

第十章 钢的热处理工艺

10-1 何谓钢的退火？退火种类及用途如何？

答：

钢的退火：退火是将钢加热至临界点 AC_1 以上或以下温度，保温一定时间以后随炉缓慢冷却以获得近于平衡状态组织的热处理工艺。

退火种类：根据加热温度可以分为在临界温度 AC_1 以上或以下的退火，前者包括完全退火、不完全退火、球化退火、均匀化退火，后者包括再结晶退火、去应力退火，根据冷却方式可以分为等温退火和连续冷却退火。

退火用途：

- 1、完全退火：完全退火是将钢加热至 AC_3 以上 $20-30^\circ\text{C}$ ，保温足够长时间，使组织完全奥氏体化后随炉缓慢冷却以获得近于平衡状态组织的热处理工艺。其主要应用于亚共析钢，其目的是细化晶粒、消除内应力和加工硬化、提高塑韧性、均匀钢的化学成分和组织、改善钢的切削加工性能，消除中碳结构钢中的魏氏组织、带状组织等缺陷。
- 2、不完全退火：不完全退火是将钢加热至 AC_1-AC_3 （亚共析钢）或 AC_1-AC_{cm} （过共析钢）之间，保温一定时间以后随炉缓慢冷却以获得近于平衡状态组织的热处理工艺。对于亚共析钢，如果钢的原始组织分布合适，则可采用不完全退火代替完全退火达到消除内应力、降低硬度的目的。对于过共析钢，不完全退火主要是为了获得球状珠光体组织，以消除内应力、降低硬度，改善切削加工性能。
- 3、球化退火：球化退火是使钢中碳化物球化，获得粒状珠光体的热处理工艺。主要用于共析钢、过共析钢和合金工具钢。其目的是降低硬度、改善切削加工性能，均匀组织、为淬火做组织准备。
- 4、均匀化退火：又称扩散退火，它是将钢锭、铸件或锻轧坯加热至略低于固相线的温度下长时间保温，然后缓慢冷却至室温的热处理工艺。其目的是消除铸锭或铸件在凝固过程中产生的枝晶偏析及区域偏析，使成分和组织均匀化。
- 5、再结晶退火：将冷变形后的金属加热到再结晶温度以上保持适当时间，然后缓慢冷却至室温的热处理工艺。其目的是使变形晶粒重新转变为均匀等轴晶粒，同时消除加工硬化和残留内应力，使钢的组织 and 性能恢复到冷变形前的状态。
- 6、去应力退火：在冷变形金属加热到再结晶温度以下某一温度，保温一段时间然后缓慢冷却至室温的热处理工艺。其主要目的是消除铸件、锻轧件、焊接件及机械加工工件中的残留内应力（主要是第一类内应力），以提高尺寸稳定性，减小工件变形和开裂的倾向。

10-2 何谓钢的正火？目的如何？有何应用？

答：

钢的正火：正火是将钢加热到 AC_3 或 $Accm$ 以上适当温度，保温适当时间进行完全奥氏体化以后，以较快速度（空冷、风冷或喷雾）冷却，得到珠光体类组织的热处理工艺。正火过程的实质是完全奥氏体化加伪共析转变。

目的：细化晶粒、均匀成分和组织、消除内应力、调整硬度、消除魏氏组织、带状组织、网状碳化物等缺陷，为最终热处理提供合适的组织状态。

应用：

- 1、改善低碳钢的切削加工性能。
- 2、消除中碳钢的热加工缺陷（魏氏组织、带状组织、粗大晶粒）。
- 3、消除过共析钢的网状碳化物，便于球化退火，为淬火做好组织准备。
- 4、作为最终热处理，提高普通结构件的力学性能。

10-3 在生产中为了提高亚共析钢的强度，常用的方法是提高亚共析钢中珠光体的含量，问应该采用什么热处理工艺？

答：

应该采用正火工艺。

原因：亚共析钢过冷奥氏体在冷却过程中会析出先共析铁素体，冷却速度越慢，先共析铁素体的含量越多，从而导致珠光体的含量变少，降低亚共析钢的硬度和强度。而正火工艺的实质就是完全奥氏体化加上伪共析转变，可以通过增大冷却速度降低先共析铁素体的含量，使亚共析成分的钢转变成共析组织，即增加了珠光体的含量，从而可以提高亚共析钢的强度和硬度。

10-4 淬火的目的是什么？淬火方法有几种？比较几种淬火方法的优缺点？

答：

淬火的目的是：获得尽量多的马氏体，可以显著提高钢的强度、硬度、耐磨性，与各种回火工艺相配合可以使钢在具有高强度高硬度的同时具有良好的塑韧性

将钢加热至临界点 AC3 或 AC1 以上一定温度，保温适当时间后以大于临界冷却速度的冷速冷却得到马氏体（或下贝氏体）的热处理工艺叫做淬火。

淬火方法：按冷却方式可以分为：单液淬火法、双液淬火法、分级淬火法、等温淬火法

优缺点比较：

淬火方法	优点	缺点
单液淬火法	操作简单、应用广泛	1、只适用于小尺寸且形状简单的工件 2、淬火应力大 3、不容易选择冷却能力和冷却特性较合适的冷却介质
双液淬火法	1、降低组织应力，减小工件变形、开裂的倾向 2、适用于尺寸较大的工件	操作不容易控制，需要丰富的经验和熟练的技术
分级淬火法	1、降低热应力和组织应力，减小工件变形、开裂的倾向 2、操作相对容易控制	只适用于尺寸较小的工件
等温淬火法	1、降低热应力和组织应力，显著减小工件变形、开裂倾向 2、适宜处理形状复杂、尺寸要求精密的工件	只适用于尺寸较小的工件

10-5 试述亚共析钢和过共析钢淬火加热温度的选择原则。为什么过共析钢淬火

加热温度不能超过 Accm 线？

答：

淬火加热温度选择原则：以得到均匀细小的奥氏体晶粒为原则，以便获得细小的马氏体组织。亚共析钢通常加热至 AC3 以上 30-50℃，过共析钢加热至 AC1 以上 30-50℃。

1、过共析钢的淬火加热温度超过 Accm 线，碳化物全部溶入奥氏体中，使奥氏体的含碳量增加，降低钢的 Ms 和 Mf 点，淬火后残留奥氏体量增多，会降低钢的硬度和耐磨性

2、过共析钢淬火温度过高，奥氏体晶粒粗化、含碳量又高，淬火后易得到有显微裂纹的粗针状马氏体，降低钢的塑性

3、高温淬火时淬火热应力大，氧化脱碳严重，也增大钢件变形和开裂的倾向。

10-6 何谓钢的淬透性、淬硬性？影响钢的淬透性、淬硬性及淬透层深度的因素？

答：

淬透性：钢的淬透性是指奥氏体化后的钢在淬火时获得马氏体的能力，它反映过冷奥氏体的稳定性，与钢的临界冷却速度有关。其大小以钢在一定条件下淬火获得的淬透层深度和硬度分布来表示。

淬硬性：钢的淬硬性是指奥氏体化后的钢在淬火时硬化的能力，主要取决于马氏体中的含碳量，用淬火马氏体可能达到的最高硬度来表示。

淬透层深度：淬透层深度是指钢在具体条件下淬火时测定的半马氏体区至工件表面的深度。它与钢的淬透性、工件形状尺寸、淬火介质的冷却能力有关。

10-7 有一圆柱形工件，直径 35mm，要求油淬后心部硬度大于 45HRC，能否采用 40Cr 钢？

答：解答此题需用到 40Cr 的淬透性曲线图（端淬曲线图）

根据手册可以查到 40Cr 端淬曲线图，直径 35mm 圆柱工件在油淬后的心部硬度范围为 34-50HRC（钢的淬透性受化学成分、晶粒度、冶炼情况等因素影响，一条淬透性曲线实际上是一条淬透性带），也就是说心部硬度有可能大于 45HRC，也有可能小于 45HRC，所以不建议使用 40Cr 钢。

10-8 有一 40Cr 钢圆柱形工件，直径 50mm，求油淬后其横截面的硬度分布？

答：解答此题需用到 40Cr 的淬透性曲线图（端淬曲线图）

根据手册可以查到 40Cr 端淬曲线图，查图可得：

油淬后中心硬度范围：28-43.5HRC

油淬后距中心 3/4R 硬度范围：33.5-50 HRC

油淬后表面硬度范围：45-57HRC

10-9 何谓调质处理？回火索氏体比正火索氏体的力学性能为何较优越？

答：

调质处理：习惯上将淬火加高温回火称为调质处理，其目的是为了获得既有较高的强度、硬度，又有良好的塑性及冲击韧性的综合力学性能。

性能比较：

在相同硬度条件下，回火索氏体和正火索氏体抗拉强度相近，但回火索氏体的屈服强度、塑性、韧性等性能都优于正火索氏体。

这是因为，回火索氏体是由淬火马氏体分解而得到，其组织为铁素体加颗粒状碳化物。而正火索氏体是由过冷奥氏体直接分解而来，其组织为铁素体加片状碳化物。正火索氏体受力时，位错的运动被限制在铁素体内，当位错运动至片状碳化物界面时形成很大的平面位错塞积群，使基体产生很大的应力集中，易使碳化物脆断或形成微裂纹。而粒状碳化物对铁素体的变形阻碍作用大大减弱，塑性和韧性得到提高，当粒状碳化物均匀地分布在塑性基体上是，由于位错和第二相粒子的交互作用产生弥散强化或沉淀强化，提高钢的塑性变形抗力，从而提高强度。因此相比较正火索氏体，回火索氏体具有更好的强度、塑性、韧性等性能。

10-10 为了减少淬火冷却过程中的变形和开裂，应当采取什么措施？

答：

变形和开裂原因：由于冷却过程中工件内外温度的不均匀性以及相变的不同时性造成工件中产生的内应力，淬火内应力分为热应力和组织应力两种。当淬火应力超过材料的屈服强度时，就会产生塑性变形，当淬火应力超过材料的断裂强度时，工件则发生开裂。

应采取的措施（工艺角度）：

- 1、控制淬火加热温度不宜过高：加热温度高，奥氏体晶粒粗化，淬火后得到粗大的马氏体，应力和脆性均显著增大。而且高温加热，氧化脱碳严重，也增大钢件变形和开裂倾向。
- 2、选择适当的冷却方法：降低马氏体转变时的冷却速度，可以降低马氏体的转变速度，减少淬火应力，降低工件变形和开裂的倾向。
- 3、选择合适的淬火冷却介质：具有理想冷却特性（珠光体转变点以上冷速较慢，快速通过C曲线鼻尖，在Ms点以下缓慢冷却）的冷却介质可以在获得马氏体组织前提下减少淬火应力，降低工件变形和开裂的倾向。

10-11 现有一批 45 钢普通车床传动齿轮，其工艺路线为锻造-热处理-机械加工-高频感应加热淬火-回火。试问锻后应进行何种热处理？为什么？

答：

锻后热处理：完全退火或不完全退火

原因：中碳结构钢铸件、锻轧件中，可能存在魏氏组织、带状组织、晶粒粗大等缺陷，粗大的魏氏组织显著降低钢的塑性和韧性，带状组织使钢的性能具有方向性。完全退火可以细化晶粒，消除内应力，消除魏氏组织和带状组织缺陷。如果其锻造工艺正常，原始组织分布合适，只是珠光体片间距小、硬度偏高、内应力较大，则可以用不完全退火代替完全退火。

10-12 有一直径 10mm 的 20 钢制工件，经渗碳热处理后空冷，随后进行正常的淬火、回火处理，试分析渗碳空冷后及淬火、回火后，由表面到心部的组织。

答：

表层组织：高碳细针状回火马氏体及少量残余奥氏体

心部组织：先共析铁素体和珠光体

10-13 设有一种 490 柴油机连杆，直径 12mm，长 77mm，材料为 40Cr，调质处理。要求淬火后心部硬度大于 45HRC，调质处理后心部硬度为 22-33HRC。

试制定热处理工艺。

答：解答此题需要 **40Cr** 临界相变点 **AC3** 和淬透性曲线（通过查手册：**AC3=782℃**）

热处理工艺：

奥氏体化温度= $AC3+(30-50^{\circ}C)$ ，取 $820^{\circ}C$

保温时间= $KD=15min$ ， $K=1.5mm/min$

根据 **40Cr** 的淬透性曲线可以得出，直径 $12mm$ 的 **40Cr** 钢油淬后的心部硬度最低为 $47 HRC$ 。

查手册可以发现 **40Cr** 在 $650^{\circ}C$ 回火，其硬度为 $25-30HRC$ ，符合心部硬度要求。

回火时间= $KD=24min$ ， $K=2mm/min$ ，为防止产生回火脆性回火后冷却可采用空冷或水冷。

热处理工艺为：将连杆加热至 $820^{\circ}C$ 保温 $15min$ ，油淬至室温，再加热至 $650^{\circ}C$ 保温 $24min$ ，空冷至室温。

10-14 写出 **20Cr2Ni4A** 钢重载渗碳齿轮的冷、热加工工序安排，并说明热处理所起的作用。

答：

冷、热加工工序安排：冶炼-铸造-扩散退火-锻造-完全退火-粗加工-渗碳-（淬火+回火）-精加工

热处理所起作用：

扩散退火：消除凝固过程的枝晶偏析和区域偏析，均匀化学成分和组织。

完全退火：细化晶粒、均匀钢的化学成分和组织、消除内应力和加工硬化、消除魏氏组织和带状组织等缺陷、改善钢的切削加工性能。

渗碳：使活性碳原子渗入齿轮表面，获得一定深度高碳渗层（一般碳含量： $0.85-1.05\%$ ，渗层深度： $0.5-2mm$ ）

淬火-回火：使齿轮表面获得高碳细针状回火马氏体组织+少量残留奥氏体，具有高硬度、良好的耐磨性以及接触疲劳强度；使心部获得低碳板条回火马氏体+少量铁素体组织，具有较高的强度和良好的塑韧性。

10-15 指出直径 $10mm$ 的 **45** 钢（退火状态），经下列温度加热并水冷所获得的组织： $700^{\circ}C$ 、 $760^{\circ}C$ 、 $840^{\circ}C$ 。

答：解答此题需找到 **45** 钢的临界相变点 **AC1** 和 **AC3**（可查手册得知：**AC1=724℃**，**AC3=780℃**）

700℃：将 **45** 钢加热至 $700^{\circ}C$ 未发生珠光体组织向奥氏体转变，因此水冷时无奥氏体向马氏体转变，所以水冷后的组织仍为退火状态的组织：珠光体+块状铁素体

760℃： $760^{\circ}C$ 介于 **AC1** 和 **AC3** 之间，在此温度加热保温，珠光体组织转变为奥氏体，但保留一部分先共析铁素体和未熔的渗碳体颗粒，水冷时发生奥氏体向马氏体的转变，所以水冷后的组织为：马氏体+块状铁素体+粒状碳化物

840℃：在此温度下保温，铁素体+珠光体组织将全部转变为奥氏体，水冷后的组织为马氏体+残留奥氏体

10-16 **T10** 钢经过何种热处理能获得下述组织：

1) 粗片状珠光体+少量球状渗碳体

- 2) 细片状珠光体
- 3) 细球状珠光体
- 4) 粗球状珠光体

答:

热处理工艺 (待论证):

- 1) 粗片状珠光体+少量球状渗碳体: 亚温加热+等温退火
- 2) 细片状珠光体: 正火处理
- 3) 细球状珠光体: 淬火+中温回火或循环球化退火工艺
- 4) 粗球状珠光体: 淬火+高温回火或球化退火工艺

10-17 一零件的金相组织是: 在黑色的马氏体基体上分布有少量的珠光体组织, 问此零件原来是如何热处理的?

答:

热处理工艺 (待论证):

淬火+低温回火, 淬火得到马氏体基体+残留奥氏体, 经低温回火后马氏体变成黑色针状回火马氏体, 残留奥氏体转变为珠光体。

第九章 钢的热处理原理

9-1 金属固态相变有哪些主要特征? 哪些因素构成相变的阻力?

答:

固体相变主要特征:

- 1、相变阻力大
- 2、新相晶核与母相晶核存在一定的晶体学位向关系。
- 3、母相中的晶体学缺陷对相变其促进作用。
- 4、相变过程中易出现过渡相。

相变阻力构成:

- 1、表面能的增加。
- 2、弹性应变能的增加, 这是由于新旧两相比体积不同, 相变时必然发生体积的变化, 或者是由于新旧两相相界面的不匹配而引起弹性畸变, 都会导致弹性应变能的增加。
- 3、固态相变温度低, 原子扩散更困难, 例如固态合金中原子的扩散速度为 10^{-7} — 10^{-8} cm/d, 而液态金属原子的扩散速度为 10^{-7} cm/s。

9-2 何谓奥氏体晶粒度? 说明奥氏体晶粒大小对钢的性能影响?

答:

奥氏体晶粒度: 是奥氏体晶粒大小的度量。当以单位面积内晶粒的个数或每个晶粒的平均面积与平均直径来描述晶粒大小时, 可以建立晶粒大小的概念。通常采用金相显微镜 100 倍放大倍数下, 在 645mm^2 范围内观察到的晶粒个数来确定奥氏体晶粒度的级别。

对钢的性能的影响:

奥氏体晶粒小: 钢热处理后的组织细小, 强度高、塑性好, 冲击韧性好。

奥氏体晶粒大：钢热处理后的组织粗大，显著降低钢的冲击韧性，提高钢的韧脆转变温度，增加淬火变形和开裂的倾向。当晶粒大小不均匀时，还显著降低钢的结构强度，引起应力集中，容易产生脆性断裂。

9-3 试述珠光体形成时钢中碳的扩散情况及片、粒状珠光体的形成过程？

答：

珠光体形成时碳的扩散：珠光体形成过程中在奥氏体内或晶界上由于渗碳体和铁素体形核，造成其与原奥氏体形成的相界面两侧形成碳的浓度差，从而造成碳在渗碳体和铁素体中进行扩散，简言之，在奥氏体中由于碳的扩散形成富碳区和贫碳区，从而促使渗碳体和铁素体不断地交替形核长大，直至消耗全部奥氏体。

片状珠光体形成过程：片状珠光体是渗碳体呈片状的珠光体。

首先在奥氏体晶界形成渗碳体晶核，核刚形成时与奥氏体保持共格关系，为减小形核的应变能而呈片状。渗碳体长大的同时，使其两侧的奥氏体出现贫碳区，从而为铁素体在渗碳体两侧形核创造条件，在渗碳体两侧形成铁素体后，铁素体长大的同时造成其与奥氏体体界面处形成富碳区，这又促使形成新的渗碳体片。渗碳体和铁素体如此交替形核长大形成一个片层相间大致平行的珠光体区域，当与其他部位形成的珠光体区域相遇并占据整个奥氏体时，珠光体转变结束，得到片状珠光体组织。

粒状珠光体的形成过程：粒状珠光体是渗碳体呈颗粒状分布在铁素体基体上。

粒状珠光体可以有冷奥氏体直接分解而成，也可以由片状珠光体球化而成，还可以由淬火组织回火形成。原始组织不同，其形成机理也不同。

这里只介绍由冷奥氏体直接分解得到粒状珠光体的过程：

要由冷奥氏体直接形成粒状珠光体，必须使奥氏体晶粒内形成大量均匀弥散的渗碳体晶核，即控制奥氏体化温度，使奥氏体内残存大量未溶的渗碳体颗粒；同时使奥氏体内碳浓度不均匀，存在高碳区和低碳区。再将奥氏体冷却至略低于 A_{r1} 以下某一温度缓冷，在过冷度较小的情况下就能在奥氏体晶粒内形成大量均匀弥散的渗碳体晶核，每个渗碳体晶核在独立长大的同时，必然使其周围母相奥氏体贫碳而形成铁素体，从而直接形成粒状珠光体。

9-4 试比较贝氏体转变与珠光体转变和马氏体转变的异同。

答：

贝氏体转变：是在珠光体转变温度以下马氏体转变温度以上冷奥氏体所发生的中温转变。

与珠光体转变的异同点：

相同点：相变都有碳的扩散现象；相变产物都是铁素体+碳化物的机械混合物

不同点：贝氏体相变奥氏体晶格向铁素体晶格改组是通过切变完成的，珠光体相变是通过扩散完成的。

与马氏体转变的异同点（可扩展）：

相同点：晶格改组都是通过切变完成的；新相和母相之间存在一定的晶体学位关系。

不同点：贝氏体是两相组织，马氏体是单相组织；贝氏体相变有扩散现象，可以发生碳化物沉淀，而马氏体相变无碳的扩散现象。

9-5 简述钢中板条马氏体和片状马氏体的形貌特征和亚结构，并说明它们在性能

上的差异。

答：

板条马氏体的形貌特征：其显微组织是由成群的板条组成。一个奥氏体晶粒可以形成几个位向不同的板条群，板条群由板条束组成，而一个板条束内包含很多近乎平行排列的细长的马氏体板条。每一个板条马氏体为一个单晶体，其立体形态为扁条状，宽度在 0.025-2.2 微米之间。在这些密集的板条之间通常由含碳量较高的残余奥氏体分割开。

板条马氏体的亚结构：高密度的位错，这些位错分布不均匀，形成胞状亚结构，称为位错胞。

片状马氏体的形貌特征：片状马氏体的空间形态呈凸透镜状，由于试样磨面与其相截，因此在光学显微镜下呈针状或竹叶状，而且马氏体片互相不平行，大小不一，越是后形成的马氏体片尺寸越小。片状马氏体周围通常存在残留奥氏体。

片状马氏体的亚结构：主要为孪晶，分布在马氏体片的中部，在马氏体片边缘区的亚结构为高密度的位错。

板条马氏体与片状马氏体性能上的差异：

马氏体的强度取决于马氏体板条或马氏体片的尺寸，尺寸越小，强度越高，这是由于相界面阻碍位错运动造成的。

马氏体的硬度主要取决于其含碳量。

马氏体的塑性和韧性主要取决于马氏体的亚结构。

差异性：

片状马氏体强度高、塑性韧性差，其性能特点是硬而脆。

板条马氏体同时具有较高的强度和良好的塑韧性，并且具有韧脆转变温度低、缺口敏感性和过载敏感性小等优点。

9-6 试述钢中典型的上、下贝氏体的组织形态、立体模型并比较它们的异同。

答：

上贝氏体的组织形态、立体模型：

在光学显微镜下，上贝氏体的典型特征呈羽毛状。在电子显微镜下，上贝氏体由许多从奥氏体晶界向晶内平行生长的条状铁素体和相邻铁素体条间存在的断续的、短杆状的渗碳体组成。其立体形态与板条马氏体相似呈扁条状，亚结构主要为位错。

下贝氏体的组织形态、立体模型：

在光学显微镜下，下贝氏体呈黑色针状。在电子显微镜下，下贝氏体由含碳过饱和的片状铁素体和其内部析出的微细 ϵ -碳化物组成。其立体形态与片状马氏体一样，也是呈双凸透镜状，亚结构为高密度位错。

异同点：

相同点：都是铁素体和碳化物的机械混合物，组织亚结构都是高密度的位错。

不同点：组织形态不同，立体模型不同，铁素体和碳化物的混合方式不同。

9-7 何谓魏氏组织？简述魏氏组织的形成条件、对钢的性能的影响及其消除方法？

答：

魏氏组织：含碳小于 0.6% 的亚共析钢或大于 1.2% 的过共析钢在铸造、锻造、轧制后的空冷，或者是焊缝热影响区的空冷过程中，或者当加热温度过高并以较快

速度冷却时，先共析铁素体或先共析渗碳体从奥氏体晶界沿一定的晶面向晶内生长，并且呈针片状析出。在光学显微镜下可以观察到从奥氏体晶界生长出来的近乎平行或其他规则排列的针状铁素体或渗碳体以及其间存在的珠光体组织，这类组织称为魏氏组织。前者称铁素体魏氏组织，后者称渗碳体魏氏组织。

魏氏组织的形成条件：魏氏组织的形成与钢中的含碳量、奥氏体晶粒大小及冷却速度有关。只有在一定含碳范围内并以较快速度冷却时才可能形成魏氏组织，而且当奥氏体晶粒越细小时，形成魏氏组织的含碳量范围越窄。因此魏氏组织通常伴随奥氏体粗晶组织出现。

对钢性能的影响：其为钢的一种过热缺陷组织，使钢的力学性能指标下降，尤其是塑性显著降低，脆性转折温度升高，容易引起脆性断裂。需要指出的是，只有当奥氏体晶粒粗化，出现粗大的铁素体或渗碳体魏氏组织并严重切割基体时降，才使钢的强度和韧性显著降低。

消除方法：可以通过控制塑性变形程度、降低加热温度、降低热加工终止温度，降低热加工后的冷却速度，改变热处理工艺，例如通过细化晶粒的调质、正火、完全退火等工艺来防止或消除魏氏组织。

9-8 简述碳钢的回火转变和回火组织。

答：

碳钢的回火转变过程及回火组织：

- 1、马氏体中碳原子的偏聚，组织为淬火马氏体+残留奥氏体，与淬火组织相同
(马氏体中的碳含量是过饱和的，当回火温度在 100°C 以下时，碳原子可以做短距离的扩散迁移。在板条马氏体中，碳原子偏聚在位错线附近的间隙位置，形成碳的偏聚区，降低马氏体的弹性畸变能。在片状马氏体中，除少量碳原子向位错线偏聚外，大量碳原子将垂直于马氏体 C 轴的(100)晶面富集。)
- 2、马氏体分解，组织为回火马氏体+残留奥氏体
(当回火温度超过 100°C 时，马氏体开始发生分解，碳原子偏聚区的碳原子将发生有序化，继而转变成碳化物从过饱和 α 相中析出。将马氏体分解后形成的低碳 α 相和弥散的 ϵ 碳化物组成的双相组织称为回火马氏体)
- 3、残留奥氏体转变，组织为回火马氏体
(钢淬火后总是存在一些残留奥氏体，其含量随淬火加热时奥氏体中碳和合金元素的含量增加而增多。当回火温度高于 200°C 时，残留奥氏体将发生分解。残留奥氏体在贝氏体转变温度范围内回火将转变为贝氏体，在珠光体转变温度范围内回火将先析出先共析碳化物，随后分解为珠光体。)
- 4、碳化物的转变，组织为回火托氏体
(马氏体分解及残留奥氏体转变形成的 ϵ 碳化物是亚稳定相，当回火温度升高至 250°C 以上时，将会形成更稳定的 χ 碳化物直至 θ 碳化物。当回火温度升高至 400°C ，淬火马氏体完全分解，但 α 相仍保持针状外形，之前形成的 ϵ 碳化物和 χ 碳化物全部转变为 θ 碳化物，即渗碳体。这种由针状 α 相和无共格联系的细粒状渗碳体组成的机械混合物称为回火托氏体。)
- 5、渗碳体的聚集长大和 α 相的回复、再结晶，组织为回火索氏体。
(当回火温度升高至 400°C 以上时，已脱离共格关系的渗碳体开始聚集长大，按照细粒溶解，粗粒长大的机制进行。与此同时， α 相的状态也在不断发生变化。马氏体晶格是通过切变方式重组的，晶格缺陷密度很高，自由能高，因此在回火过程中 α 相也会要发生变化来降低自由能。当回火温度升高至

400℃以上时， α 相开始出现回复现象，使位错密度减少或孪晶消失，但是 α 相晶粒仍保持板条状或针状。当回火温度升高至 600℃以上时，板条状或针状 α 相消失，形成等轴的 α 相。将淬火钢在 500-650℃回火得到的回复或再结晶了的 α 相和粗粒状渗碳体的机械混合物称为回火索氏体。)

9-9 比较珠光体、索氏体、托氏体和回火珠光体、回火索氏体、回火托氏体的组织和性能。

答：

组织比较：

珠光体：片状铁素体+片状渗碳体，片间距 0.6-1 μm ，形成温度：A1-650℃。

索氏体：片状铁素体+片状渗碳体，片间距 0.25-0.3 μm ，形成温度：650-600℃。

托氏体：片状铁素体+片状渗碳体，片间距 0.1-0.15 μm ，形成温度：600℃以下。

以上三类珠光体是由过冷奥氏体直接转变而得。

回火索氏体：将淬火钢经高温回火后得到的回复或再结晶了的 α 相和粗粒状渗碳体的机械混合物称为回火索氏体。

回火托氏体：将淬火钢经中温回火后得到的由针状 α 相和无共格联系的细粒状渗碳体组成的机械混合物称为回火托氏体。

通过以上分析，可以看到以上珠光体组织主要区别在于碳化物的形状不同，可以分为片状珠光体和粒状珠光体两类组织。

性能比较：

1、与片状珠光体相比，粒状珠光体的硬度和强度较低，塑性和韧性较好。

2、在相同硬度条件下，片状珠光体和粒状珠光体抗拉强度相近，但粒状珠光体的屈服强度、塑性、韧性等性能都优于片状珠光体组织。（这是因为，片状珠光体受力时，位错的运动被限制在铁素体内，当位错运动至片状碳化物界面时形成较大的平面位错塞积群，使基体产生很大的应力集中，易使碳化物脆断或形成微裂纹。而粒状碳化物对铁素体的变形阻碍作用大大减弱，塑性和韧性得到提高，当粒状碳化物均匀地分布在塑性基体上时，由于位错和第二相粒子的交互作用产生弥散强化或沉淀强化，提高钢的塑性变形抗力，从而提高强度。）

3、粒冷珠光体的冷变形性能、可加工性能以及淬火工艺性能都比片状珠光体好。

9-10 为了要获得均匀奥氏体，在相同奥氏体化加热温度下，是原始组织为球状珠光体的保温时间短还是细片状珠光体的保温时间短？试利用奥氏体的形成机制说明之？

答：

细片状珠光体的保温时间短。

原因：

1、将钢加热到 AC1 以上某一温度时，珠光体处于不稳定状态，通常首先在铁素体和渗碳体的相界面上形成奥氏体晶核，这是因为铁素体和渗碳体的相界面上碳浓度不均匀、原子排列不规则，易于产生浓度起伏和结构起伏，为奥氏体形核创造有利条件。

2、原始组织为片状珠光体时的相界面面积大于球状珠光体，也就是可供奥

氏体形核的位置越多，则奥氏体形核越多，晶核长大速度越快，因此可加速奥氏体的形成，缩短保温时间。

9-11 何为第一类回火脆性和第二类回火脆性？它们产生的原因和消除方法？

答：

定义：

回火脆性：淬火钢回火时的冲击韧性并不总是随回火温度的升高单调的增高，有些钢在一定的温度范围内回火时，其冲击韧性显著下降，这种脆化现象称为回火脆性。

第一类回火脆性：钢在 250-400℃温度范围内回火时出现的回火脆性称为第一类回火脆性，也称低温回火脆性。

第二类回火脆性：钢在 450-650℃温度范围内回火时出现的回火脆性称为第二类回火脆性，也叫高温回火脆性。

产生原因：

第一类回火脆性：低温回火脆性几乎在所有的工业用钢中都会出现。一般认为，其产生是由于马氏体分解时沿马氏体条或片的界面上析出断续的薄壳状碳化物，降低了晶界的断裂强度，使晶界称为裂纹扩展的路径，因而产生脆性。

第二类回火脆性：高温回火脆性主要在合金结构钢中出现，碳钢中一般不出现这种脆性。其产生原因主要是 As、Sn、Pb、Sb、Bi、P、S 等有害杂质元素在回火冷却过程中向原奥氏体晶界偏聚，减弱了奥氏体晶界上原子间的结合力，降低晶界的断裂强度。Mn、Ni、Cr 等合金元素不但促进这些杂质元素向晶界偏聚，而且自身也向晶界偏聚，进一步降低了晶界断裂强度，增加回火脆性。

消除方法：

第一类回火脆性：

- A、避开脆化温度范围回火
- B、用等温淬火代替淬火+回火
- C、在钢中加入 Nb、V、Ti 等细化奥氏体晶粒元素，增加晶界面积
- D、降低杂质元素含量

第二类回火脆性：

- A、高温回火后采用快速冷却方法可以抑制回火脆性，但不适用于对回火脆性敏感的较大工件
- B、在钢中加入 Nb、V、Ti 等细化奥氏体晶粒元素，增加晶界面积
- C、降低杂质元素含量
- D、加入适量的 Mo、W 等合金元素可抑制杂质元素向原奥氏体晶界的偏聚
- E、对亚共析钢可采取 A1-A3 临界区的亚温淬火方法，使 P 等杂质元素溶入残留的铁素体中，减轻它们向原奥氏体晶界的偏聚程度
- F、采用形变热处理方法，可以细化晶粒，减轻高温回火脆性

9-12 比较过共析钢的 TTT 曲线和 CCT 曲线的异同点。为什么在连续冷却过程中得不到贝氏体组织？与亚共析钢的 CCT 曲线中 Ms 线相比，过共析钢的 Ms 线有何不同点，为什么？

答：

TTT 曲线和 CCT 曲线的异同点：

相同点：

- 1、都具有渗碳体的先共析线。
- 2、相变都有一定的孕育期。
- 3、曲线中都有一条相变开始线和一条相变完成线。

不同点：

- 1、CCT 曲线中无贝氏体转变区。
- 2、CCT 曲线中发生相变的温度比 TTT 曲线中的低
- 3、CCT 曲线中发生相变的孕育期比 TTT 曲线中中长。

得不到贝氏体组织的原因：

在过共析钢的奥氏体中，碳浓度高，使贝氏体孕育期大大延长，在连续冷却转变时贝氏体转变来不及进行便冷却至低温。

Ms 线的不同点及原因：

不同点：亚共析钢的 CCT 曲线中的 Ms 线右端呈下降趋势，而过共析钢的 CCT 曲线中的 Ms 线右端呈上升趋势。

原因：这是因为在亚共析钢中由于先共析铁素体的析出和贝氏体转变，造成周围奥氏体的富碳，从而导致 Ms 线下降。而过共析钢由于先共析渗碳体的析出，而且在连续冷却过程中也无贝氏体转变，使周围奥氏体贫碳，导致 Ms 线上升。

9-13 阐述获得粒状珠光体的两种方法？

答：

粒状珠光体可以有冷奥氏体直接分解而成，也可以由片状珠光体球化而成，还可以由淬火组织回火形成。原始组织不同，其形成机理也不同。

1、由冷奥氏体直接分解得到粒状珠光体的过程：

要由冷奥氏体直接形成粒状珠光体，必须使奥氏体晶粒内形成大量均匀弥散的渗碳体晶核，即控制奥氏体化温度，使奥氏体内残存大量未溶的渗碳体颗粒；同时使奥氏体内碳浓度不均匀，存在高碳区和低碳区。再将奥氏体冷却至略低于 A_{r1} 以下某一温度缓冷，在过冷度较小的情况下就能在奥氏体晶粒内形成大量均匀弥散的渗碳体晶核，每个渗碳体晶核在独立长大的同时，必然使其周围母相奥氏体贫碳而形成铁素体，从而直接形成粒状珠光体。

2、由片状珠光体直接球化而成的过程：

将片状珠光体钢加热至略低于 A_1 温度长时间保温，得到粒状珠光体。此时，片状珠光体球化的驱动力是铁素体和渗碳体之间相界面（或界面能）的减少。

3、由淬火组织回火形成的过程

将淬火马氏体钢加热到一定温度以上回火，使马氏体分解、析出颗粒状渗碳体，得到回火或再结晶的铁素体加粒状渗碳体的组织。

9-14 金属和合金的晶粒大小对力学性能有何影响？获得细晶粒的方法？

答：此题主要是指奥氏体晶粒

晶粒大小对力学性能影响：

奥氏体晶粒小：钢热处理后的组织细小，强度高、塑性好，冲击韧性好。

奥氏体晶粒大：钢热处理后的组织粗大，显著降低钢的冲击韧性，提高钢的脆性转变温度，增加淬火变形和开裂的倾向。当晶粒大小不均匀时，

还显著降低钢的结构强度，引起应力集中，容易产生脆性断裂。

获得细晶粒的方法：

- 1、降低加热温度，加快加热速度，缩短保温时间，采用快速加热短时保温的奥氏体化工艺。
- 2、冶炼过程中用 Al 脱氧或在钢种加入 Zr、Ti、Nb、V 等强碳化物形成元素，能形成高熔点的弥散碳化物和氮化物，可以细化奥氏体晶粒。
- 3、细小的原始组织可以得到细小的奥氏体晶粒，可以采用多次快速加热-冷却的方法细化奥氏体晶粒。
- 4、采用形变热处理可以细化奥氏体晶粒。

9-15 有一共析钢试样，其显微组织为粒状珠光体。问通过何种热处理工序可分别得到片状珠光体、粗片状珠光体和比原始组织更细小的粒状珠光体？

答：

获得片状珠光体工序：

正火：将粒状珠光体钢完全奥氏体化，然后在空气中冷却至室温。

获得粗片状珠光体工序：

完全退火：将粒状珠光体钢完全奥氏体化，然后在随炉缓慢冷却至室温。

获得更小的粒状珠光体工序：

调质（淬火+高温回火）：将粒状珠光体钢完全奥氏体化，淬火成马氏体组织，再将马氏体组织钢加热到一定温度回火使马氏体分解、析出细粒状渗碳体，得到针状铁素体加细粒状渗碳体的粒状珠光体组织

9-16 为了提高过共析钢的强韧性，希望淬火时控制马氏体使其具有较低的含碳量，并希望有部分板条马氏体。试问如何进行热处理才能达到上述目的？

答：

热处理方法：

- 1、采用亚温淬火+预冷淬火的方法，即将过共析钢快速加热至 AC_1-AC_{cm} 之间略高于 AC_1 某一温度短时保温，得到细小的碳浓度不均匀奥氏体晶粒和未溶的渗碳体颗粒。淬火前将奥氏体钢在空气中预冷，使其析出部分先共析渗碳体，降低奥氏体含碳量，然后再淬火可以得到碳含量较低的细小片状马氏体，以及部分板条马氏体，从而得到以片状马氏体为主加粒状碳化物以及部分板条马氏体组织，使钢具有高的强度并且具有良好的韧性。
- 2、适当的降低淬火冷却速度，因为冷却速度越大，形成片状马氏体的含碳量越低，不易形成板条马氏体。

9-17 如何把含碳 0.8% 的碳钢的球化组织转变为：1、细片状珠光体；2、粗片状珠光体；3、比原来组织更小的球化组织。

答：

获得细片状珠光体工序：

正火：将粒状珠光体钢完全奥氏体化，快速冷却至 Ar_1 以下较低温度保温一段时间后缓冷至室温。

获得粗片状珠光体工序：

完全退火：将粒状珠光体钢完全奥氏体化，快速冷却至略低于 Ar_1 以下某一温度保温然后在随炉缓慢冷却至室温。

获得更小的粒状珠光体工序：

调质（亚温淬火+高温回火）：将粒状珠光体钢加热至 AC_1-AC_{cm} 之间某一温度保温，得到细小的奥氏体晶粒和未溶的渗碳体颗粒后，淬火成马氏体组织，再将马氏体组织钢加热到一定温度回火使马氏体分解、析出细粒状渗碳体，得到针状铁素体加细粒状渗碳体的粒状珠光体组织

9-18 如何把含碳 0.4%的退火碳钢处理成：1、在大块游离铁素体和铁素体基体上分布着细球状碳化物；2、铁素体基体上分布着细球状碳化物。

答：

第 1 种组织热处理工艺：

球化退火：由于是退火亚共析钢，其原始组织为块状先共析铁素体加片状珠光体，因此只需加珠光体中的片状渗碳体处理成球状渗碳体。可以将退火碳钢加热至 AC_1-AC_3 之间保温，保留先共析块状铁素体和部分未溶渗碳体质点，得到碳含量不均匀的奥氏体组织，然后在 A_{r1} 以下较高温度保温球化，获得在大块游离铁素体和铁素体基体上分布着细球状碳化物的组织。

第 2 种组织热处理工艺：

调质：将退火碳钢加热到 AC_3 温度以上完全奥氏体化，淬火成马氏体，再将马氏体组织加热到一定温度回火使马氏体分解、析出细粒状渗碳体，得到铁素体基体加细球状渗碳体组织。

9-19 假定将已淬火而未回火的含碳 0.8%的碳钢件（马氏体组织）放入 800°C 炉内，上述组织对 800°C 奥氏体化时间有什么影响？如果随后淬火发现零件上油裂纹，试解释裂纹产生的原因。

答：

马氏体组织对奥氏体化时间影响：

会加快奥氏体化时间。原因：因为将淬火钢加热到奥氏体温度时，淬火马氏体处于非常不稳定状态，通常首先在马氏体相界面上形成奥氏体晶核，这是因为相界面上碳浓度不均匀、原子排列不规则易于产生促进形核的浓度起伏和结构起伏。所以当原始组织为片状马氏体时，马氏体片越细，它们的相界面越多，则形成奥氏体的晶核越多，晶核长大速度越快，因此可加速奥氏体的形成，缩短奥氏体化时间。

裂纹产生的原因：

这是因为含碳 0.8%的碳钢件淬火时形成片状马氏体，马氏体片形成速度很快，在其相互碰撞或与奥氏体晶界相碰撞时产生很大的应力场，片状马氏体本身也很脆，不能通过滑移或孪生变形使应力得到松弛，因此容易产生淬火显微裂纹。这些显微裂纹在随后的再次淬火过程中受到较大内应力的作用，裂纹尖端应力集中，从而使裂纹得到扩展，最终在零件表面形成宏观裂纹。

第八章 扩散

8-1 何为扩散？固态扩散有哪些种类？

答：扩散是物质中原子（或）分子的迁移现象，是位置传输的一种方式。根据扩散过程是否发生浓度变化可分为：自扩散、互扩散

根据扩散方向是否与浓度梯度的方向相同可分为：下坡扩散、上坡扩散
根据扩散过程是否出现新相可分为：原子扩散、反应扩散

8-2 何为上坡扩散和下坡扩散？举例说明。

答：

下坡扩散：原子或分子沿浓度降低的方向进行扩散，使浓度趋于均匀化。比如铸件的均匀化退火、工件的表面渗碳过程均属于下坡扩散。

上坡扩散：原子或分子沿浓度升高的方向进行扩散，即由低浓度向高浓度方向扩散，使浓度趋于两极分化。例如奥氏体向珠光体转变过程中，碳原子从浓度较低的奥氏体中向浓度较高的渗碳体中扩散。

8-3 扩散系数的物理意义是什么？影响因素有哪些？

答：扩散系数的物理意义：浓度梯度为 1 时的扩散通量。 D 越大，扩散速度越快。

影响因素：

- 1、温度：扩散系数与温度呈指数关系，随温度升高，扩散系数急剧增大。
- 2、键能和晶体结构：键能高，扩散激活能大，扩散系数减小；不同的晶体结构具有不同的扩散系数：例如从晶体结构来考虑，碳原子在铁素体中的扩散系数比在奥氏体中的大。
- 3、固溶体类型：不同类型的固溶体，扩散激活能不同，间隙原子的扩散激活能比置换原子的小，扩散系数大。
- 4、晶体缺陷：晶体缺陷处，自由能较高，扩散激活能变小，扩散易于进行。
- 5、化学成分：当合金元素提高合金熔点，扩散系数减小；若降低合金熔点，扩散系数增加

8-4 固态合金中要发生扩散必须满足那些条件？为什么？

答：

- 1、扩散需有驱动力。扩散过程都是在扩散驱动力的作用下进行的，如没有扩散驱动力，也就不能发生扩散。
- 2、扩散原子要固溶。扩散原子在基体中必须由一定的固溶度，形成固溶体，才能进行固态扩散。
- 3、温度要足够高。固态扩散是依靠原子热激活而进行的，温度越高，原子的热振动越激烈，原子被激活发生迁移的可能性就越大。
- 4、时间要足够长。原子在晶体中每跃迁一次最多只能移动 0.3-0.5nm 的距离，只有经过相当长的时间才能形成物质的宏观定向迁移。

8-5 铸造合金均匀化退火前的冷塑性变形对均匀化过程有和影响？是加速还是减缓？为什么？

答：加速。

原因：铸造合金经非平衡结晶后，会出现不同程度的枝晶偏析。根据扩散第二定律可得知，铸锭均匀化退火所需时间与枝晶间距的平方成正比，与扩散系数成反比。所以在退火前对合金进行冷塑性变形可破碎枝晶，减小枝晶间距，缩短均匀化的时间。

8-6 略（扩散系数计算）

8-7 略（消除枝晶偏析时间计算）

8-8 可否用铅代替铅锡合金做对铁进行钎焊的材料，试分析说明之？

答：不能。

原因：

因为钎焊过程只是钎料熔化，母材仍处于固体状态。因此要求钎料与母材不但液态时能互溶，固态时也必须互溶，依靠他们之间的互扩散形成牢固的金属结合。而铅是不固溶于铁的，因此如果以铅来做钎料，铁做母材，则铅是无法扩散到母材中的，无法起到钎焊的效果。

8-9 略

8-10 渗碳是将零件置于渗碳介质中使碳原子进入工件表面，然后以下坡扩散的方式使碳原子从表层向内部扩散的热处理方法。试问：

- 1) 温度高低对渗碳速度有何影响？
- 2) 渗碳应在奥氏体中还是铁素体中进行？
- 3) 空位密度、位错密度和晶粒大小对渗碳速度有何影响？

答：

- 1) 温度越高，渗碳速度越快。因为扩散系数随温度升高，急剧增大。
- 2) 在奥氏体中进行。虽然碳在铁素体中的扩散系数比在奥氏体中大，但是当把钢加热至奥氏体时，一方面温度升高，扩散系数急剧增加；另一方面，奥氏体的溶碳能力急剧增大，可增加渗层深度。
- 3) 空位密度和位错密度越多，渗碳速度越快。因为缺陷处能量较高，扩散激活能降低，增大扩散系数。晶粒越小，渗碳速度越快。因为晶粒越小，晶界面积越大，而原子沿晶界的扩散速度较快。

第七章 金属及合金的回复和再结晶

7-1 用冷拔铜丝线制作导线，冷拔之后应如何如理，为什么？

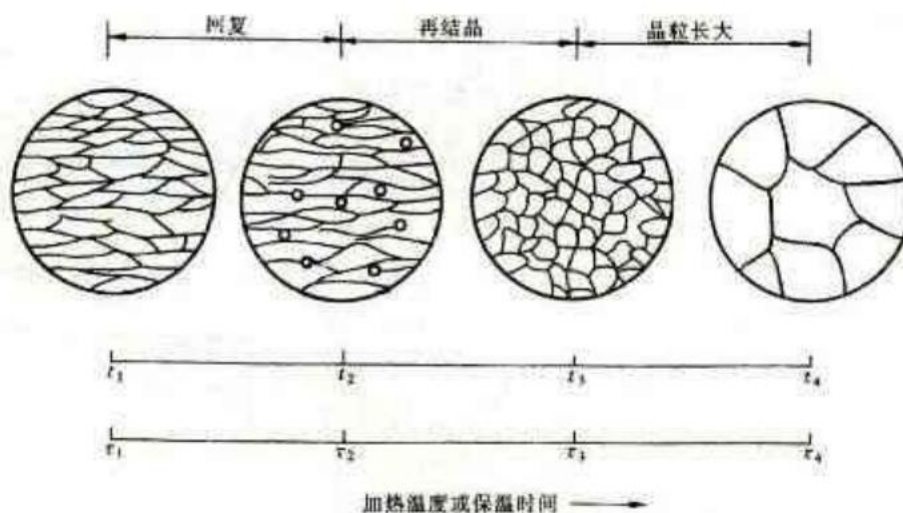
答：

应采取回复退火（去应力退火）处理：即将冷变形金属加热到再结晶温度以下某一温度，并保温足够时间，然后缓慢冷却到室温的热处理工艺。

原因：铜丝冷拔属于再结晶温度以下的冷变形加工，冷塑性变形会使铜丝产生加工硬化和残留内应力，该残留内应力的存在容易导致铜丝在使用过程中断裂。因此，应当采用去应力退火使冷拔铜丝在基本上保持加工硬化的条件下降低其内应力（主要是第一类内应力），改善其塑性和韧性，提高其在使用过程的安全性。

7-2 一块厚纯金属板经冷弯并再结晶退火后，试画出截面上的显微组织示意图。

答：解答此题就是画出金属冷变形后晶粒回复、再结晶和晶粒长大过程示意图（可参考教材 P195，图 7-1）



7-3 已知 W、Fe、Cu 的熔点分别为 3399℃、1538℃和 1083℃，试估算其再结晶温度。

答：

再结晶温度：通常把经过严重冷变形（变形度在 70%以上）的金属，在约 1h 的保温时间内能够完成超过 95%再结晶转变量的温度作为再结晶温度。

1、金属的最低再结晶温度与其熔点之间存在一经验关系式： $T_{\text{再}} \approx \delta T_m$ ，对于工业纯金属来说： δ 值为 0.35-0.4，取 0.4 计算。

2、应当指出，为了消除冷塑性变形加工硬化现象，再结晶退火温度通常要比其最低再结晶温度高出 100-200℃。

如上所述取 $T_{\text{再}} = 0.4T_m$ ，可得：

$$W_{\text{再}} = 3399 \times 0.4 = 1359.6^\circ\text{C}$$

$$Fe_{\text{再}} = 1538 \times 0.4 = 615.2^\circ\text{C}$$

$$Cu_{\text{再}} = 1083 \times 0.4 = 433.2^\circ\text{C}$$

7-4 说明以下概念的本质区别：

- 1、一次再结晶和二次在结晶。
- 2、再结晶时晶核长大和再结晶后的晶粒长大。

答：

1、一次再结晶和二次在结晶。

定义

一次再结晶：冷变形后的金属加热到一定温度，保温足够时间后，在原来的变形组织中产生了无畸变的新的等轴晶粒，位错密度显著下降，性能发生显著变化恢复到冷变形前的水平，称为（一次）再结晶。它的实质是新的晶粒形核、长大的过程。

二次再结晶：经过剧烈冷变形的某些金属材料，在较高温度下退火时，会出现反常的晶粒长大现象，即少数晶粒具有特别大的长大能力，逐步吞食掉周围的小晶粒，其最终尺寸超过原始晶粒的几十倍或上百倍，比临界变形后的再结晶晶粒还要粗大得多，这个过程称为二次再结晶。二次再结晶并不是晶粒重新形核和长大的过程，它是以一次再结晶后的某些特殊晶粒作为基础而异常长大，严格来说它是特殊条件下的晶粒长大过程，并非是再结晶过程。

本质区别：是否有新的形核晶粒。

2、再结晶时晶核长大和再结晶后的晶粒长大。

定义

再结晶晶核长大：是指再结晶晶核形成后长大至再结晶初始晶粒的过程。其长大驱动力是新晶粒与周围变形基体的畸变能差，促使晶核界面向畸变区域推进，界面移动的方向，也就是晶粒长大的方向总是远离界面曲率中心，直至所有畸变晶粒被新的无畸变晶粒代替。

再结晶后的晶粒长大：是指再结晶晶核长大成再结晶初始晶粒后，当温度继续升高或延长保温时间，晶粒仍然继续长大的过程。此时，晶粒长大的驱动力是晶粒长大前后总的界面能的差，界面移动的方向，也就是晶粒长大的方向都朝向晶界的曲率中心，直至晶界变成平面状，达到界面能最低的稳定状态。

本质区别：

- 1、长大驱动力不同
- 2、长大方向不同，即晶界的移动方向不同。

7-5 分析回复和再结晶阶段空位与位错的变化及其对性能的影响。

答：

回复阶段：

回复：是指冷塑性变形的金属在加热时，在光学显微组织发生改变前（即再结晶晶粒形成前）所产生的某些亚结构和性能的变化过程。

空位和位错的变化及对性能的影响：

回复过程中，空位和位错发生运动，从而改变了他们的数量和组态。

低温回复时，主要涉及空位的运动。空位可以移至表面、晶界或位错处消失，也可以聚集形成空位对、空位群，还可以与间隙原子相互作用而消失，总之空位运动的结果使空位密度大大减小。电阻率对空位密度比较敏感，因此其数值会有显著下降。而力学性能对空位的变化不敏感，没有变化。

中温回复时，主要涉及位错的运动。由于位错滑移会导致同一滑移面上异号位错合并而相互抵消，位错密度略有下降，但降低幅度不大，力学性能变化不大。

高温回复时，主要涉及位错的运动。位错不但可以滑移、而且可以攀移，发生多边化，使错密度有所降低，降低系统部分内应力，从而使硬度、强度略有下降，塑性、韧性得到改善。

综上，回复过程可以使冷塑性变形的金属在基本保持加工硬化的状态下降低其内应力（主要是第一类内应力），减轻工件的翘曲和变形，降低电阻率，提高材料的耐蚀性并改善其塑性和韧性，提高工件使用时的安全性。

再结晶阶段：

再结晶：冷变形后的金属加热到一定温度，保温足够时间后，在原来的变形组织中产生了无畸变的新的等轴晶粒，位错密度显著下降，性能也发生显著变化并恢复到冷变形前的水平。

空位和位错的变化及对性能的影响：

再结晶阶段主要是位错发生滑移、攀移和多变化，新的无畸变晶粒形成，位错密度显著下降，因塑性变形而造成的内应力可完全被消除，促使硬度和强度显著下降，塑性和韧性得到明显提高。

7-6 何谓临界变形度？在工业生产中有何实际意义。

答：

临界变形度：金属在冷塑性变形时，当变形度达到某一数值（一般金属均在2%-10%范围内）时，再结晶后的晶粒变得特别粗大。这是由于此时的变形度不大，晶核长大线速度和形核率的比值很大，因此得到特别粗大的晶粒。把对应得到特别粗大晶粒的变形度称为临界变形度。

实际意义：通常，粗大的晶粒对金属的力学性能十分不利，降低力学性能指标，因此在实际生产时，应当避免在临界变形度范围内进行压力加工。但是，有时为了某种特殊目的，需要得到粗晶粒钢时，例如用于制造电机或变压器的硅钢来说，晶粒越粗大越好（磁滞损耗小，效应高），可以利用这种现象，制取粗晶粒甚至单晶。

7-7 一块纯锡板被枪弹击穿，经再结晶退火后，弹孔周围的晶粒大小有何特征，并说明原因。

答：

弹孔周围晶粒大小特征：晶粒大小随距弹孔的距离产生梯度变化，即距离弹孔距离越近晶粒越细，距离越远晶粒越大，并且在某一距离处（变形量处于临界变形量范围内），出现特别粗大晶粒组织。

原因：

- 1、锡板被枪弹击穿产生的弹孔相当于弹孔处产生了剧烈的冷塑性变形，且距离弹孔越近则变形越剧烈。
- 2、对冷塑性变形的金属进行再结晶退火，则冷变形的晶粒必然要发生再结晶，且再结晶后的晶粒大小与变形度密切相关，这是因为随着变形度的增加，形变储存能增加，再结晶驱动力增加，形核率 N 和晶粒长大线速度 G 同时增加，但 G/N 的比值减小，使再结晶的晶粒随变形度增加而变细。
- 3、然而，当变形度在某一临界变形度范围内（一般金属在2%-10%范围内），由于变形度不大， G/N 的比值很大，使再结晶的晶粒特别粗大。

7-8 某厂对高锰钢制碎矿机颚板进行固溶处理时，经 1100℃ 加热后，用冷拔钢丝绳吊挂，由起重吊车送往淬火水槽。行至途中，钢丝绳突然断裂。这条钢丝绳是新的，事先经过检查，并无瑕疵。试分析钢丝绳断裂原因。

答：

原因：

- 1、按题中所述钢丝绳的质量没有问题，那么钢丝绳发生断裂则必然是由于所吊颚板重力对钢丝绳产生的应力超过了钢丝绳的抗拉强度造成的。在吊运过程中颚板对钢丝绳产生的应力没有变化，那么发生变化的则必然是钢丝绳的强度。
- 2、由题述，该钢丝绳是冷拔而成，及结果冷塑性变形而成，必然产生了加工硬化现象。由于颚板经过 1100 加热固溶处理，所以在吊运过程中，高温颚板对冷拔钢丝绳起到了加热作用，当钢丝绳温度超过其再结晶温度时，则会发生再结晶现象，导致钢丝绳强度显著下降，致使颚板重力对钢丝绳产生的应力超过了钢丝绳的强度，导致钢丝绳断裂。

7-9 设有一楔形板坯经冷轧后得到相同厚度的板材，然后进行再结晶退火，试问该板材的晶粒大小是否均匀？

答：

不均匀

原因：

- 1、对冷塑性变形的金属进行再结晶退火，则冷变形的晶粒必然要发生再结晶，且再结晶后的晶粒大小与变形度密切相关，这是因为随着变形度的增加，形变储存能增加，再结晶驱动力增加，形核率 N 和晶粒长大线速度 G 同时增加，但 G/N 的比值减小，使再结晶的晶粒随变形度增加而变细。
- 2、此外，当变形度在临界变形度范围内（一般金属在 2%-10% 范围内），由于变形度不大， G/N 的比值很大，使再结晶的晶粒特别粗大。
- 3、由题述，是由厚度不一的楔形板冷变形成相同厚度的板材，则板材的不同位置的变形度必然不同，所以再结晶后的晶粒大小也必然不同。

7-10 金属材料在热加工时为了获得细小晶粒组织，应该注意一些什么问题？

答：

热加工是在高于再结晶温度以上的塑性变形过程，塑性变形引起的加工硬化和回复再结晶引起的软化几乎同时进行。所以，在热加工时为了获得细小晶粒我觉得应该注意以下几点：

- 1、变形程度。变形度越大则再结晶晶粒的尺寸越小，同时要避开临界变形度范围，防止产生粗大晶粒。
- 2、热加工的温度。即再结晶温度，再结晶温度越高，再结晶的晶粒越大，而且易于引起二次再结晶，得到异常粗大的晶粒组织。
- 3、变形速度。增大变形速度，可推迟再结晶，并提高再结晶转变速度，细化晶粒。
- 4、热加工后的冷却。冷却速度过慢，会造成晶粒粗大。
- 5、原始晶粒的大小。这是因为当变形度一定时，材料的原始晶粒越细，则再结晶后的晶粒越细。
- 6、在金属材料中加入适量的 Al、Ti、V、Nb 等碳、氮化物形成元素，析出弥散的第二相质点，可以有效地阻止高温下晶粒的长大。

7-11 为获得细小的晶粒组织，应根据什么原则制订塑性变形及退火工艺？

答：

塑性变形原则：

增大变形度，避开临界变形度范围，保证变形均匀性。

退火工艺原则：

降低再结晶退火温度，缩短再结晶退火保温时间。

第六章 金属及合金的塑性变形和断裂

6-1 锌单晶体试样截面积 $A=78.5\text{mm}^2$ ，经拉伸试验测定的有关数据如下表：

屈服载荷/N	620	252	184	148	174	273	525
ϕ 角 ($^\circ$)	83	72.5	62	48.5	30.5	176	5
λ 角 ($^\circ$)	25.5	26	38	46	63	74.8	82.5

τ_k (Mpa)	0.87	0.87	0.87	0.87	0.89	0.9	0.87
$\cos\lambda \cos\varphi$	0.11	0.27	0.37	0.46	0.4	0.26	0.13
σ_s (Mpa)	7.90	3.21	2.34	1.89	2.22	3.48	6.69

- 1) 根据以上数据求出临界分切应力 τ_k 并填入上表
- 2) 求出屈服载荷下的取向因子，作出取向因子和屈服应力的关系曲线，说明取向因子对屈服应力的影响。

答：

- 1) 需临界临界分切应力的计算公式： $\tau_k = \sigma_s \cos\varphi \cos\lambda$ ， σ_s 为屈服强度=屈服载荷/截面积

需要注意的是：在拉伸试验时，滑移面受大小相等，方向相反的一对轴向力的作用。当载荷与法线夹角 φ 为钝角时，则按 φ 的补角做余弦计算。

- 2) $\cos\varphi \cos\lambda$ 称作取向因子，由表中 σ_s 和 $\cos\varphi \cos\lambda$ 的数值可以看出，随着取向因子的增大，屈服应力逐渐减小。 $\cos\varphi \cos\lambda$ 的最大值是 φ 、 λ 均为45度时，数值为0.5，此时 σ_s 为最小值，金属最易发生滑移，这种取向称为软取向。当外力与滑移面平行（ $\varphi = 90^\circ$ ）或垂直（ $\lambda = 90^\circ$ ）时， $\cos\varphi \cos\lambda$ 为0，则无论 τ_k 数值如何， σ_s 均为无穷大，表示晶体在此情况下根本无法滑移，这种取向称为硬取向。

6-2 画出铜晶体的一个晶胞，在晶胞上指出：

- 1) 发生滑移的一个滑移面
- 2) 在这一晶面上发生滑移的一个方向
- 3) 滑移面上的原子密度与{001}等其他晶面相比有何差别
- 4) 沿滑移方向的原子间距与其他方向有何差别。

答：

解答此题首先要知道铜在室温时的晶体结构是面心立方。

- 1) 发生滑移的滑移面通常是晶体的密排面，也就是原子密度最大的晶面。在面心立方晶格中的密排面是{111}晶面。
- 2) 发生滑移的滑移方向通常是晶体的密排方向，也就是原子密度最大的晶向，在{111}晶面中的密排方向 $\langle 110 \rangle$ 晶向。
- 3) {111}晶面的原子密度为原子密度最大的晶面，其值为 $2.3/a^2$ ，{001}晶面的原子密度为 $1.5/a^2$
- 4) 滑移方向通常是晶体的密排方向，也就是原子密度高于其他晶向，原子排列紧密，原子间距小于其他晶向，其值为 $1.414/a$ 。

6-3 假定有一铜单晶体，其表面恰好平行于晶体的（001）晶面，若在[001]晶向施加应力，使该晶体在所有可能的滑移面上滑移，并在上述晶面上产生相应的滑移线，试预计在表面上可能看到的滑移线形貌。

答：

对受力后的晶体表面进行抛光，在金相显微镜下可以观察到在抛光的表面上出现许多相互平行的滑移带。在电子显微镜下，每条滑移带是由一组相互平行的滑移线组成，这些滑移线实际上是晶体中位错滑移至晶体表面产生的一个个小台阶，其高度约为1000个原子间距。相临近的一组小台阶在宏观上反映的就是一个大台阶，即滑移带。

所以晶体表面上的滑移线形貌是台阶高度约为 1000 个原子间距的一个个小台阶。

6-4 试用多晶体的塑性变形过程说明金属晶粒越细强度越高、塑性越好的原因？

答：

多晶体的塑性变形过程：

- 1、多晶体中由于各晶粒的位向不同，则各滑移系的取向也不同，因此在外加拉伸力的作用下，各滑移系上的分切应力也不相同。由此可见，多晶体中各个晶粒并不是同时发生塑性变形，只有那些取向最有利的晶粒随着外力的增加最先发生塑性变形。
- 2、晶粒发生塑性变形就意味着滑移面上的位错源已开启，位错将会源源不断地沿着滑移面上的滑移方向运动。但是，由于相邻晶粒的位向不同，滑移系的取向也不同，因此运动着的位错不能够越过晶界，滑移不能发展到相邻晶粒中，于是位错在晶界处受阻，形成位错的平面塞积群。
- 3、位错平面塞积群在其前沿附近造成很大的应力集中，这一集中应力与不断增加的外加载荷相叠加，使相邻晶粒某些滑移系上的分切应力达到临界值，于是位错源开动，开始塑性变形。
- 4、为了协调已发生变形的晶粒形状的改变，要求相邻晶粒必须进行多系滑移，这样就会使越来越多的晶粒参与塑性变形。
- 5、在多晶体的塑性变形中，由外加载荷直接引起塑性变形的晶粒只占少数，不产生明显的宏观效果，多数晶粒的塑性变形是由已塑性变形的晶粒中位错平面塞积群所造成的应力集中所引起，并造成一定的宏观塑性变形效果。
- 6、多晶体的塑性变形具有不均匀性。由于各晶粒间以及晶粒内和晶界位向不同的影响，各个晶粒间及晶粒内的变形都是不均匀的。

晶粒越细强度越高、塑性越好的原因：

强度：由多晶体的塑性变形过程可知，多数晶粒的塑性变形是由先塑性变形晶粒中的位错平面塞积群引起的应力集中于外加载荷相叠加而引起的。由位错运动理论可以得知，位错塞积群在障碍处产生的应力集中与位错数目有关，位错数目越多，造成的应力集中越大，而位错数目与位错源到障碍物的距离成正比。所以晶粒越小，位错源到障碍物（晶界）的距离越短，位错数目越少，造成的应力集中越小，此时如果要是相邻晶粒发生塑性变形，则需要较大的外加载荷，也就是抵抗塑性变形的能力越强，强度越高。

塑性：由多晶体的塑性变形过程可知，多晶体的塑性变形具有不均匀性。晶粒越细，各晶粒间或晶粒内部与晶界处的应变相差越小，变形较均匀，相对来说因不均匀变形产生应力集中引起开裂的机率较小，这就有可能在断裂前承受较大的塑性变形量，可以得到较高的伸长率和断面收缩率。

韧性：由于细晶粒的变形较均匀，不易产生应力集中裂纹，而且晶粒越细晶界面积极大，对裂纹扩展的阻力越大，因此在断裂过程中可以吸收更多的能量，表现出较高的韧性。

6-5 口杯采用低碳钢板冷冲而成，如果钢板的晶粒大小很不均匀，那么冲压后常常发现口杯底部出现裂纹，这是为什么？

答：

裂纹原因：

- 1、低碳钢板冷冲时，各部分的塑性变形是不均匀的，在口杯局内在宏观内应力。
- 2、由于多晶体晶粒变形的不均匀性，加上原始晶粒大小不一，则更加促进了变形的不均匀性，由此产生较大的第二类内应力。
- 3、所以，冲压后口杯底部出现裂纹的原因是由钢板不均匀变形产生的宏观内应力和晶粒变形不均匀造成的内应力相叠加，超过了钢板的断裂强度，出现裂纹。

6-6 滑移与孪生有何区别，试比较它们在塑性变形过程中的作用。

答：

滑移定义：晶体在切应力作用下，晶体的一部分相对于另一部分沿某些晶面（滑移面）和晶向（滑移方向）发生滑动的现象。本质：滑移并不是晶体的一部分相对于另一部分作整体的刚性移动，而是位错在切应力的作用下沿着滑移面上的滑移方向逐步移动的结果。

孪生定义：晶体在切应力作用下，晶体的一部分沿一定的晶面（孪生面）和一定的晶向（孪生方向）相对于另一部分晶体做均匀地切变；在切变区域内，与孪生面平行的每层原子的切变量与它距离孪生面的距离成正比，而且不是原子间距的整数倍，这种切变不会改变晶体的点阵类型，但可使变形部分晶体的位向发生变化，并与未变形部分的晶体以孪晶界为分界面构成镜面对称的位向关系。通常把对称的两部分晶体称为孪晶，而将形成孪晶的过程称为孪生。

滑移在塑性变形过程中的作用：

在常温和低温下金属的塑性变形主要通过滑移方式进行。

- 1、晶体中滑移系越多，则可供滑移采用的空间位向越多，塑性变形越容易进行。当沿滑移面上滑移方向的分切应力达到临界分切应力时，滑移就可进行，而且位错只需一个很小的切应力就可以实现运动。
- 2、在晶体发生滑移的同时，滑移面和滑移方向会发生转动，造成滑移系取向的变化，有可能使其他滑移系的分切应力达到临界值，产生多滑移现象，促进晶体的塑性变形。

孪生在塑性变形过程中的作用：

孪生对塑性变形的贡献比滑移要小。

- 1、孪生的临界分切应力要比滑移的临界分切应力大得多，只有在滑移很难进行的条件下，晶体才进行孪生变形。
- 2、但是，由于孪生后变形部分的晶体位向发生改变，可能会使原来处于不利取向的滑移系转变为新的有利取向，这样可以激发晶体的进一步塑性变形。所以当金属中存在大量孪晶时，可以促进塑性变形。

6-7 试述金属经塑性变形后组织结构与性能之间的关系，阐明加工硬化在机械零部件生产和服役过程中的重要意义。

答：

金属塑性变形后组织结构与性能之间的关系：

- 1、金属塑性变形后，晶粒形状发生变化，沿变形方向伸长，当变形量很大时出现纤维组织，使金属的力学性能呈方向性。
- 2、金属塑性变形后，晶体中的亚结构得到细化，形成大量的胞状亚结构。位错密度增加，位错相互交割出现位错割阶和位错缠结现象，产生加工硬化，硬度、强度增加，塑性、韧性降低。

3、金属塑性变形后，当变形量很大时，多晶体中原为任意取向的各个晶粒逐渐调整其取向而趋于彼此一致，产生形变织构。金属性能表现为各向异性。

4、金属塑性变形后，晶体缺陷增加，产生大量的空位。空位增加，电阻率增大，导电性能和导热性能略为下降。内能增加，化学性提高，耐腐蚀性能降低。

加工硬化在机械零件生产和服役过程中的重要意义：

加工硬化：金属在塑性变形过程中，随着变形程度的增加，金属的硬度、强度增加，而塑性、韧性下降的现象。又称形变强化。

原因：随着塑性变形的进行，位错密度不断增大，位错在运动时的相互交割加剧，产生位错割阶和位错缠结等障碍，使位错运动的阻力增大，造成晶体的塑性变形抗力增大。

在零件生产中的意义：

1、对于用热处理方法不能强化的材料来说，可以用加工硬化方法提高其强度。如塑性很好而强度较低的铝、铜及某些不锈钢，在生产中往往制成冷拔棒材或冷轧板材使用。

2、加工硬化也是某些工件或半成品能够加工成型的重要因素。例如钢丝冷拔过程中产生加工硬化保证其不被拉断。

在零件使用过程中的意义：

提高零件在使用过程中的安全性。零件在使用过程中各个部位的受力是不均匀的，往往会在某些部位产生应力集中和过载现象，使该处产生塑性变形。如果没有加工硬化，则该处变形会越来越大直至断裂。正是由于加工硬化的原因，这种偶尔过载部位的变形会因为强度的增加而自行停止，从而提高零件的安全性。

需要指出的是：加工硬化现象也会给零件生产和使用带来一些不利因素

1、金属随着塑性变形程度的增加，塑性变形抗力不断增大，进一步的变形就必须增大设备功率，增加能源动力的消耗。

2、金属经加工硬化后，塑性大为降低，在使用过程中，如果继续变形容易导致开裂。

6-8 金属材料经塑性变形后为什么会保留残留内应力，研究这部分内应力有什么意义？

答：

残留内应力的形成原因：

金属材料经塑性变形后，外力所做的功大部分转化为热能消耗掉，但尚有一小部分（约占总变形功的 10%）保留在金属内部，形成残留内应力。

主要分为以下三类：

1、宏观内应力（第一类内应力）：它是由于金属材料各部分的不均匀变形引起的，是整个物体范围内处于平衡的力。

2、微观内应力（第二类内应力）：它是由于晶粒或亚晶粒不均匀变形而引起的，是在晶粒或亚晶粒范围内处于平衡的力。

3、点阵畸变（第三类内应力）：它是由于塑性变形使金属内部产生大量的位错和空位，使点阵中的一部分原子偏离其平衡位置，造成点阵畸变。它是只在晶界、滑移面等附近不多的原子群范围内保持平衡的力。

研究这部分内应力的意义：

1、通常情况下，残留内应力的存在对金属材料的力学性能是有害的，它会导致材料的变形、开裂和产生应力腐蚀，降低材料的力学性能。

2、但是当工件表面残留一薄层压应力时，可以在服役时抵消一部分外加载荷，反而对使用寿命有利。
因此，研究这部分内应力可以降低其对金属材料的损害，甚至可以利用内应力来提高工件的使用寿命。

6-9 何谓脆性断裂和塑性断裂，若在材料中存在裂纹时，试述裂纹对脆性材料和塑性材料断裂过程的影响。

答：

塑性断裂：又称为延性断裂，断裂前发生大量的宏观塑性变形，断裂时承受的工程应力大于材料的屈服强度。

脆性断裂：又称为低应力断裂，断裂前极少有或没有宏观塑性变形，但在局部区域仍存在一定的微观塑性变形，断裂时承受的工程应力通常不超过材料的屈服强度，甚至低于按宏观强度理论确定的许用应力。

裂纹对材料断裂的影响：

当存在裂纹的材料受到外力作用时，会在裂纹尖端附近产生复杂的应力状态，并引起应力集中。

对于塑性材料，在外力作用下裂纹尖端区域的应力集中很快会超过材料的屈服极限，形成塑性变形区，微孔很容易在此变形区形成、扩大，并与裂纹连接，使裂纹失稳扩展，导致材料发生断裂。

对于脆性材料，其塑性较差，在裂纹尖端区域出现析出质点的几率很大，因此，一旦在裂纹尖端附近形成一个不大的塑性变形区后，此区的析出相质点附近就可能形成微孔并导致裂纹失稳扩展，直至断裂。此时整个裂纹界面的平均应力 σ_c 仍低于 $\sigma_{0.2}$ ，也就是说含裂纹的脆性材料往往表现出低应力断裂，但断裂源于微孔聚集方式，微观断口形貌仍具有韧窝特征。

6-10 何谓断裂韧度，它在机械设计中有何功用？

答：

应力强度因子：材料中不可避免的存在裂纹，当含有裂纹的材料受外加应力 σ 作用时，裂纹尖端应力场的各应力分量中均有一个共同因子 K_I ($K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$ ， a 为裂纹长度的一半)，用 K_I 表示裂纹尖端应力场的强弱，简称应力强度因子。

断裂韧度：当外加应力达到临界值 σ_c 时，裂纹开始失稳扩展，引起断裂，相应地 K_I 值增加到临界值 K_{Ic} ，这个临界应力场强度因子 K_{Ic} 称为材料的断裂韧度，可以通过实验测得。

平面应变断裂韧度：对同一材料来说， K_{Ic} 取决于材料的厚度：随着厚度的增加， K_{Ic} 单调减小至一常数 K_{Ic} ，这时裂纹尖端区域处于平面应变状态， K_{Ic} 称为平面应变断裂韧度。

在机械设计中的功用：

- 1、确定构件的安全性。根据探伤测定构件中的缺陷尺寸，在确定构件工作应力后，即可算出裂纹尖端应力强度因子 K_I 。与构件材料的 K_{Ic} 相比，如果 $K_I < K_{Ic}$ ，则构件安全，否则有脆断危险。
- 2、确定构件承载能力。根据探伤测出构件中最大裂纹尺寸，通过实验测得材料的 K_{Ic} ，就可由 $\sigma_c = K_{Ic} / \sqrt{\pi a}$ 计算出断裂应力，从而确定构件的安全承载能力。
- 3、确定临界裂纹尺寸。若已知材料 K_{Ic} 的和构件的实际工作应力，则可根据 $a_c = K_{Ic}^2 / \pi \sigma_c^2$

求出临界裂纹尺寸。如果探伤测定构件实际裂纹尺寸 $a < 2a_c$ ，则构件安全，否则有脆断危险。

第五章 三元合金相图

略

第四章 铁碳合金

4-1 分析 $W_c=0.2\%$ ， $W_c=0.6\%$ ， $W_c=1.2\%$ ，的铁碳合金从液态平衡冷却至室温的转变过程，用冷却曲线和组织示意图说明各阶段的组织，并分别计算室温下的相组成物及组织组成物的含量。

答：

1、 $W_c=0.2\%$ 的转变过程及相组成物和组织组成物含量计算

转变过程：

- 1) 液态合金冷却至液相线处，从液态合金中按匀晶转变析出 δ 铁素体， $L \rightleftharpoons \delta$ ，组织为液相+ δ 铁素体
- 2) 液态合金冷却至包晶温点（1495℃），液相合金和 δ 铁素体发生包晶转变，形成奥氏体 γ ， $L+\delta \rightleftharpoons \gamma$ ，由于 $W_c=0.2\%$ 高于包晶点 0.17%，因此组织为奥氏体加部分液相。
- 3) 继续冷却，部分液相发生匀晶转变析出奥氏体 γ ，直至消耗完所有液相，全部转变为奥氏体组织。
- 4) 当合金冷却至与铁素体先共析线相交时，从奥氏体中析出先共析铁素体 α ，组织为奥氏体+先共析铁素体
- 5) 当合金冷却至共析温度时，奥氏体碳含量沿铁素体先共析线变化至共析点碳含量，发生共析转变 $\gamma \rightleftharpoons \alpha + Fe_3C$ ，此时组织为先共析铁素体+珠光体
- 6) 继续冷却，先共析铁素体和珠光体中的铁素体都将析出三次渗碳体，但数量很少，可忽略不计。所以室温下的组织为：先共析铁素体+珠光体。

组织含量计算：

组织含量计算： $W_{\alpha(先)} = (0.77-0.2) / (0.77-0.0218) \times 100\% \approx 76.2\%$ ，

$$W_p = 1 - W_{\alpha(先)} \approx 23.8\%$$

相含量计算： $W_{\alpha} = (6.69-0.2) / (6.69-0.0218) \times 100\% \approx 97.3\%$ ，

$$W_{Fe_3C} = 1 - W_{\alpha} \approx 2.7\%$$

2、 $W_c=0.6\%$ 的转变过程及相组成物和组织组成物含量计算

转变过程：

- 1) 液态合金冷却至液相线处，从液态合金处按匀晶转变析出奥氏体， $L \rightleftharpoons \gamma$ ，组织为液相+奥氏体。
- 2) 继续冷却，直至消耗完所有液相，全部转变为奥氏体组织。
- 4) 当合金冷却至与铁素体先共析线相交时，从奥氏体中析出先共析铁素体 α ，组织为奥氏体+先共析铁素体
- 5) 当合金冷却至共析温度（727℃）时，奥氏体碳含量沿铁素体先共析线变化至共析点，发生共析转变 $\gamma \rightleftharpoons \alpha + Fe_3C$ ，此时组织为先共析铁素体+珠光体
- 6) 珠光体中的铁素体都将析出三次渗碳体，但数量很少，可忽略不计。所以室

温下的组织为：先共析二次渗碳体+珠光体

组织含量计算：

组织含量计算： $W_{\alpha(\text{先})} = (0.77-0.6) / (0.77-0.0218) \times 100\% \approx 22.7\%$,

$$W_p = 1 - W_{\alpha(\text{先})} \approx 77.3\%$$

相含量计算： $W_{\alpha} = (6.69-0.6) / (6.69-0.0218) \times 100\% \approx 91.3\%$,

$$W_{Fe_3C} = 1 - W_{\alpha} \approx 8.7\%$$

3、 $W_c=1.2\%$ 的转变过程及相组成物和组织组成物含量计算

转变过程：

- 1) 液态合金冷却至液相线处，从液态合金处按匀晶转变析出奥氏体， $L \rightleftharpoons \gamma$ ，组织为液相+奥氏体。
- 2) 继续冷却，直至消耗完所有液相，全部转变为奥氏体组织。
- 3) 当合金冷却至与渗碳体先共析线（碳在奥氏体中的溶解度曲线）相交时，从奥氏体中析出先共析二次渗碳体，组织为奥氏体+先共析二次渗碳体
- 4) 当温度冷却至共析温度（727℃）时，奥氏体碳含量沿溶解度曲线变化至共析点碳含量，发生共析转变 $\gamma \rightleftharpoons \alpha + Fe_3C$ ，组织为珠光体+先共析二次渗碳体
- 5) 珠光体中的铁素体都将析出三次渗碳体，但数量很少，可忽略不计。所以室温下的组织为：先共析二次渗碳体+珠光体

组织含量计算：

组织含量计算： $W_{Fe_3C(\text{先})} = (1.2-0.77) / (6.69-0.77) \times 100\% \approx 7.3\%$,

$$W_p = 1 - W_{Fe_3C(\text{先})} \approx 92.7\%$$

相含量计算： $W_{\alpha} = (6.69-1.2) / (6.69-0.0218) \times 100\% \approx 82.3\%$,

$$W_{Fe_3C} = 1 - W_{\alpha} \approx 16.7\%$$

4-2 分析 $W_c=3.5\%$ ， $W_c=4.7\%$ 的铁碳合金从液态到室温的平衡结晶过程，画出冷却曲线和组织变化示意图，并计算室温下的组织组成物和相组成物。

答：

1、 $W_c=3.5\%$ 的转变过程及相组成物和组织组成物含量计算

转变过程：

- 1) 液态合金冷却至液相线处，从液态合金中按匀晶转变析出奥氏体， $L \rightleftharpoons \gamma$ ，组织为液相合金+奥氏体。
- 2) 当合金温度冷却至共晶温度（1127℃）时，液相合金中的含碳量变化至共晶点，液相合金发生共晶转变 $L \rightleftharpoons \gamma + Fe_3C$ ，组织为共晶莱氏体 L_d +奥氏体。
- 3) 温度继续降低，匀晶奥氏体和莱氏体中的奥氏体将析出二次渗碳体。所以组织为：奥氏体+莱氏体+二次渗碳体。
- 4) 当温度降低至共析温度（727℃），奥氏体中的碳含量变化值共析点，发生共析转变形成珠光体， $\gamma \rightleftharpoons \alpha + Fe_3C$ ，组织为珠光体（低温莱氏体 $L'd$ ）+二次渗碳体。
- 5) 继续冷却，珠光体中的铁素体将会析出按此渗碳，但数量很少，可以忽略不计。所以室温下的组织为：珠光体（低温莱氏体 $L'd$ ）+渗碳体（二次渗碳体+共晶渗碳体）。

组织含量计算：

组织含量计算： $W_{Fe_3CII} = \{ (2.11-0.77) / (6.69-0.77) \} \times \{ (6.69-3.5) / (6.69-2.11) \} \times 100\%$

$$\approx 19.2\%$$

$$W_{Fe_3C(共)} = \left\{ \frac{(4.3-2.11)}{(6.69-2.11)} \right\} \times \left\{ \frac{(3.5-2.11)}{(4.3-2.11)} \right\} \times 100\% \\ \approx 30.6\%$$

$$W_{L'd} = 1 - W_{Fe_3C(共)} - W_{Fe_3CII} \approx 50.2\%$$

相含量计算: $W_a = \left\{ \frac{(6.69-0.77)}{(6.69-0.0218)} \right\} \times W_{L'd} \times 100\% \\ \approx 44.6\%,$

$$W_{Fe_3C} = 1 - W_a \approx 55.4\%$$

2、Wc=4.7%的转变过程及相组成物和组织组成物含量计算

转变过程:

- 1) 液态合金冷却至液相线处, 从液态合金中按匀晶转变析出粗大的渗碳体, 称为一次渗碳体, $L \rightleftharpoons Fe_3C_I$, 组织为液相合金 + Fe_3C_I 。
- 2) 当合金温度冷却至共晶温度 (1127°C) 时, 液相合金中的含碳量变化至共晶点, 液相合金发生共晶转变 $L \rightleftharpoons \gamma + Fe_3C$, 组织为共晶莱氏体 $L_d + Fe_3C_I$ 。
- 3) 温度继续降低, 共晶莱氏体中的奥氏体将析出二次渗碳体, 组织为: 莱氏体 + 一次渗碳体 + 二次渗碳体。
- 4) 当温度降低至共析温度 (727°C), 共晶莱氏体中奥氏体中的碳含量变化至共析点, 发生共析转变形成珠光体, $\gamma \rightleftharpoons \alpha + Fe_3C$, 此时组织为: 珠光体 (低温莱氏体 $L'd$) + 一次渗碳体 + 二次渗碳体。
- 5) 继续冷却, 珠光体中的铁素体将会析出三次渗碳体, 但数量很少, 可以忽略不计。所以室温下的组织为: 珠光体 (低温莱氏体 $L'd$) + 渗碳体 (一次渗碳体 + 二次渗碳体 + 共晶渗碳体)。

组织含量计算:

组织含量计算: $W_{L'd} = \left\{ \frac{(6.69-2.11)}{(6.69-0.77)} \right\} \times \left\{ \frac{(6.69-4.7)}{(6.69-2.11)} \right\} \times 100\% \\ \approx 33.5\%$

$$W_{Fe_3C} = 1 - W_{L'd} \approx 66.5\%$$

相含量计算: $W_a = \left\{ \frac{(6.69-0.77)}{(6.69-0.0218)} \right\} \times W_{L'd} \times 100\% \\ \approx 29.7\%,$

$$W_{Fe_3C} = 1 - W_a \approx 80.3\%$$

4-3 计算铁碳合金中二次渗碳体和三次渗碳体最大可能含量。

答:

二次渗碳体最大含量:

- 1、我们知道二次渗碳体是从奥氏体中析出的, 随奥氏体的含量增多, 二次渗碳体的含量增多。
- 2、而且二次渗碳体的含量随着奥氏体中的碳含量增加而增大
- 3、所以根据铁碳相图, 当铁碳合金中的碳含量为 2.11% 可以或多最多的奥氏体含量以及最大的奥氏体含碳量, 也就是所以可以得到最多的二次渗碳体含量。

其含量 = $\frac{(2.11-0.77)}{(6.69-0.77)} \times 100\% \approx 22.6\%$

三次渗碳体最大含量:

- 1、我们知道三次渗碳体是从铁素体中析出的, 所以必然随着铁素体的含量增多而增多。
- 2、而且要析出渗碳体必须要足够的碳含量, 所以铁素体中的碳含量越多, 越容

易析出三次渗碳体。

- 3、根据铁碳相图，当铁碳合金中的碳含量为 0.0218%时，可以获得最多的铁素体含量。

其含量= $0.0218/6.69 \times 100\% \approx 0.33\%$

4-4 分别计算莱氏体中共晶渗碳体、二次渗碳体、共析渗碳体的含量。

答：

共晶渗碳体含量：

$$W_{\text{Fe}_3\text{C (晶)}} = (4.3-2.11) / (6.69-2.11) \times 100\% \approx 47.8\%, W_A = 1 - W_{\text{Fe}_3\text{C (共)}} \approx 52.2\%$$

二次渗碳体含量：

$$W_{\text{Fe}_3\text{C II}} = (2.11-0.77) / (6.69-0.77) \times W_A \times 100\% \approx 11.8\%$$

共析渗碳体含量：

$$W_{\text{Fe}_3\text{C (析)}} = \{ (0.77-0.0218) / (6.69-0.0218) \} \times (W_A - W_{\text{Fe}_3\text{C II}}) \times 100\% \approx 4.5\%$$

4-5 为了区分两种弄混的碳钢，工作人员分别截取了 A、B 两块试样，加热至 850℃ 保温后以极慢的速度冷却至室温，观察金相组织，结果如下：

A 试样的先共析铁素体面积为 41.6%，珠光体的面积为 58.4%。

B 试样的二次渗碳体的面积为 7.3%，珠光体的面积为 92.7%。

设铁素体和渗碳体的密度相同，铁素体中的含碳量为零，试求 A、B 两种碳钢含碳量。

答：

对于 A 试样：设 A 含碳量为 X%，由题述知先共析铁素体含量为 41.6%可以得到 $41.6\% = \{ (0.77-X) / 0.77 \} \times 100\%$ ，得出 $X \approx 0.45$ ，所以 A 中含碳量为 0.45%。

对于 B 试样：设 B 含碳量为 Y%，由题述知二次渗碳体含量为 7.3%可以得到 $7.3\% = \{ (Y-0.77) / (6.69-0.77) \} \times 100\%$ ，得出 $Y \approx 1.2$ ，所以 B 中含碳量为 1.2%。

4-6 利用铁碳相图说明铁碳合金的成分、组织和性能之间的关系。

答：

成分和组织之间的关系：

- 1、从相组成的角度，不论成分如何变化，铁碳合金在室温下的平衡组织都是由铁素体和渗碳体两相组成。
- 2、当碳含量为零，铁碳合金全部由铁素体组成，随着碳含量的增加铁素体的含量呈直线下降，直到碳含量为 6.69%时，铁素体含量为零，渗碳体含量则由零增至 100%。
- 3、含碳量的变化还会引起组织的变化。随着成分的变化，将会引起不同性质的结晶和相变过程，从而得到不同的组织。随着含碳量的增加，铁碳合金的组织变化顺序为：



(F 代表铁素体，P 代表珠光体，L'd 代表低温莱氏体)

组织和性能之间的关系：

铁素体相是软韧相、渗碳体相是硬脆相。珠光体由铁素体和渗碳体组成，渗碳体以细片状分散地分布在铁素体基体上，起强化作用，所以珠光体的强度、硬度较高，但塑性和韧性较差。

- 1、在亚共析钢中，随着含碳量增加，珠光体增多，则强度、硬度升高，而塑性

和韧性下降。

- 2、在过共析钢中，随着含碳量增加，二次渗碳体含量增多，则强度、硬度升高，当碳含量增加至接近 1% 时，其强度达到最高值。碳含量继续增加，二次渗碳体将会在原奥氏体晶界形成连续的网状，降低晶界的强度，使钢的脆性大大增加，韧性急剧下降。
- 3、在白口铁中，随着碳含量的增加，渗碳体的含量增多，硬度增加，铁碳合金的塑、韧性单调下降，当组织中出现以渗碳体为基体的低温莱氏体时，塑、韧性降低至接近于零，且脆性很大，强度很低。
- 4、铁碳合金的硬度对组织组成物或组成相的形态不十分的敏感，其大小主要取决于组成相的数量和硬度。随着碳含量增加，高硬度的渗碳体增多，铁碳合金的硬度呈直线升高。
- 5、低碳钢铁素体含量较多，塑韧性好，切削加工产生的切削热大，容易粘刀，而且切屑不易折断，切削加工性能不好。高碳钢渗碳体含量多，硬度高，严重磨损刀具，切削加工性能不好。中碳钢，铁素体和渗碳体比例适当，硬度和塑性适中，切削加工性能好。
- 6、低碳钢铁素体含量较多，塑韧性好，可锻性好；高碳钢渗碳体含量多，硬度高，可锻性变差。

4-7 铁碳相图有哪些应用，又有哪些局限性。

答：

应用：

- 1、由铁碳相图可以计算出不同成分的铁碳合金其组成相的相对含量。
- 2、由铁碳相图还可以反映不同成分铁碳合金的结晶和相变特性。
- 3、由铁碳相图可大致判断不同成分铁碳合金的力学性能和物理性能。
- 4、由铁碳相图可大致判断不同成分铁碳合金的铸造性能、可锻性和切削加工性等工艺性能。

局限性：

- 1、铁碳相图反映的是在平衡条件下相的平衡，而不是组织的平衡。相图只能给出铁碳合金在平衡条件下相的类别、相的成分及其相对含量，并不能表示相的形状、大小和分布，即不能给出铁碳合金的组织状态。
- 2、铁碳相图给出的仅仅是平衡状态下的情况，而平衡状态只有在非常缓慢加热和冷却，或者在给定温度长期保温的情况下才能得到，与实际的生产条件不是完全的相符合。
- 3、铁碳相图只反映铁、碳二元系合金相的平衡关系，而实际生产中所使用的铁碳合金中往往加入其他元素，此时必须要考虑其他元素对相图的影响，尤其当其他元素含量较高时，相图中的平衡关系会发生重大变化，甚至完全不能适用。

第三章 二元合金的相结构与结晶

3-1 在正温度梯度下，为什么纯金属凝固时不能呈树枝状生长，而固溶体合金却能呈树枝状成长？

答：

原因：

在纯金属的凝固过程中，在正温度梯度下，固液界面呈平面状生长；当温度梯度为负时，则固液界面呈树枝状生长。

固溶体合金在正温度梯度下凝固时，固液界面能呈树枝状生长的原因是固溶体合金在凝固时，由于异分结晶现象，溶质组元必然会重新分布，导致在固液界面前沿形成溶质的浓度梯度，造成固液界面前沿一定范围内的液相其实际温度低于平衡结晶温度，出现了一个由于成分差别引起的过冷区域。所以，对于固溶体合金，结晶除了受固液界面温度梯度影响，更主要受成分过冷的影响，从而使固溶体合金在正温度梯度下也能按树枝状生长。

3-2 何谓合金平衡相图，相图能给出任一条件下合金的显微组织吗？

答：

合金平衡相图是指在平衡条件下合金系中合金的状态与温度、成分间关系的图解，又称为状态图或平衡图。由上述定义可以看出相图并不能给出任一条件下合金的显微组织，相图只能反映平衡条件下相的平衡。

3-3 有两个形状、尺寸均相同的 Cu-Ni 合金铸件，其中一个铸件的 $W_{Ni}=90\%$ ，另一个铸件的 $W_{Ni}=50\%$ ，铸后自然冷却。问凝固后哪一个铸件的偏析严重？为什么？找出消除偏析的措施。

答：

$W_{Ni}=50\%$ 铸件凝固后偏析严重。解答此题需找到 Cu-Ni 合金的二元相图。

原因：固溶体合金结晶属于异分结晶，即所结晶出的固相化学成分与母相并不相同。由 Cu-Ni 合金相图可以看出 $W_{Ni}=50\%$ 铸件的固相线和液相线之间的距离大于 $W_{Ni}=90\%$ 铸件，也就是说 $W_{Ni}=50\%$ 铸件溶质 Ni 的 k_0 （溶质平衡分配系数）高，而且在相图中可以发现 Cu-Ni 合金铸件 Ni 的 k_0 是大于 1，所以 k_0 越大，则代表先结晶出的固相成分与液相成分的差值越大，也就是偏析越严重。

消除措施：

可以采用均匀化退火的方法，将铸件加热至低于固相线 $100-200^{\circ}\text{C}$ 的温度，进行长时间保温，使偏析元素充分扩散，可达到成分均匀化的目的。

3-4 何谓成分过冷？成分过冷对固溶体结晶时晶体长大方式和铸锭组织有何影响？

答：

成分过冷：

固溶体合金在结晶时，由于选分结晶现象，溶质组元必然会重新分布，导致在固液界面前沿形成溶质的浓度梯度，造成固液界面前沿一定范围内的液相其实际温度低于平衡结晶温度，出现了一个由于成分差别引起的过冷区域。过冷度为平衡结晶温度与实际温度之差，这个过冷度是由成分变化引起的，所以称之为成分过冷。

成分过冷对固溶体结晶时晶体长大方式和铸锭组织的影响：

在固液界面前沿无成分过冷区域时，晶体以平面长大方式生长，长大速度完全受散热条件控制，最后形成平面状的晶粒组织；

在过冷区域比较小时，固液界面上的偶然突出部分，可伸入过冷区长大，突出部分约为 $0.1-1\text{mm}$ ，晶体生长是稳定的凹凸不平界面以恒速向液体中推进。这种凹

凸不平的界面通常称之为胞状界面，具有胞状界面的晶粒组织称为胞状组织，因为它的显微形态很像蜂窝，所以又称为蜂窝组织，它的横截面典型形态呈规则的六变形；

在过冷区域较大时，则固溶体合金的结晶条件与纯金属在负温度梯度下的结晶条件相似，在固液界面上的突出部分可以向液相中突出相当大的距离，在纵向生长的同时，又从其侧面产生突出分枝，最终发展成树枝晶组织。

3-5 共晶点和共晶线有什么关系？共晶组织一般是什么形态？如何形成的？

答：

共晶点和共晶线的关系：

共晶转变：在一定温度下，由一定成分的液相同时结晶出成分一定的两个固相的转变过程，称为共晶转变或共晶反应。在二元合金中，由相率可知，二元三相平衡时，其自由度为零，即在共晶转变时必然存在一个三相共晶平衡转变水平线，把这条水平相平衡线称作共晶线。把共晶线上对应发生共晶反应的液相合金成分点称为共晶点。

共晶组织的一般形态：

共晶组织的形态很多，按其中两相的分布形态，可以分为层片状、针片状、棒条状、树枝状、球状、螺旋状等。通常，金属-金属型的两相共晶组织大多为层片状或棒条状，金属-非金属性的两相共晶组织表现为针片状树枝状、。

共晶组织的形成过程：

和纯金属及固溶体合金的结晶过程一样，共晶转变同样要经过形核和长大的过程。在形核时，生成相中的两相必然一个在先，一个在后，首先形核的相称为领先相。如果领先相是溶质含量比较少的相，则多余的溶质必然要从先结晶的晶体中排出，造成固液界面前沿液相中溶质富集，为另一相的形核创造条件。而另一相在形核长大时必然要排出多余的溶剂原子向固液界面富集，在固液界面前沿形成溶质的贫瘠区，给领先相的形核又创造条件，于是两生成相就这样彼此交替的形核长大，最终形成共晶组织。反之亦然。

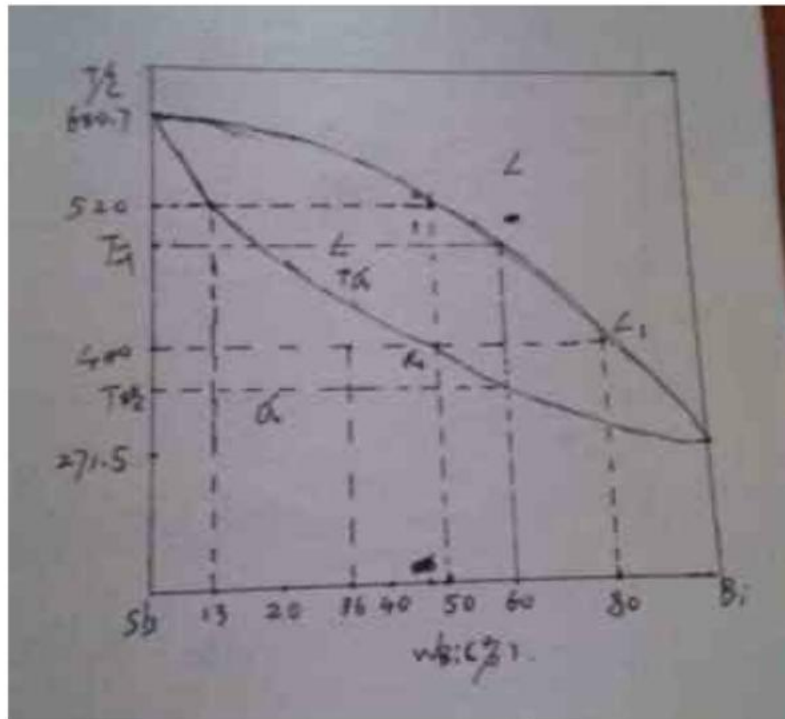
3-6 铋（熔点为 271.5°C ）和锑（熔点为 630.7°C ）在液态和固态时均能彼此无限互溶， $W_{\text{Bi}}=50\%$ 的合金在 520°C 时开始凝固出成分为 $W_{\text{Sb}}=87\%$ 的固相。 $W_{\text{Bi}}=80\%$ 的合金在 520°C 时开始凝固出成分为 $W_{\text{Sb}}=64\%$ 的固相。根据上述条件，要求：

1) 绘出 Bi-Sb 相图，并标出各线和各相区的美称。

2) 从相图上确定 $W_{\text{Sb}}=40\%$ 合金的开始结晶温度和结晶终了温度，并求出它在 400°C 时的平衡相成分及其含量。

答：

1) 相图和相区



2) $T_{\text{开}}$ 与 $T_{\text{终}}$ 在相图中已标出, $W_{\text{Sb}}=40\%$ 合金在 400°C 时的平衡相成分及其含量可根据相图和杠杆定律计算得出:

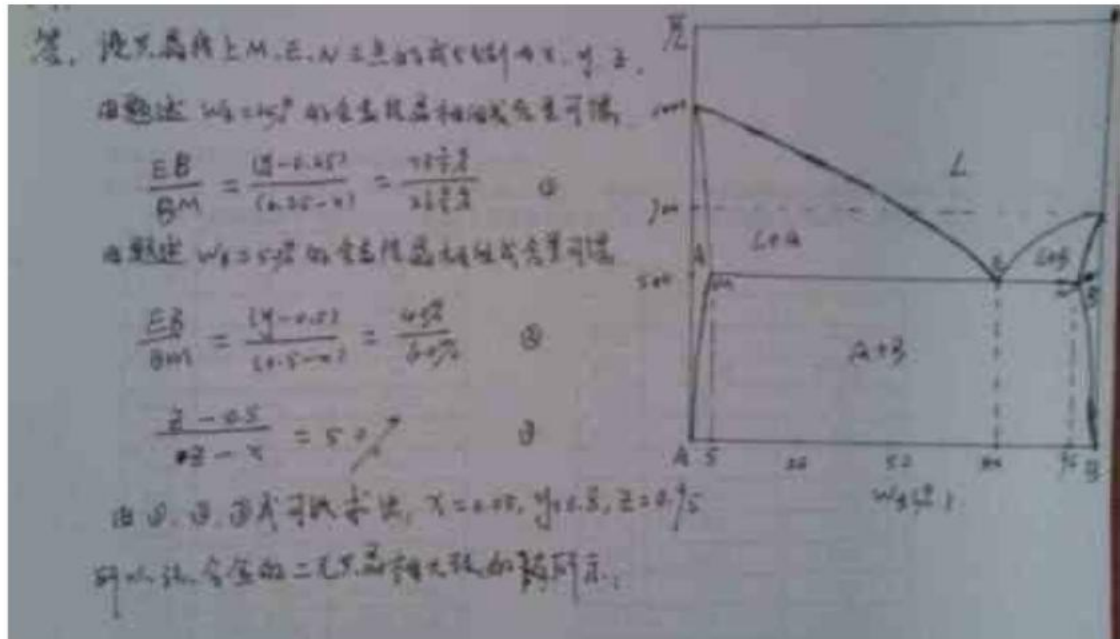
根据相图可以看出: 在 400°C 相平衡时, L_1 相为 $W_{\text{Bi}}=80\%$ 的液相 Bi-Sb 合金, α 相为 $W_{\text{Bi}}=50\%$ 的固相相 Bi-Sb 合金。

根据杠杆定律: L_1 相的含量 = $\{ (0.6 - 0.5) / (0.8 - 0.5) \} \times 100\% \approx 33.3\%$

α 相的含量 = $1 - 33.3\% \approx 66.7\%$

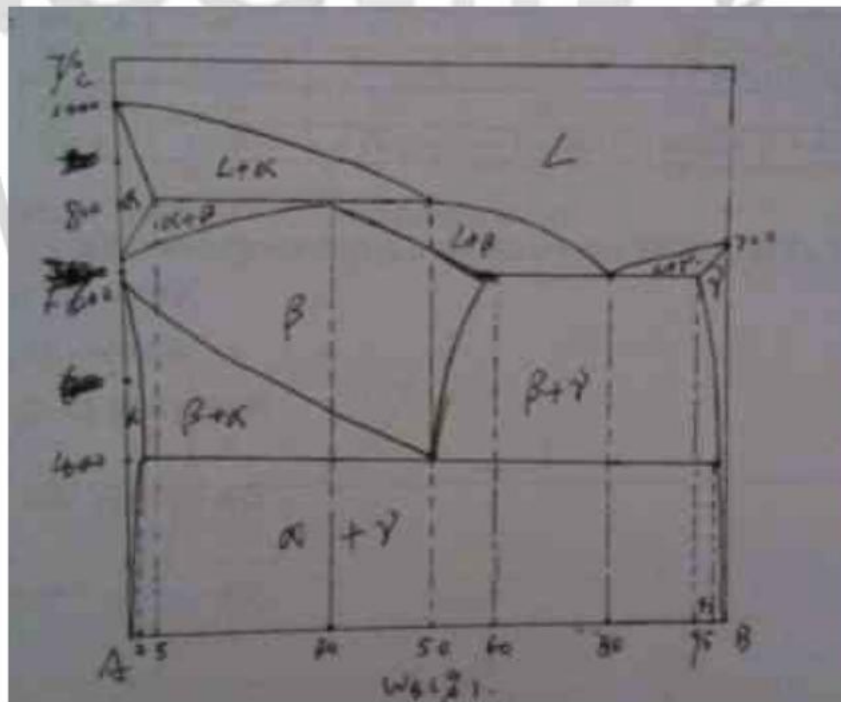
3-7 根据下列试验数据绘出概略的二元共晶相图: 组员 A 的熔点为 1000°C , 组员 B 的熔点为 700°C , $W_{\text{B}}=25\%$ 的合金在 500°C 结晶完毕, 并由 $220/3\%$ 的先共晶 α 相与 $80/3\%$ 的 $(\alpha + \beta)$ 共晶体所组成; $W_{\text{B}}=50\%$ 的合金在 500°C 结晶完毕, 并由 40% 的先共晶 α 相与 60% 的 $(\alpha + \beta)$ 共晶体所组成, 而此合金中 α 相的总量为 50% 。

答:



3-8 组员 A 的熔点为 1000℃，组员 B 的熔点为 700℃，在 800℃存在包晶反应：
 α ($w_B=5\%$) + L ($w_B=50\%$) \rightleftharpoons β ($w_B=30\%$)；在 600℃存在共晶反应：
 L ($w_B=80\%$) \rightleftharpoons β ($w_B=60\%$) + γ ($w_B=95\%$)；在 400℃存在共析反应：
 β ($w_B=50\%$) \rightleftharpoons α ($w_B=2\%$) + γ ($w_B=97\%$)。根据这些数据画出相图。

答：



3-9 在 C-D 二元系中，D 组员比 C 组员有较高的熔点，C 在 D 中的没有固溶度。

该合金系存在下述恒温反应：

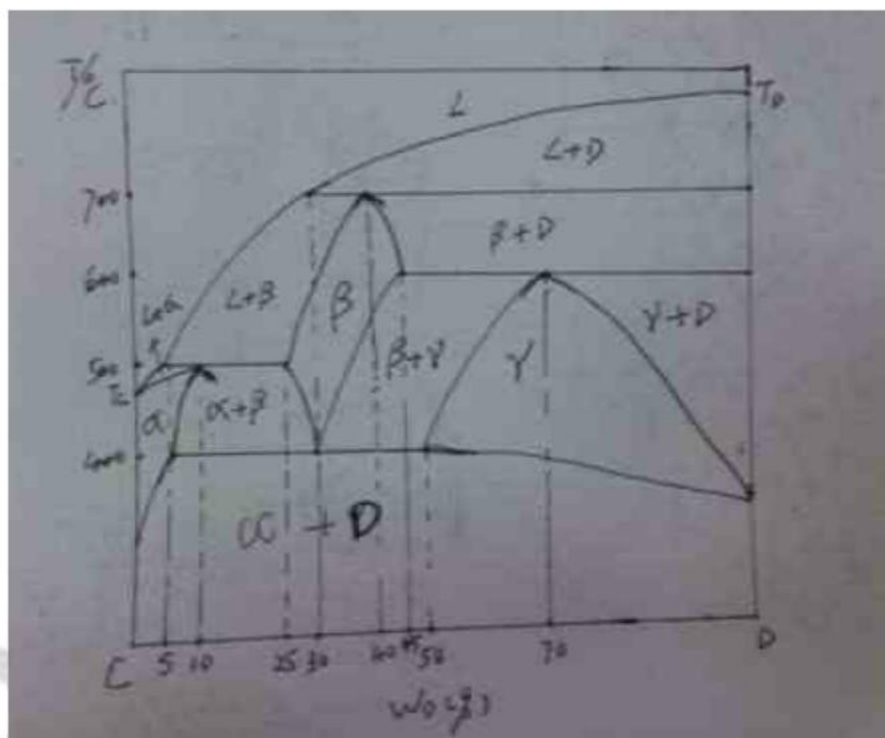
- 1) L ($w_D=30\%$) + D \rightleftharpoons β ($w_D=40\%$), 700℃
- 2) L ($w_D=5\%$) + β ($w_D=25\%$) \rightleftharpoons α ($w_D=10\%$), 500℃

3) β ($W_D=45\%$) + D \rightleftharpoons γ ($W_D=70\%$), 600°C

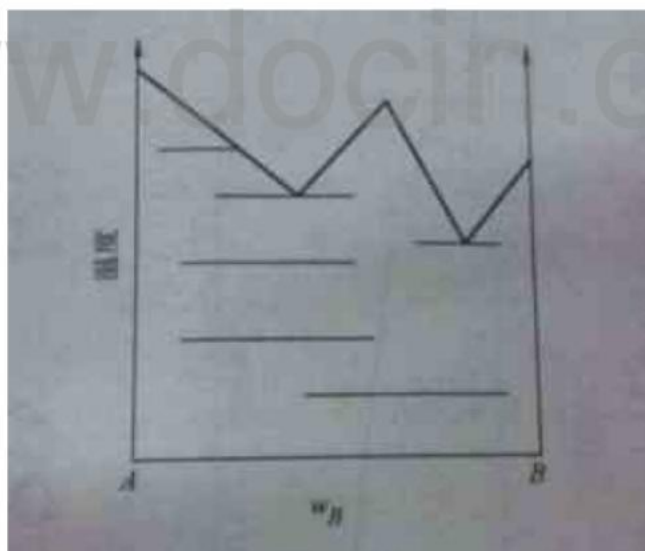
4) β ($W_D=30\%$) \rightleftharpoons α ($W_D=5\%$) + γ ($W_D=50\%$), 400°C

根据以上数据，绘出概略的二元相图。

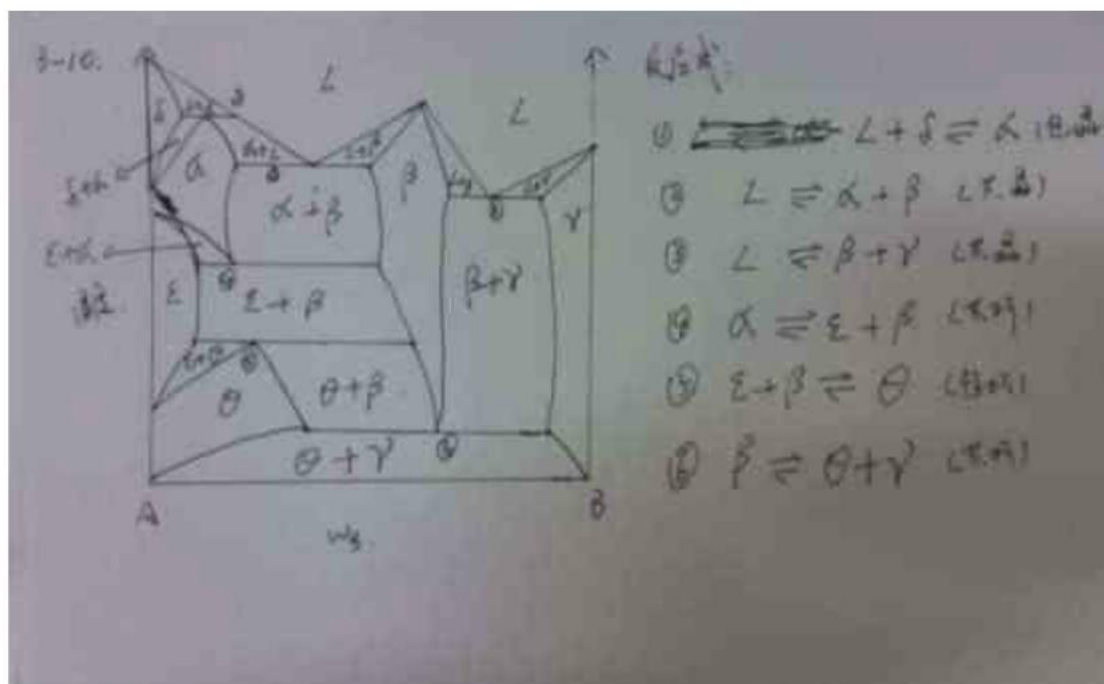
答：



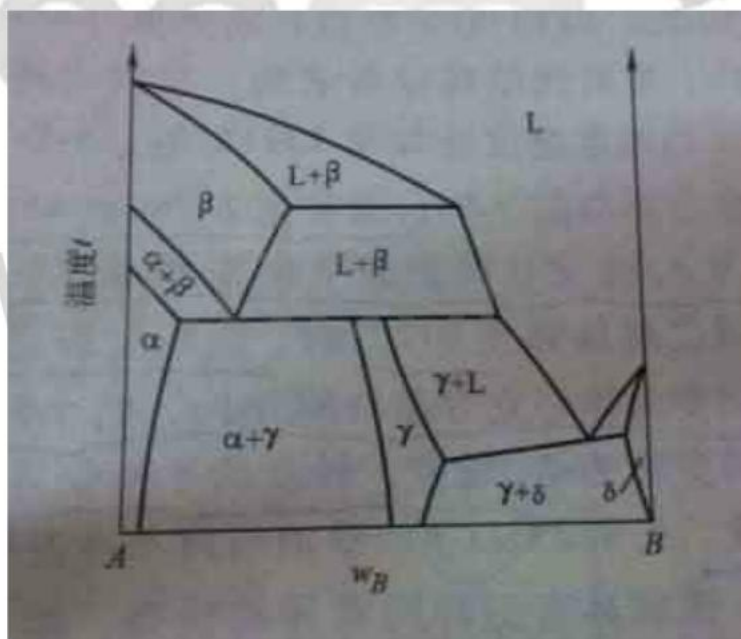
3-10 由试验获得 A-B 二元系的液相线和各等温反映的成分范围，如脱所示，在不违背相率的条件下，试将此相图绘完，并填写其中各相区的相名称（自己假设名称），并写出各等温反应式。



答:



3-11 试指出图 3-72 中的错误指出，说明原因，并加以改正。



答:

错误之处及原因:

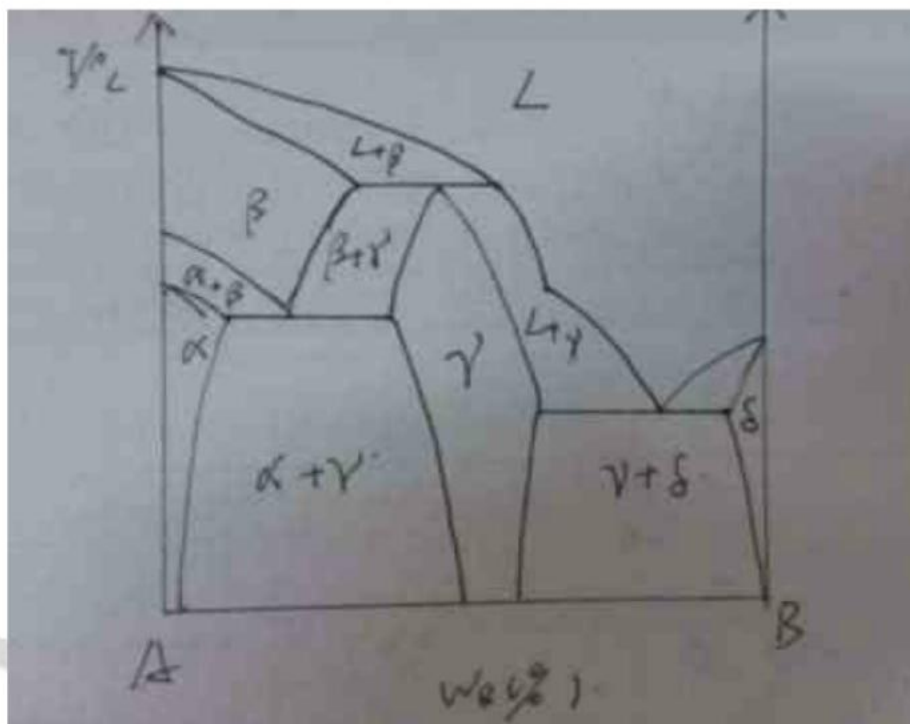
- 1) $L+\beta$ 与 $L+\beta$ 两个两相区之间应该有一条三相共存水平线。
- 2) L 、 γ 、 δ 的三相平衡线应该是一条温度恒定的水平线，而不是斜线。

原因:

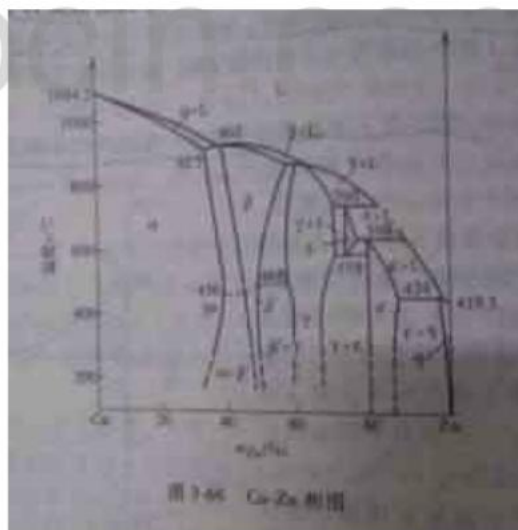
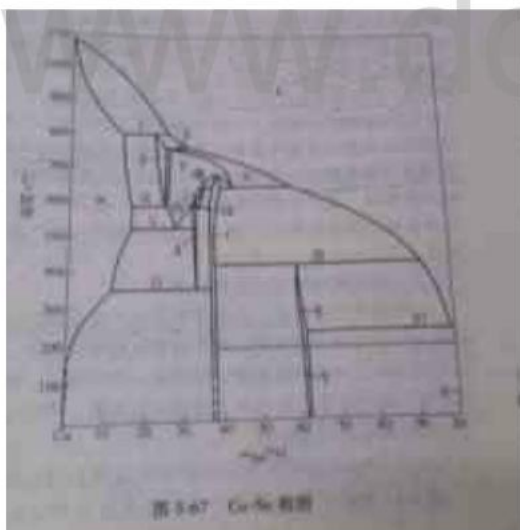
- 1) 根据相接触法则，在二元相图中相邻相区的相数相差一个（点接触情况除外），即两个单相区之间必定有一个由着两相所组成的两相区，两个两相区之间必须以单相区或三相共存水平线隔开。

- 2) 当压力恒定时, 根据相率 $F=C-P+1$ 可知二元三相平衡是, F 为零, 即独立可变因素的数目为零, 也就是二元三相平衡转变必定是在温度恒定的情况下进行, 而且三相的成分也是固定的。

正确的相图:



- 3-12 假定需要用 $W_{Zn}=30\%$ 的 Cu-Zn 合金和 $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 合金制造尺寸、形状相同的铸件, 参照 Cu-Zn 合金和 Cu-Sn 合金的二元相图 (如图), 回答下述问题:



- 1) 那种合金的流动性好?
- 2) 那种合金形成缩松的倾向大?
- 3) 那种合金的热裂倾向大?
- 4) 那种合金的偏析倾向大?

答:

1) $W_{Zn}=30\%$ 的 Cu-Zn 的流动性要好。

因为固溶体合金的流动性与合金相图中液相线和固相线的水平距离和垂直距离有关，即与结晶的成分间隔和温度间隔有关。成分间隔越大，固液界面越容易产生较宽的成分过冷区域，造成固液界面前沿的液体树枝状形核，形成较宽的固液两相混合区，这些树枝晶体阻碍了金属液的流动；当温度间隔大时，则会给树枝晶的长大提供更多的时间，使枝晶发达彼此交错，进一步降低了金属液的流动性。所以，由相图可以明显看出 $W_{Zn}=30\%$ 的 Cu-Zn 的成分间隔和温度间隔要小，流动性要好。

2) $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 形成缩松的倾向大。

因为 $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 的结晶成分间隔和温度间隔大，结晶时树枝晶发达，金属液被枝晶分割严重，这些被分隔开的枝晶间的液体，在继续凝固时得不到液体的补充，容易形成分散缩孔（缩松）。

3) $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 热裂倾向大。

因为 $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 的结晶成分间隔和温度间隔大，使固溶体合金晶粒间存在一定量液相的状态保持较长时间，此时的合金强度很低，在已结晶固相不均匀收缩应力的作用下，有可能引起铸件内部裂纹（热裂）。

4) $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 偏析倾向大

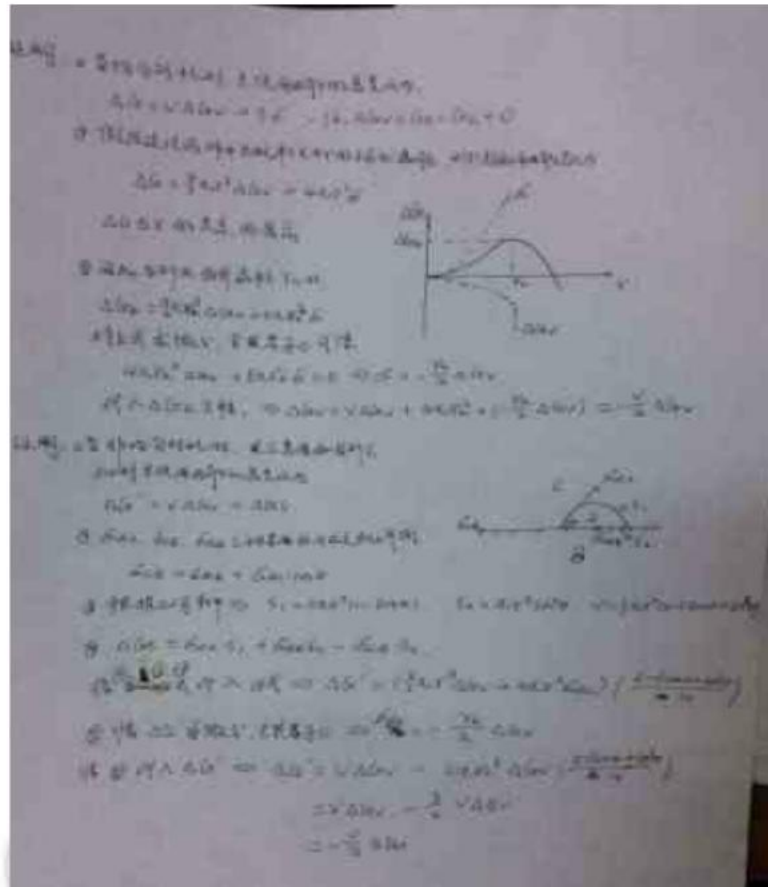
因为 $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 的成分间隔和温度间隔大，使溶质平衡分配系数 K_0 越小，且由相图可见 K_0 是小于 1 的，所以 K_0 越小，则先结晶出的固相与母相的成分偏差越大，即偏析倾向越大，而且温度间隔大也就是结晶的温度范围较宽时，给树枝晶的长大提供了更多的时间，进一步增大了偏析的倾向。

第二章 纯金属的结晶

2-1 a) 试证明均匀形核时，形成临界晶粒的 ΔG_k 与其体积 V 之间关系式为 $\Delta G_k = V \Delta G_v / 2$

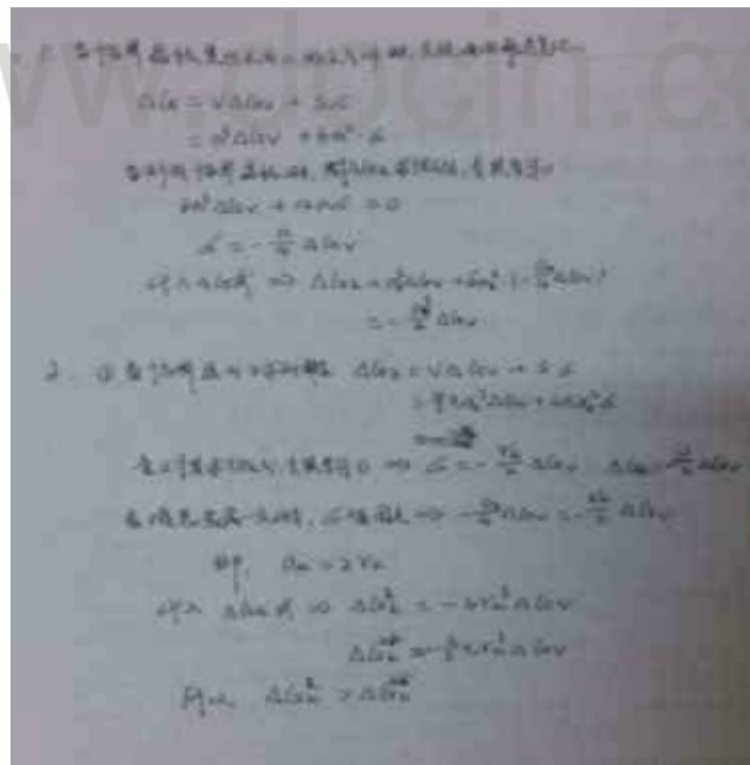
b) 当非均匀形核形成球冠状晶核时，其 ΔG_k 与 V 之间的关系如何？

答：



2-2 如果临界晶核是边长为 a 的正方体，试求出 ΔG_k 和 a 之间的关系。为什么形成立方体晶核的 ΔG_k 比球形晶核要大。

答：



2-3 为什么金属结晶时一定要由过冷度？影响过冷度的因素是什么？固态金属熔化时是否会出现过热？为什么？

答：

金属结晶时需过冷的原因：

如图所示，液态金属和固态金属的吉布斯自由能随温度的增高而降低，由于液态金属原子排列混乱程度比固态高，也就是熵值比固态高，所以液相自由能下降的比固态快。当两线相交于 T_m 温度时，即 $G_s = G_l$ ，表示固相和液相具有相同的稳定性，可以同时存在。所以如果液态金属要结晶，必须在 T_m 温度以下某一温度 T_n ，才能使 $G_s < G_l$ ，也就是在过冷的情况下才可自发地发生结晶。把 $T_m - T_n$ 的差值称为液态金属的过冷度

影响过冷度的因素：

金属材质不同，过冷度大小不同；金属纯度越高，则过冷度越大；当材质和纯度一定时，冷却速度越大，则过冷度越大，实际结晶温度越低。

固态金属熔化时是否会出现过热及原因：

会。原因：与液态金属结晶需要过冷的原因相似，只有在过热的情况下， $G_l < G_s$ ，固态金属才会发生自发地熔化。

2-4 试比较均匀形核和非均匀形核的异同点。

答：

相同点：

- 1、形核驱动力都是体积自由能的下降，形核阻力都是表面能的增加。
- 2、具有相同的临界形核半径。
- 3、所需形核功都等于所增加表面能的 $1/3$ 。

不同点：

- 1、非均匀形核的 ΔG_k 小于等于均匀形核的 ΔG_k ，随晶核与基体的润湿角的变化而变化。
- 2、非均匀形核所需要的临界过冷度小于等于均匀形核的临界过冷度。
- 3、两者对形核率的影响因素不同。非均匀形核的形核率除了受过冷度和温度的影响，还受固态杂质结构、数量、形貌及其他一些物理因素的影响。

2-5 说明晶体生长形状与温度梯度的关系。

答：

液相中的温度梯度分为：

正温度梯度：指液相中的温度随至固液界面距离的增加而提高的温度分布情况。

负温度梯度：指液相中的温度随至固液界面距离的增加而降低的温度分布情况。

固液界面的微观结构分为：

光滑界面：从原子尺度看，界面是光滑的，液固两相被截然分开。在金相显微镜下，由曲折的若干小平面组成。

粗糙界面：从原子尺度看，界面高低不平，并存在着几个原子间距厚度的过渡层，在过渡层中，液固两相原子相互交错分布。在金相显微镜下，这类界面是平直的。

晶体生长形状与温度梯度关系：

- 1、在正温度梯度下：结晶潜热只能通过已结晶的固相和型壁散失。

光滑界面的晶体，其显微界面-晶体学小平面与熔点等温面成一定角度，这种情

况有利于形成规则几何形状的晶体，固液界面通常呈锯齿状。

粗糙界面的晶体，其显微界面平行于熔点等温面，与散热方向垂直，所以晶体长大只能随着液体冷却而均匀一致地向液相推移，呈平面长大方式，固液界面始终保持近似地平面。

2、在负温度梯度下：

具有光滑界面的晶体：如果杰克逊因子不太大，晶体则可能呈树枝状生长；当杰克逊因子很大时，即时在较大的负温度梯度下，仍可能形成规则几何形状的晶体。具有粗糙界面的晶体呈树枝状生长。

树枝晶生长过程：固液界面前沿过冷度较大，如果界面的某一局部生长较快偶有突出，此时则更加有利于此突出尖端向液体中的生长。在尖端的前方，结晶潜热散失要比横向容易，因而此尖端向前生长的速度要比横向长大的速度大，很快就长成一个细长的晶体，称为主干。这些主干即为一次晶轴或一次晶枝。在主干形成的同时，主干与周围过冷液体的界面也是不稳的，主干上同样会出现很多凸出尖端，它们会长大成为新的枝晶，称为二次晶轴或二次晶枝。二次晶枝发展到一定程度，又会在它上面长出三次晶枝，如此不断地枝上生枝的方式称为树枝状生长，所形成的具有树枝状骨架的晶体称为树枝晶，简称枝晶。

2-6 简述三晶区形成的原因及每个晶区的特点。

答：

三晶区的形成原因及各晶区特点：

一、表层细晶区

形成原因：

当高温金属液体与铸型接触后，由于型壁强烈的吸热和散热作用，使靠近型壁的薄层金属液体产生极大的过冷度，加上型壁可以作为非均匀形核的基底，因此在此薄层金属液体中产生大量的晶核，并同时向各个方向生长。由于晶核数目多，相邻的晶粒很快彼此相遇，相互阻碍，不能继续生长，这样便在靠近型壁处形成一层很薄的细小等轴晶区，又称激冷等轴晶区。

晶区特点：

该晶区晶粒十分细小，组织致密，力学性能好，但厚度较薄，只有几个毫米厚。

二、柱状晶区

形成原因：

在表层细晶区形成的同时，一方面型壁的温度被高温金属液体和细晶区所释放的结晶潜热加热而迅速升高，另一方面由于金属凝固后的收缩，使细晶区和型壁脱离，形成一层空气层，以上都给液体金属的散热造成困难，使液体金属冷却减慢，温度梯度变得平缓。此时，固液界面前沿过冷度减小，无法满足形核的条件，不能形成新的晶核，结晶只能依靠靠近液相的某些小晶粒继续长大来进行，由于垂直于型壁的方向散热最快，因此晶体沿其反方向择优生长，晶体在向液体中生长的同时，侧面受到彼此的限制而不能生长，因此只能沿散热方向的反方向生长，从而形成柱状晶区。

晶区特点：

- 1、生长方向相同的柱状晶晶粒彼此间的界面比较平直，组织比较致密。
- 2、柱状晶存在明显的弱面。当沿不同方向生长的柱状晶相遇时，会形成柱状晶界，此处杂质、气泡、缩孔聚集，力学性能较弱。
- 3、力学性能呈方向性。

三、中心等轴晶

形成原因：

随着柱状晶的发展，经过散热，铸型中心部位的液态金属的温度全部降到熔点以下，再加上液态金属中杂质等因素的作用，满足了形核对过冷度的要求，于是在整个液态金属中同时形核。由于此时散热已经失去方向性，晶核在液体中可以自由生长，且在各个方向上的长大速度相近，当晶体长大至彼此相遇时，全部液态金属凝固完毕，即形成明显的中心等轴区。

晶区特点：

- 1、此晶区晶粒长大时彼此交叉，枝叉间的搭接牢固，裂纹不易扩展。
- 2、该晶区晶粒较大，树枝晶发达，因此显微缩孔较多，力学性能较差。

2-7 为了得到发达的柱状晶区应该采取什么措施？为了得到发达的等轴晶区应该采取什么措施？其基本原理如何？

答：

得到柱状晶区的措施及其原理：

- 1、提高液态金属过热度。增大固液界面前沿液态金属的温度梯度，有利于增大柱状晶区。
- 2、选择散热能力好的铸型材料或增加铸型的厚度，增强铸型的冷却能力。增大已结晶固体的温度梯度，使固液界面前沿液态金属始终保持着定向散热，有利于增加柱状晶区。
- 3、提高浇注速度，增大固液界面前沿液态金属的温度梯度。
- 4、提高熔化温度。减少非金属夹杂物数量，非均匀形核数目少，减少了在固液界面前沿形核的可能性。

得到等轴晶区的措施及其原理：

- 1、降低液态金属过热度。减小固液界面前沿液态金属的温度梯度，有利于缩小柱状晶区，增大中心等轴晶区。
- 2、选择散热能力一般的铸型，降低铸型的冷却速度。减弱已结晶固体的温度梯度，减弱液态金属定向散热的趋势，可以缩小柱状晶区，增大中心等轴晶区。
- 3、降低熔化温度。增加液态金属中废金属夹杂物的数目，非均匀形核数目多，增加了在固液界面前沿形核的可能性。
- 4、降低浇注速度，可以降低固液界面前沿液态金属的温度梯度。

2-8 指出下列错误之处，并改正之。

- 1) 所谓临界晶核，就是体积自由能的减少完全补偿表面自由能增加时的晶胚大小。
- 2) 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形核，但是只要有足够的能量起伏提供形核功，还是可以形核。
- 3) 无论温度分布如何，常用纯金属都是树枝状方式生长。

答：

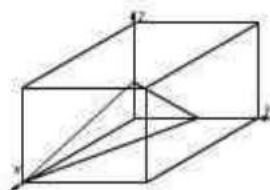
- 1) 所谓临界晶核，就是体积自由能的减少补偿 $\frac{2}{3}$ 表面自由能增加时的晶胚大小。
- 2) 在液态金属中，凡是涌现出小于临界晶核半径的晶胚都不能形核。
- 3) 在负的温度梯度时，具有粗糙固液界面的纯金属晶体以树枝状方式生长；具有光滑界面的晶体在杰克逊因子很大时，仍有可能生长为具有规则几何形状。

的晶体。

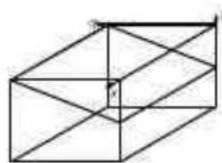
第一章 金属的晶体结构

1-1 作图表示出立方晶系 $(1\ 2\ 3)$ 、 $(0\ -1\ -2)$ 、 $(4\ 2\ 1)$ 等晶面和 $[-1\ 0\ 2]$ 、 $[-2\ 1\ 1]$ 、 $[3\ 4\ 6]$ 等晶向。

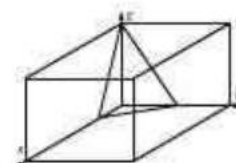
答：



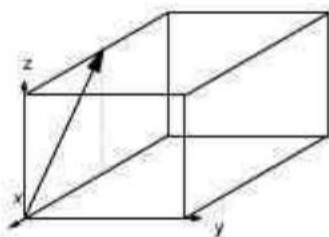
$(1\ 2\ 3)$



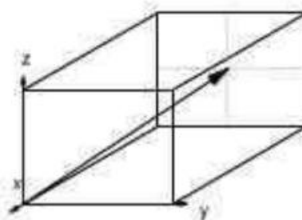
$(0\ \bar{1}\ \bar{2})$



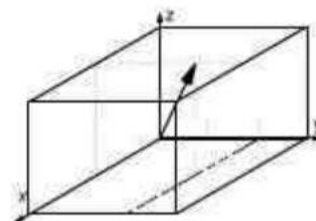
$(4\ 2\ 1)$



$[\bar{1}\ 0\ 2]$



$[2\ \bar{1}\ 1]$



$[3\ 4\ 6]$

1-2 立方晶系的 $\{1\ 1\ 1\}$ 晶面构成一个八面体，试作图画该八面体，并注明各晶面的晶面指数。

答：

$\{1\ 1\ 1\}$ 晶面共包括 $(1\ 1\ 1)$ 、 $(-1\ 1\ 1)$ 、 $(1\ -1\ 1)$ 、 $(1\ 1\ -1)$ 四个晶面，在一个立方晶系中画出上述四个晶面。

1-3 某晶体的原子位于正方晶格的节点上，其晶格常数为 $a=b \neq c, c=2/3a$ 。今有一晶面在 X、Y、Z 坐标轴上的结局分别为 5 个原子间距、2 个原子间距和 3 个原子间距，求该晶面的晶面指数。

答：

由题述可得：X 方向的截距为 $5a$ ，Y 方向的截距为 $2a$ ，Z 方向截距为 $3c=3 \times 2a/3=2a$ 。

取截距的倒数，分别为

$1/5a, 1/2a, 1/2a$

化为最小简单整数分别为 2, 5, 5

故该晶面的晶面指数为 $(2\ 5\ 5)$

1-4 体心立方晶格的晶格常数为 a ，试求出 (100) 、 (110) 、 (111) 晶面的面间距大小，并指出面间距最大的晶面。

答：

$$H_{(100)} = \frac{1}{2} \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = a/2$$

$$H_{(110)} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = \sqrt{2}a/2$$

$$H_{(111)} = \frac{1}{2} \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = \sqrt{3}a/6$$

面间距最大的晶面为 (110)

1-5 面心立方晶格的晶格常数为 a ，试求出 (100) 、 (110) 、 (111) 晶面的面间距大小，并指出面间距最大的晶面。

答：

$$H_{(100)} = \frac{1}{2} \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = a/2$$

$$H_{(110)} = \frac{1}{2} \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = \sqrt{2}a/4$$

$$H_{(111)} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} = \sqrt{3}a/3$$

面间距最大的晶面为 (111)

注意：体心立方晶格和面心立方晶格晶面间距的计算方法是：

1、体心立方晶格晶面间距：当指数和为奇数是 $H = \frac{1}{2} \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$ ，当指

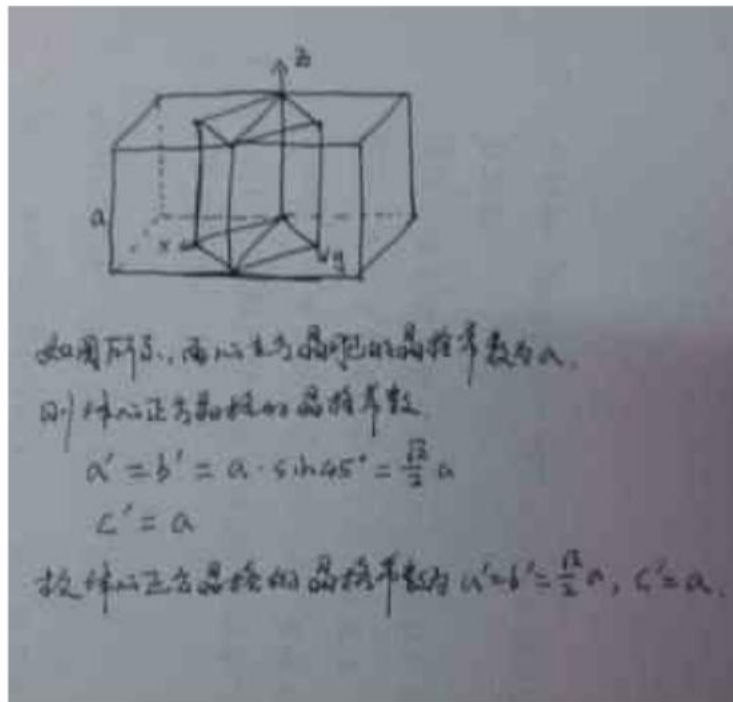
数和为偶数时 $H = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$

2、面心立方晶格晶面间距：当指数不全为奇数是 $H = \frac{1}{2} \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$ ，当

指数全为奇数是 $H = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$ 。

1-6 试从面心立方晶格中绘出体心正方晶胞，并求出它的晶格常数。

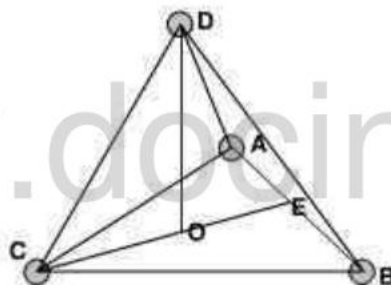
答：



1-7 证明理想密排六方晶胞中的轴比 $c/a=1.633$ 。

证明：

理想密排六方晶格配位数为 12，即晶胞上底面中心原子与其下面的 3 个位于晶胞内的原子相切，将各原子中心相连接形成一个正四面体，如图所示：



此时 $c/a=2OD/BC$

在正四面体中：

$AC=AB=BC=CD$, $OC=2/3CE$

所以：

$OD^2=CD^2-OC^2=BC^2-OC^2$

$OC=2/3CE$, $OC^2=4/9CE^2$, $CE^2=BC^2-BE^2=3/4BC^2$

可得到 $OC^2=1/3 BC^2$, $OD^2=BC^2-OC^2=2/3 BC^2$

$OD/BC=\sqrt{6}/3$


所以 $c/a=2OD/BC=2\sqrt{6}/3\approx 1.633$

1-8 试证明面心立方晶格的八面体间隙半径 $r=0.414R$ ，四面体间隙半径 $r=0.225R$ ；体心立方晶格的八面体间隙半径： $\langle 100 \rangle$ 晶向的 $r=0.154R$ ， $\langle 110 \rangle$ 晶向的 $r=0.633R$ ，四面体间隙半径 $r=0.291R$ 。（ R 为原子半径）

证明：

一、面心立方晶格

证明：

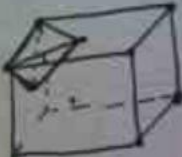


面心立方晶格八面体间隙半径

$$r = \frac{a}{2} - R$$

即 $4R = \sqrt{2}a$, 代入上式:

$$r = \frac{\sqrt{2}}{2}R - R = 0.414R$$




面心立方晶格四面体间隙半径

$$r = \frac{\sqrt{6}}{3} \times \frac{3}{4} \times \frac{\sqrt{2}}{2} a - R$$

即 $4R = \sqrt{2}a$, 代入上式:

$$r = \frac{\sqrt{6}}{2}R - R = 0.225R$$

二、体心立方晶格



体心立方晶格 $\langle 100 \rangle$ 晶向八面体间隙半径:

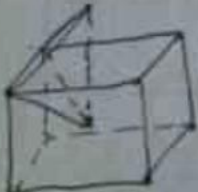
$$r_{\langle 100 \rangle} = \frac{a}{2} - R$$

即 $4R = \sqrt{3}a$, 代入上式:

$$r_{\langle 100 \rangle} = \frac{\sqrt{3}}{3}R - R = 0.155R$$

$r_{\langle 110 \rangle} = \frac{\sqrt{2}}{2}a - R$, 将 a 代入

$$\Rightarrow r_{\langle 110 \rangle} = 0.633R$$



体心立方晶格四面体间隙半径:

$$r = \frac{\sqrt{6}}{3}a - R$$

即 $4R = \sqrt{3}a$, 代入上式:

$$r = \frac{\sqrt{6}}{3}R - R = 0.291R$$

注意：解答此题的关键：

1、要会绘制面心立方晶格和体心立方晶格的八面体间隙和四面体间隙的示意图。

2、间隙半径是指顶点原子至间隙中心的距离再减去原子半径 R 。

1-9 a) 设有一钢球模型, 球的直径不变, 当有面心立方晶格转变为体心立方晶格时, 试计算器体积膨胀。b) 经 X 射线测定, 在 912°C 时 $\gamma\text{-Fe}$ 的晶格常数为 0.3633nm , $\alpha\text{-Fe}$ 的晶格常数为 0.2892nm , 当由 $\gamma\text{-Fe}$ 转变为 $\alpha\text{-Fe}$, 试求其体积膨胀, 并与 a) 相比较, 说明其差别的原因。

答:

7. a) 设晶格中有 N 个原子, 由晶心与晶格中原子间距, 得晶心与晶格中原子间距为 $a/2$, 可知晶心与晶格中原子间距为 $a/2$, 晶格常数由晶心与晶格中原子间距为 $a/2$, 晶格常数为 $a/2$ 。

则 $\Delta V_0 = \frac{V_0 - V_0}{V_0} \approx 0.02$

在原子间距为 $a/2$ 时, 晶心与晶格中原子间距为 $a/2$, 晶格常数为 $a/2$ 。

则 $V_0 = \frac{4}{3} \pi R^3$, 则 $4\pi R^3 = 3V_0$

$\Rightarrow V_0 = \frac{3}{4\pi} \times (\frac{4}{3}\pi R^3) = \frac{3}{4\pi} \times \frac{4}{3}\pi R^3 = R^3$

$V_0 = \frac{3}{4\pi} R^3$, 则 $4\pi R^3 = 3V_0$

$\Rightarrow V_0 = \frac{3}{4\pi} \times (4\pi R^3) = 3R^3$

将 $V_0 = 3R^3$ 代入 ΔV_0 中, 可得 $\Delta V_0 \approx 0.02$

b) 设晶格中原子间距为 $a/2$, 晶格常数为 $a/2$ 。

$\Delta V_0 = \frac{V_0 - V_0}{V_0} \approx 0.02 = \left(\frac{\frac{4}{3}\pi R^3}{\frac{4}{3}\pi R^3} - 1 \right) \approx 0.02$

≈ 0.02

晶心与晶格中原子间距为 $a/2$, 晶格常数为 $a/2$ 。

c) 原因: 由晶心与晶格中原子间距为 $a/2$, 晶格常数为 $a/2$ 。

$\Rightarrow R_0 = \frac{3}{4\pi} R_0 = 0.125 \text{ nm}$

$R_0 = 0.125 \text{ nm}$, 则 $4\pi R_0^3 = 3V_0$

$\Rightarrow R_0 = \frac{3}{4\pi} R_0 = 0.125 \text{ nm}$

由此可以说明在面心立方晶格向体心立方晶格转变过程中, Fe 原子的原子半径发生了变化, 并不遵守刚体模型, 从而导致实际体积膨胀率要远小于钢球模型的理论膨胀率。

1-10 已知铁和铜在室温下的晶格常数分别为 0.286nm 和 0.3607nm , 求 1cm^3 中铁和铜的原子数。

解:

已知铁在室温下是体心立方晶格，每个体心立方晶胞共占有 2 个 Fe 原子
铜在室温下是面心立方晶格，每个面心立方晶胞共占有 4 个 Cu 原子。

已知铁在室温下的晶格常数为 0.286nm ，

所以每个体心立方晶胞的体积= $(0.286)^3=0.0234\text{nm}^3$

1cm^3 中的晶胞数 $n=1\text{cm}^3/0.0234\text{nm}^3\approx 4.27\times 10^{22}$

1cm^3 中的原子数 $N=2n\approx 8.54\times 10^{22}$

已知铜在室温下的晶格常数为 0.3607nm ,

所以每个体心立方晶胞的体积 $= (0.3607)^3 = 0.0469\text{nm}^3$

1cm^3 中的晶胞数 $n=1\text{cm}^3/0.0469\text{nm}^3\approx 2.13\times 10^{22}$

1cm^3 中的原子数 $N=4n\approx 8.52\times 10^{22}$

1-11 一个位错环能否各部分都是螺型位错或各部分都是刃型位错, 试说明之。

答:

不能。

位错环是弯曲闭合的, 而一根位错线具有唯一的柏氏矢量, 所以在位错环上必然有与柏氏矢量垂直的部分, 也有与柏氏矢量平行的部分, 也就是说位错环是具有刃型位错和螺型位错的混合型位错。

1-12 在一个简单立方的二维晶体中, 画出一个正刃型位错和一个负刃型位错,

1) 用柏氏回路求出正负刃型位错的柏氏矢量

2) 若将正负刃型位错反向时, 其柏氏矢量是否也随之改变?

3) 具体写出该柏氏矢量的方向和大小。

答:

1) 参考书本图 1.33 和 1.36

2) 不会。一条位错线的柏氏矢量是恒定不变的。

3) 柏氏矢量大小均为 1 个原子间距, 正刃型位错柏氏矢量方向为垂直于位错线指向右, 负刃型位错柏氏矢量方向为垂直于位错线指向左。

1-13 试计算出体心立方晶格 $\{100\}$ 、 $\{110\}$ 、 $\{111\}$ 等晶面的原子密度和 $\langle 100 \rangle$ 、 $\langle 110 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ 等晶向的原子密度, 并指出其最密晶面和最密晶向。(提示: 晶面的原子密度为单位面积上的原子数, 晶向的原子密度为单位长度上的原子数)

解:

令晶格常数为 a

则 $\{100\}$ 等晶面的面积 $S=a^2$, $\{100\}$ 等晶面的原子数 $N=4\times 1/4=1$,

所以: $\rho_{\{100\}}=N/S=1/a^2$

则 $\{110\}$ 等晶面的面积 $S=\sqrt{2}a^2$, $\{110\}$ 等晶面的原子数 $N=4\times 1/4+1=2$,

所以: $\rho_{\{110\}}=N/S=\sqrt{2}/a^2$

则 $\{111\}$ 等晶面的面积 $S=(\sqrt{3}/2)a^2$, $\{111\}$ 等晶面的原子数 $N=3\times 1/6=1/2$,

所以: $\rho_{\{111\}}=N/S=\sqrt{3}/3a^2$

则 $\langle 100 \rangle$ 等晶向的长度 $L=a$, $\langle 100 \rangle$ 等晶向的原子数 $N=2\times 1/2=1$

所以: $\rho_{\langle 100 \rangle}=N/L=1/a$

则 $\langle 110 \rangle$ 等晶向的长度 $L=\sqrt{2}a$, $\langle 110 \rangle$ 等晶向的原子数 $N=2\times 1/2=1$

所以: $\rho_{\langle 110 \rangle} = N/L = 1/\sqrt{2} a$

则 $\langle 111 \rangle$ 等晶向的长度 $L = \sqrt{3}a$, $\langle 111 \rangle$ 等晶向的原子数 $N = 2 \times 1/2 + 1 = 2$

所以: $\rho_{\langle 111 \rangle} = N/L = 2/\sqrt{3}a$

最密晶面为: $\{110\}$ 等晶面, 最密晶向: $\langle 111 \rangle$

1-14 当晶体为面心立方晶格时, 重复回答上题所提出的问题。

解:

令晶格常数为 a

则 $\{100\}$ 等晶面的面积 $S = a^2$, $\{100\}$ 等晶面的原子数 $N = 4 \times 1/4 + 1 = 2$,

所以: $\rho_{\{100\}} = N/S = 2/a^2$

则 $\{110\}$ 等晶面的面积 $S = \sqrt{2}a^2$, $\{110\}$ 等晶面的原子数 $N = 4 \times 1/4 + 1 = 2$,

所以: $\rho_{\{110\}} = N/S = 1/\sqrt{2} a^2$

则 $\{111\}$ 等晶面的面积 $S = (\sqrt{3}/2) a^2$, $\{111\}$ 等晶面的原子数 $N = 3 \times 1/6 + 3 \times 1/2$

$= 2$, 所以: $\rho_{\{111\}} = N/S = 4/\sqrt{3}a^2$

则 $\langle 100 \rangle$ 等晶向的长度 $L = a$, $\langle 100 \rangle$ 等晶向的原子数 $N = 2 \times 1/2 = 1$

所以: $\rho_{\langle 100 \rangle} = N/L = 1/a$

则 $\langle 110 \rangle$ 等晶向的长度 $L = \sqrt{2}a$, $\langle 110 \rangle$ 等晶向的原子数 $N = 2 \times 1/2 + 1 = 2$

所以: $\rho_{\langle 110 \rangle} = N/L = 2/\sqrt{2} a$

则 $\langle 111 \rangle$ 等晶向的长度 $L = \sqrt{3}a$, $\langle 111 \rangle$ 等晶向的原子数 $N = 2 \times 1/2 + 1 = 2$

所以: $\rho_{\langle 111 \rangle} = N/L = 2/\sqrt{3}a$

最密晶面为: $\{111\}$ 等晶面, 最密晶向: $\langle 110 \rangle$

1-15 有一正方形位错线，其柏氏矢量及位错线的方向如图所示。试指出图中各段位错线的性质，并指出刃型位错额外串排原子面所处的位置。

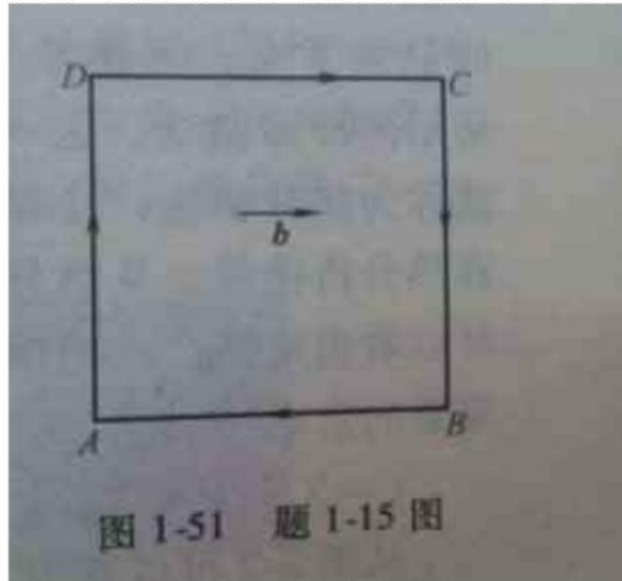


图 1-51 题 1-15 图

答：

位错线性质：

AD：负刃型位错 BC：正刃型位错

AB：左螺型位错 DC：右螺型位错

刃型位错额外半原子面位置：

AD：垂直纸面向里，因为负刃型位错的额外半原子面在位错线下方

BC：垂直纸面向外，因为正刃型位错的额外半原子面在位错线上方

注意：

1、刃型位错的正负可用右手法则来判定，即用食指指向位错线的方向，中指指向柏氏矢量的方向，则拇指的方向就是额外半原子面的位向。

2、柏氏矢量与螺型位错线正向平行者为右螺型位错，反向平行者为左螺型位错。