向，激发了晶体的进一步滑移。

10. 试用多晶体塑性变形理论解释，室温下金属的晶粒越细强度越高，塑性也就越好的现象。

答：晶界是阻碍位错运动的，而各晶粒位向不同，互相约束，也阻碍晶粒的变形。因此，金属的晶粒愈细，其晶界总面积愈大，每个晶粒周围不同取向的晶粒数便愈多，对塑性变形的抗力也愈大。因此，金属的晶粒愈细强度愈高。

同时晶粒愈细，金属单位体积中的晶粒数便越多，变形时同样的变形量便可分散在更多的晶粒中发生，产生较均匀的变形，而不致造成局部的应力集中和引

起裂纹的过早产生和发展。因此，塑性、韧性也越好。

11. 回复和再结晶转变的驱动力是什么？

答：回复和再结晶的驱动力是金属变形后未被释放的储存能。其中回复阶段所释放的储存能略占总变形能的 10%，再结晶阶段所释放的储存能略占总变形能的 90%。

12. 请叙述冷塑性变形后的金属材料在发生回复和再结晶过程中的缺陷和组织的变化。

答：在回复阶段，不发生大角度晶界的迁移，晶粒的形状和大小与变形态的相同，仍保持纤维状或扁平状，从光学显微组织上几乎看不出变化。

在再结晶阶段，首先在畸变度大的区域产生新的无畸变晶粒的核心，然后逐渐消耗周围的变形基体而长大，直到形变组织完全改组为新的、无畸变的细等轴晶粒为止。

13. 为什么钢铁零件渗碳温度一般要选择在 γ -Fe 相区中进行？若不在 γ 相区中进行会有什么结果？

答：因 α -Fe 中的最大碳溶解度（质量分数）只有 0.0218%，大于碳质量分数大于 0.0218% 的钢铁，在渗碳时零件中的碳浓度梯度为零，渗碳无法进行，即使是纯铁，在 α 相区渗碳时铁中的浓度梯度很小，在表面也不能获得高含碳层；由于温度低，扩散系数也很小，渗碳过程极慢，没有实际意义。 γ -Fe 中的碳溶解度高，渗碳时在表层可获得较高的碳浓度梯度时渗碳顺利进行。此外， γ -Fe 区温度高，加速了扩散过程。

14. 简述 Fe-Fe₃C 相图中三个基本反应：包晶反应,共晶反应及共析反应，写出反应式，标出含碳量及温度。

答：共析反应：冷却到 727℃ 时具有 S 点成分的奥氏体中同时析出具有 P 点成分的铁素体和渗碳体的两相混合物。
$$\gamma_{0.8} \xrightarrow{727^{\circ}\text{C}} \text{F}_{0.02} + \text{Fe}_3\text{C}_{6.69}$$

包晶反应：冷却到 1495℃ 时具有 B 点成分的液相与具有 H 点成分的固相 δ

反应生成具有 J 点成分的固相 A。 $L_{0.5} + \delta_{0.1} \xrightarrow{1495^\circ\text{C}} \gamma_{0.16}$

共晶反应：1148℃时具有 C 点成分的液体中同时结晶出具有 E 点成分的奥氏

体和渗碳体的两相混合物。 $L_{4.3} \xrightarrow{1147^\circ\text{C}} \gamma_{2.14} + \text{Fe}_3\text{C}_{6.69}$

六、计算题

1. 计算 $W_C=4\%$ 的铁碳合金按亚稳态冷却到室温后，组织中的珠光体、二次渗碳体和莱氏体的相当含量；并计算组织组成物珠光体中渗碳体和铁素体的相对含量。

解：组织中，P 相对含量为 10.6%， Fe_3C_{II} 相对含量为 3.10%， L_d' 相对含量为 86.3%。

珠光体中 F 相对含量为 9.38%， $\text{Fe}_3\text{C}_{共析}$ 相对含量为 1.22%。

2. 对碳的质量分数为 0.1% 的钢进行渗碳，渗碳时钢件表面碳的质量分数保持为 1.2%，要求在其表面以下 2mm 处碳的质量分数为 0.45%，若 $D=2 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$ 。

(1) 试求渗碳所需时间；

(2) 若想将渗碳厚度增加 1 倍，需多少渗碳时间？

解：可以用半无限长棒的扩散来解答。

$$(1) \quad C_x = C_s - (C_s - C_0) \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$$

$$0.45 = 1.2 - (1.2 - 0.1) \operatorname{erf} \left(\frac{2 \times 10^{-3}}{2\sqrt{2 \times 10^{-11} t}} \right)$$

$$\operatorname{erf} \left(\frac{224}{\sqrt{t}} \right) = \frac{0.75}{1.1} = 0.68$$

查表得， $\frac{224}{\sqrt{t}} = 0.7$ ，可求得 $t = 102400 \text{ s} = 1707 \text{ min} = 28.4 \text{ h}$ 。

$$(2) \quad \text{因为处理条件不变，所以 } \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \text{ 为常数，即 } \frac{x_1}{2\sqrt{D_1 t_1}} = \frac{x_2}{2\sqrt{D_2 t_2}}$$

在温度相同时，扩散系数也相同，因此渗层深度与处理时间之间的关

系: $x \propto \sqrt{t}$

因为 $x_2/x_1 = 2$, 所以 $t_2/t_1 = 4$, 这时的时间为

$$409600s = 113.8hr$$

七、铁碳合金相关分析题

3. 绘制 **Fe-Fe₃C** 相图, 描述 $w_c = 3.5\%$ 的铁碳合金从液态冷却至室温的平衡结晶过程, 并计算其室温组织中的初晶奥氏体、莱氏体以及从初晶奥氏体中析出的二次渗碳体的重量百分数。(18 分)

答: Fe-Fe₃C相图见下图。

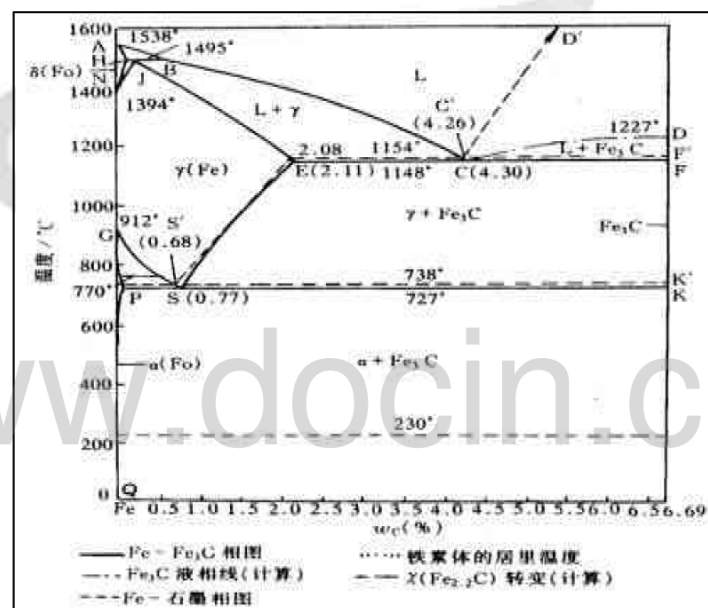
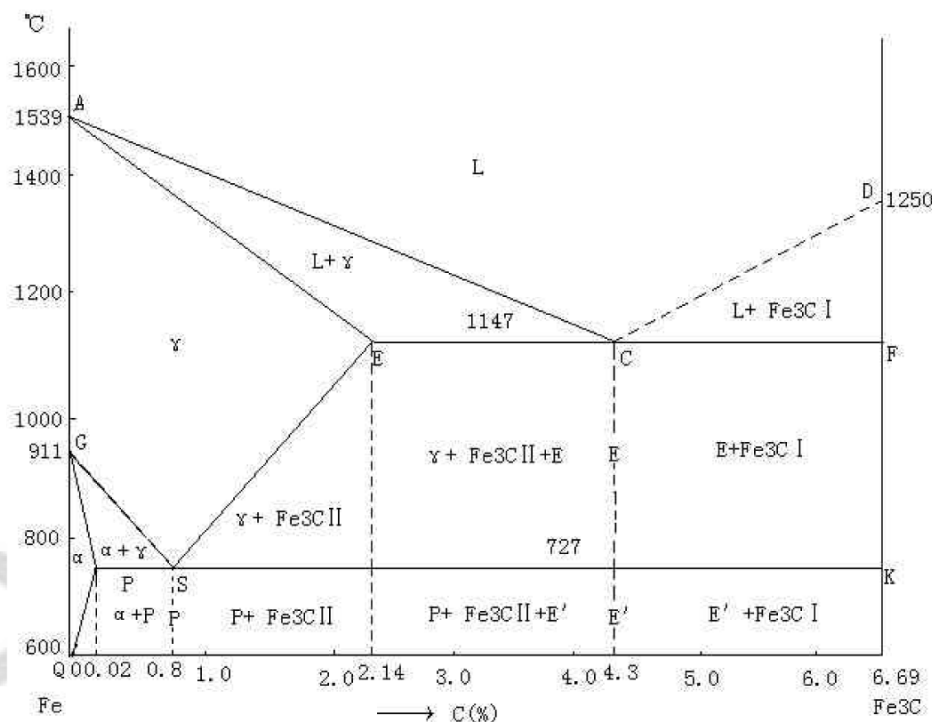


图1 Fe-Fe₃C相图

5. 画出 Fe-Fe₃C 相图，指出图中 S、C、E、P、N、G 及 GS、SE、PQ、PSK 各点、线的意义，并标出各相区的相组成物和组织组成物。

答：



C: 共晶点 1148 °C 4.30% C，在这一点上发生共晶转变，反应式：

$L_C \Leftrightarrow A_E + Fe_3C$ ，当冷到 1148 °C 时具有 C 点成分的液体中同时结晶出具有 E 点成分的奥氏体和渗碳体的两相混合物——莱氏体

$(L_C) \rightarrow (A_E + Fe_3C)$

E: 碳在 $\gamma - Fe$ 中的最大溶解度点 1148 °C 2.11% C

G: $\alpha - Fe \Leftrightarrow \gamma - Fe$ 同素异构转变点 (A_3) 912 °C 0% C

H: 碳在 $\delta - Fe$ 中的最大溶解度为 1495 °C 0.09% C

J: 包晶转变点 1495 °C 0.17% C 在这一点上发生包晶转变，反应式：

$L_B + \delta_H \Leftrightarrow A_J$ 当冷却到 1495 °C 时具有 B 点成分的液相与具有 H 点成分的固相 δ 反应生成具有 J 点成分的固相 A。

N: $\gamma - Fe \Leftrightarrow \delta - Fe$ 同素异构转变点 (A_4) 1394 °C 0% C

P: 碳在 $\alpha - Fe$ 中的最大溶解度点 0.0218% 727°C

S: 共析点 727°C 0.77%C 在这一点上发生共析转变, 反应式:

$A_s \Leftrightarrow F_p + Fe_3C$, 当冷却到 727°C 时从具有 S 点成分的奥氏体中同时析出

具有 P 点成分的铁素体和渗碳体的两相混合物——珠光体 P ($F_p + Fe_3C$)

ES 线: 碳在奥氏体中的溶解度曲线, 又称 A_{cm} 温度线, 随温度的降低, 碳

在奥氏体中的溶解度减少, 多余的碳以 Fe_3C 形式析出, 所以具有

0.77%~2.11%C 的钢冷却到 A_{cm} 线与 PSK 线之间时的组织 $A + Fe_3C_{II}$,

从 A 中析出的 Fe_3C 称为二次渗碳体。

GS 线: 不同含碳量的奥氏体冷却时析出铁素体的开始线称 A_3 线, GP 线则

是铁素体析出的终了线, 所以 GSP 区的显微组织是 $F + A$ 。

PQ 线: 碳在铁素体中的溶解度曲线, 随温度的降低, 碳在铁素体中的溶解

度减少, 多余的碳以 Fe_3C 形式析出, 从 F 中析出的 Fe_3C 称为三次

渗碳体 Fe_3C_{III} , 由于铁素体含碳很少, 析出的 Fe_3C_{III} 很少, 一般忽

略, 认为从 727°C 冷却到室温的显微组织不变。

PSK 线: 共析转变线, 在这条线上发生共析转变 $A_s \Leftrightarrow F_p + Fe_3C$, 产物 (P)

珠光体, 含碳量在 0.02~6.69% 的铁碳合金冷却到 727°C 时都有共析转变发生。

6. 分析含碳量分别为 0.20%、0.60%、0.80%、1.0% 的铁碳合金从液态缓冷至室温时的结晶过程和室温组织。

答: 0.80%C: 在 1~2 点间合金按匀晶转变结晶出 A, 在 2 点结晶结束, 全部转变

为奥氏体。冷到 3 点时 (727°C), 在恒温下发生共析转变, 转变结

束时全部为珠光体 P, 珠光体中的渗碳体称为共析渗碳体, 当温度

继续下降时, 珠光体中铁素体溶碳量减少, 其成分沿固溶度线 PQ

变化, 析出三次渗碳体 Fe_3C_{III} , 它常与共析渗碳体长在一起, 彼此

分不出, 且数量少, 可忽略。

室温时组织 P。

0.60% C: 合金在 1~2 点间按匀晶转变结晶出 A, 在 2 点结晶结束, 全部转变为奥氏体。冷到 3 点时开始析出 F, 3-4 点 A 成分沿 GS 线变化, 铁素体成分沿 GP 线变化, 当温度到 4 点时, 奥氏体的成分达到 S 点成分 (含碳 0.8%), 便发生共析转变, 形成珠光体, 此时, 原先析出的铁素体保持不变, 称为先共析铁素体, 其成分为 0.02%C, 所以共析转变结束后, 合金的组织为先共析铁素体和珠光体, 当温度继续下降时, 铁素体的溶碳量沿 PQ 线变化, 析出三次渗碳体, 同样 Fe_3C_{III} 量很少, 可忽略。

所以含碳 0.40% 的亚共析钢的室温组织为: F+P

1.0% C: 合金在 1~2 点间按匀晶转变结晶出奥氏体, 2 点结晶结束, 合金为单相奥氏体, 冷却到 3 点, 开始从奥氏体中析出二次渗碳体 Fe_3C_{II} , Fe_3C_{II} 沿奥氏体的晶界析出, 呈网状分布, 3-4 间 Fe_3C_{II} 不断析出, 奥氏体成分沿 ES 线变化, 当温度到达 4 点 (727°C) 时, 其含碳量降为 0.77%, 在恒温下发生共析转变, 形成珠光体, 此时先析出的 Fe_3C_{II} 保持不变, 称为先共析渗碳体, 所以共析转变结束时的组织为先共析二次渗碳体和珠光体, 忽略 Fe_3C_{III} 。

室温组织为二次渗碳体和珠光体。