

(二) 区域提纯

区域偏析对合金的性能有很大影响,应当予以避免,但可依据这一原理,用以提纯金属。如从图 3-25 中的曲线 b 可以看出,在定向凝固和加强对流或搅拌的情况下,可以使试棒起始凝固端部的纯度得以提高。设想,如果将杂质富集的末端切去,然后再熔化,再凝固,金属的纯度就可不断得到提高。但是用这种提纯方法步骤颇为繁复。

如果在提纯时不是将金属棒全部熔化,而是将圆棒分小段进行熔化和凝固,也就是使金属棒从一端向另一端顺序地进行局部熔化,凝固过程也随之顺序地进行(图 3-27)。由于固溶体是选择结晶,先结晶的晶体将杂质排入熔化部分的液体中。如此当熔化区走过一遍之后,圆棒中的杂质就富集于另一端,重复多次,即可达到目的,这种方法就是区域提纯。从提纯的效果看,熔化区的长度(L)越短,则提纯效果越好。这是由于熔区较长时,会将已经推到另一端的溶质原子重新熔化而又跑向低的一端。通常熔区的长度不大于试样全长的 $1/10$ 。

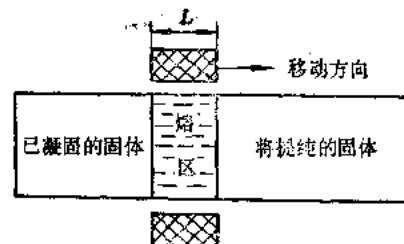


图3-27 区域熔炼示意图

提纯效果还与 k_0 的大小及液相搅拌的激烈程度有关。 k_0 越小,则提纯效果越好;搅拌越激烈,液体的成分越均匀,则结晶出的固相成分越低,提纯效果也越好。为此,最好采用感应加热,熔区内有电磁搅拌,使液相内的溶质浓度易于均匀,这样加热区的前进速度也可大些。如此反复几次,就可金属棒的纯度大大提高。例如,对于 $k_0=0.1$ 的情况,只需进行五次区域熔炼,就可使金属棒前半部分的杂质含量降低至原来的千分之一。因此,区域提纯已广泛应用于提纯许多半导体材料、金属、有机及无机化合物等。

五、成分过冷及其对晶体成长形状和铸锭组织的影响

在讨论纯金属的结晶过程时曾经指出,如果固液界面前沿液体中的温度梯度是正值,固液界面呈平面状成长;而当温度梯度是负值时,则固液界面呈树枝状成长。在固溶体合金结晶时,即使温度梯度是正值,也经常发现其呈树枝状成长,还有的呈胞状成长。造成这一现象的原因是由于固溶体合金在结晶时,溶质组元重新分布,在固液界面处形成溶质的浓度梯度,从而产生成分过冷。

(一) 形成成分过冷的条件及其影响因素

为了讨论问题方便起见,设 C_0 成分的固溶体合金为定向凝固,在液体中只有扩散而无对流或搅拌,图 3-28 a 的分配系数 $k_0 < 1$,液相线和固相线均为直线。液态合金中的温度分布如图 3-28 b 所示,由图可知其温度梯度是正值,它只受散热条件的影响,而与液体中的溶质分布情况无关。当 C_0 成分的液态合金温度降至 t_0 时,结晶出的固相成分为 $k_0 C_0$,由于液相中只有扩散而无对流或搅拌,所以随着温度的降低,在晶体成长的同时,不断排出的溶质便在固液界面处堆集,形成具有一定浓度梯度的边界层,界面处的液相成分和固相成分分别沿着液相线和固相线变化。当温度达到 t_2 温度时,固相的成分为 C_0 ,液相的成分为 C_0/k_0 ,界面处的浓度梯度达到了稳定态,而远离界面处液体成分仍为合金成分 C_0 。在固液界面处的溶质边界层的溶质分布情况如图 3-28 c 所示。

固溶体合金的平衡结晶温度与纯金属不同,对纯金属来说,它的平衡结晶温度(熔点)是确定不变的,而固溶体合金的平衡结晶温度则随合金成分的不同而变化。当 $k_0 < 1$ 时,合

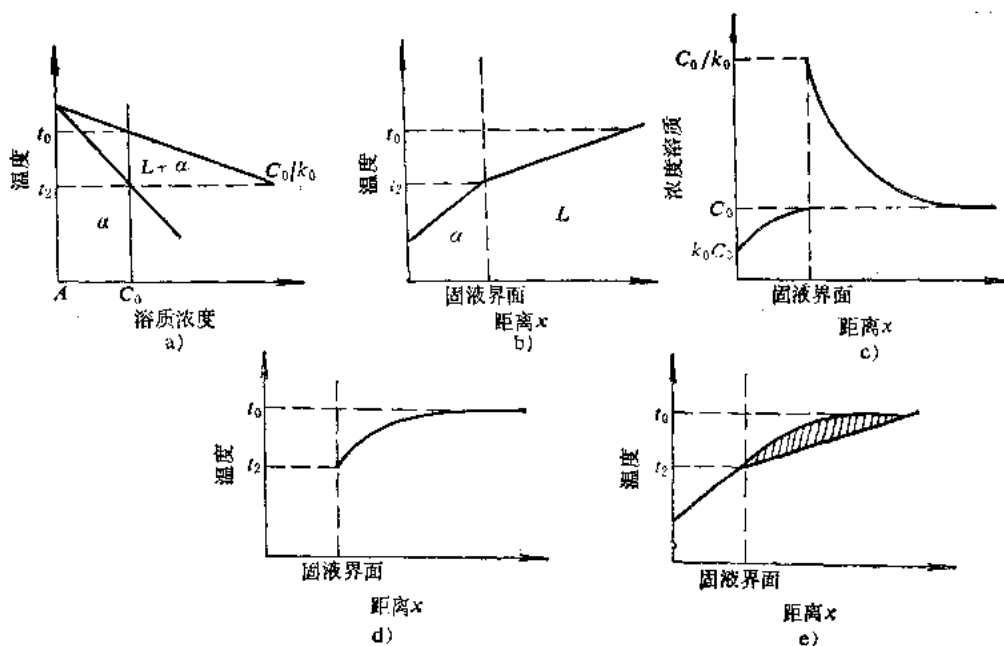


图3-28 成分过冷示意图

金的平衡结晶温度随着溶质浓度的增加而降低（图 3-28 a），这一变化规律由其液相线表示。这样一来，由于液体边界层中的溶质浓度随距界面的距离 x 的增加而减小，故边界层中的平衡结晶温度也将随距离 x 的增加而上升。边界层中的平衡结晶温度与距离 x 的变化关系示于图 3-25 d) 中。在 $x \approx 0$ 处，边界层中的溶质浓度最高，其值为 C_0/k_0 ，见图 3-28 c，相应的结晶温度也最低，见图 3-28 a、d，此后随着 x 距离的增加，溶质浓度不断降低，平衡结晶温度也随之升高，至达到原液态合金的成分 C_0 时，平衡结晶温度升高至相应的 t_0 温度。

如果将图 3-28 b 和 d 叠加在一起，就构成了图 3-28 e。由此图可见，在固液界面前方一定范围内的液相，其实际温度低于其平衡结晶温度，在界面前方出现了一个过冷区域，平衡结晶温度与实际温度之差即为过冷度，这个过冷度是由于液相中的成分变化而引起的，所以称之为成分过冷。

从图 3-28 e 还可以看出，出现成分过冷的极限条件是液体的实际温度梯度与界面处的平衡结晶曲线恰好相切。实际温度梯度进一步增大，就不会出现成分过冷；而实际温度梯度减小，则成分过冷区增大。形成成分过冷的这一临界条件可以用以下数学式表达：

$$\frac{G}{R} = \frac{mC_0}{D} \frac{1-k_0}{k_0} \quad (3-6)$$

式中， G 为固液界面前沿液相中的实际温度梯度； R 为结晶速度（固液界面向液相中的推进速度）； m 为相图上液相线的斜率； D 为液相中溶质的扩散系数； k_0 为分配系数。

只有 $\frac{G}{R} < \frac{mC_0}{D} \frac{1-k_0}{k_0}$ 时才会产生成分过冷。对一定的合金系而言，其液相线斜率 m ，分配系数 k_0 和液相中溶质原子的扩散系数 D 均为定值，因此，液相中的温度梯度越小，成长速度 R 和合金元素的含量 C_0 越大，则越有利于产生成分过冷。图 3-29 给出了几种不同的温度梯度对成分过冷区的影响，由图可见，温度梯度越平缓，成分过冷区就越大，生产上一

般就是通过控制温度梯度的大小来控制成分过冷区的大小的。对于不同的合金系而言,液相线越陡,液体中的 D 值越小, $k_0 < 1$ 时 k_0 值越小,或 $k_0 > 1$ 时 k_0 值越大,则产生成分过冷的倾向越大。

(二) 成分过冷对晶体成长形状和铸锭组织的影响

金属的界面一般为粗糙界面,因此纯金属的晶体形态主要受温度梯度的影响,而对固溶体合金来说,除受温度梯度的影响外,更主要的是要受成分过冷的影响。在温度梯度为负值时,固溶体与纯金属一样,结晶时晶体易于长成树枝状;而在温度梯度为正值时,由溶质元素在固液界面前沿的富集而形成的成分过冷,将对固溶体合金的晶体形态产生很大的影响。

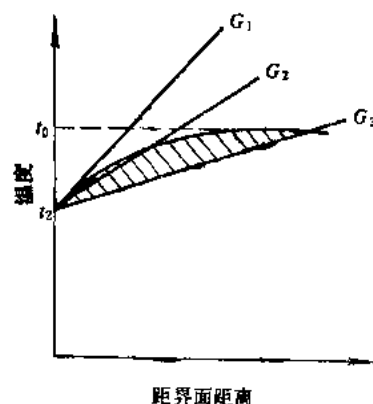


图3-29 温度梯度对成分过冷的影响

将成分为 C_0 的液态合金(图3-28a)浇入铸型后,只有待型壁温度降至液体的平衡结晶温度 t_0 时才能开始结晶,随着晶体的形成,一部分溶质原子被排出,在固液界面处形成溶质富集的边界层,从而就形成成分过冷区。从图3-29可以看出,此时界面处的平衡结晶温度即由 t_0 降至 t_2 ,于是晶体不能继续生长,必须由型壁散热,使界面温度降至 t_2 后晶体才能继续生长。应当指出,界面温度由 t_0 降至 t_2 时,并不改变液体中的温度梯度,因而温度梯度仍为正值,且大小不变。如果温度梯度为 G_1 (图3-29),则晶体呈平面状生长,长大速度完全由散热条件所控制,最后形成平面状的晶粒界面。如果温度梯度为 G_2 ,在固液界面前沿存在较小的成分过冷区,于是平滑界面上的偶然突出部分可伸入过冷区长,如图3-30a所示。由于突出部分不仅沿原生长方向(纵向)生长着,而且在垂直于原生长方向(横向)也在生长,于是不仅要在纵向排出溶质,在横向也要排出,但是由于突出部分的顶端的溶质原子向远离界面的液体中的扩散条件比两侧的好,其结果使相邻的突出部分之间的沟槽的溶质浓度增加得比顶端快,于是沟槽内溶质富集,见图3-30b。我们知道,液体的平衡结晶温度随着溶质浓度的增加而降低,并且晶体的长大速度与过冷度有关。因此,溶质富集的沟槽的平衡结晶温度较低,过冷度变小,其长大速度不如顶部快,因而使沟槽不断加深。在一定条件下,界面最终可达到一稳定形状,此后的晶体生长就是该稳定的凹凸不平界面以恒速向液体中推进,如图3-30c所示。

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或胞状结构,因为它的显微形态很象蜂窝,所以又称为蜂窝组织,它的横截面的典型形态呈规则的六边形,见图3-30d。应当指出,在一个晶粒内各个胞具有基本相同的结晶学位向,最多只

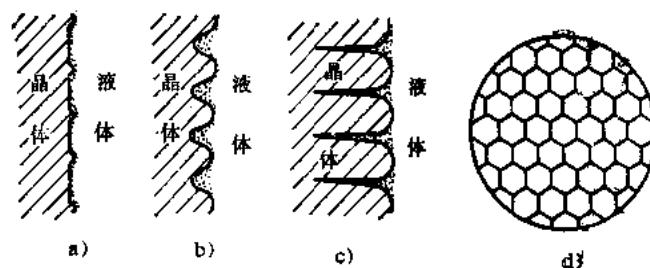


图3-30 胞状界面的形成过程

有几分的偏离,胞与胞之间并没有被分离成晶粒,所以,胞状组织是晶粒内的一种亚结构。另外,在胞状组织的交界面上,存在着溶质的富集($k_0 < 1$)或贫乏($k_0 > 1$),形成显微偏析,固而在抛光腐蚀后,也可显现出胞状组织。

形成胞状组织时成分过冷区域很小，突出部分约为 $0.1 \sim 1\text{mm}$ ，当成分过冷区进一步增大时，如图 3-29 中的 G_2 ，则合金的结晶条件与纯金属在负的温度梯度下时的结晶条件相似，在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部分的分枝，从而发展成树枝晶。应当指出，在工业生产中，晶体呈平面状生长所需要的温度梯度很大，一般很难达到。通常铸锭和铸件中的温度梯度均小于 $3 \sim 5^\circ\text{C}/\text{cm}$ ，因此固溶体合金凝固后，总是形成树枝晶组织。

图 3-31 为 Al-Cu 合金在不同的成分过冷度下所形成的三种晶粒组织。

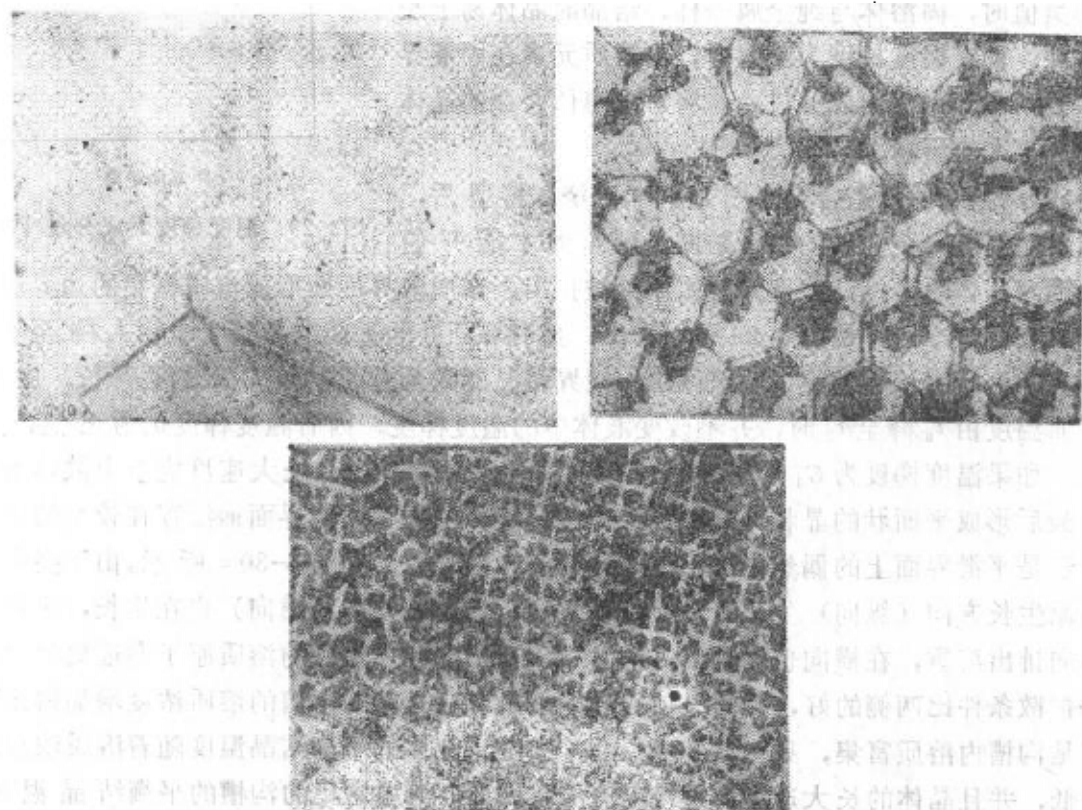


图 3-31 Al-Cu 合金的三种晶粒组织

a) 平面晶 b) 胞状晶 c) 树枝晶

固溶体合金的铸锭组织一般也是由表面细晶区、柱状晶区和中心粗大等轴晶区所组成，为了获得性能优良的铸锭（尤其是铸件），总是希望获得全部的等轴晶组织，常采用的方法是进一步加大固液界面前沿的成分过冷区，当成分过冷度大于形成新品核所需的过冷度时，就在界面前沿的液相中产生新的晶核，如果再添加一种有效的形核剂，使之恰好在成分过冷区内形核，那么大量的新品核就可限制柱状晶的成长，从而获得发达的等轴晶组织。

成分过冷区的大小可以通过温度梯度、晶体长大速度和合金的成分来控制。图 3-32 为 Al-Mg 合金在定向凝固时的铸锭组织与合金成分、温度梯度 (G) 及晶体长大速度 (R) 之间的示意关系。当 Mg(溶质) 的含量固定时，随着 G/\sqrt{R} 的增加，成分过冷区减小，铸锭组织由等轴

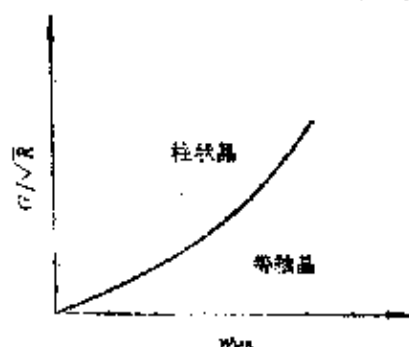


图 3-32 Al-Mg 合金定向凝固时，铸锭组织与合金成分和 G/\sqrt{R} 之间的关系

晶向柱状晶发展；当 G/\sqrt{R} 固定时，随着镁含量的增加，成分过冷区增加，铸锭组织由柱状晶向等轴晶过渡，有利于等轴晶的形成。

§ 3-5 共晶相图及其合金的结晶

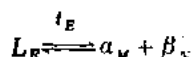
两组元在液态时相互无限互溶，在固态时相互有限互溶，发生共晶转变，形成共晶组织的二元系相图，称为二元共晶相图。Pb-Sn、Pb-Sb、Ag-Cu、Pb-Bi 等合金系的相图都属于共晶相图，在 Fe-C、Al-Mg 等相图中，也包含有共晶部分。下面以 Pb-Sn 相图为例，对共晶相图及其合金的结晶进行分析。

一、相图分析

图 3-33 为 Pb-Sn 二元共晶相图，图中 AE、BE 为液相线，AMNB 为固相线，MF 为 Sn 在 Pb 中的溶解度曲线，也叫固溶度曲线，NG 为 Pb 在 Sn 中的溶解度曲线。

相图中有三个单相区：即液相 L、固溶体 α 相和固溶体 β 相。 α 相是 Sn 溶于 Pb 中的固溶体， β 相是 Pb 溶于 Sn 中的固溶体。各个单相区之间有三个两相区，即 $L + \alpha$ 、 $L + \beta$ 和 $\alpha + \beta$ 。在 $L + \alpha$ 、 $L + \beta$ 与 $\alpha + \beta$ 两相区之间的水平线 MEN 表示 $\alpha + \beta + L$ 三相共存区。

在三相共存水平线所对应的温度下，成分相当于 E 点的液相 (L_E) 同时结晶出与 M 点对应的 α_M 和 N 点所对应的 β_N 两个相，形成两个固溶体的混合物。这种转变的反应式是：



根据相律可知，在发生三相平衡转变时，自由度等于零 ($f = 2 - 3 + 1 = 0$)，所以这一转变必然在恒温下进行，而且三个相的成分应为固定值，在相图上的特征是一个单相区与水平线只有一个接触点，其中液体单相区在中间，位于水平线之上，两端是两个固相单相区。这种在一定的温度下，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。共晶转变的产物为两个固相的混合物，称为共晶组织。

相图中的 MEN 水平线称为共晶线，E 点称为共晶点，E 点对应的温度称为共晶温度，成分对应于共晶点的合金称为共晶合金，成分位于共晶点以左，M 点以右的合金称为亚共晶合金，成分位于共晶点以右，N 点以左的合金称为过共晶合金。

此外，应当指出，当三相平衡时，其中任意两相之间也必然相互平衡，即 $\alpha - L$ 、 $\beta - L$ 、 $\alpha - \beta$ 之间也存在着相互平衡关系，ME、EN 和 MN 分别为它们之间的连接线，在这种情况下就可以利用杠杆定律分别计算平衡相的含量。

二、典型合金的平衡结晶及其组织

(一) 含锡量 $w_{Sn} \leq 19\%$ 的合金 (合金 I)

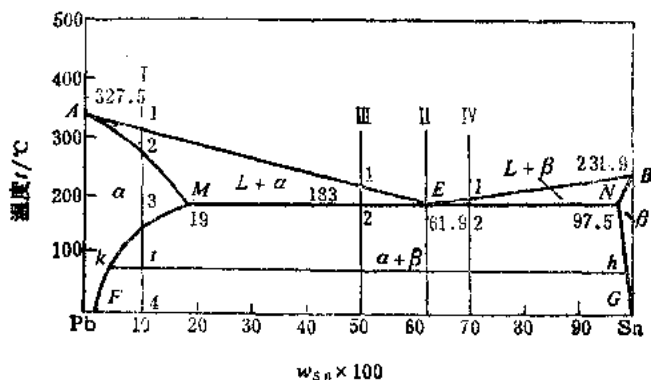


图3-33 Pb-Sn 合金相图

现以 $w_{\text{Sn}} = 10\%$ 的合金 I 为例进行分析。从图 3-33 可以看出, 当合金 I 缓慢冷却到 1 点时, 开始从液相中结晶出 α 固溶体。随着温度的降低, α 固溶体的数量不断增多, 而液相的数量不断减少, 它们的成分分别沿固相线 AM 和液相线 AB 发生变化。合金冷却到 2 点时, 结晶完毕, 全部结晶成单相 α 固溶体, 其成分与原始的液相成分相同。这一过程与匀晶系合金的结晶过程完全相同。

继续冷却时, 在 2~3 点温度范围内, α 固溶体不发生变化。当温度下降到 3 点以下时, 锡在 α 固溶体中呈过饱和状态, 因此, 多余的锡就以 β 固溶体的形式从 α 固溶体中析出。随着温度的继续降低, α 固溶体的溶解度逐渐减小, 因此这一析出过程将不断进行, α 相和 β 相的成分分别沿 MF 线和 NG 线变化, 如在 t 温度时, 析出的 β 相成分为 d , 与 α 相的成分 k 维持平衡。由固溶体中析出另一个固相的过程称为脱溶过程, 也即过饱和固溶体的分解过程, 也称之为二次结晶。二次结晶析出的相称之为次生相或二次相, 次生的 β 固溶体以 β_1 表示, 以区别于从液体中直接结晶出来的 β 固溶体 (β)。 β_1 优先从 α 相晶界析出, 其次是从晶粒内的缺陷部位析出。由于固态下的原子扩散能力小, 析出的次生相不易长大, 一般都比较细小。

合金结晶结束后形成以 α 相为基体的两相组织。图 3-34 为该合金的显微组织。图中黑色基体为 α 相, 白色颗粒为 β_1 。 β_1 分布在 α 相的晶界上, 或在 α 相晶粒内部析出。该合金的冷却曲线见图 3-35, 图 3-36 是其平衡结晶过程示意图。

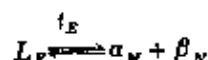
成分位于 F 和 M 之间的所有合金, 平衡结晶过程均与上述合金相似, 其显微组织也是由 $\alpha + \beta_1$ 两相所组成, 只是两相的相对含量不同。合金成分越靠近 M 点, β_1 的含量越多。两相的含量可用杠杆定律求出。如合金 I 的 α 和 β_1 相的含量分别为:

$$w_{\beta_1} = \frac{F4}{FG} \times 100\%$$

$$w_{\alpha} = \frac{4G}{FG} \times 100\%$$

(二) 共晶合金 (合金 II)

共晶合金 II 中, 含锡量为 $w_{\text{Sn}} = 61.9\%$, 其余为铅。当合金 II 缓慢冷却至温度 t_E (183°C) 时, 发生共晶转变:



这个转变一直在 183°C 进行, 直到液相完全消失为止。这时所得到的组织是 α_M 和 β_N 两个相的混合物, 亦即共晶组织。 α_M 和 β_N 相的含量可分别用杠杆定律求出:



图3-34 $w_{\text{Sn}} = 10\%$ 的 Sn-Pb 合金
显微组织 500×

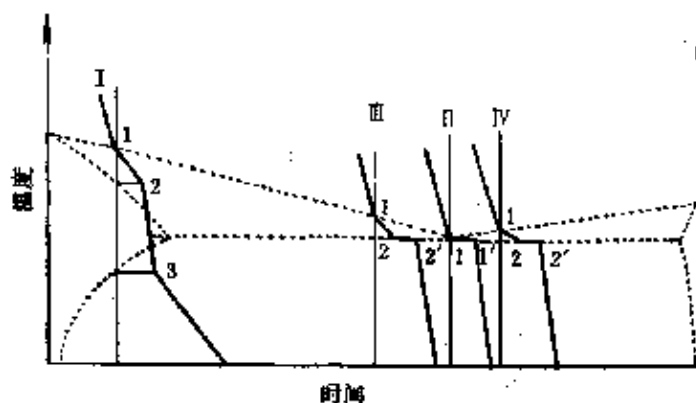
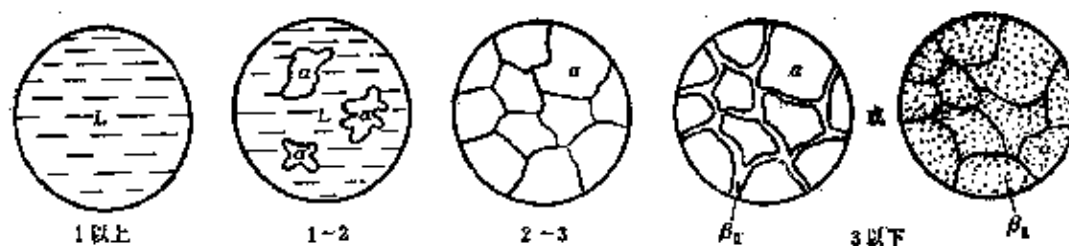


图3-35 各种典型 Pb-Sn 合金的冷却曲线

图3-36 $w_{\text{Sn}} = 10\%$ 的 Sn-Pb 合金平衡结晶过程

$$w_{\alpha_1} = \frac{EN}{MN} \times 100\% = \frac{97.5 - 61.9}{97.5 - 19} \times 100\% \approx 45.4\%$$

$$w_{\beta_2} = \frac{ME}{MN} \times 100\% = \frac{61.9 - 19}{97.5 - 19} \times 100\% \approx 54.6\%$$

继续冷却时，共晶组织中的 α 和 β 相都要发生溶解度的变化， α 相成分沿着 MF 线变化， β 相的成分沿着 NG 线变化，分别析出次生相 β_1 和 α_1 ，这些次生相常与共晶组织中的同类相混在一起，难以在显微镜下分辨。

图 3-37 是 Pb-Sn 共晶合金的显微组织， α 和 β 呈层片状交替分布，其中黑色的为 α 相，白色的为 β 相。该合金的冷却曲线见图 3-35，图 3-38 是该合金平衡结晶过程的示意图。

共晶组织是怎样形成的？现以层片状的共晶组织说明于下。

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，在形核时两个相中总有一个在先，一个在后，首先形核的相叫领先相。如果领先相是 α ，由于 α 相中的含锡量比液相中的少，多余的锡从晶体中排出，使界面附近的液相中锡量富集。这就给 β 相的形核在成分上创造了条件，而 β 相的形核又要排出多余的铅，使界面前沿的液相中铅量富集，这又给 α 相的形核在成分上创造了条件，于是两相就交替地形核和长大，构成了共晶组织（见图 3-39^a）。进一步地研究表明，共晶组织中的两个相都不是孤立的， α 片与 α 片， β 片与

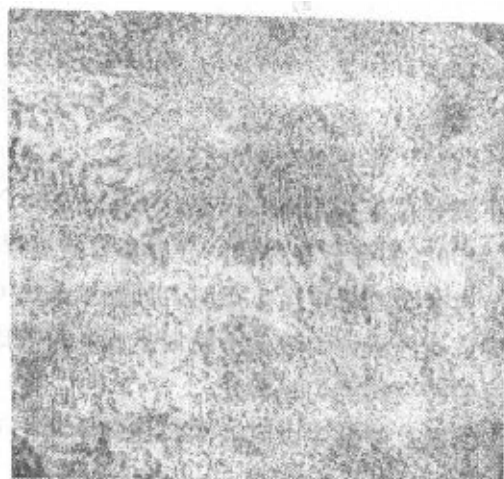


图3-37 铅锡共晶合金的显微组织

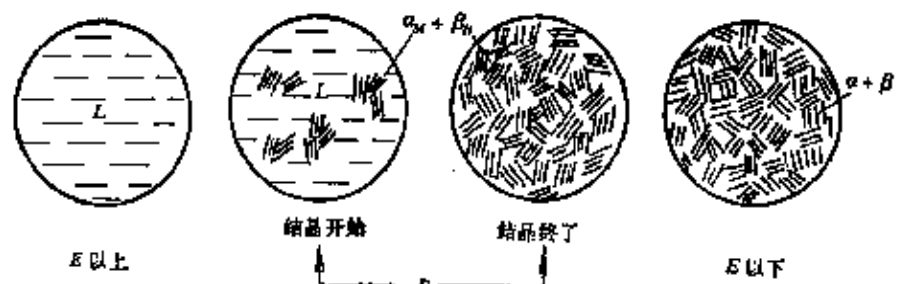


图3-38 共晶合金的平衡结晶过程

β 片分别互相联系, 共同构成一个共晶领域, 或称为共晶团。这样, 两个相就不需要反复形核, 很可能是以图 3-39 b 所示的“搭桥”方式形成的。

共晶组织的形态很多, 按其中两相的分布形态, 可将它们分为层片状、棒状 (条状或纤维状)、球状 (短棒状)、针片状、螺旋状等, 如图 3-40 所示。共晶组织的具体形态受到多种因素的影响。近年来有人提出, 共晶组织中两个组成相的本质是其形态的决定性因素。在研究纯金属结晶时已知, 晶体的生长形态与固液界面的结构有关。金属的界面为粗糙界面, 亚金属和非金属为光滑界面。因此, 金属—金属型的两相共晶组织大多为层片状或棒状, 金属—非金属型的两相共晶组织常具有复杂的形态, 表现为树枝状、针片状或骨骼状等。

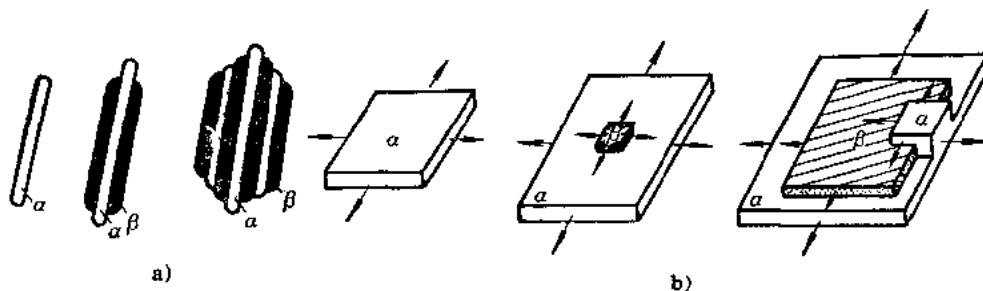


图3-39 层片状共晶的形核与生长示意图

a) 层片状交替形核生长 b) 搭桥机构

(三) 亚共晶合金 (合金Ⅲ)

成分位于共晶点 E 以左, M 点以右的合金 (图 3-33) 叫做亚共晶合金。下面以含锡量为 $w_{\text{Sn}} = 50\%$ 的合金Ⅲ为例, 分析其结晶过程。

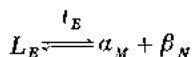
当合金Ⅲ缓冷至 1 点时, 开始结晶出 α 固溶体。在 1~2 点温度范围内, 随着温度的缓慢下降, α 固溶体的数量不断增多, α 相的成分和液相成分分别沿着 AM 和 AE 线变化。这一阶段的转变属于匀晶转变。

当温度降至 2 点时, α 相和剩余液相的成分分别达到 M 点和 E 点, 两相的含量分别为:

$$w_{\alpha} = \frac{E2}{ME} \times 100\% = \frac{61.9 - 50}{61.9 - 19} \times 100\% \approx 27.8\%$$

$$w_L = \frac{M2}{ME} \times 100\% = \frac{50 - 19}{61.9 - 19} \times 100\% \approx 72.2\%$$

在 t_E 温度时, 成分为 E 点的液相便发生共晶转变:



这一转变一直进行到剩余液相全部形成共晶组织为止。共晶转变前形成的 α 固溶体叫做初晶或先共晶相。亚共晶合金在共晶转变刚刚结束之后的组织是由先共晶 α 相和共晶组织 ($\alpha + \beta$) 所组成的。其中共晶组织的量即为温度 t_E 时液相的量。

在 2 点以下继续冷却时, 将从 α 相 (包括先共晶 α 相和共晶组织中的 α 相) 和 β 相 (共晶组织中的) 分别析出次生相 β_1 和 α_1 。在显微镜下, 只有从先共晶 α 相中析出的 β_1 可能观察到, 共晶组织中所析出的 α_1 和 β_1 一般难以分辨。图 3-41 为合金Ⅲ的显微组织。图中暗黑色树枝状晶部分是先共晶 α 相, 之中的白色颗粒是 β_1 , 黑白相间分布的是共晶组织。图 3-35 为该合金的冷却曲线, 平衡结晶过程示意图见图 3-42。

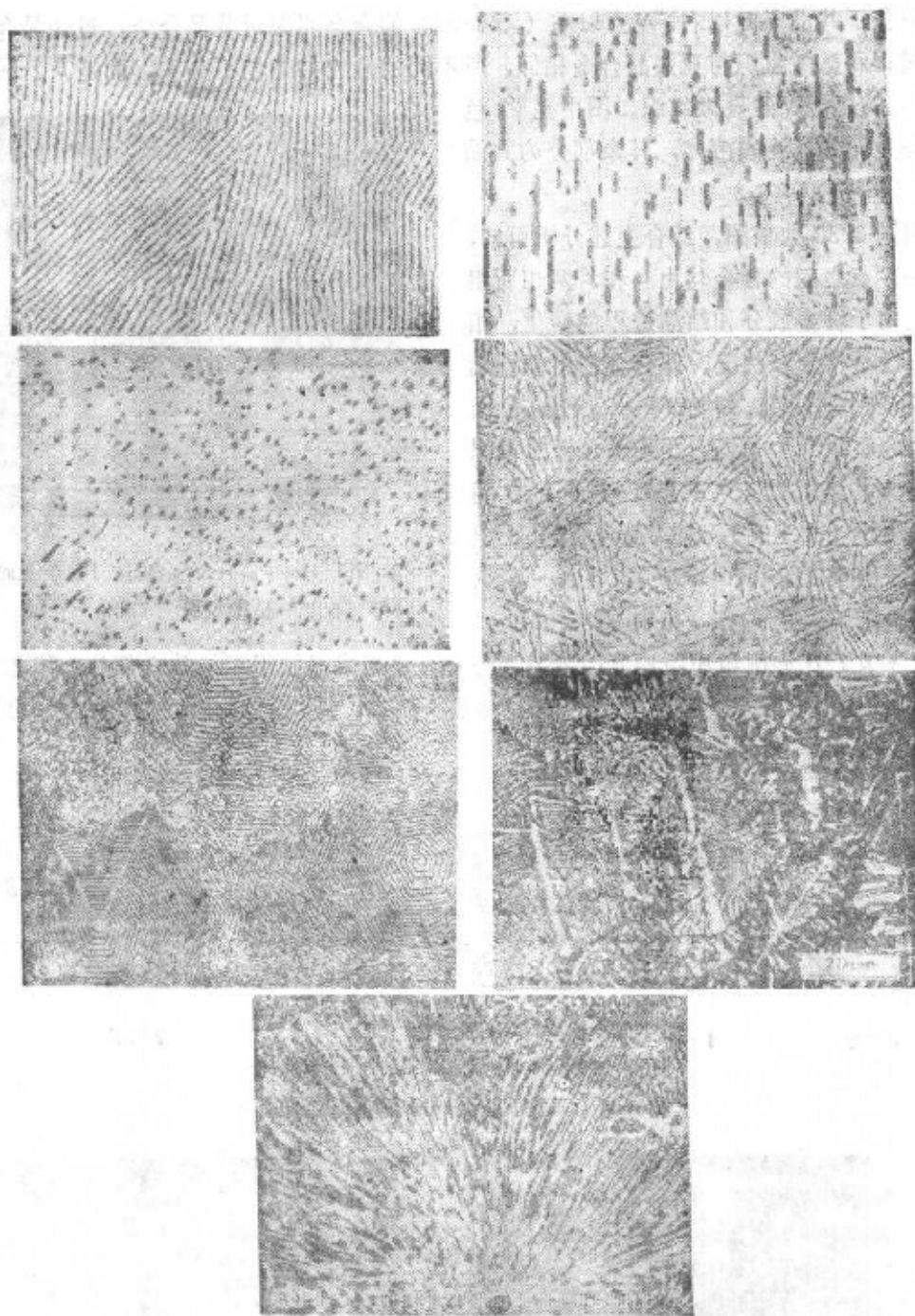


图3-40 各种形态的共晶组织

- a) 层片状 (Pb-Cu) 200× b) 棒状 c) 球状 (Cu-Cu₂O) d) 针状 (Al-Si)
e) 蠕虫状 (Zn-MgZn) 100× f) 丝网状 g) 板片状 (Cu-P) 200×

关于先共晶相的形态，如果是固溶体，则一般呈树枝状，图 3-41 组织中的呈卵形的先共晶相，实际上是树枝状晶体。若先共晶相为亚金属和非金属（如 Sb、Bi、Si 等）或化合物时，则一般具有较规则的外形。如在 Pb-Sb 二元系合金中，过共晶合金的先共晶相是锡晶体，它呈灰黑色有规则的片状外形，见图 3-43。

（四）过共晶合金（合金Ⅳ）

成分位于共晶点 E 以右, N 点以左 (图 3-33) 的合金叫做过共晶合金。过共晶合金的平衡结晶过程和显微组织与亚共晶合金相似, 所不同的是先共晶相不是 α , 而是 β 。图 3-44 是 $w_{\text{Sn}} = 70\%$ 的合金 N 的显微组织。图中亮白色卵形部分为先共晶 β 固溶体, 其余部分为共晶组织。

根据图 3-33 的相图, 综合上述分析可知, 虽然 $F \sim G$ 点之间的合金均由 α 和 β 两相所组成, 但是由于合金成分和结晶过程的变化, 相的大小、数量和分布状况, 即合金的组织差别很大, 甚至完全不同。如在 $F \sim M$ 成分范围内, 合金的组织为 $\alpha + \beta_1$, 亚共晶合金的组织为 $\alpha + \beta_1 + \text{共晶组织} (\alpha + \beta)$, 共晶合金完全为共晶组织 ($\alpha + \beta$), 过共晶合金的组织为 $\beta + \alpha_1 + \text{共晶组织} (\alpha + \beta)$, 在 $N \sim G$ 点之间的合金组织为 $\beta + \alpha_1$ 。其中的 α 、 β 、 α_1 、 β_1 及 $(\alpha + \beta)$ 在显微组织中均能清楚地区分开, 是组成显微组织的独立部分, 称之为组织组成物。从相的本质看, 它们都是由 α 和 β 两相所组成, 所以 α 和 β 两相称为合金的相组成物。

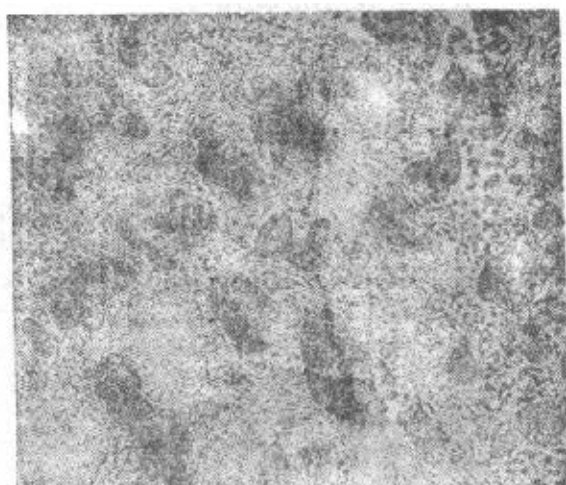


图 3-41 $w_{\text{Sn}} = 50\%$ 的 Sn-Pb 合金的显微组织 500 \times

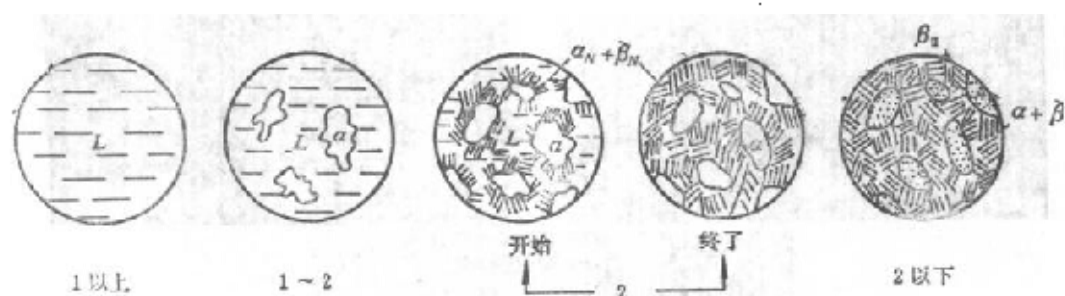


图 3-42 亚共晶合金的平衡结晶过程

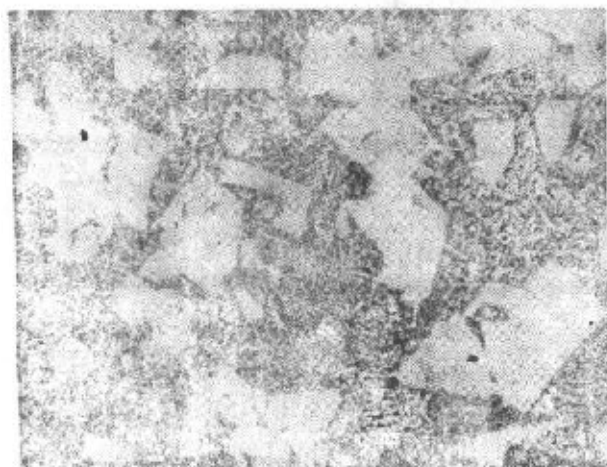


图 3-43 过共晶 Pb-Sb 合金的显微组织 (初晶 Sb 呈多边形, 余为 Pb-Sb 共晶) 500 \times



图 3-44 $70\% w_{\text{Sn}}$ Sn-Pb 合金的显微组织 500 \times

为了分析研究组织的方便,常常把合金平衡结晶后的组织直接填写在合金相图上,如图3-45所示。这样,相图上所表示的组织与显微镜下所观察到的显微组织能互相对应,便于了解合金系中任一合金在任一温度下的组织状态,以及该合金在结晶过程中的组织变化。

无论是合金的组织组成物,还是相组成物,它们的相对含量都可以用杠杆定律来计算。例如含锡量为 $w_{\text{Sn}} = 30\%$ 的亚共晶合金在 183°C 共晶转变结束后,先共晶 α 相和共晶组织 $(\alpha + \beta)$ 的含量分别为(图3-45),

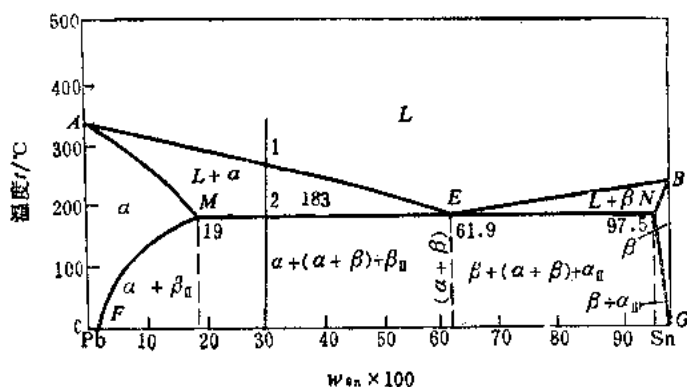


图3-45 标明组织组成物的Pb-Sn合金相图

$$w_{\alpha} = \frac{2E}{ME} \times 100\% = \frac{61.9 - 30}{61.9 - 19} \times 100 \approx 74.4\%$$

$$w_{(\alpha+\beta)} = \frac{2M}{ME} \times 100\% = \frac{30 - 19}{61.9 - 19} \times 100\% \approx 25.6\%$$

相组成物 α 和 β 相的含量分别为:

$$w_{\alpha} = \frac{2N}{MN} \times 100\% = \frac{97.5 - 30}{97.5 - 19} \times 100\% \approx 86\%$$

$$w_{\beta} = \frac{M2}{MN} \times 100\% = \frac{30 - 19}{97.5 - 19} \times 100\% = 14\%$$

三、不平衡结晶及组织

前面讨论了共晶系合金在平衡条件下的结晶过程,不平衡结晶远比平衡结晶复杂,而铸锭和铸件的凝固又都是不平衡结晶。下面仅定性地讨论不平衡结晶中的一些重要规律。

(一) 伪共晶

在平衡结晶条件下,只有共晶成分的合金才能获得完全的共晶组织。但在不平衡结晶条件下,成分在共晶点附近的亚共晶或过共晶合金,也可能得到全部共晶组织,这种非共晶成分的合金所得到的共晶组织称为伪共晶。由于伪共晶组织具有较高的机械性能,所以研究它具有一定的实际意义。

从图3-46可以看出,在不平衡结晶条件下,由于冷却速度较大,将会产生过冷,当液态合金过冷到两条液相线的延长线所包围的影线区时,就可得到共晶组织。这是因为这时的合金液体对于 α 相和 β 相都是过饱和的,所以既可以结晶出 α ,又可以结晶出 β ,它们同时结晶出来就形成了共晶组织。图中的影线区称为伪共晶区。当亚共晶合金 I 过冷至 t_1 温度以下进行结晶时就可以得到全部共晶组织。从形式上看,越靠近共晶成

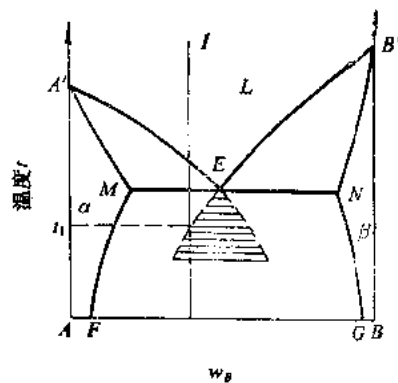


图3-46 伪共晶示意图

分的合金越容易得到伪共晶组织，可是事实并不全是这样，实际的伪共晶区与上述的伪共晶区有不同程度的偏离，例如工业上广泛应用的 Al-Si 系合金的伪共晶区就不是液相线的延长线所包围的区域。在金属合金系中，伪共晶区的形状有两类，如图 3-47 所示。其中的图 3-47 a 表示随温度的降低伪共晶区相对于共晶点近乎对称地扩大，属于这一类的为金属-金属型共晶如 Pb-Sn、Ag-Cu、Cd-Zn 系等；图 3-47 b 为伪共晶区偏向一边歪斜地扩大，金属-非金属（亚金属）共晶如 Al-Si、Fe-C 和 Sn-Bi 系等属于这一类。伪共晶区的形状主要取决于共晶中两个相单独生长时的长大速度和过冷度的关系。如果两个相单独生长时的长大速度与过冷度的关系差别不大，则伪共晶区向共晶点下面两边呈对称性地扩大（图 3-47 a）；如果两个相的长大速度与过冷度的关系相差很大，其中一个相的长大速度随过冷度的增加下降很快，此时该相的生长就会被抑制，使伪共晶区歪斜地偏向该相的一边（图 3-47 b）。那么，什么因素影响相的长大速度呢？主要是各相本身的晶体结构及其固液界面的性质。晶体结构复杂并呈光滑界面的相，其长大速度随温度的降低而下降较快，所以伪共晶区即向该相区偏斜。

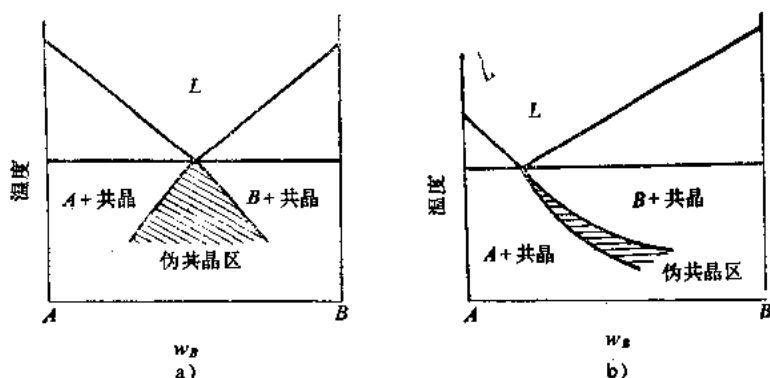


图3-47 两类伪共晶区相图

伪共晶区在相图中的位置对说明合金中出现的不平衡组织很有帮助。例如在 Al-Si 合金系中，共晶合金在快冷条件下结晶后会得到亚共晶组织，其原因可以从图 3-48 得到说明。图中的伪共晶区偏向硅的一侧，这样，共晶成分的液相表象点 a 不会过冷到伪共晶区内，只有先结晶出 α 相， α 相向液体中排出 Si 溶质原子，当液体的成分达到 b 点时，才能发生共晶转变。其结果好象共晶点向右移动了一样，共晶合金变成了亚共晶合金。

(二) 离异共晶

在先共晶相数量较多而共晶组织甚少的情況下，有时共晶组织中与先共晶相相同的那一相，会依附于先共晶相上生长，剩下的另一相则单独存在于晶界处，从而使共晶组织的特征消失，这种两相分离的共晶称为离异共晶。离异共晶可以在平衡条件下获得，也可以在不平衡条件下获

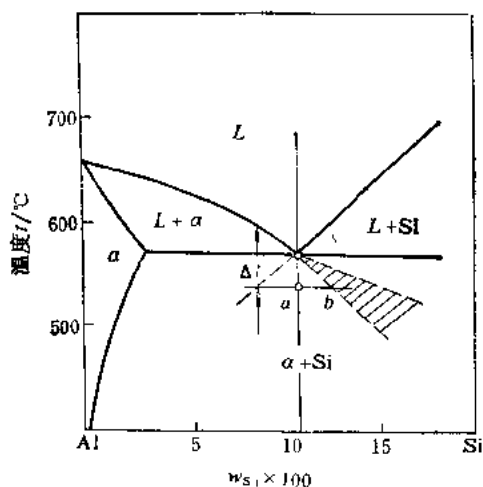


图3-48 Al-Si合金系的伪共晶区

得。例如，在合金成分偏离共晶点很远的亚共晶（或过共晶）合金中，它的共晶转变是在已存在大量先共晶相的条件下进行的。此时如果冷却速度十分缓慢，过冷度很小时，那么共晶中的 α 相如果在已有的先共晶 α 上长大，要比重新生核再长大要容易得多。这样， α 相易于与先共晶 α 相合为一体，而 β 相则存在于 α 相的晶界处。当合金成分越接近 M 点（或 N 点）时（图3-49合金I），越易发生离异共晶。

此外， M 点左面的合金（合金II）在平衡冷却时，结晶的组织中不可能存在共晶组织，但是在不平衡结晶条件下，其固相的平均成分线将偏离平衡固相线，如图3-49中的虚线所示。于是合金冷却至共晶温度时仍有少量的液相存在。此时的液相成分接近于共晶成分，这部分剩余液体将会发生共晶转变，形成共晶组织。但是，由于此时的先共晶相数量很多，共晶组织中的 α 相可能依附于先共晶相上长大，形成离异共晶。 $w_{Cu} = 4\%$ 的Al-Cu合金，在铸造条件下，将会出现离异共晶，如图3-50所示。在钢中因偏析而形成的Fe-FeS共晶，也往往是离异共晶，其中FeS分布在晶界上。

离异共晶可能会给合金的性能带来不良影响，对于不平衡结晶所出现的这种组织，经均匀化退火后，能转变为平衡态的固溶体组织。

四、比重偏析和区域偏析

（一）比重偏析

比重偏析是由组成相与熔液之间密度的差别所引起的一种区域偏析。如对亚共晶或过共晶合金来说，如果先共晶相与熔液之间的密度相差较大，则在缓慢冷却条件下凝固时，先共晶相便会在液体中上浮或下沉，从而导致结晶后铸件上下部分的化学成分不一致，产生比重偏析。例如Pb-Sb合金在凝固过程中，先共晶相锑的密度小于液相，因而锑晶体上浮，形成了比重偏析。铸铁中石墨漂浮也是一种比重偏析。

比重偏析与合金组元的密度差、相图的结晶的成分间隔及温度间隔等因素有关。合金组元间的密度差越大，相图的结晶的成分间隔越大，则初晶与剩余液相的密度差也越大；相图的结晶的温度间隔越大，冷却速度越小，则初晶在液体中有更多的时间上浮或下沉，合金的比重偏析也越严重。

防止或减轻比重偏析的方法有两种：一是增大冷却速度，使先共晶相来不及上浮或下沉，二是加入第三种元素，凝固时先析出与液体密度相近的新相，构成阻挡先共晶相上浮或下沉的骨架。例如在Pb-Sb轴承合金中加入少量的铜，使其先形成Cu-Sb化合物，即可减轻或消除比重偏析。另外，热对流、搅拌也可以克服显著的比重偏析。

在生产中，有时可利用比重偏析来除去合金中的杂质或提纯贵金属。

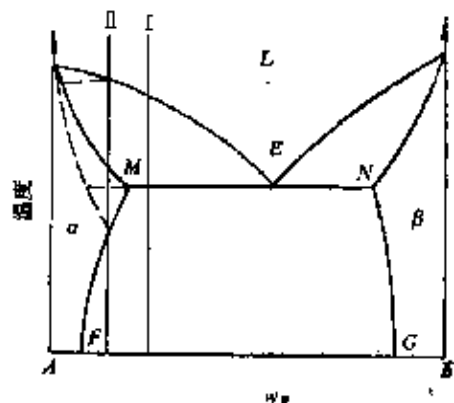


图3-49 可能产生离异共晶示意图

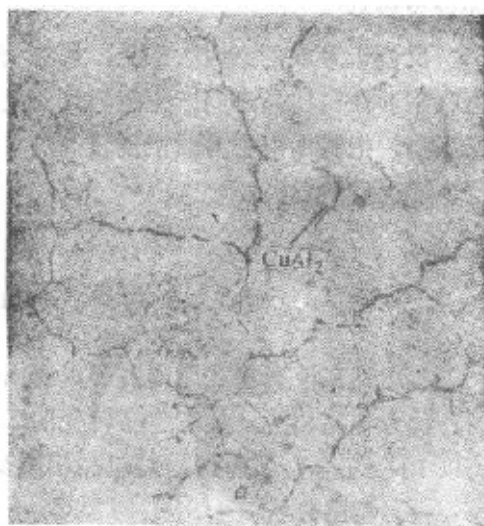


图3-50 $w_{Cu} = 4\%$ 的Al-Cu铸造合金中的离异共晶组织 100 \times

(二) 区域偏析

前面在讨论匀晶相图时曾经谈到, 固溶体合金在结晶时, 如果凝固从一端开始顺序进行的话, 则可能产生区域偏析。共晶相图中也包含有匀晶转变, 因此在结晶时也可能形成区域偏析。

1. 正偏析

对于 $k_0 < 1$ 的合金, 先凝固的外层中溶质元素含量较后凝固的内层为低, 这是正常偏析。根据溶质原子的分配规律, 在不平衡结晶过程中, 溶质原子在固相内基本上不扩散, 则先结晶的固相中的溶质原子浓度低于平均成分。如果结晶速度小, 液体内的原子扩散比较充分, 溶质原子通过对流可以向远离结晶前沿的区域扩散, 使后结晶的液体浓度逐渐提高。凝固后, 铸锭(件)内外溶质浓度差别较大, 即正偏析严重; 如果结晶速度较大, 液相内不存在对流, 原子扩散也不充分, 溶质原子仅在枝晶间富集, 则正偏析较小。

正偏析一般难以完全避免, 通过压力加工和热处理也难以从根本上改善, 它的存在使铸锭(件)的性能不一致, 因此在浇注时应采取适当的控制措施。

2. 反(负)偏析

这种偏析恰与正偏析相反, 在 $k_0 < 1$ 的合金中, 外层的溶质元素含量反而比内层的溶质元素含量高。

反偏析形成的原因大致是: 原来铸件中心地区富集溶质元素的液体, 由于铸件凝固时发生收缩而在树枝晶之间产生空隙(此处为负压)加上温度的降低, 使液体中的气体析出而形成压强, 把铸件中心溶质浓度较高的液体沿着柱状晶之间的“渠道”吸至(压至)铸件的外层, 形成反偏析。

§ 3-6 包晶相图及其合金的结晶

两组元在液态相互无限溶解, 在固态相互有限溶解, 并发生包晶转变的二元合金系相图, 称为包晶相图。具有包晶转变的二元合金系有 Pt-Ag、Sn-Sb、Cu-Sn、Cu-Zn 等。下面以 Pt-Ag 合金系为例, 对包晶相图及其合金的结晶过程进行分析。

一、相图分析

Pt-Ag 二元合金相图如图 3-51 所示。图中 ACB 为液相线, $APDB$ 为固相线, PE 及 DF 分别是银溶于铂中和铂溶于银中的溶解度曲线。

相图中有三个单相区: 即液相 L 及固相 α 和 β 。其中 α 相是银溶于铂中的固溶体, β 相是铂溶于银中的固溶体。单相区之间有两个两相区, 即 $L + \alpha$ 、 $L + \beta$ 和 $\alpha + \beta$ 。两相区之间存在一条三相 (L 、 α 、 β) 共存水平线, 即 PDC 线。

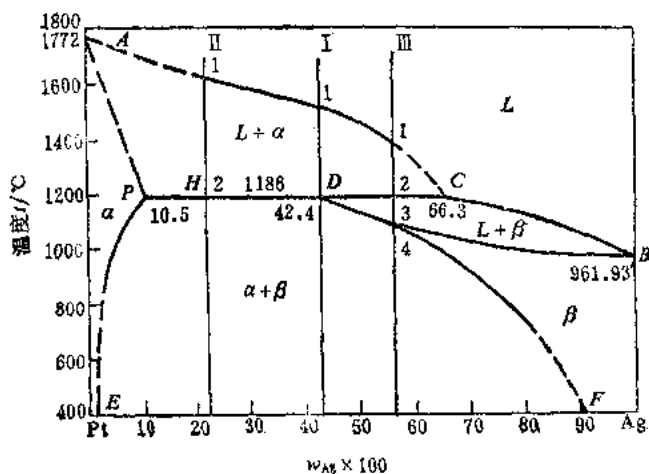
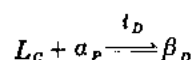


图3-51 Pt-Ag合金相图

水平线 PDC 是包晶转变线，所有成分在 P 与 C 范围内的合金在此温度都将发生三相平衡的包晶转变，这种转变的反应式为：



这种在一定的温度下，由一定成分的固相与一定成分的液相作用，形成另一个一定成分的固相的转变过程，称之为包晶转变或包晶反应。根据相律可知，在包晶转变时，其自由度为零，($f = 2 - 3 + 1 = 0$)，即三个相的成分不变，且转变在恒温下进行。在相图上，包晶转变区的特征是：反应相是液相和一个固相，其成分点位于水平线的两端，所形成的固相位于水平线中间的下方。

相图中的 D 点称为包晶点， D 点所对应的温度 (t_D) 称为包晶温度， PDC 线称为包晶线。

二、典型合金的平衡结晶过程及组织

(一) 含银量为 $w_{Ag} = 42.4\%$ 的 $Pt-Ag$ 合金 (合金 I)

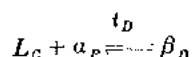
由图 3-51 可以看出，当合金 I 自液态缓慢冷却到与液相线相交的 1 点时，开始从液相中结晶出 α 相。在继续冷却的过程中， α 相的数量不断增多，液相的数量不断减少， α 相和液相的成分分别沿固相线 AP 和液相线 AC 线变化。

当温度降低到 t_D (1186°C) 时，合金中 α 相的成分达到 P 点，液相的成分达到 C 点，它们的含量可分别由杠杆定律求出：

$$w_L = \frac{PD}{PC} \times 100\% = \frac{42.4 - 10.5}{66.3 - 10.5} \times 100\% = 57.17\%$$

$$w_\alpha = \frac{DC}{PC} \times 100\% = \frac{66.3 - 42.4}{66.3 - 10.5} \times 100\% = 42.83\%$$

在温度 t_D 时，液相 L 和固相 α 发生包晶转变：



转变结束后，液相和 α 相消失，全部转变为 β 固溶体。

合金继续冷却时，由于 Pt 在 β 相中的溶解度随着温度的降低而沿 DF 线不断减小，将不断地从 β 固溶体中析出次生相 α_1 。合金的室温组织为 $\beta + \alpha_1$ ，其平衡结晶过程示意图如图 3-52 所示。

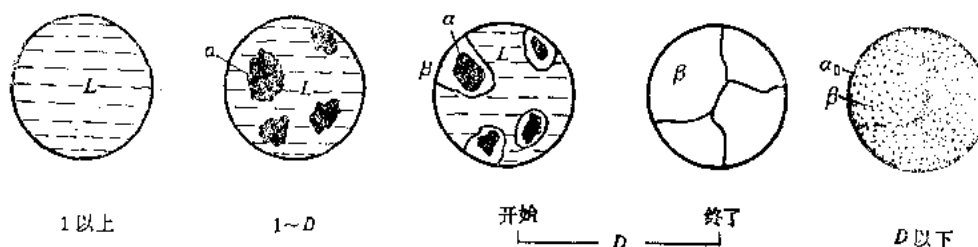


图 3-52 合金 I 的平衡结晶过程

包晶转变是液相 L_C 和固相 α_P 发生作用而生成新相 β 的过程，这种作用应首先发生在 L_C 和 α_P 的相界面上，所以 β 相通常依附在 α 相上生核并长大，将 α 相包围起来， β 相成为 α 相的外壳，故称之为包晶转变。但是，这样一来 L 和 α 就被 β 相隔分开了，它们之间的

进一步作用只有通过 β 进行原子互扩散才能进行。即 α 相中的铂原子通过 β 向液相中扩散,液相中的银原子通过 β 向 α 中扩散。这样, β 相将不断地消耗着液相和 α 相而生长,液相和 α 相的数量不断减少。随着时间的延长, β 相越来越厚,扩散距离越来越远,包晶转变也必将越加困难。因此,包晶转变需要花费相当长的时间,直到最后把液相和 α 相全部消耗完毕为止。包晶转变结束后,在平衡组织中已看不出任何包晶转变过程的特征。

(二) 含银量为 $w_{Ag} = 10.5 \sim 42.4\%$ 的 Pt-Ag 合金 (合金 II)

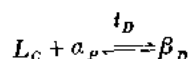
现以图 3-51 中的合金 II 为例进行分析。当合金缓慢冷却至液相线的 1 点时,开始结晶出初晶 α ,随着温度的降低,初晶 α 的数量不断增多,液相的数量不断减少, α 相和液相的成分分别沿着 AP 线和 AC 线变化。在 1~2 点之间属于匀晶转变。

当温度降低至 2 点时, α 相和液相的成分分别为 P 点与 C 点,两者的含量分别为:

$$w_L = \frac{PH}{PC} \times 100\%$$

$$w_\alpha = \frac{HC}{PC} \times 100\%$$

在温度为 t_D (2 点) 时,成分相当于 P 点的 α 相与 C 点的液相共同作用,发生包晶转变,转变为 β 固溶体。即:



与上面的合金 I 相比较,合金 II 在 t_D 温度时的 α 相的相对量较多,因此,包晶转变结束后,除了新形成的 β 相外,还有剩余的 α 相。在 t_D 温度以下,由于 β 和 α 固溶体的溶解度变化,随着温度的降低,将不断地从 β 固溶体中析出 α_I ,从 α 固溶体中析出 β_I ,因此该合金的室温组织为 $\alpha + \beta + \alpha_I + \beta_I$ 。合金的平衡结晶过程示意图如图 3-53 所示。

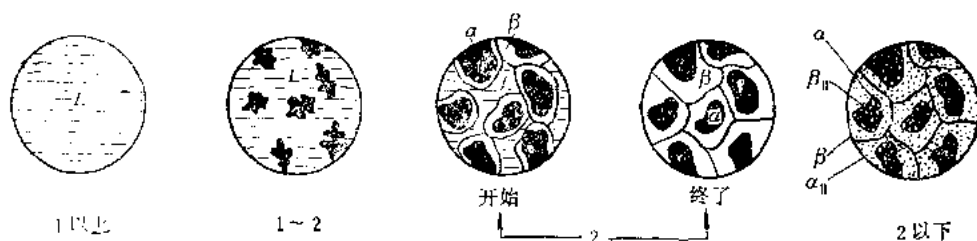


图3-53 合金 II 的平衡结晶

(三) 含银量为 $w_{Ag} = 42.4 \sim 66.3\%$ 的 Pt-Ag 合金 (合金 III)

当合金 III 冷却到与液相线相交的 1 点时,开始结晶出初晶 α 相,在 1~2 点之间,随着温度的降低, α 相数量不断增多,液相数量不断减少,这一阶段的转变属于匀晶转变。当冷却到 t_D 温度时,发生包晶转变,即 $L_C + \alpha_P \xrightarrow{t_D} \beta_D$ 。用杠杆定律可以计算出,合金 III 中液相的相对量大于合金 I 中液相的相对量,所以包晶转变结束后,仍有液相存在。

当合金的温度从 2 点继续降低时,剩余的液相继续结晶出 β 固溶体,在 2~3 点之间,合金的转变属于匀晶转变, β 相的成分沿 DB 线变化,液相的成分沿 CB 线变化。在温度降低到 3 点时,合金 3 全部转变为 β 固溶体。

在 3~4 点之间的温度范围内,合金 III 为单相固溶体,不发生变化。在 4 点以下,将从

β 固溶体中析出 α_1 。因此，该合金的室温组织为 $\beta + \alpha_1$ 。合金的平衡结晶过程示意图如图 3-54 所示。

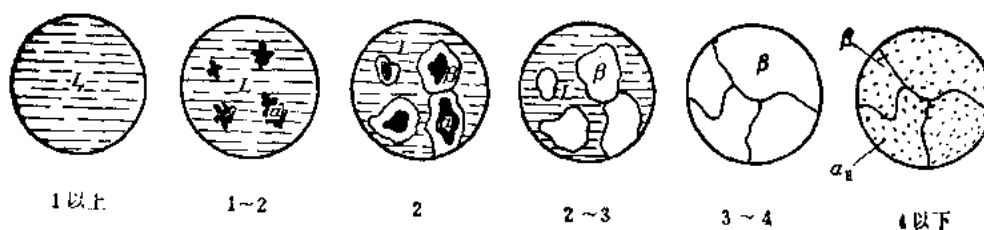


图3-54 合金Ⅱ的平衡结晶过程

三、不平衡结晶及组织

如上所述，当合金发生包晶转变时，新生成的 β 相依附于已有的 α 相上生核并长大， β 相很快将 α 相包围起来，从而使 α 相和液相被 β 相分隔开。欲继续进行包晶转变，则必须通过 β 相层进行原子扩散，液体才能和 α 相继续相互作用形成 β 相。原子在固体中的扩散速度比在液相中低得多，所以包晶转变是一个十分缓慢的过程。在实际生产条件下，由于冷却速度较快，包晶转变将被抑制而不能继续进行，剩余的液体在低于包晶转变温度下，直接转变为 β 相。这样一来，在平衡转变时本来不存在的 α 相就被保留下来，同时 β 相的成分也很不均匀。这种由于包晶转变不能充分进行而产生的化学成分不均匀现象称为包晶偏析。

应当指出，如果转变温度很高（例如铁碳合金），原子扩散较快，则包晶转变有可能彻底完成。

和共晶系合金一样，位于 P 点左侧的（图 3-55）在平衡冷却条件下本来不应发生包晶转变的合金，在不平衡条件下，由于平均固相成分线的向下偏移，使最后凝固的液相可能发生包晶反应，形成一些不应出现的 β 相。

包晶转变产生的不平衡组织，可采用长时间的扩散退火来减少或消除。

四、包晶转变的实际应用

包晶转变有两个显著特点，一是包晶转变的形成相依附在初晶相上形成；二是包晶转变的不完全性。根据这两个特点，在工业上可有下列应用。

（一）在轴承合金中的应用

滑动轴承是一种重要的机器零件。当轴在滑动轴承中运转时，轴和轴承之间必然有强烈的摩擦和磨损。由于轴是机器中非常重要的零件，价格昂贵，更换困难，所以希望轴在工作中所受的磨损最小。为此，希望轴承材料的组织由具有足够塑性和韧性的基体及均匀分布的硬质点所组成，这些硬质点一般是金属化合物，所占的体积分数为 $\varphi = 5 \sim 50\%$ 。软的基体使轴承具有良好的磨合性，不会因受冲击而开裂。硬的质点使轴承具有小的摩擦系数和抗咬合性能。图 3-56 影线区中的合金有可能满足以上要求，这些合金先结晶出硬的化合物，然后通过包晶反应形成软的固溶体，并把硬的化合物质点包围起来，从而得到在软的基体上分布着硬的化合物质点的组织。在轴运转时，软的基体很快被磨损而凹下去，贮存润滑油，硬

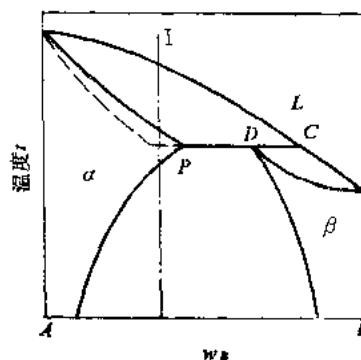


图3-55 因快冷而可能发生的包晶反应示意图

的质点比较抗磨便凸起来, 支承轴所施加的压力, 这样就可保证了理想的摩擦条件和极低的摩擦系数。Sn-Sb 系轴承合金就属此例。

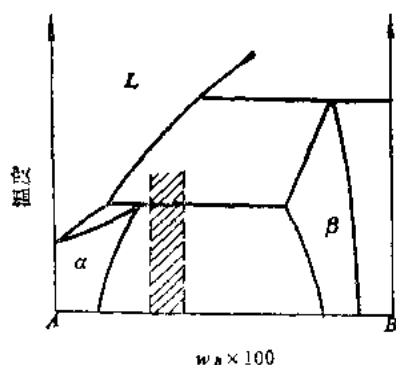


图3-56 适宜做轴承合金的成分范围

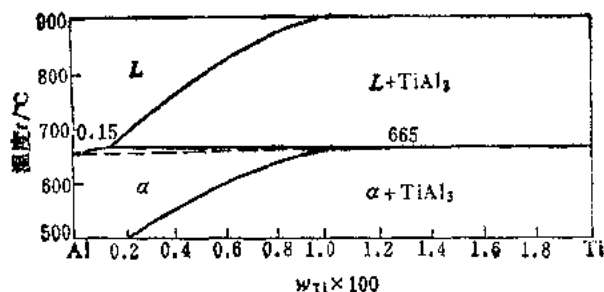


图3-57 Al-Ti 相图一角

(二) 包晶转变的细化晶粒作用

利用包晶转变可以细化晶粒。例如在铝及铝合金中添加少量的钛, 可获得显著的细化晶粒效果。由 Al-Ti 相图 (图 3-57) 可以看出, 当含钛量 $w_{Ti} > 0.15\%$ 以后, 合金首先从液体中析出初晶 $TiAl_3$, 然后在 $665^\circ C$ 发生包晶转变: $L + TiAl_3 \rightleftharpoons \alpha$ 。 $TiAl_3$ 对 α 相起非均匀生核作用, 它依附于 $TiAl_3$ 上形核并长大。由于从液体中析出的 $TiAl_3$ 细小而弥散, 其非均匀生核作用效果很好, 细化晶粒作用显著。同样, 在钢及铜合金中加入少量的铁与镁, 在镁合金中加入少量的锆或锆的盐类, 均因在包晶转变前形成大量细小的化合物, 起非均匀生核作用, 从而具有良好的细化晶粒效果。

§ 3-7 其它类型的二元合金相图

除了匀晶、共晶和包晶三种最基本的二元相图之外, 还有其它类型的二元合金相图, 现简要介绍如下。

一、组元间形成化合物的相图

在有些二元合金系中, 组元间可能形成金属化合物, 这些化合物可能是稳定的, 也可能是不稳定的。根据化合物的稳定性, 形成金属化合物的二元合金相图也有两种不同的类型。

(一) 形成稳定化合物的相图

稳定化合物是指具有一定熔点, 在熔点以下保持其固有结构而不发生分解的化合物。

Mg-Si 二元合金相图 (图 3-58) 就是一种形成稳定化合物的相图。当含硅量为 $w_{Si} = 36.6\%$ 时, Mg 与 Si 形成稳定的化合物 Mg_2Si , 它具有一定的熔点, 在熔点以下能保持其固有的结构。在相图中, 稳定化合物是一条垂线 (图 3-58), 它表示 Mg_2Si 的单相区。这样, 可把 Mg_2Si 看作一个独立组元, 把相图分成两个独立部分, Mg-Si 相图则由 Mg-Mg₂Si、和 Mg₂Si-Si 两个共晶相图并列而成, 可以分别进行分析。

有时, 二个组元可以形成多个稳定化合物, 这样就可将相图分成更多的简单相图来进行分析。如在 Mg-Cu 相图 (图 3-59) 中, 存在两个稳定化合物 Mg_2Cu 和 $MgCu_2$, 其中的 $MgCu_2$ 对组元有一定的溶解度, 即形成以化合物为基的固溶体, 在相图中就不是一条垂线,

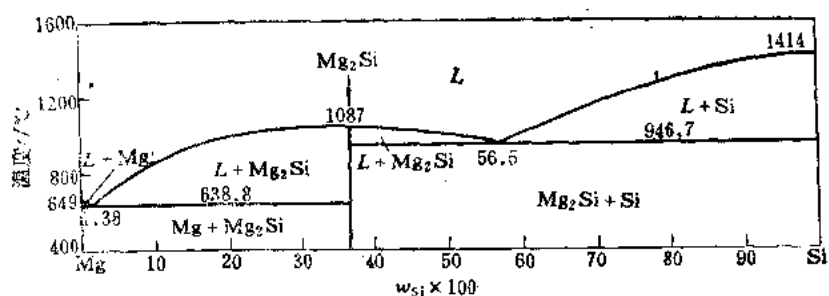


图3-58 Mg-Si合金相图

而是一个区域了,此时,可以用虚线(垂线)把这一单相区分开,这样就把Mg-Cu相图分成了Mg-Mg₂Cu、Mg₂Cu-MgCu₂、MgCu₂-Cu三个简单的共晶相图。图中的γ相是以MgCu₂为基的固溶体。

形成稳定化合物的二元系很多,除了Mg-Si、Mg-Cu外,还有Cu-Th、Cu-Ti、Fe-B、Fe-P、Fe-Zr、Mg-Sn等。

(二) 形成不稳定化合物的二元相图

不稳定化合物是指加热时发生分解的那些金属化合物。

图3-60为K-Na合金相图。从图中可以看出,K-Na合金在6.9°C以下形成不稳定的化合物KNa₂,将其加热至6.9°C时分解为液体和钠晶体。这个化合物是包晶转变的产物:

$$L + Na \rightleftharpoons KNa_2$$

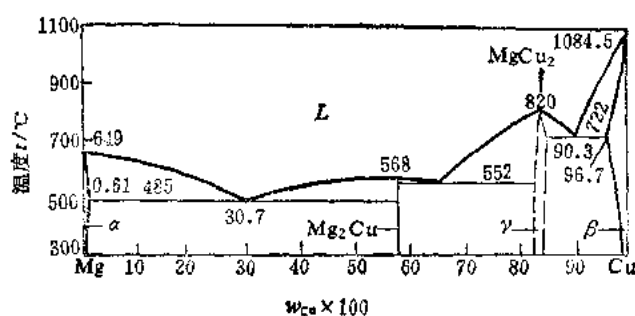


图3-59 Mg-Cu合金相图

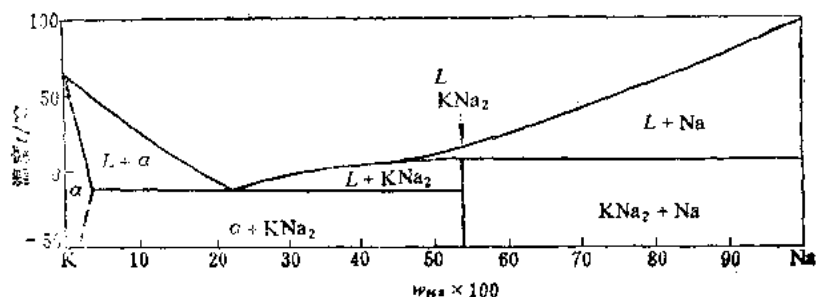


图3-60 K-Na合金相图

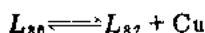
如果包晶转变形成的不稳定化合物与组元间有一定的溶解度,那么,它在相图上就不再是一条垂线,而是变为一个相区。图3-61所示的Sn-Sb合金相图就是这种类型的二元合金相图,β' (或β) 即为以不稳定化合物为基的固溶体。通过以上两例可以看出,凡是由包晶转变所形成的化合物都是不稳定化合物,不能把不稳定化合物作为独立组元,从而把相图分成几个独立部分进行分析。

二、偏晶、熔晶和合晶相图

(一) 偏晶相图

某些合金冷却到一定温度时, 由一定成分的液相 L_1 分解为一定成分的固相和另一个一定成分的液相 L_2 , 这种转变称为偏晶转变。

图 3-62 为 Cu-Pb 二元合金相图。在两相区 $L_1 + L_2$ 之内是两种不相混合的液体。这两种共存的液体的成分和数量可由杠杆定律确定。在 E 点 (温度为 991°C), L_1 、 L_2 相的成分均为 $w_{Pb} \approx 63\%$, 两相的差异消失, 变为恒等。而在两相区内, 不相混合的两种液体由于密度差在容器中通常分为两层。在 955°C, 合金发生偏晶转变:



水平线 BD 为偏晶线, M 点为偏晶点, 955°C 为偏晶温度。偏晶转变与共晶转变类似, 都是由一个相分解为另外两个相。所不同的只是两个生成相中有一个是液相。图中下面一条水平线为共晶线, 圆为共晶点 ($w_{Pb} = 99.94\%$) 和共晶温度 (326°C) 与纯铅和它的熔点 (327°C) 很接近, 在图上难于表示出来。

下面考察具有偏晶成分合金的结晶过程。当温度高于 955°C 时, 合金为液体 L_1 , 温度降至 955°C 时发生偏晶反应, L_1 分解为 Cu 和 L_2 , 进一步降低温度时, 进入了 Cu + L_2 两相区。由杠杆定律可知, 在此两相区内, Cu 的数量比较多, 数量较少的 L_2 分散在固相 Cu 之内。当温度下降至

326°C 时, 分散在固相 Cu 中的 L_2 发生共晶反应, 形成 (Cu + Pb) 的共晶组织。但是, 由于这类共晶组织分散地存在于 Cu 基体中, 当该共晶组织形成时, 共晶组织中的 Cu 将依附于四周的 Cu 基上生长, 而共晶组织中的 Pb 则存在于 Cu 的晶界上, 这就是上面指出的离异共晶现象。

此外还应指出, Cu 和 Pb 两组元的密度相差较大, 在该合金的结晶过程中, 先析出的固相 Cu 与含 Pb 较多的液相 L_2 之间的密度差别也较大, 因此密度小的 Cu 晶体就有可能上浮至铸锭上部, 使凝固后的合金铸锭上部含 Cu 多, 下部含 Cu 少, 造成比重偏析。冷却过程越缓慢, 则越容易产生比重偏析, 防止的办法是充分地搅拌和尽快地凝固。

(二) 熔晶相图

某些合金冷却到一定温度时, 会从一个已经结晶完毕的固相转变为一个液相和另一个固相, 这种转变称为熔晶转变。Fe-B 相图中就含有熔晶转变, 如图 3-63 所示。在该相图的左

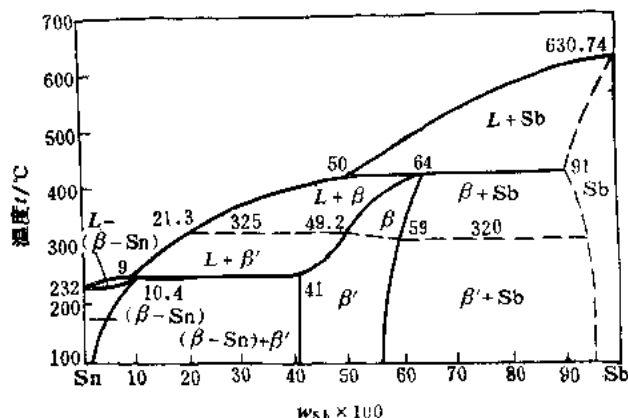


图3-61 Sn-Sb 合金相图

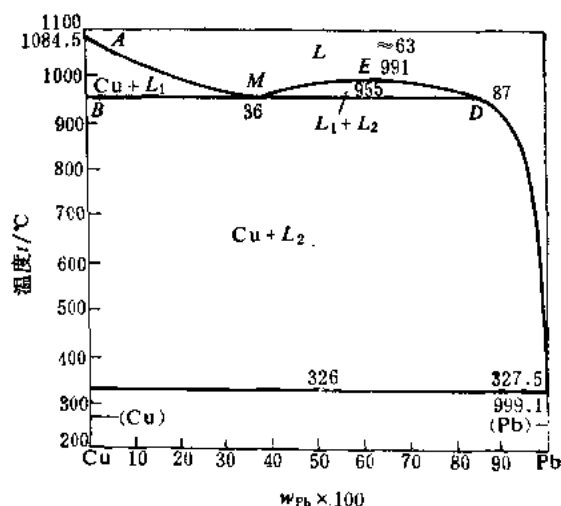
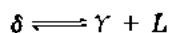


图3-62 Cu-Pb 相图

上角的 1381°C 水平线即为熔晶线，熔晶反应式为：



此外，Fe-S、Cu-Sb、Cu-Sn 等合金系均存在熔晶转变。

(三) 合晶相图

合晶转变是由两个一定成分的液相 L_1 和 L_2 相互作用，形成一个固相的恒温转变。图3-64 为 Na-Zn 相图， 557°C 水平线为合晶线，反应式如下：



三、具有固态转变的二元合金相图

图

在有些二元系合金中，当液体凝固完毕后继续降低温度时，在固态下还会继续发生各种类型的相转变，如前面提到的合金在固态下由于溶解度的变化而引起次生相的析出，就是一种固态转变，即固溶体的脱溶转变。除此之外，常见的还有共析转变、包析转变、固溶体的异晶转变、有序-无序转变、磁性转变等，现在分别说明它们在相图上的特征。

(一) 共析转变

一定成分的固相，在一定温度下分解为另外两个一定成分固相的转变过程，称为共析转变。在相图上，这种转变与共晶转变相类似，都是由一个相分解为两个相的三相恒温转变，三相成分点在相图上的分布也一样。

所不同的只是共析转变的反应相是固相，而不是液相。例如 Fe-C 合金相图 (图3-65) 的 PSK 线即共析线， S 点为共析点，成分为 S 点的 γ 固溶体 (奥氏体) 于 727°C 分解为成分为 P 点的 α 固溶体 (铁素体) 和 Fe_3C ，形成两个固相混合物的共析组织，其反应式为 $\gamma_s \xrightarrow{727^{\circ}\text{C}} \alpha_p + \text{Fe}_3\text{C}$ 。由于是固相分解，其原子扩散比较困难，容易产生较大的过冷，所以共析组织远比共晶组织细密。共析转变对合金的热处理强化有重大意义，钢铁和钛合金的热处理就是建立在共析转变的基础上。

(二) 包析转变

包析转变是两个一定成分的固相在恒温下转变为一个新的一定成分固相的过程。包析转变在相图上的特征与包晶转变相类似，所不同的就是包析转变的两个反应相都是固相，而包晶转变的反应相中有一个液相。例如 Fe-B 系相图 (图3-63) 中的 910°C 水平线即为包析

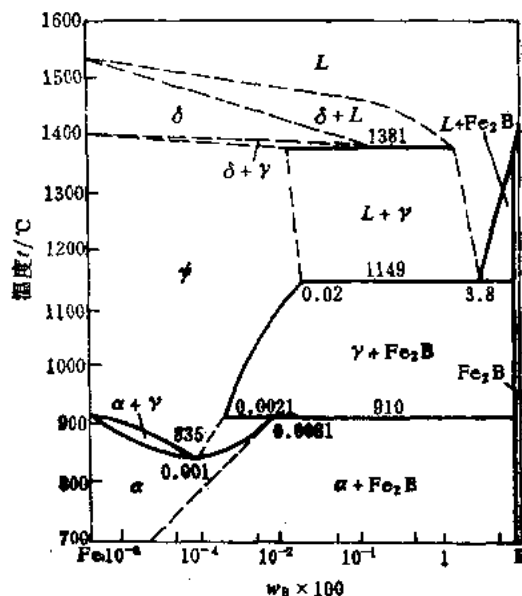


图3-63 Fe-B相图

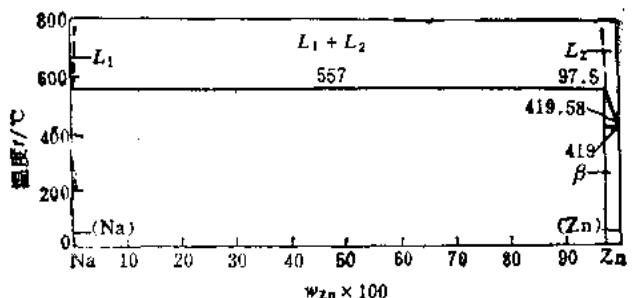


图3-64 Na-Zn相图

线, 其反应式为:



(三) 固溶体的异晶转变

当合金中的组元具有同素异晶转变时, 以组元为基的固溶体也常有异晶转变。例如 Fe-Ti 合金 (图3-66), Fe 与 Ti 在固态下均发生同素异晶转变, 所以在相图上靠近 Ti 的一边有 β 相 (体心立方) $\rightarrow \alpha$ (密排六方) 的固溶体异晶转变。在靠近 Fe 的一边有 α (体心立方) $\rightarrow \gamma$ (面心立方) 的固溶体异晶转变。

(四) 有序—无序转变

有些合金系在一定成分和一定温度范围内会发生有序—无序转变。例如 Cu-Zn 相图 (图3-67), Cu 和 Zn 两组元形成的 β 相在高温下为无序固溶体, 但在一定温度下会转变为有序固溶体 β' 。有序固溶体是指两种原子在晶体中呈规则排列, 各占据自己一定的位置, 类似于化合物, 又称为超结构。有序—无序转变在相图中常用虚线或细直线表示。

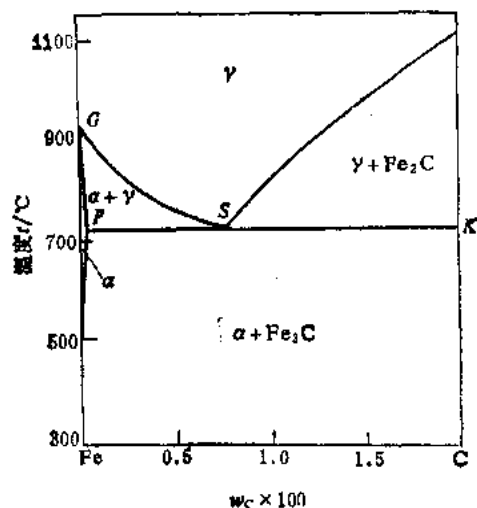


图3-65 Fe-C相图的左下角

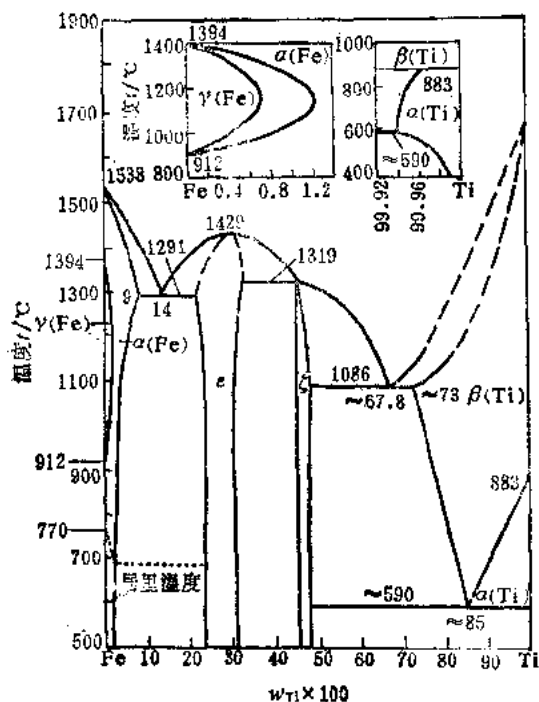


图3-66 Fe-Ti相图

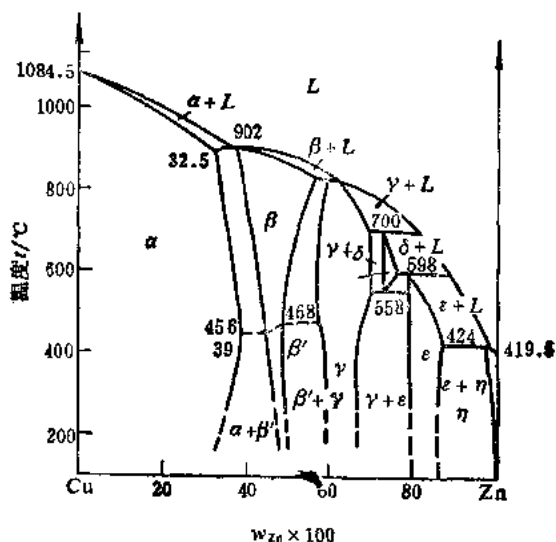


图3-67 Cu-Zn相图

(五) 磁性转变

合金中的某些相会因温度改变而发生磁性转变, 在相图中常用点线表示。如 Fe-C 相图中的 770°C 和 230°C 的点线分别表示铁素体和 Fe_3C 的磁性转变温度。

§ 3-8 二元相图的分析和使用

二元相图反映了二元系合金的成分、温度和平衡相之间的关系，根据合金的成分及温度（即表象点在相图中的位置），即可了解该合金存在的平衡相、相的成分及其相对含量。掌握了相的性质及合金的结晶规律，就可以大致判断合金结晶后的组织及性能。因此，合金相图在新材料的研制及制订加工工艺过程中起着重要的指导作用。但是，实际的二元合金相图线条繁多，看起来十分复杂，往往感到难以分析。事实上，任何复杂的相图都是一些基本相图的综合，只要掌握了这些基本相图的特点和转变规律，就能化繁为简，易于分析和使用。现将分析二元相图的方法和使用相图时注意的一些问题归纳如下。

一、相图分析步骤

(1) 首先看相图中是否存在稳定化合物，如存在的话，则以稳定化合物为独立组元，把相图分成几个部分进行分析。


(2) 在分析各相区时先要熟悉单相区中所标的相，然后根据相接触法则辨别其它相区。相接触法则是指在二元相图中，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这两个相所组成的两相区，两个两相区之间必须以单相区或三相共存水平线隔开。

(3) 找出三相共存水平线及与其相接触（以点接触）的三个单相区，从这三个单相区与水平线相互配置位置，可以确定三相平衡转变的性质。这是分析复杂相图的关键步骤。表3-4列出了各类恒温转变图型，可用以帮助分析二元相图。

表3-4 二元相图各类恒温转变类型、反应式和相图特征

恒温转变类型		反应式	相图特征
分解型	共晶转变	$L \rightleftharpoons \alpha + \beta$	
	共析转变	$\gamma \rightleftharpoons \alpha + \beta$	
	偏晶转变	$L_1 \rightleftharpoons L_2 + \alpha$	
	熔晶转变	$\delta \rightleftharpoons L + \gamma$	
合成型	包晶转变	$L + \beta \rightleftharpoons \alpha$	
	包析转变	$\gamma + \beta \rightleftharpoons \alpha$	

(续)

恒温转变类型		反应式	相图特征
合成型	合晶转变	$L_1 + L_2 \rightleftharpoons \alpha$	

(4) 利用相图分析典型合金的结晶过程及组织。

掌握了以上规律和相图分析方法,就可以对各种相图进行分析。现以Cu-Sn相图为例进行分析。

图3-68为Cu-Sn合金相图。可以看出,图中只有不稳定化合物,不存在稳定化合物。共有五个单相区,其中的 γ 为 Cu_3Sn 、 δ 为 $\text{Cu}_{11}\text{Sn}_8$ 、 ε 为 Cu_3Sn 、 ζ 为 $\text{Cu}_{20}\text{Sn}_3$ 、 η 和 η' 为 Cu_6Sn_5 ,它们都溶有一定的组元。

图中共有11条水平线,表示存在下述恒温反应:

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

II 包晶反应: $L + \beta \rightleftharpoons \gamma$

III 包晶反应: $L + \varepsilon \rightleftharpoons \eta$

IV 共析反应: $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma$

V 共析反应: $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \delta$

VI 共析反应: $\delta \rightleftharpoons \alpha + \varepsilon$

VII 共析反应: $\zeta \rightleftharpoons \delta + \varepsilon$

VIII 包析反应: $\gamma + \varepsilon \rightleftharpoons \zeta$

IX 包析反应: $\gamma + \zeta \rightleftharpoons \delta$

X 熔晶反应: $\gamma \rightleftharpoons \varepsilon + L$

XI 共晶反应: $L \rightleftharpoons \eta + \theta$

二、应用相图时要注意的问题

1. 相图反映的是在平衡条件下相的平衡,而不是组织的平衡

相图只能给出合金在平衡条件下存在的相、相的成分及其相对量,并不能表示相的形状、大小和分布等,即不能给出合金的组织状态。例如固溶体合金的晶粒大小及形态,共晶系合金的先共晶相及共晶的形态及分布等,而这些主要取决于相的特性及其形成条件。因而在使用相图分析实际问题时,既要注意合金中存在的相、相的成分及相对含量,还要注意相的特性和结晶条件对组织的影响,了解合金的成分、相的结构、组织与性能之间的变化关系,并考虑在生产实际条件下如何加以控制。

2. 相图给出的是平衡状态时的情况

相图只表示平衡状态的情况,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达到。在生产实际条件下很少能够达到平衡状态,如当冷却速度较快时,相的相对含量及组织会发生很大变化,甚至于将高温相保留到室温来,或者出现一些新的亚稳相。如前所述的不平衡结晶时产生的枝晶偏析、区域偏析,共晶相图的固溶体合金可

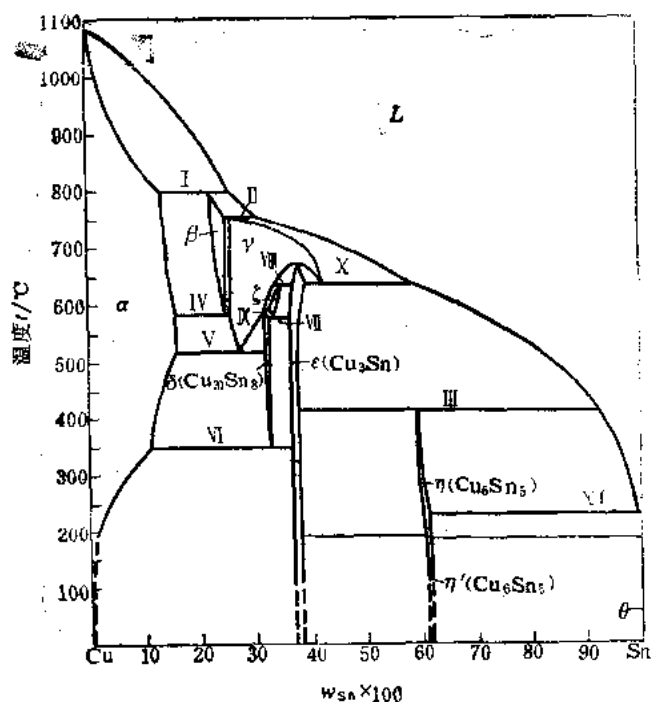


图3-68 Cu-Sn相图

能出现部分共晶组织,亚(或过)共晶合金可能获得全部共晶组织(伪共晶),包晶反应可能不完全等等。因此,在应用相图时,不但要掌握合金在平衡条件下的相变过程,而且要掌握在不平衡条件下的相变过程及组织变化规律,否则的话,以相图上的平衡观点来分析合金的不平衡条件下的组织,并以此制订合金的热加工工艺,就往往会产生错误,甚至造成废品。如共晶相图的固溶体合金,若按平衡条件分析,结晶后应为单相固溶体,但当冷却速度较快时,会出现部分共晶组织,若还按平衡结晶条件将此铸件加热到略高于共晶温度时,则其共晶部分就会熔化,造成废品,因此,在制订热加工工艺时,必须予以注意。

3. 二元相图只反映二元系合金相的平衡关系

二元相图只反映了二元系合金相的平衡关系,实际生产中所使用的金属材料不只限于二个组元,往往含有或有意加入其它元素,此时必须考虑其它元素对相图的影响,尤其是当其它元素含量较高时,相图中的平衡关系会发生重大变化,甚至完全不能适用。此外,在查阅相图资料时,也要注意数据的准确性,因为原材料的纯度、测定方法的正确性和灵敏度以及合金是否达到平衡状态等,都会影响临界点的位置、平衡相的成分,甚至相区的位置和形状等。

三、根据相图判断合金的性能

由相图可以看出在一定温度下合金的成分与其组成相之间的关系,而组成相的本质及其相对含量又与合金的机械性能和物理性能密切相关。此外,相图还反映了不同合金的结晶特点,所以相图与合金的铸造性能也有一定的联系。因此,在相图、合金成分与合金性能之间存在着一定的联系,当熟悉了这些规律之后,便可以利用相图大致判断不同合金的性能,作为选用和配制合金的参考。

(一) 根据相图判断合金的机械性能和物理性能

图3-69表示了匀晶系合金、共晶系合金和包晶系合金的成分与机械性能和物理性能之间的关系。对于匀晶系合金而言,合金的强度和硬度均随着溶质组元含量的增加而提高。若A、B两组元的强度大致相同的话,则合金的最高强度应是 $r_B=50\%$ 的地方,若B组元的强度明显高于A组元,则其强度的最大值稍偏向B组元一侧。合金塑性的变化规律正好与上述相反,固溶体的塑性随着溶质组元含量的增加而降低。

前面曾经指出,溶质原子溶入溶剂晶格后,要造成晶格畸变,使固溶体的强度、硬度升高,而塑性则有所降低,这一现象称为固溶强化。固溶强化是提高合金强度的主要途径之一,

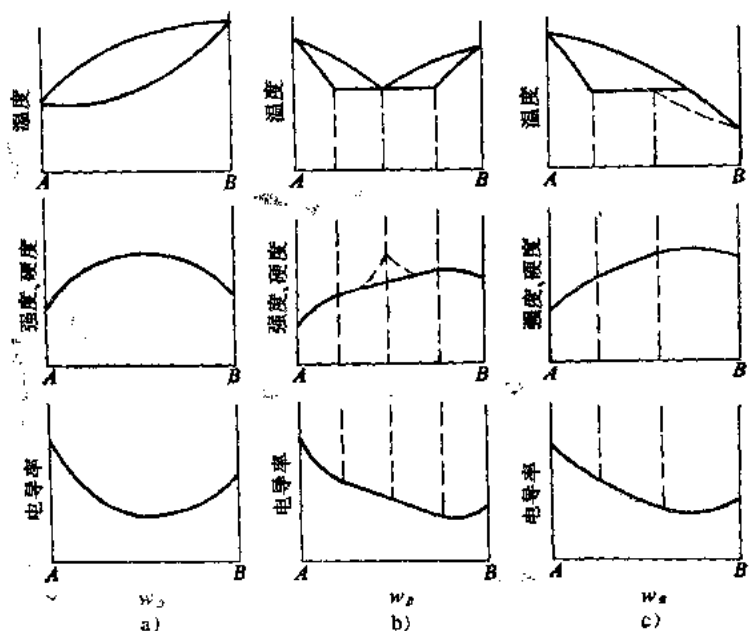


图3-69 相图与合金硬度、强度及电导率之间的关系

a) 匀晶系合金 b) 共晶系合金 c) 包晶系合金

在工业生产获得了广泛应用。

固溶体合金的电导率与成分的变化关系与强度和硬度的相似，均呈曲线变化。这是由于随着溶质组元含量的增加，晶格畸变增大，增大了合金中自由电子的阻力所致。同理可以推测，热导率的变化关系与电导率相同，随着溶质组元含量的增加，热导率逐渐降低，而电阻的变化却与之相反。因此工业上常采用含镍量为 $w_{Ni} = 50\%$ 的Cu-Ni合金作为制造加热元件、测量仪表及可变电阻器的材料。

共晶相图和包晶相图的端部均为固溶体，其成分与性能间的关系已如上述。相图的中间部分为两相混合物，在平衡状态下，当两相的大小和分布都比较均匀时，合金的性能大致是两相性能的算术平均值。例如合金的硬度HB为：

$$HB = HB_{\alpha}\varphi_{\alpha} + HB_{\beta}\varphi_{\beta}$$

式中， HB_{α} 、 HB_{β} 分别为 α 相和 β 相的硬度， φ_{α} 、 φ_{β} 为 α 相和 β 相的体积分数。因此，合金的机械性能和物理性能与成分的关系呈直线变化。但是应当指出，当共晶组织十分细密，且在不平衡结晶出现伪共晶时，其强度和硬度将偏离直线关系而出现峰值，如图3-69b中虚线所示。

（二）根据相图判断合金的铸造性能

合金的铸造性能主要表现为流动性（即液体充填铸型的能力）、缩孔及热裂倾向等。这些性能主要取决于相图上液相线与固相线之间的水平距离与垂直距离，即结晶的成分间隔与温度间隔。

相图上的成分间隔与温度间隔越大，则合金的流动性越差，因此固溶体合金的流动性不如纯金属高，如图3-70所示。这是由于具有宽的成分间隔和温度间隔时，固液界面前沿的液体中很容易产生宽的成分过冷区，使整个液体都可以成核，并呈枝晶向四周均匀生长，形成较宽的液固两相混合区，这些多枝的晶体阻碍了液体的流动，这种结晶方式称为“糊状凝固”，如图3-71a所示。结晶的温度间隔越大，则给树枝晶的长大提供了更多的时间，使枝晶彼此错综交叉，

更加降低了液体的流动性。若合金具有较窄的成分间隔和温度间隔，则固液界前沿液体中不易产生宽的成分过冷区，结晶自铸件表面开始后循序向心部推进，难于在液相中生核，使固液之间的界面分明，已结晶固相表面也比较光滑，对液体的流动阻力小，这种结晶方式称为“亮状凝固”，如图3-71b所示。

当糊状凝固时，枝晶越发达，则液体被枝晶分割的越严重，这些被分隔开的枝晶间的液

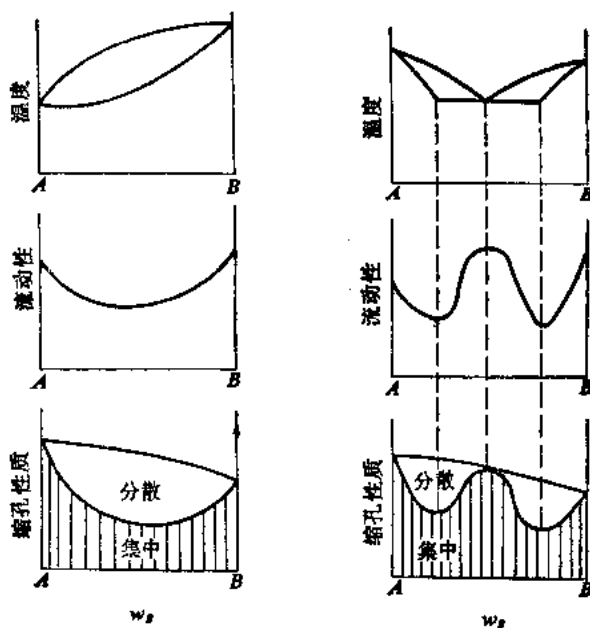


图3-70 相图与合金铸造性能之间的关系

体,在凝固收缩时,由于得不到液体的补充,将形成较多的分散缩孔,而集中缩孔较小。同理,当结晶温度间隔很大时,将使合金在较长时间内处于半固体、半液体状态,这时的合金强度很低,在已结晶的固相不均匀收缩应力的作用下,有可能引起铸件内部裂纹,称为热裂。凡是具有糊状凝固的合金,如铝合金、镁合金及锡青铜等铸件,不但致密性较差,而且缩松(分散缩孔)严重,热裂倾向也较大。相反,具有壳状凝固的合金,如低碳合金钢,铝青铜等,不但流动性好,液体易于补缩,铸件中分散缩孔很少,在结晶的最后部分形成集中缩孔,而且铸件的致密性较好,热裂倾向也很小。

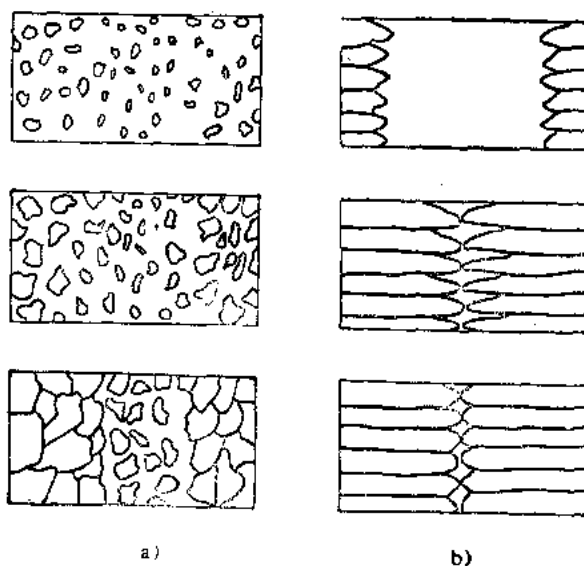


图3-71 两种凝固方式

a) 糊状凝固 b) 壳状凝固

对于共晶系合金来说,共晶成分的合金熔点低,并且是恒温凝固,故液体的流动性好,凝固后容易形成集中缩孔,而分散缩孔(缩松)少,热裂倾向也小。因此,铸造合金宜选择接近共晶成分的合金。

习 题

- 3-1 在正温度梯度下,为什么纯金属凝固时不能呈树枝状成长,而固溶体合金却能呈树枝状成长?
- 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?
- 3-3 有两个形状、尺寸均相同的 Cu-Ni 合金铸件,其中一个铸件的含镍量 $w_{Ni} = 90\%$,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。
- 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?
- 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?
- 3-6 Bi (熔点为 271.5°C) 和 Sn (熔点为 630.7°C) 在液态和固态时均能彼此无限互溶, $w_{Bi} = 50\%$ 的合金在 520°C 时开始凝固出成分为 $w_{Sn} = 87\%$ 的固相, $w_{Bi} = 89\%$ 的合金在 400°C 时开始凝固出成分为 $w_{Sn} = 64\%$ 的固相。根据上述条件,要求:

(1) 绘出 Bi-Sn 相图,并标出各线和各相区的名称;

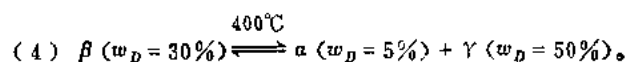
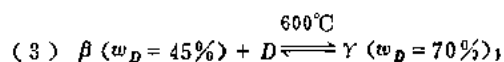
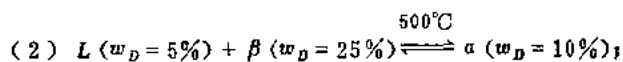
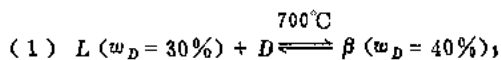
(2) 从相图上确定含锡量为 $w_{Sn} = 40\%$ 合金的开始结晶和结晶终了温度,并求出它在 400°C 时的平衡相成分及其含量。

3-7 根据下列实验数据绘出概略的二元共晶相图:组元 A 的熔点为 1000°C ,组元 B 的熔点为 700°C , $w_B = 25\%$ 的合金在 500°C 结晶完毕,并由 $73\frac{1}{3}\%$ 的先共晶 α 相与 $26\frac{2}{3}\%$ 的 $(\alpha + \beta)$ 共晶体所组成; $w_B = 50\%$ 的合金在 500°C 结晶完毕后则由 40% 的先共晶 α 相与 60% 的 $(\alpha + \beta)$ 共晶体组成,而此合金中的 α 相总量为 50% 。

3-8 组元 A 的熔点为 1000°C ,组元 B 的熔点为 700°C ,在 800°C 时存在包晶反应: $\alpha (w_B = 5\%) + L (w_B = 50\%) \rightleftharpoons \beta (w_B = 30\%)$; 在 600°C 时存在共晶反应: $L (w_B = 80\%) \rightleftharpoons \beta (w_B = 60\%) + \gamma (w_B =$

95%); 在400°C时发生共析反应: $\beta (w_B = 50\%) \rightleftharpoons \alpha (w_B = 2\%) + \gamma (w_B = 97\%)$ 。根据这些数据画出相图。

3-9 在C-D二元系中, D组元比C组元有较高的熔点, C在D中没有固溶度。该合金系存在下述恒温反应:



根据以上数据, 画出概略的二元相图。

3-10 由实验获得A-B二元系的液相线和各等温反应的成分范围(图3-72)。在不违背相律的条件下, 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), 写出各等温反应式。

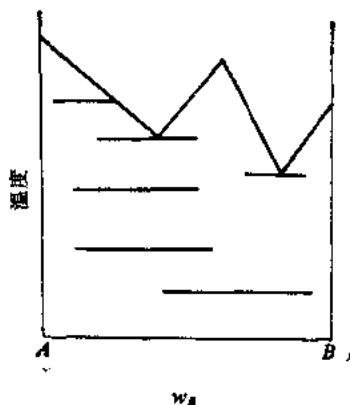


图 3-72

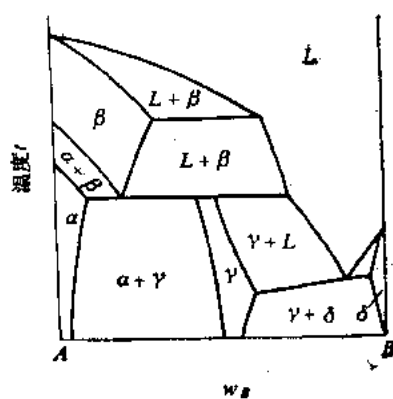


图 3-73

3-11 试指出图3-73中的错误之处, 说明理由, 并加以改正。

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 和 Cu-Sn 二元合金相图, 回答下述问题:

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

第四章 铁 碳 合 金

碳钢和铸铁都是铁碳合金，是使用最广泛的金属材料。铁碳合金相图是研究铁碳合金的重要工具，了解与掌握铁碳合金相图，对于钢铁材料的研究和使用，各种热加工工艺的制订以及工艺废品原因的分析等方面都有很重要的指导意义。

铁与碳两个组元可以形成一系列的化合物： Fe_3C 、 Fe_2C 、 FeC 等，由于钢中的含碳量（ w_c ）最多不超过2.11%，铸铁中的含碳量最多不超过5%，所以在研究铁碳合金时，仅研究 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ （ $w_c=6.69\%$ ）部分，下面讨论的铁碳合金相图，实际上是 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 相图，是 $\text{Fe}-\text{C}$ 相图的一部分。

铁碳合金中的碳有两种存在形式：渗碳体 Fe_3C 和石墨。在通常情况下，碳以 Fe_3C 形式存在，即铁碳合金按 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 系转变。但是 Fe_3C 是一个亚稳相，在一定条件下可以分解为铁（实际上是以铁为基的固溶体）和石墨，所以石墨是碳存在的更稳定状态。这样一来，铁碳相图就存在 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 和 $\text{Fe}-\text{石墨}$ 两种形式。下面先研究 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 相图，关于 $\text{Fe}-\text{石墨}$ 相图，将在第十二章进行讨论。

§ 4-1 铁碳合金的组元及基本相

一、纯铁

铁是元素周期表上的第26个元素，相对原子质量为55.85，属于过渡族元素。在一个大气压 \ominus 下，它于 1538°C 熔化， 2738°C 气化。在 20°C 时的密度为 $7.87\text{g}/\text{cm}^3$ 。

（一）铁的同素异晶转变

如前所述，铁具有多晶型性，图4-1是铁的冷却曲线。由图可以看出，纯铁在 1538°C 结晶为 $\delta\text{-Fe}$ ，X射线结构分析表明，它具有体心立方晶格。当温度继续冷却至 1394°C 时， $\delta\text{-Fe}$ 转变为面心立方晶格的 $\gamma\text{-Fe}$ ，通常把 $\delta\text{-Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{-Fe}$ 的转变称为 A_1 转变，转变的平衡临界点称为 A_1 点。当温度继续降至 912°C 时，面心立方晶格的 $\gamma\text{-Fe}$ 又转变为体心立方晶格的 $\alpha\text{-Fe}$ ，把 $\gamma\text{-Fe} \rightleftharpoons \alpha\text{-Fe}$ 的转变称为 A_2 转变，转变的平衡临界点称为 A_2 点。在 912°C 以下，铁的结构不再发生变化。这样一来，铁就具有三种同素异晶状态，即 $\delta\text{-Fe}$ 、 $\gamma\text{-Fe}$ 和 $\alpha\text{-Fe}$ 。

固态下的同素异晶转变与液态结晶一样，也是形核与长大的过程，为了与液态结晶相区别，将这种固态下的相变结晶过程称为重结晶。图4-2为纯铁重结晶后所得到的组织示意图。其中图4-2a为结晶后形成的 $\delta\text{-Fe}$ 晶粒，图4-2b表示通过重结晶后（ A_1 转变），由 $\delta\text{-Fe}$ 晶粒转变成的 $\gamma\text{-Fe}$ 晶粒，4-2c为最后又经过一次重结晶（ A_2 转变）后的 $\alpha\text{-Fe}$ 晶粒。 $\alpha\text{-Fe}$ 的晶粒大小显然与 $\gamma\text{-Fe}$ 晶粒大小有关，当然也与 A_2 转变的条件有关（这将在以后章节叙述）。由此可见，铁的多晶型性转变具有很大的实际意义，它是钢的合金化和热处理的基础。

应当指出， $\alpha\text{-Fe}$ 在 770°C 还将发生磁性转变，即由高温的顺磁性转变为低温的铁磁性状态。通常把这种磁性转变称为 A_2 转变，把磁性转变温度称为铁的居里点。在发生磁性转变时

① 一个大气压 $1\text{atm}=101325\text{Pa}$

铁的晶格类型不变, 所以磁性转变不属于相变。

(二) 铁素体与奥氏体

铁素体是碳溶于 α 铁中的间隙固溶体, 为体心立方晶格, 常用符号 F 或 α 表示。奥氏体是碳溶于 γ 铁中的间隙固溶体, 为面心立方晶格, 常用符号 A 或 γ 表示。铁素体和奥氏体是铁碳相图中两个十分重要的基本相。

铁素体的溶碳能力比奥氏体小得多, 根据测定, 奥氏体的最大溶碳量 $w_c = 2.11\%$ (于 1148°C), 而铁素体的最大溶碳量仅 $w_c = 0.0218\%$ (于 727°C), 在室温下铁素体的溶碳能力就更低了, 一般在 0.008% 以下。

面心立方晶格比体心立方晶格具有较大的致密度, 但为什么奥氏体却比铁素体具有较大的溶碳能力呢? 显然, 这与晶体结构中的间隙尺寸有关。根据测量和计算, $\gamma\text{-Fe}$ 的晶格常数(950°C)为 0.36563nm , 其八面体间隙半径为 0.0535nm , 和碳原子半径 0.077nm 比较接近, 所以碳在奥氏体中的溶解度较大。 $\alpha\text{-Fe}$ 在 20°C 时的晶格常数为 0.28663nm , 碳原子通常溶于八面体间隙中, 而八面体的间隙半径只有 0.01862nm , 远小于碳的原子半径, 所以碳在铁素体中的溶解度很小。

碳溶于体心立方晶格 $\delta\text{-Fe}$ 中的间隙固溶体, 称为 δ 铁素体, 以 δ 表示。其最大溶解度于 1495°C 时 $w_c = 0.09\%$ 。

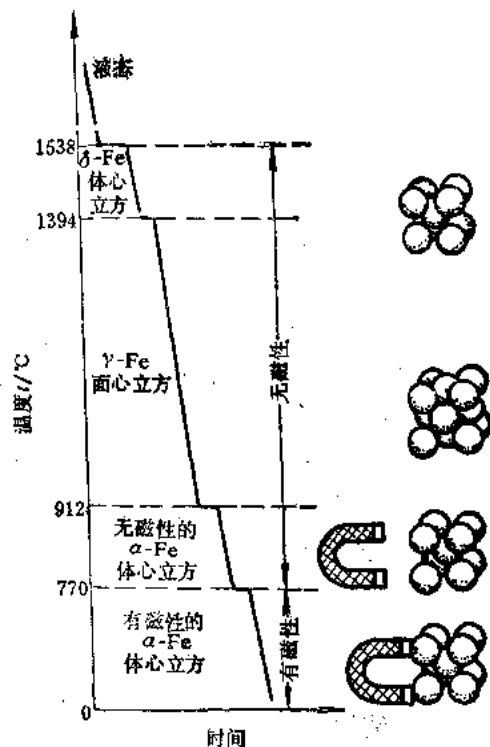


图4-1 纯铁的冷却曲线及晶体结构变化

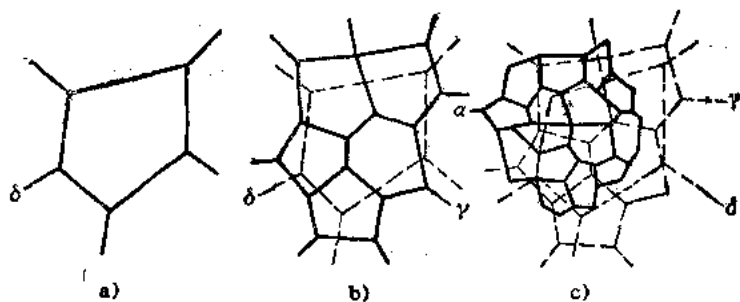


图4-2 纯铁结晶后的组织

a) 初生的 $\delta\text{-Fe}$ 晶粒 b) 重结晶后的 $\gamma\text{-Fe}$ 晶粒 c) 室温组织—— $\alpha\text{-Fe}$ 晶粒

铁素体的性能与纯铁基本相同, 居里点也是 770°C , 奥氏体的塑性很好, 但它具有顺磁性。

(三) 纯铁的性能与应用

工业纯铁的含铁量一般为 $w_{Fe} = 99.8 \sim 99.9\%$, 含有 $w = 0.1 \sim 0.2\%$ 的杂质, 其中主要是碳。纯铁的机械性能因其纯度和晶粒大小的不同而差别很大, 其大致范围如下:

抗拉强度 σ_t

$176 \sim 274 \text{MN/m}^2$

屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 98~166MN/m²延伸率 δ

30~50%

断面收缩率 ψ

70~80%

冲击韧性 α_K 160~200J/cm²

硬度HB

50~80

纯铁的塑性和韧性很好,但其强度很低,很少用做结构材料。纯铁的主要用途是利用它所具有的铁磁性。工业上炼制的电工纯铁和工程纯铁具有高的磁导率,可用于要求软磁性的场合,如各种仪器仪表的铁芯等。

二、渗碳体

渗碳体是铁与碳形成的间隙化合物 Fe_3C ,含碳量 $w_c=6.69\%$,可以用符号 C_s 表示,是铁碳相图中的重要基本相。

渗碳体属于正交晶系,晶体结构十分复杂,三个晶格常数分别为 $a=0.4524\text{nm}$, $b=0.5089\text{nm}$, $c=0.6743\text{nm}$ 。图4-3是渗碳体晶胞的立体图,其中含有12个铁原子和4个碳原子,符合 $\text{Fe}:\text{C}=3:1$ 的关系。为了进一步地阐明渗碳体的结构特征,图4-4a)画出了四个渗碳体晶胞沿 $[001]$ 方向的俯视图。图中较大的圆圈表示铁原子,较小的圆圈表示碳原子。用双圈画的是(X,Y)坐标完全相同,但Z坐标不同的两个铁原子。用打剖面线和不打剖面线的办法表示Z坐标不同的铁、碳原子。由图中可以看出,每个

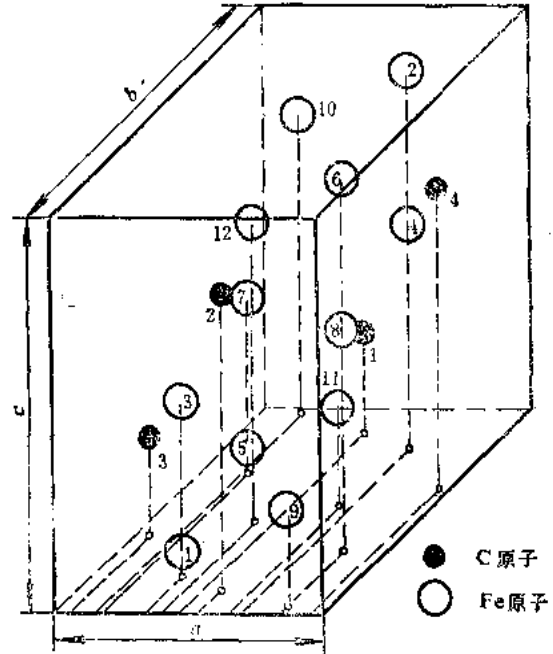


图4-3 渗碳体晶胞中的原子配置

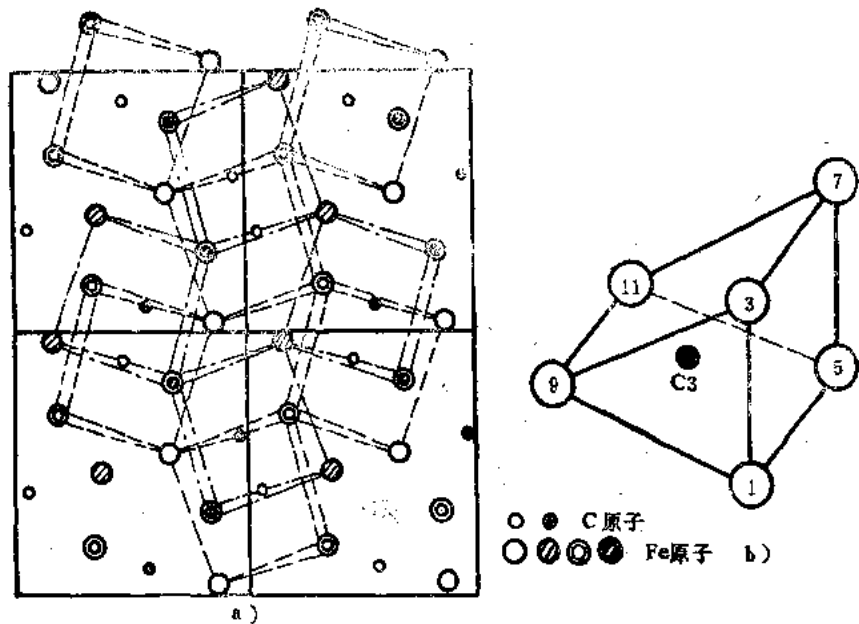


图4-4 渗碳体晶胞中的三角棱柱

碳原子周围有6个铁原子，这6个铁原子组成一个三角棱柱，碳原子就位于这个三角棱柱的中心。这样的一个单独三角棱柱示于图4-4b)，位于三角棱柱顶角的铁原子均为相邻两个三角棱柱所共有。因此，每个三角棱柱有3个铁原子和1个碳原子，构成 Fe_3C 分子式。这样的三角棱柱共有两层（图4-4a），用虚线连接的是下面的一层，用点划线连接的则是上面的一层。

渗碳体具有很高的硬度，约为800HB，但塑性很差，延伸率接近于零。渗碳体于低温下具有一定的铁磁性，但是在230℃以上，这种铁磁性就消失了，所以230℃是渗碳体的磁性转变温度，称为 A_0 转变。根据理论计算，渗碳体的熔点为1227℃。

§ 4-2 Fe-Fe₃C相图分析

一、相图中的点、线、区及其意义

图4-5是Fe-Fe₃C相图，图中各特性点的温度，碳浓度及意义示于表4-1中。各特性点的符号是国际通用的，不能随意更换。

相图的液相线是ABCD，固相线是AHJECF，相图中有五个单相区：

ABCD以上——液相区（L）

AHNA—— δ 固溶体区（ δ ）

NJESGN——奥氏体区（ γ 或A）

GPQG——铁素体区（ α 或F）

DFKL——渗碳体区（Fe₃C或C_s）

相图中有七个两相区，它们分别存在于相邻两个单相区之间。这些两相区分别是： $L + \delta$ 、 $L + \gamma$ 、 $L + \text{Fe}_3\text{C}$ 、 $\delta + \gamma$ 、 $\gamma + \alpha$ 、 $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ 及 $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ 。

此外，相图上有两条磁性转变线： MO 为铁素体的磁性转变线，230℃虚线为渗碳体的磁性转变线。

铁碳相图上有三条水平线，即HJB——包晶转变线；ECF——共晶转变线；PSK——共析转变线。事实上，Fe-Fe₃C相图即由包晶反应、共晶反应和共析反应三部分连接而成。下面对这三部分进行分析。

二、包晶转变（水平线HJB）

在1495℃的恒温下，成分为 $w_c = 0.53\%$ 的液相与 $w_c = 0.09\%$ 的 δ 铁素体发生包晶反应，形成 $w_c = 0.17\%$ 的奥氏体，其反应式为：

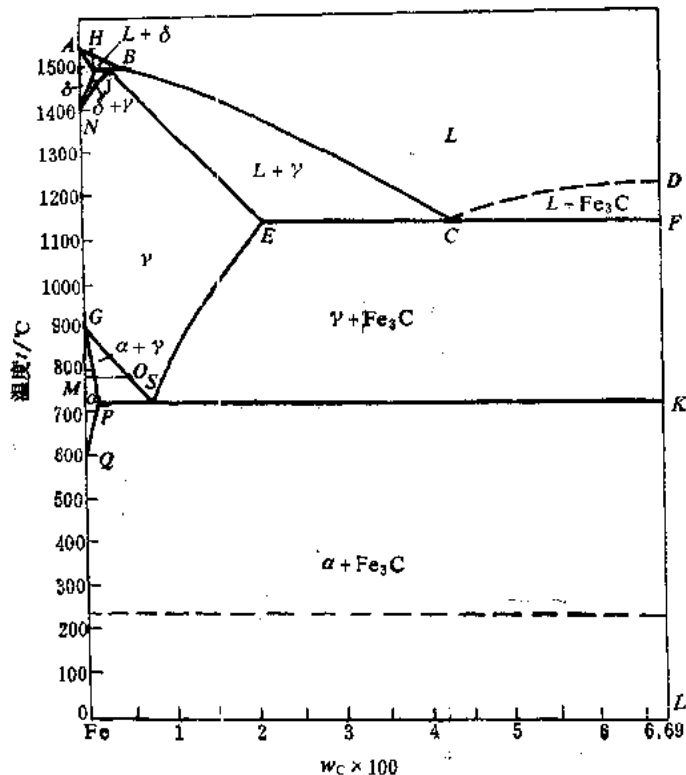
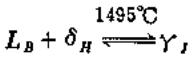


图4-5 以相组成表示的铁碳相图

表4-1 铁碳合金相图中的特点

符号	温度/℃	$w_C \times 100$	说 明	符号	温度/℃	$w_C \times 100$	说 明
A	1538	0	纯铁的熔点	J	1495	0.17	包晶点
B	1495	0.53	包晶转变时液态合金的成分	K	727	6.69	渗碳体的成分
C	1148	4.30	共晶点	M	770	0	纯铁的磁性转变点
D	1227	6.69	渗碳体的熔点	N	1394	0	$\gamma\text{-Fe} \rightleftharpoons \delta\text{-Fe}$ 的转变温度
E	1148	2.11	碳在 $\gamma\text{-Fe}$ 中的最大溶解度	O	770	≈ 0.5	$w_C \approx 0.5\%$ 合金的磁性转变点
F	1148	6.69	渗碳体的成分	P	727	0.0218	碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的最大溶解度
G	912	0	$\alpha\text{-Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{-Fe}$ 转变温度(A_3)	S	727	0.77	共析点(A_1)
H	1495	0.09	碳在 $\delta\text{-Fe}$ 中的最大溶解度	Q	600	0.0057	600℃时碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的溶解度



进行包晶反应时，奥氏体沿 δ 相与液相的界面生核，并向 δ 相和液相两个方向长大。包晶反应终了时， δ 相与液相同时耗尽，变为单相奥氏体。含碳量在 $w_C = 0.09 \sim 0.17\%$ 之间的合金，由于 δ 铁素体的量较多，当包晶反应结束后，液相耗尽，仍残留一部分 δ 铁素体。这部分 δ 相在随后的冷却过程中，通过同素异晶转变而变成奥氏体。含碳量在 $w_C = 0.17 \sim 0.53\%$ 之间的合金，由于反应前的 δ 相较少，液相较多，所以在包晶反应结束后，仍残留一定量的液相，这部分液相在随后冷却过程中结晶成奥氏体。

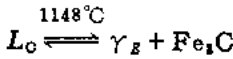
含碳量 $w_C < 0.09\%$ 的合金，在按匀晶转变结晶为 δ 固溶体之后，继续冷却时将在 NH 与 NJ 线之间发生固溶体的同素异晶转变，变为单相奥氏体。含碳量在 $w_C = 0.53 \sim 2.11\%$ 之间的合金，按匀晶转变凝固后，组织也是单相奥氏体。

总之，含碳量 $w_C < 2.11\%$ 的合金在冷却过程中，都可在一定的温度区间内得到单相的奥氏体组织。

应当指出，对于铁碳合金来说，由于包晶反应温度高，碳原子的扩散较快，所以包晶偏析并不严重。但对于高合金钢来说，合金元素的扩散较慢，就可能造成严重的包晶偏析。

三、共晶转变（水平线ECF）

$\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ 相图上的共晶转变产物，是在 1148°C 的恒温下，由 $w_C = 4.3\%$ 的液相转变为 $w_C = 2.11\%$ 的奥氏体和渗碳体组成的混合物。其反应式为：

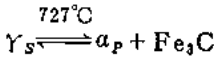


共晶转变所形成的奥氏体和渗碳体的混合物，称为莱氏体，以符号 L_d 表示。凡是含碳量 $w_C = 2.11 \sim 6.69\%$ 范围内的合金，都要进行共晶转变。

在莱氏体中，渗碳体是连续分布的相，奥氏体呈颗粒状分布在渗碳体的基底上。由于渗碳体很脆，所以莱氏体是塑性很差的组织。

四、共析转变（水平线PSK）

$\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ 相图上的共析转变产物，是在 727°C 恒温下，由 $w_C = 0.77\%$ 的奥氏体转变为 $w_C = 0.0218\%$ 的铁素体和渗碳体组成的混合物，其反应式为：



共析转变的产物称为珠光体，用符号 P 表示。共析转变的水平线 PSK ，称为共析线或共析温度，常用符号 A_1 表示。凡是含碳量 $w_C > 0.0218\%$ 的铁碳合金都将发生共析转变。

经共析转变形成的珠光体是层片状的，其中的铁素体和渗碳体的含量可以分别用杠杆定律进行计算：

$$w_F = \frac{SK}{PK} = \frac{6.69 - 0.77}{6.69 - 0.0218} \times 100\% = 88.7\%$$

$$w_{Fe_3C} = 100\% - w_F = 11.3\%$$

渗碳体与铁素体含量的比值为 $w_{Fe_3C}/w_F \approx 1/8$ 。这就是说，如果忽略铁素体和渗碳体比容上的微小差别，铁素体的体积是渗碳体的 8 倍。在金相显微镜下观察时，珠光体组织中较厚的片是铁素体，较薄的片是渗碳体。在腐蚀金相试样时，被腐蚀的是铁素体和渗碳体的相界面，但在一般金相显微镜下观察时，由于放大倍数不足，渗碳体两侧的界面有时分辨不清，看起来合成了一条线。

图4-6是不同放大倍率下的珠光体组织照片。珠光体组织中片层排列方向相同的领域叫做一个珠光体领域或珠光体团。相邻珠光体团的取向不同。在显微镜下，不同的珠光体团的片层粗细不同，这就是由于它们的取向不同所致。

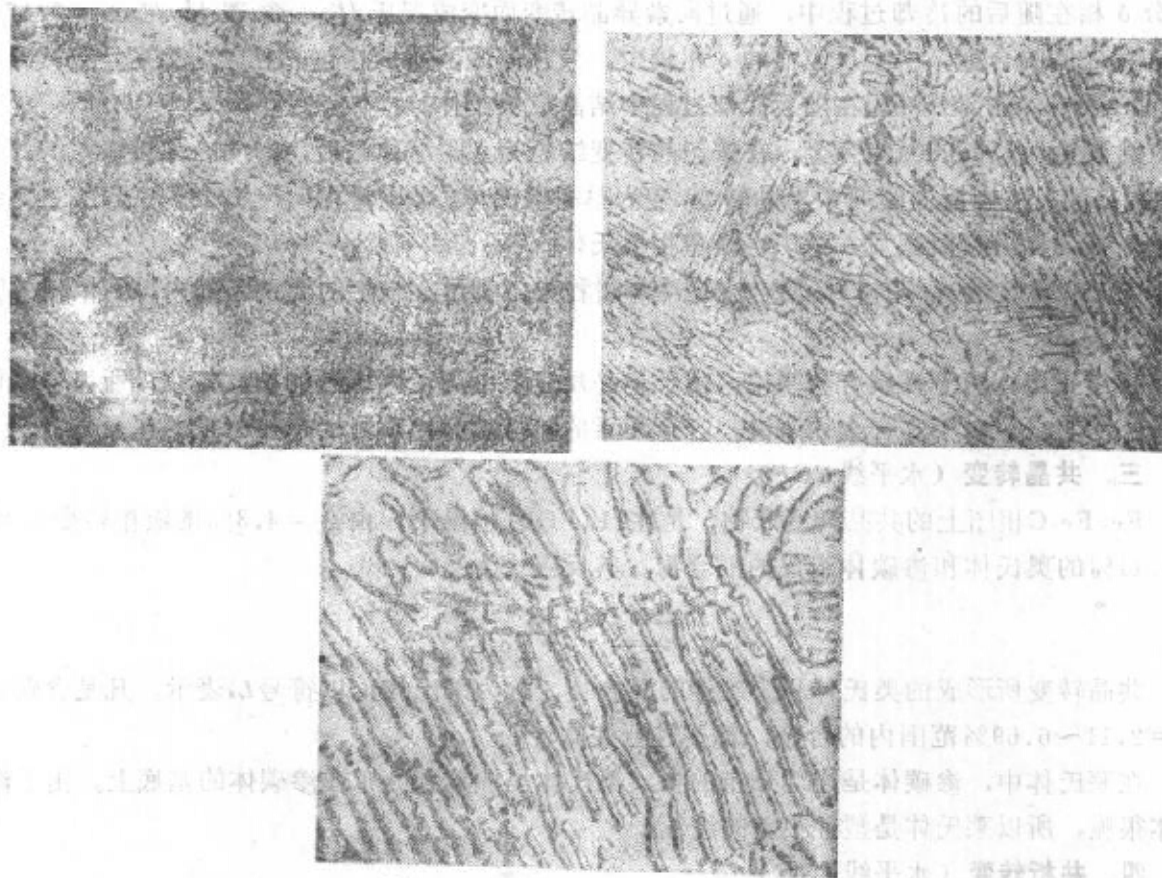


图4-6 不同放大倍数下的珠光体

a) 500× b) 1000× c) 6000×

五、三条重要的特性曲线

(一) GS线

GS线又称为 A_1 线，它是在冷却过程中，由奥氏体析出铁素体的开始线，或者在加热过程中，铁素体溶入奥氏体的终了线。事实上，GS线是由G点（ A_1 点）演变而来，随着含

一、 $w_C = 0.01\%$ 的工业纯铁

合金①的结晶过程示意图见图4-9。合金熔液在1~2点温度区间内，按匀晶转变结晶出 δ 固溶体， δ 固溶体冷却至3点时，开始发生固溶体的因素异晶转变 $\delta \rightarrow \gamma$ 。奥氏体的晶核通常优先在 δ 相的晶界上形成并长大。这一转变在4点结束，合金全部呈单相奥氏体。奥氏体冷却到5点时又发生同素异晶转变 $\gamma \rightarrow \alpha$ ，同样，铁素体也是在奥氏体晶界上优先形核，然后长大。当温度达到6点时，奥氏体全部转变为铁素体。铁素体冷却到7点时，碳在铁素体中的溶解量达到饱和，因此，当将铁素体冷却到7点以下时，渗碳体将从铁素体中析出。在缓慢冷却条件下，这种渗碳体常沿铁素体晶界呈片状析出。工业纯铁的室温组织见图4-10。

在室温下，三次渗碳体含量最大的是 $w_C = 0.0218\%$ 的铁碳合金，其含量可用杠杆定律求出：

$$w_{Fe_3C_3} = \frac{0.0218}{6.69} \times 100\% = 0.33\%$$

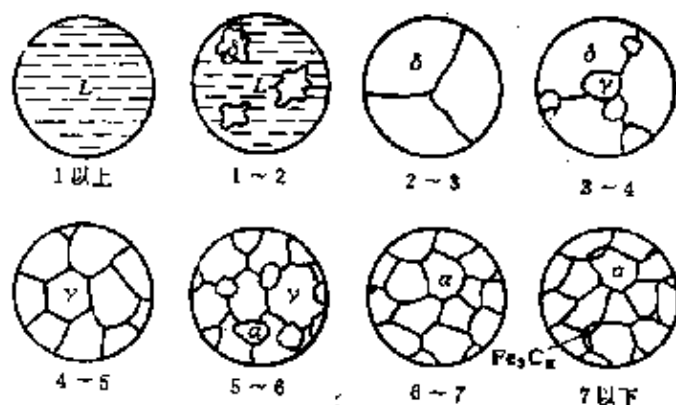


图4-9 $w_C = 0.01\%$ 的工业纯铁结晶过程示意图

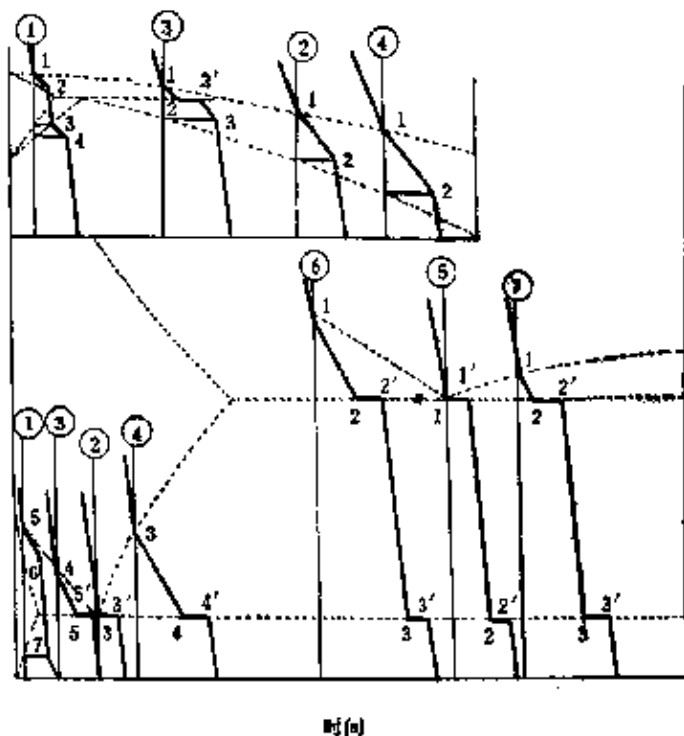


图4-8 各种典型铁碳合金的冷却曲线

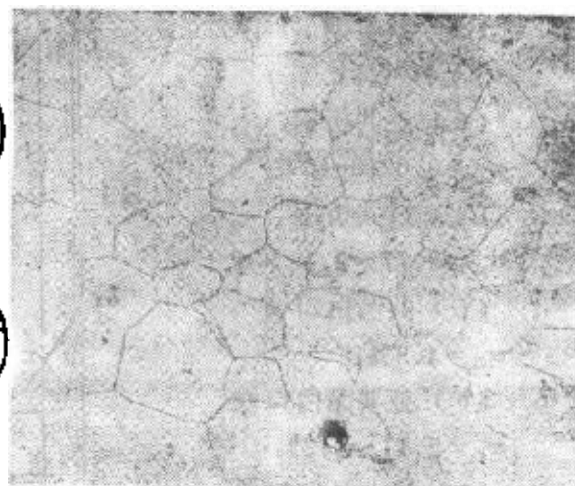


图4-10 工业纯铁的室温组织 200×

二、共析钢

共析钢即图4-7中的合金②，其结晶过程示意图如图4-11所示。在1~2点温度区间，合金按匀晶转变结晶出奥氏体。奥氏体冷却到3点(727°C)，在恒温下发生共析转变

$\gamma_{0.77} \rightleftharpoons \alpha_P + \text{Fe}_3\text{C}$, 转变产物为珠光体。珠光体中的渗碳体称为共析渗碳体。在随后的冷却过程中, 铁素体中的含碳量沿PQ线变化, 于是从珠光体的铁素体相中析出三次渗碳体。在缓慢冷却条件下, 三次渗碳体在铁素体与渗碳体的相界上形成, 与共析渗碳体连结在一起, 在显微镜下难以分辨, 同时其数量也很少, 对珠光体的组织和性能没有明显影响。

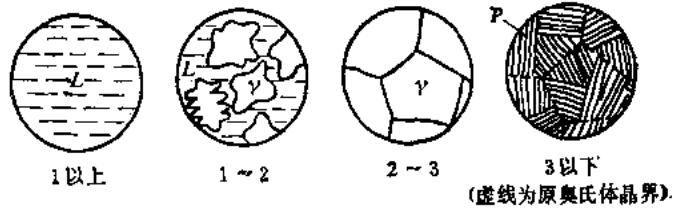


图4-11 $w_c = 0.77\%$ 的碳钢结晶过程示意图

三、亚共析钢

现以 $w_c = 0.40\%$ 的碳钢为例进行分析, 其在相图上的位置见图4-7中的合金③, 结晶过程示意图如图4-12所示。在结晶过程中, 冷却至1~2温度区间, 合金按匀晶转变结晶出 δ 固溶体。当冷到2点时, δ 固溶体的含碳量 $w_c = 0.09\%$, 液相的含碳量 $w_c = 0.53\%$, 此时的温度为1495°C, 于是液相和 δ 固溶体在恒温下发生包晶转变: $L_D + \delta_H \rightleftharpoons \gamma$, 形成奥氏体。但由于

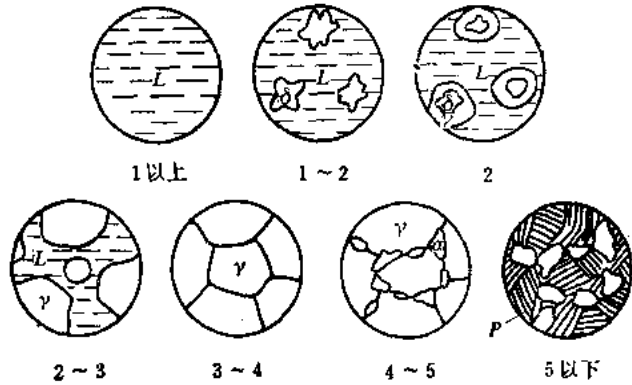


图4-12 $w_c = 0.40\%$ 的碳钢结晶过程示意图

于钢中含碳量 (0.40%) 大于0.17%, 所以包晶转变终了后, 仍有液相存在, 这些剩余的液相在2~3点之间继续结晶成奥氏体, 此时液相的成分沿BC线变化, 奥氏体的成分则沿JE线变化。温度降到3点, 合金全部由 $w_c = 0.40\%$ 的奥氏体所组成。

单相的奥氏体冷却到4点时, 在晶界上开始析出铁素体。随着温度的降低, 铁素体的数量不断增多, 此时铁素体的成分沿GP线变化, 而奥氏体的成分则沿GS线变化。当温度降至5点与共析线 (727°C) 相遇时, 奥氏体的成分达到了s点, 即含碳量达到 $w_c = 0.77\%$, 于恒温下发生共析转变: $\gamma_s \rightleftharpoons \alpha_P + \text{Fe}_3\text{C}$, 形成珠光体。在5点以下, 先共析铁素体和珠光体中的铁素体都将析出三次渗碳体, 但其数量很少, 一般可忽略不计。因此, 该钢在室温下的组织由先共析铁素体和珠光体所组成 (见图4-13b)。

亚共析钢的室温组织均由铁素体和珠光体组成。钢中含碳量越高, 则组织中的珠光体量越多。图4-13为 $w_c = 0.20\%$ 、 $w_c = 0.40\%$ 和 $w_c = 0.60\%$ 的亚共析钢的显微组织。由于放大倍数较小, 不能清晰地观察到珠光体的片层特征, 观察到的只是灰黑一片。

利用杠杆定律可以分别计算出钢中的组织组成物——先共析铁素体和珠光体的含量:

$$w_\alpha = \frac{0.77 - 0.40}{0.77 - 0.0218} \times 100\% = 49.5\%$$

$$w_P = 1 - 49.5\% = 50.5\%$$

同样, 也可以算出相组成的含量:

$$w_s = \frac{6.69 - 0.40}{6.69 - 0.0218} \times 100\% = 94.3\%$$

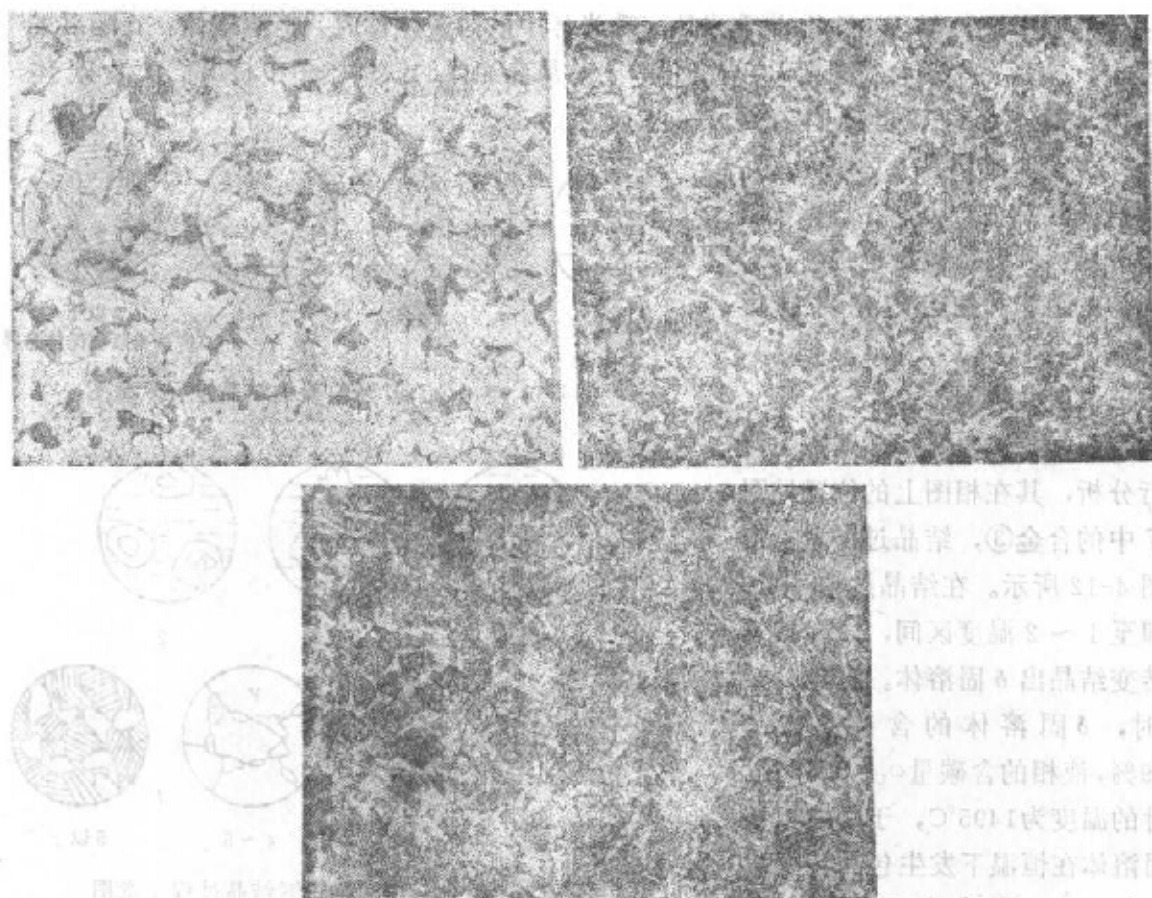


图4-13 亚共析钢的室温组织 200×

a) $w_C = 0.20\%$ b) $w_C = 0.40\%$ c) $w_C = 0.60\%$

$$w_{F+P} = 1 - 94.3\% = 5.7\%$$

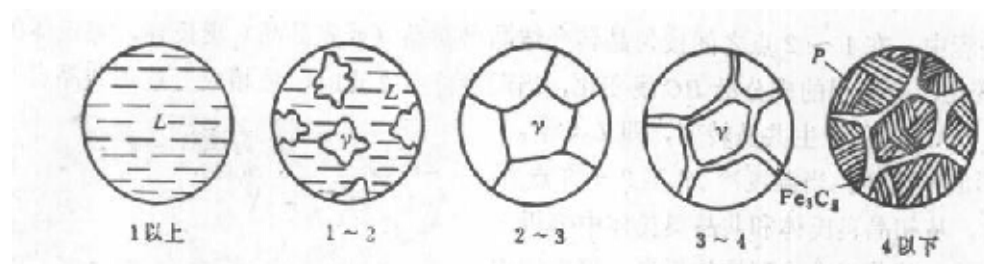
根据亚共析钢的平衡组织，也可近似地估计其含碳量： $w_C \approx P \times 0.8\%$ ，其中 P 为珠光体在显微组织中所占面积的百分比，0.8% 是珠光体含碳量 0.77% 的近似值。

应当指出，含碳量接近 P 点的亚共析钢（低碳钢），在铁素体的晶界处常出现一些游离的渗碳体。这种游离的渗碳体既包括三次渗碳体，也包括珠光体离异的渗碳体，即在共析转变时，珠光体中的铁素体依附在已经存在的先共析铁素体上生长，最后把渗碳体留在晶界处。当继续冷却时，从铁素体中析出的三次渗碳体又会再附加在离异的共析渗碳体之上。渗碳体在晶界上的分布，将引起晶界脆性，使低碳钢的工艺性能（主要是冷冲压性能）恶化，也使钢的综合机械性能降低。渗碳体的这种晶界分布状况应设法避免。

四、过共析钢

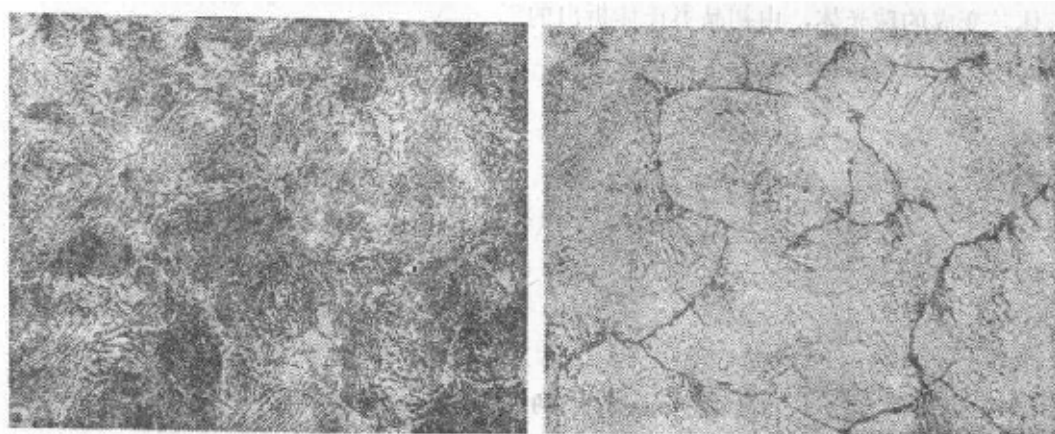
以 $w_C = 1.2\%$ 的过共析钢为例，该钢在相图上的位置见图 4-7 中的合金④，其结晶过程示意图如图 4-14 所示。合金在 1~2 点按匀晶转变为单相奥氏体。当冷至 3 点与 ES 线相遇时，开始从奥氏体中析出二次渗碳体，直到 4 点为止。这种先共析渗碳体一般沿着奥氏体晶界呈网状分布。由于渗碳体的析出，奥氏体中的含碳量沿 ES 线变化，当温度降至 4 点时（727°C），奥氏体的含碳量正好达到 0.77%，在恒温下发生共析转变，形成珠光体。因此，过共析钢的室温平衡组织为珠光体和二次渗碳体，如图 4-15 所示。

在过共析钢中，二次渗碳体的数量随钢中含碳量的增加而增加，当含碳量较多时，除了

图4-14 $w_C=1.2\%$ 的碳钢结晶过程示意图

沿奥氏体晶界呈网状分布外，还在晶内呈针状分布。当含碳量达到2.11%时，二次渗碳体的数量达到最大值，其含量可用杠杆定律算出：

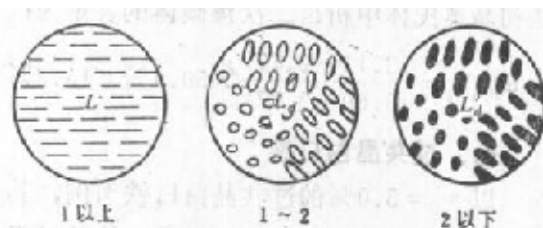
$$w_{Fe_3C_2} = \frac{2.11 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 22.6\%$$

图4-15 $w_C=1.2\%$ 的过共析钢缓冷后的组织 500×

a) 硝酸酒精浸蚀，白色网状相为二次渗碳体，暗黑色为珠光体 b) 苦味酸浸蚀，黑色为二次渗碳体，浅白色为珠光体

五、共晶白口铁

共晶白口铁中含碳量 $w_C=4.3\%$ ，如图4-7中的合金⑤，其结晶过程示意图见图4-16。液态合金冷却到1点(1148°C)时，在恒温下发生共晶转变： $L_C \rightarrow \gamma_E + Fe_3C$ ，形成莱氏体(L_c)。当冷至1点以下时，碳在奥氏体中的溶解度不断下降，因此从共晶奥氏体中不断析出二次渗碳体，但由于它依附在共晶渗碳体上析出并长大，所以难以分辨。当温度降至2点(727°C)时，共晶奥氏体的含碳量降至 $w_C=0.77\%$ ，在恒温下发生共析转变，即共晶奥氏体转变为珠光体。最后室温下的组织是珠光体分布在共晶渗碳体的基体上。室温莱氏体保持了在高温下共晶转变后所形成的莱氏体的形态特征，但组成相发生了改变。因此，常将室温莱氏体称为低温莱氏体或变态莱氏体，用符号 L_d 表示，其显微组织见图4-17。

图4-16 $w_C=4.3\%$ 的白口铁结晶过程示意图

六、亚共晶白口铁

亚共晶白口铁的结晶过程比较复杂，现以 $w_C=3.0\%$ 的合金⑥(图4-7) 为例进行分析。

在结晶过程中, 在 1~2 点之间按匀晶转变结晶出初晶 (或先共晶) 奥氏体, 奥氏体的成分沿 JE 线变化, 而液相的成分沿 BC 线变化, 当温度降至 2 点时, 液相成分达到共晶点 C , 于恒温 (1148°C) 下发生共晶转变, 即 $L_c \rightleftharpoons \gamma_E + Fe_3C$, 形成莱氏体。当温度冷却至 2~3 点温度区间时, 从初晶奥氏体和共晶奥氏体中都析出二次渗碳体。随着二次渗碳体的析出, 奥氏体的成分沿着 ES 线不断降低, 当温度到达 3 点 (727°C) 时, 奥氏体的成分也到达了 S 点, 于恒温下发生共析转变, 所有的奥氏体均转变为珠光体。图 4-18 为其平衡结晶过程示意图, 图 4-19 为该合金的显微组织。图中大块黑色部分是由初晶奥氏体转变成的珠光体, 由初晶奥氏体析出的二次渗碳体与共晶渗碳体连成一片, 难以分辨。



图 4-17 共晶白口铁的室温组织

图 4-18 $w_C = 3.0\%$ 的白口铁结晶过程示意图

根据杠杆定律计算, 该铸铁的组织组成物中, 初晶奥氏体的含量为:

$$w_{\gamma} = \frac{4.3 - 3.0}{4.3 - 2.11} \times 100\% = 59.4\%$$

莱氏体的含量为:

$$w_{L_d} = \frac{3.0 - 2.11}{4.3 - 2.11} \times 100\% = 40.6\%$$

从初晶奥氏体中析出二次渗碳体的含量为:

$$w_{Fe_3C_{II}} = \frac{2.11 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 59.4\% = 13.4\%$$

七、过共晶白口铁

以 $w_C = 5.0\%$ 的过共晶白口铁为例, 其在相图中的位置见图 4-7 合金⑦, 结晶过程的示意图如图 4-20 所示。在结晶过程中, 该合金在 1~2 温度区间从液体中结晶出粗大的先共晶渗碳体, 称为一次渗碳体 Fe_3C_I 。

随着一次渗碳体量的增多, 液相成分沿着 DC 线变化。当温度降至 2 点时, 液相成分达到 $w_C = 4.3\%$, 于恒温下发生共晶转变, 形成莱氏体。在继续冷却过程中, 共晶奥氏体先析出二次渗碳体, 然后于 727°C 恒温下发生共析转变, 形成珠光体。因此, 过共晶白口铸铁室温



图 4-19 亚共晶白口铁的室温组织

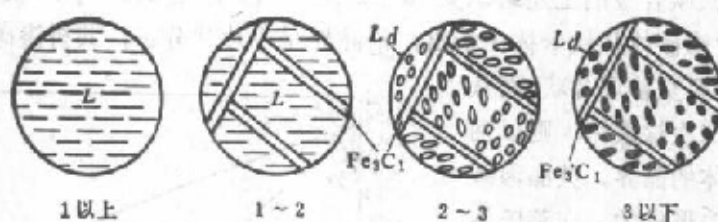
图4-20 $w_C = 5.0\%$ 的过共晶白口铁结晶过程示意图

图4-21 过共晶白口铁的室温组织

下的组织为一次渗碳体和莱氏体。其显微组织如图 4-21 所示。

§ 4-4 含碳量对铁碳合金平衡组织和性能的影响

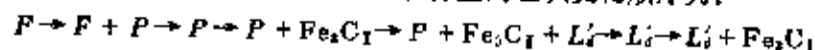
一、对平衡组织的影响

根据上一节对各类铁碳合金平衡结晶过程的分析，可将 $Fe-Fe_3C$ 相图中的相区按组织组成物加以标注，如图 4-22 所示。

根据运用杠杆定律进行计算的结果，可将铁碳合金的成分与平衡结晶后的组织组成物及相组成物之间的定量关系总结如图 4-23 所示。

从相组成的角度来看，铁碳合金在室温下的平衡组织皆由铁素体和渗碳体两相所组成。当含碳量为零时，合金全部由铁素体所组成，随着含碳量的增加，铁素体的含量呈直线下降，直到 $w_C = 6.69\%$ 时降低到零。与此相反，渗碳体的含量则由零增至百分之百。

含碳量的变化，不仅引起铁素体和渗碳体相对量的变化，而且可以引起组织的变化，显然，这是由于成分的变化，引起不同性质的结晶过程，从而使相发生变化造成的。从图 4-22 和图 4-23 可以看出，随着含碳量的增加，铁碳合金的组织变化顺序为：



可见，同一种组成相，由于生成条件的不同，虽然相的本质未变，但其形态可以有很大的差异。例如，从奥氏体中析出的铁素体一般呈块状，而经共析反应生成的珠光体中的铁素体，由于同渗碳体相互制约，呈交替层片状。又如渗碳体，由于生成条件的不同，使其形态

变得十分复杂, 铁碳合金的上述组织变化主要是由它引起的。当含碳量很低时 ($w_c < 0.0218\%$), 三次渗碳体从铁素体中析出, 沿晶界呈小片状分布。共析渗碳体是经共析反应生成的, 与铁素体呈交替层片状, 而从奥氏体中析出的二次渗碳体, 则以网络状分布于奥氏体的晶界。共晶渗碳体是与奥氏体相关形成的, 在莱氏体中为连续的基体, 比较粗大, 有时呈鱼骨状。一次渗碳体是从液体中直接形成的, 呈规则的长条状。由此可见, 成分的变化, 不仅引起相的相对含量的变化, 而且引起组织的变化, 对铁碳合金的性能产生很大影响。

二、对机械性能的影响

铁素体是软韧相, 渗碳体是硬脆相。珠光体由铁素体和渗碳体所组成, 渗碳体以细片状分散地分布在铁素体基体上, 起了强化作用。因此珠光体有较高的强度和硬度, 但塑性较差。珠光体内的层片越细, 则强度越高。在平衡结晶条件下, 珠光体的机械性能大体是:

抗拉强度 σ_s 1000MN/m²

屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 600MN/m²

延伸率 δ 10%

断面收缩率 ψ 12~15%

硬度HB 241

图4-24是含碳量对退火碳钢机械性能的影响。由图可以看出, 在亚共析钢中, 随着含碳

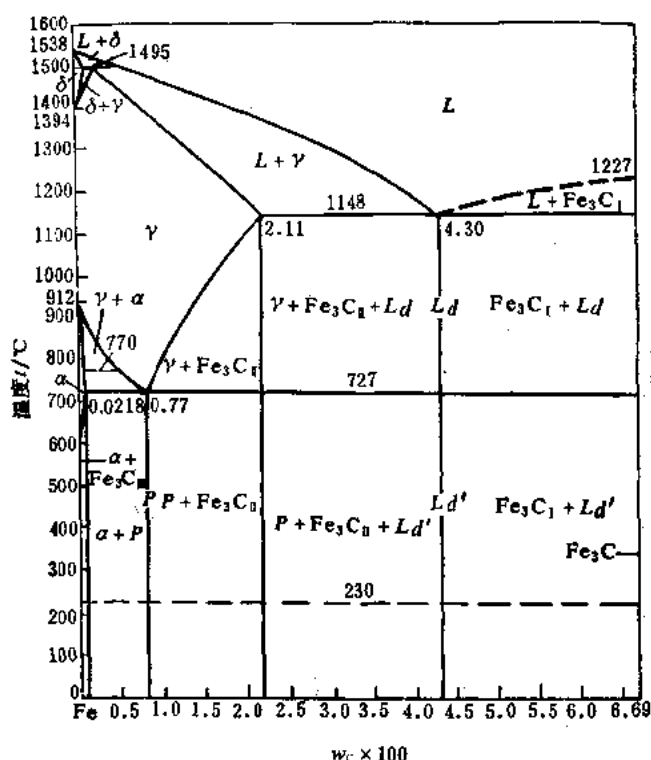


图4-22 按组织分区的铁碳合金相图

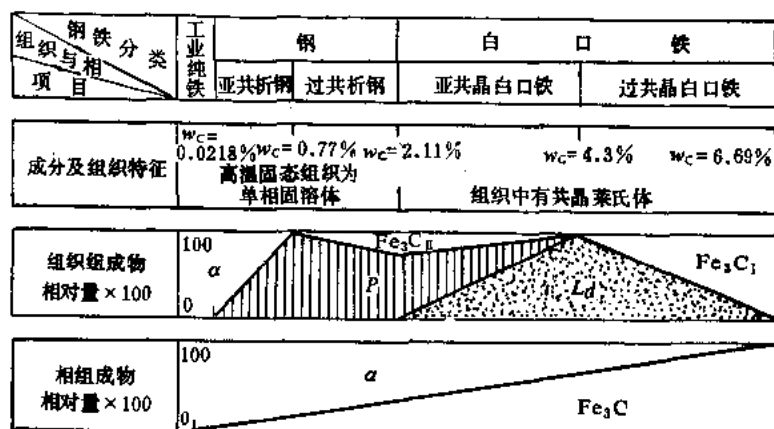


图4-23 铁碳合金的成分与组织的关系

量的增加,珠光体逐渐增多,强度、硬度升高,而塑性、韧性下降。当含碳量达到0.77%时,其性能就是珠光体的性能。在过共析钢中,含碳量在接近1%时其强度达到最高值,含碳量继续增加,强度下降。这是由于脆性的二次渗碳体在含碳量高于1%时于晶界形成连续的网络,使钢的脆性大大增加。因此在使用拉伸试验测定其强度时,会在脆性的二次渗碳体处出现早期裂纹,并发展至断裂,使抗拉强度下降。

在白口铁中,由于含有大量渗碳体,故脆性很大,强度很低。

渗碳体的硬度很高,但是极脆,不能使合金的塑性提高,合金的塑性变形主要由铁素体来提供。因此,合金中含碳量增加而使铁素体减少时,铁碳合金的塑性不断降低。当组织中出现以渗碳体为基体的莱氏体时,塑性降低到接近于零值。

冲击韧性对组织十分敏感。含碳量增加时,脆性的渗碳体增多,当出现网状的二次渗碳体时,韧性急剧下降。总起来看,韧性比塑性下降的趋势要大。

硬度是对组织组成物或组成相的形态不十分敏感的性能,它的大小主要决定于组成相的数量和硬度。因此,随着含碳量的增加、高硬度的渗碳体增多,低硬度的铁素体减少,铁碳合金的硬度呈直线升高。

为了保证工业上使用的铁碳合金具有适当的塑性和韧性,合金中渗碳体相的数量不应过多。对碳素钢及普通低合金钢而言,其含碳量一般不超过1.3%。

三、对工艺性能的影响

(一) 切削加工性能

金属材料的切削加工性问题,是一个十分复杂的问题,一般可从允许的切削速度、切削力、表面粗糙度等几个方面进行评价,材料的化学成分、硬度、韧性、导热性以及金属的组织结构和加工硬化程度等对其均有影响。

钢的含碳量对切削加工性能有一定的影响。低碳钢中的铁素体较多,塑性韧性好,切削加工时产生的切削热较大,容易粘刀,而且切屑不易折断,影响表面粗糙度,因此切削加工性能不好。高碳钢中渗碳体多,硬度较高,严重磨损刀具,切削性能也差。中碳钢中的铁素体与渗碳体的比例适当,硬度和塑性也比较适中,其切削加工性能较好。一般认为,钢的硬度大致为250HB时切削加工性能较好。

钢的导热性对切削加工性具有很大的意义。具有奥氏体组织的导热性低,切削热很少为工件所吸收,而基本上集聚在切削刃附近,因而使刀具的切削刃变热,降低了刀具寿命。因此,尽管奥氏体钢的硬度不高,但切削加工性能不好。

钢的晶粒尺寸并不显著影响硬度,但粗晶粒钢的韧性较差,切屑易断,因而切削性能较

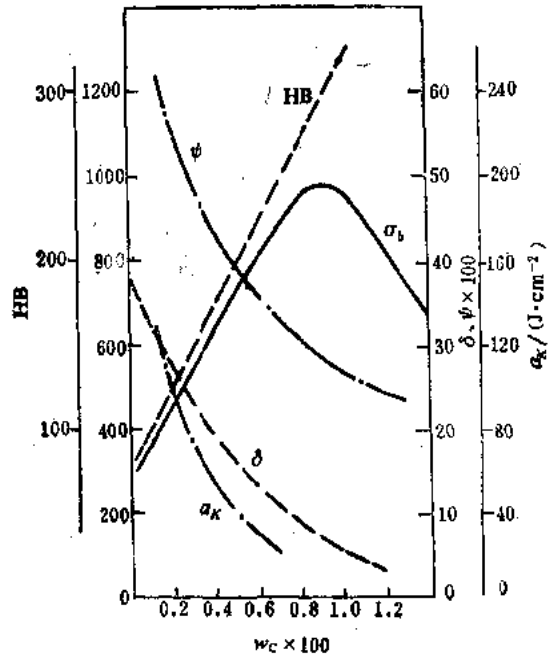


图4-24 含碳量对平衡状态下
碳钢机械性能的影响

好。

珠光体的渗碳体形态同样影响切削加工性，亚共析钢的组织是铁素体 + 片状珠光体，具有较好的切削加工性，若过共析钢的组织为片状珠光体 + 二次渗碳体，则其加工性能很差，若其组织是由粒状珠光体组成的，即可改善切削加工性能。

（二）可锻性

金属的可锻性是指金属在压力加工时，能改变形状而不产生裂纹的性能。

钢的可锻性首先与含碳量有关。低碳钢的可锻性较好，随着含碳量的增加，可锻性逐渐变差。

奥氏体具有良好的塑性，易于塑性变形，钢加热到高温可获得单相奥氏体组织，具有良好的可锻性。因此钢材的始轧或始锻温度一般选在固相线以下 $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ 范围内。终锻温度不能过低，以免钢材因温度过低而使塑性变差，导致产生裂纹。一般对亚共析钢终锻温度控制在GS线以上不多处，对过共析钢控制在PSK线以上不多处。

白口铸铁无论在低温或高温，其组织都是以硬而脆的渗碳体为基体，其可锻性能很差。

（三）铸造性

金属的铸造性，包括金属的流动性、收缩性和偏析倾向等。

1. 流动性

流动性是指液态金属充满铸型的能力。流动性受很多因素的影响，其中最主要的是化学成分和浇注温度的影响。

在化学成分中，碳对流动性影响最大。随着含碳量的增加，钢的结晶温度间隔增大，流动性应该变差。但是，随着含碳量的提高，液相线温度降低，因而，当浇注温度相同时，含碳量高的钢，其液相线温度与钢液温度之差较大，即过热度较大，对钢液的流动性有利。所以钢液的流动性随含碳量的提高而提高。浇注温度越高，流动性越好。当浇注温度一定时，过热度越大，流动性越好。

铸铁因其液相线温度比钢低，其流动性总是比钢好。亚共晶铸铁随含碳量的提高，结晶温度间隔缩小，流动性也随之提高。共晶铸铁其结晶温度最低，同时又是在恒温下凝固，流动性最好。过共晶铸铁随着含碳量的提高，流动性变差。

2. 收缩性

铸件从浇注温度至室温的冷却过程中，其体积和线尺寸减小的现象称为收缩性。收缩是铸造合金本身的物理性质，是铸件产生许多缺陷，如缩孔、缩松、残余内应力、变形和裂纹的基本原因。

金属从浇注温度冷却到室温要经历三个互相联系的收缩阶段：

（1）液态收缩：从浇注温度到开始凝固（液相线温度）这一温度范围内的收缩称为液态收缩。

（2）凝固收缩：从凝固开始到凝固终止（固相线温度）这一温度范围内的收缩称为凝固收缩。

（3）固态收缩：从凝固终止至冷却到室温这一温度范围内的收缩称为固态收缩。

液态收缩和凝固收缩表现为合金体积的缩小，其收缩量用体积分数表示，称为体收缩，它们是铸件产生缩孔、缩松缺陷的基本原因。合金的固态收缩虽然也是体积变化，但它只引起铸件外部尺寸的变化，其收缩量通常用长度百分数表示，称为线收缩，它是铸件产生内应

力、变形和裂纹等缺陷的基本原因。

影响碳钢收缩性的主要因素是化学成分和浇注温度等。对于化学成分一定的钢，浇注温度越高，则液态收缩越大；当浇注温度一定时，随着含碳量的增加，钢水温度与液相线温度之差增加，体积收缩增大。同样，含碳量增加，其凝固温度范围变宽，凝固收缩增大。含碳量对钢的体收缩的影响列于表4-2。由表可见，随着含碳量的增加，钢的体收缩不断增大。与此相反，钢的固态收缩则是随着含碳量的增加，其固态收缩不断减小，尤其是共析转变前的线收缩减少得更为显著。

表4-2 碳对碳素钢体积收缩率的影响

$w_C \times 100$	0.10	0.35	0.75	1.00
钢的体积收缩率 $\times 100$ (自1600℃冷却到20℃)	10.7	11.8	12.9	14.0

3. 枝晶偏析

固相线和液相线的水平距离和垂直距离越大，枝晶偏析越严重。铸铁的成分越靠近共晶点，偏析越小；相反，越远离共晶点，则枝晶偏析越严重。

§ 4-5 钢中的杂质元素及钢锭组织

一、钢中的杂质元素及其影响

在钢的冶炼过程中，不可能除尽所有的杂质，所以实际使用的碳钢中除碳以外，还含有少量的锰、硅、硫、磷、氧、氢、氮等元素，它们的存在，会影响钢的质量和性能。

(一) 锰和硅的影响

锰和硅是炼钢过程中必须加入的脱氧剂，用以去除溶于钢液中的氧。它还可把钢液中的FeO还原成铁，并形成MnO和SiO₂。锰除了脱氧作用外，还有除硫作用，即与钢液中的硫结合成MnS，从而在相当大程度上消除硫在钢中的有害影响。这些反应产物大部分进入炉渣，小部分残留于钢中，成为非金属夹杂物。

脱氧剂中的锰和硅总会有一部分溶于钢液中，冷至室温后即溶于铁素体中，提高铁素体的强度。此外，锰还可以溶入渗碳体中，形成(Fe, Mn)₃C。

锰对碳钢的机械性能有良好的影响，它能提高钢的强度和硬度，当含锰量不高($w_{Mn} < 0.8\%$)时，可以稍微提高或不降低钢的塑性和韧性。锰提高强度的原因是它溶入铁素体而引起的固溶强化，并使钢材在轧后冷却时得到层片较细、强度较高的珠光体，在同样含锰量和同样冷却条件下珠光体的相对量增加。

碳钢中的含硅量(w_{Si})一般小于0.5%，它也是钢中的有益元素，在沸腾钢中的含量很低，而镇静钢的含量较高。硅溶于铁素体后有很强的固溶强化作用，显著提高钢的强度和硬度，但含量较高时，将使钢的塑性和韧性下降。

(二) 硫的影响

硫是钢中的有害元素，它是在炼钢时由矿石和燃料带到钢中来的杂质。从Fe-S相图(图4-25)可以看出，硫只能溶于钢液中，在固态铁中几乎不能溶解，而是以FeS夹杂的形式存在于固态钢中。

硫的最大危害是引起钢在热加工时开裂，这种现象称为热脆。造成热脆的原因是由于

FeS的严重偏析。即使钢中含硫量不算高,也会出现(Fe+FeS)共晶。钢在凝固时,共晶组织中的铁依附在先共晶相——铁晶体上生长,最后把FeS留在晶界处,形成离异共晶。(Fe+FeS)共晶的熔化温度很低(989℃),而热加工的温度一般为1150~1250℃,这时位于晶界上的(Fe+FeS)共晶已处于熔融状态,从而导致热加工时开裂。如果钢液中含氧量也高,还会形成熔点更低的(940℃)Fe+FeO+FeS三相共晶,其危害性更大。

防止热脆的方法是往钢中加入适当的锰。由于锰与硫的化学亲和力大于铁与硫的化学亲和力,所以在含锰的钢中,硫便与锰形成MnS,避免了FeS的形成。MnS的熔点为1600℃,高于热加工温度,并在高温下具有一定的塑性,故不会产生热脆。在一般工业用钢中,含锰量常为含硫量的5~10倍。

此外,含硫量高时,还会使钢铸件在铸造应力作用下产生热裂纹,同样,也会使焊接件在焊缝处产生热裂纹。在焊接时产生的SO₂气体,还使焊缝产生气孔和缩松。

硫能提高钢的切削加工性能。在易削钢中, $w_s=0.08\sim0.2\%$,同时含 $w_{Mn}=0.50\sim1.20\%$ 。

(三) 磷的影响

一般说来,磷是有害的杂质元素,它是由矿石和生铁等炼钢原料带入的。从Fe-P相图(图4-26)可以看出,无论是在高温,还是在低温,磷在铁中具有较大的溶解度,所以钢中的磷一般都固溶于铁中。磷具有很强的固溶强化作用,它使钢的强度、硬度显著提高,但剧烈地降低钢的韧性,尤其是低温韧性,称为冷脆。磷的有害影响主要就在于此。

此外,磷还具有严重的偏析倾向,并且它在 γ -Fe和 α -Fe中的扩散速度很小,很难用热处理的方法予以消除。

在一定条件下磷也具有一定的有益作用。例如由于它降低铁素体的韧性,可以用来提高钢的切削加工性。它与铜共存时,可以显著提高钢的抗大气腐蚀能力。

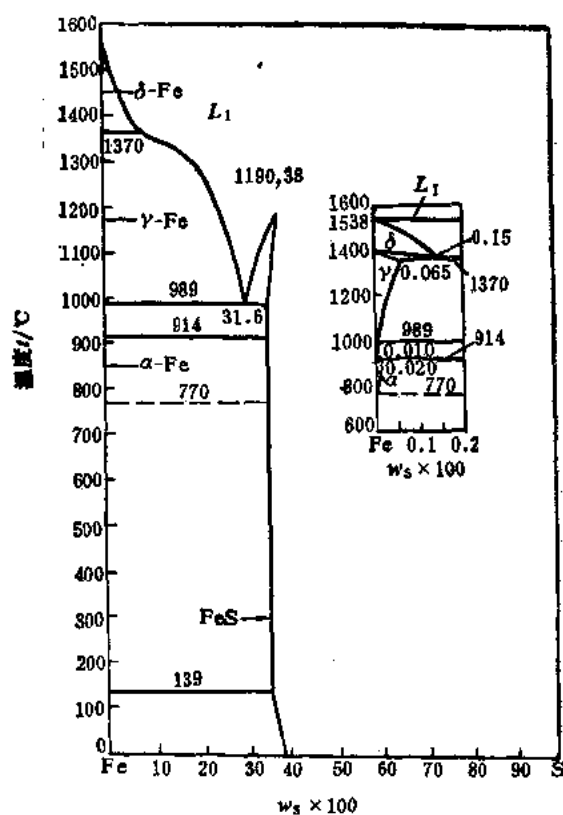


图4-25 Fe-S相图

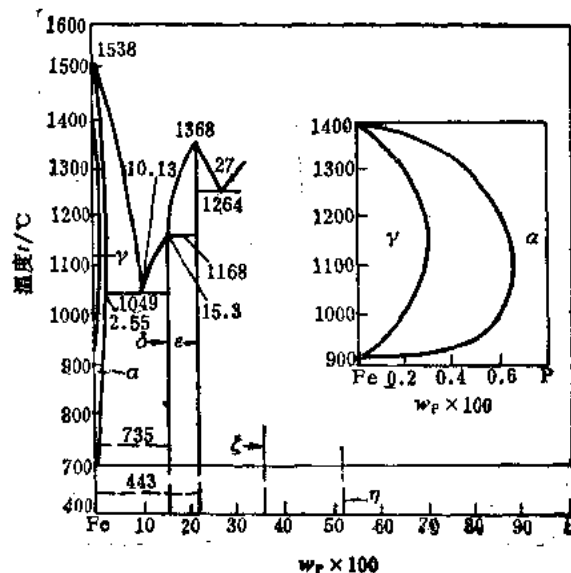


图4-26 Fe-P相图

(四) 氮的影响

一般认为, 钢中的氮是有害元素, 但是氮作为钢中合金元素的应用, 已日益受到重视。

氮的有害作用主要是通过淬火时效和应变时效造成的。氮在 α -Fe中的溶解度在591°C时最大, 约为 $w_N=0.1\%$ 。随着温度的降低, 溶解度急剧下降, 在室温时小于0.001%。如果将含氮较高的钢从高温急速冷却下来(淬火)时, 就会得到氮在 α -Fe中的过饱和固溶体, 将此钢材在室温下长期放置或稍加热时, 氮就逐渐以氮化铁的形式从铁素体中析出, 使钢的强度硬度升高, 塑性韧性下降, 使钢材变脆, 这种现象叫做淬火时效。

另外, 含有氮的低碳钢经冷塑性变形后, 性能也将随着时间而变化, 即强度硬度升高, 塑性韧性明显下降, 这种现象称为应变时效。不管是淬火时效, 还是应变时效, 对低碳钢材性能的影响都是十分有害的。解决的方法是往钢中加入足够数量的铝, 铝能与氮结合成AlN, 这样就可以减弱或完全消除这两种在较低温度下发生的时效现象。此外, AlN还阻碍加热时奥氏体晶粒的长大, 从而起细化晶粒作用。

(五) 氢的影响

钢中的氢是由锈蚀含水的炉料或从含有水蒸气的炉气中吸入的。此外, 在含氢的还原性气氛中加热钢材、酸洗及电镀等, 氢均可被钢件吸收, 并通过扩散进入钢内。

氢对钢的危害是很大的。一是引起氢脆, 即在低于钢材强度极限的应力作用下, 经一定时间后, 在无任何预兆的情况下突然断裂, 往往造成灾难性的后果。钢的强度越高, 对氢脆的敏感性往往越大。二是导致钢材内部产生大量细微裂纹缺陷——白点, 在钢材纵断面上呈光滑的银白色的斑点, 在酸洗后的横断面上则呈较多的发丝状裂纹, 如图4-27所示。白点使钢材的延伸率显著下降, 尤其是断面收缩率和冲击韧性降低得更多, 有时可接近于零值。因此具有白点的钢是不能使用的。这些缺陷主要发生在合金钢中。

(六) 氧及其它非金属夹杂物的影响

氧在钢中的溶解度非常小, 几乎全部以氧化物夹杂的形式存在于钢中, 如 FeO 、 Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 、 CaO 、 MgO 等。除此之外, 钢中往往还存在硫化铁(FeS)、硫化锰(MnS)、硅酸盐、氮化物及磷化物等。这些非金属夹杂物破坏了钢的基体的连续性, 在静载荷和动载荷的作用下, 往往成为裂纹的起点。它们的性质、大小、数量及分布状态不同程度地影响着钢的各种性能, 尤其是对钢的塑性、韧性、疲劳强度和抗腐蚀性能等危害很大。因此, 对非金属夹杂物应严加控制。在要求高质量的钢材时, 炼钢生产中应用真空技术、渣洗技术、惰性气体净化、电渣重熔等炉外精炼手段, 可以卓有成效地减少钢中气体和非金属夹杂物。

二、钢铁的组织及其宏观缺陷

钢在冶炼后, 除少数直接铸成铸件外, 绝大部分都要先铸成钢锭, 然后轧成各种钢材,

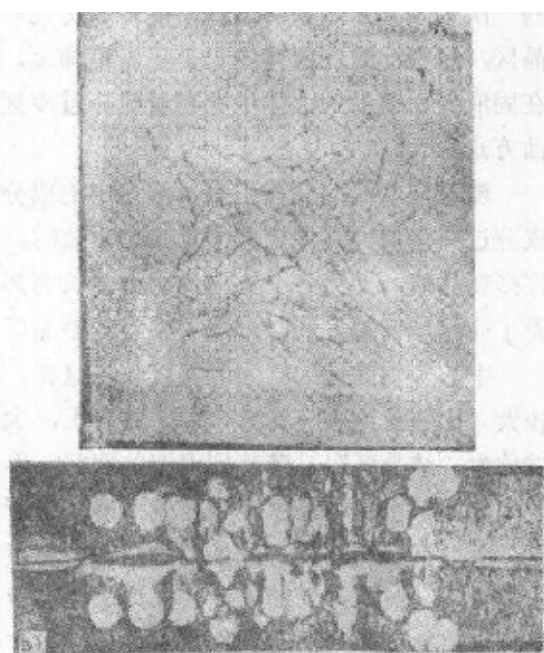


图4-27 钢中白点

a) 纵向低倍 b) 横向高倍

如板、棒、管、带材等。用于制造工具和某些机器零件时需要进行热处理，但更多的情况是在热轧状态下直接使用。可见钢锭的宏观组织与缺陷，不但直接影响其热加工性能，而且对热变形后钢的性能有显著影响。因此，钢锭的宏观组织特征是钢的质量的重要标志之一。

根据钢中的含氧量和凝固时放出一氧化碳的程度，可将钢锭分为镇静钢、沸腾钢和半镇静钢三类。下面简单介绍镇静钢和沸腾钢两类钢锭的组织。

(一) 镇静钢

钢液在浇注前用锰铁、硅铁和铝进行充分脱氧，使所含的氧不超过0.01%（一般常在0.002~0.003%），以至钢液在凝固时不析出一氧化碳，得到成分比较均匀，组织比较致密的钢锭，这种钢叫做镇静钢。

镇静钢锭的宏观组织与纯金属铸锭基本相同，也是由表面细晶区、柱状晶区和中心等轴晶区所组成。所不同的是，在镇静钢锭的下部还有一个由等轴晶粒组成的致密的沉积锥体，这是镇静钢的组织特点。

图4-28为镇静钢锭结构的纵剖面示意图。由图可以看出，其外表面的激冷层是由细小的等轴晶粒所组成，它的厚度与钢液的浇注温度有关，浇注温度越高，则激冷层越薄。激冷层的厚度通常为5~15mm。

在激冷层形成的同时，型壁温度迅速升高，冷却速度变慢，固液界面上的过冷度大大减小，新晶核的形成变得困难，只有那些一次轴垂直于型壁的晶体才能得以优先生长，这就形成了柱状晶区。尽管此时在液体中仍是正温度梯度，但对于钢来说，由于在固液界面前沿的液体中存在着成分过冷区，所以柱状晶以树枝晶方式生长。

随着柱状晶的向前生长，液相中的成分过冷区越来越大，当成分过冷区增大到液相能够不均匀形核时，便在剩余液相中形成许多新晶核，并沿各个方向均匀地生长而形成等轴晶，这样就阻碍了柱状晶区的发展，形成了中心等轴晶区。

中心等轴晶区的凝固时间较长，这样，由于等轴晶体的密度较大（比钢液约大4%），它将往下沉，大量等轴晶的降落现象被称为“结晶雨”，降落到钢锭的底部，形成锥形体。锥形体晶粒间彼此挤压，将晶体周围被硫、磷、碳所富集的钢液挤出上浮，所以钢锭底部锥形体是由含硫、磷、碳等杂质少，含硅酸盐杂质多的（因密度大而下沉底部）等轴晶粒所组成。钢锭越粗，其底部的锥形体就越大。

从上述可知，镇静钢锭上部的硫磷等杂质较多，而下部的硅酸盐夹杂较多，中间部分的质量最好。一般钢锭的质量问题主要在上部，特大型钢锭（数十吨以上）的质量问题则往往在下部。

镇静钢锭的缺陷主要有缩孔、缩松、偏析、气泡等，简要介绍如下。

1. 缩孔及缩孔残余

和纯金属铸锭一样，钢液在凝固时要发生收缩，因此在凝固后的钢锭中就出现缩孔（图4-28）。缩孔处是钢锭最后凝固的地方，是偏析、夹杂物和缩松密集的区域。在开坯时，一

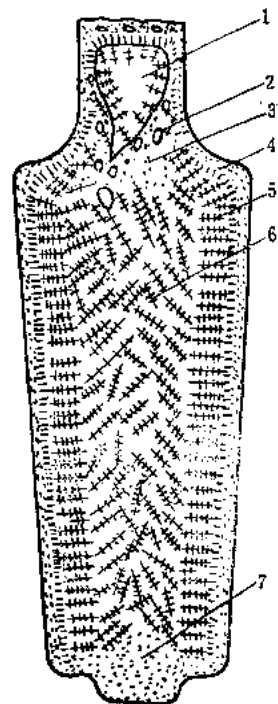


图4-28 镇静钢锭宏观组织示意图

- 1—缩孔 2—气泡 3—缩松
4—表面细晶粒区 5—柱状晶粒区 6—中心等轴晶粒区
7—下部锥体

定要将缩孔切除干净。如果切头时未被除净, 遗留下的残余部分, 称为缩孔残余。缩孔残余的存在, 在热加工时会引起严重的内部破裂。

除了浇注工艺和锭模设计因素外, 含碳量对缩孔也有重要影响。随着含碳量的增加, 钢液的凝固温度范围增大, 因此其凝固收缩量也增大。高碳钢的缩孔比低碳钢要严重得多, 因此更要注意缩孔残余, 浇注时最好使用体积较大的保温冒口。

2. 缩松

缩松是钢不致密性的表现, 多出现于钢锭的上部和中部。在横向切片上, 缩松有的分布在整个截面, 有的集中在中心。前者称为一般缩松, 后者称为中心缩松。不同程度的缩松, 对钢的塑性和韧性的影响程度也不同, 一般情况下, 经过压力加工可以使之得到改善。但若中心缩松严重, 也可能由此使锻、轧件产生内部断裂。图4-29为钢锭的中心缩松。

形成缩松的主要原因与纯金属铸锭的相同, 当钢中含有较多的气体和夹杂物时, 会增加缩松的严重程度。

3. 偏析

偏析一般是无法避免的。其中的枝晶偏析可经高温塑性变形和扩散退火后消除, 而区域偏析, 主要是方框形偏析和点状偏析, 则将影响钢材的质量。

方框形偏析是一种最常见的正偏析, 在经过酸浸的低倍组织切片上常可见到 (图4-30), 其特征是在钢材半径的一半处, 大致呈正方形, 出现内外两个色泽不同的区域。

方框形偏析的形成与钢锭的结晶过程有关。钢锭表层的细晶粒区, 因结晶速度快, 基本上不产生偏析。在柱状晶的形成过程中, 由于是选择结晶, 把碳、硫、磷等杂质不同程度地推向钢液内部, 结果在柱状晶与中心等轴晶区之间, 集聚了较多杂质, 形成区域偏析。由于此处含碳量高于先结晶的表面细晶区的含碳量, 所以它属于正偏析。

在钢锭的纵剖面上, 可以观察到有三个明显的偏析带 (图4-31): A形偏析带 (或倒V形偏析带)、V形偏析带和底部锥形反偏析带。A形偏析带在横截面上即为方框形偏析或点状偏析。V形偏析带是由于保温冒口内钢液向下补缩而形成的, 因为保温冒口内钢液杂质富集, 所以向下补缩时形成了漏斗形偏析。在钢锭的横截面上, V形偏析表现为中心偏析。

钢锭底部的锥形反偏析带, 含有粗大的硅酸盐夹杂。锥形体的高低及夹杂物的多少与钢的脱氧程度有关, 钢液脱氧程度高时, 钢锭内部的氧化物夹杂少, 底部的锥形体也较低。相

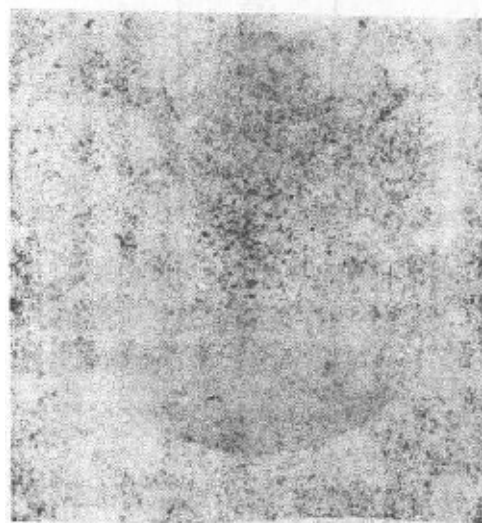


图4-29 20钢圆坯上的中心缩松 0.5×



图4-30 方形偏析 0.5×

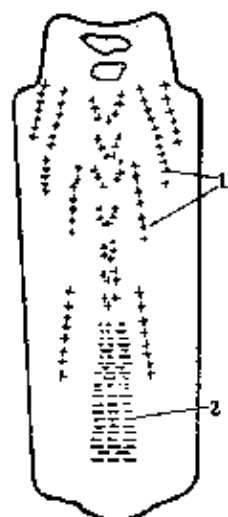


图4-31 镇静钢锭的偏析带
1—正偏析 2—反偏析

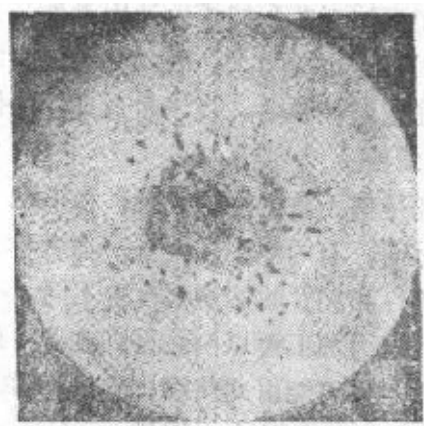


图4-32 点状偏析 $0.5\times$

反，则氧化物夹杂多，锥形体也较高。

严重的方框形偏析对钢材质量有显著影响：轧钢时易产生夹层，又会恶化钢的机械性能，如产生热脆性和冷脆性，使塑性指标降低，尤其是使横向性能下降。减轻或改善方框形偏析的方法，主要是提高钢液的纯净度，采用合理的浇注工艺，并在压力加工时采用较大的锻压比。

点状偏析是在钢锭的横截面上呈分散的、形状和大小不同并略为凹陷的暗色斑点（图4-32）。

化学分析表明，斑点中碳和硫的含量都超过正常含量，夹杂物的含量也较高，并有大量的氧化铝。通常认为，点状偏析的产生与夹杂物和气体有关。严重的点状偏析容易在斑点处产生应力集中，并导致早期疲劳断裂。

4. 气泡（气孔）

镇静钢中的气泡分皮下气泡和内部气泡两种。皮下气泡指的是暴露于钢锭表面的、肉眼可见的孔眼和靠近表面的针状孔眼。皮下气泡多出现于钢锭尾部，时常成群出现。在加热时，钢锭表皮被烧掉后，气泡内壁即被氧化，无法通过压力加工将其焊合，结果在钢材表面出现成簇的沿轧制方向的小裂纹。因此，在轧制前必须将皮下气泡予以清除。内部气泡均产生在钢锭内部，在低倍试片上呈蜂窝状，内壁较光滑，未氧化，在热加工时可以焊合。

（二）沸腾钢

沸腾钢是脱氧不完全的钢。在冶炼末期仅进行轻度脱氧，使相当数量的氧（0.03~0.07%）留在钢液中。钢液注入锭模后，钢中的氧与碳发生反应，析出大量的一氧化碳气体，引起钢液的沸腾。钢液凝固后，未排出的气体在锭内形成气泡，补偿了凝固收缩，所以沸腾钢锭的头部没有集中缩孔，轧制时的切头率低（3~5%），成材率高。

沸腾钢的结晶过程与镇静钢基本相同，但是由于钢液沸腾，使其宏观组织具有与镇静钢不同的特点。图4-33为沸腾钢锭纵剖面的宏观组织示意图。从表面至心部由五个带组成：坚壳带、蜂窝气泡带、中心坚固带、二次气泡带和锭心带。

1. 坚壳带

坚壳带由致密细小的等轴晶粒所组成。由于受到模壁的激冷，模内因沸腾而强烈循环的钢液把附在晶粒之间的气泡带走，从而形成无气泡的坚壳带。通常要求坚壳带的厚度不小于15~20mm。

2. 蜂窝气泡带

蜂窝气泡带由分布在柱状晶带内的长形气泡所构成。在柱状晶生长过程中，由于选择结晶的结果，使碳氧富集于柱状晶粒间的钢液内，继续发生反应生成气泡；在此同时，钢液温度不断下降，钢中的气体如氢、氮等不断析出并向CO气泡内扩散。这样，随着柱状晶的成长，其中的气泡也逐渐长大，最后形成长形气泡。在一般情况下，蜂窝气泡带分布在钢锭下半部，这是因为钢锭上部的气流较大，业已形成的气泡易被冲走之故。

3. 中心坚固带

当浇注完毕，钢锭头部凝固封顶后，钢锭内部形成气泡需要克服的压力突然增大，碳氧反应受到抑制，气泡停止生成。这时，结晶过程仍继续进行，从而形成没有气泡的由柱状晶粒组成的中心坚固带。

4. 二次气泡带

由于结晶过程中碳氧浓度不断积聚，以晶粒的凝固收缩在柱状晶之间形成小空隙，促使碳氧反应在此处重又发生，但生成的气泡已不能排出，按表面能最小原则呈圆形气泡留在钢锭内，形成二次气泡带。

5. 锭心带

锭心带由粗大等轴晶所组成。在继续结晶过程中，碳氧浓度高的地方仍有碳氧反应发生，生成许多分散的小气泡。这时，锭心温度下降，钢液粘度很大，气泡便留在锭心带，有的可能上浮到钢锭上部汇集成较大的气泡。

沸腾钢的成分偏析较大，这是由于模内钢液的过分沸腾造成的。一般从钢锭外缘到锭心和从下部到上部，偏析程度不断增大，因而钢锭的头、中、尾三段性能颇不一致，中段较好，头部硫化物较多，尾部氧化物较严重。

沸腾钢通常为低碳钢，含碳量一般不超过0.27%，加之不用硅脱氧，钢中含硅量也很低。这些都使沸腾钢具有良好的塑性和焊接性能。它的成材率高，成本低，又由于表层有一定厚度的致密细晶带，轧成的钢板表面质量好，宜于轧制成薄钢板，在机器制造中的许多冷冲压件，如拖拉机油箱，汽车壳体等，常用08F一类沸腾钢板制造。

但是，沸腾钢的成分偏析大，组织不致密，机械性能不均匀，冲击韧性值较低，时效倾向较大，所以对机械性能要求较高的零件，需要采用镇静钢。

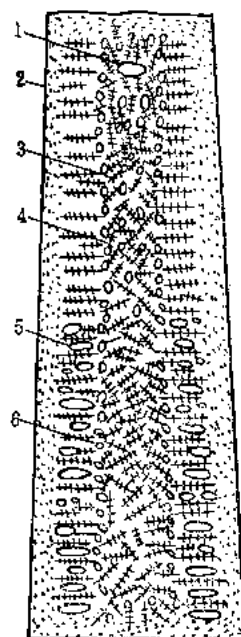


图4-33 沸腾钢锭宏观组织示意图

- 1—头部大气泡 2—坚壳带
3—锭心带 4—中心坚固带
5—蜂窝气泡带 6—二次气泡带

习 题

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。

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。

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。

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。

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°C 保温后以极缓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。

4-6 利用 $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ 相图说明铁碳合金的成分、组织和性能之间的关系。

4-7 铁碳相图有哪些应用，又有哪些局限性。

第五章 三元合金相图

工业上使用的金属材料多数是二元以上的合金，即使是二元合金，由于存在某些杂质，尤其是当发生偏析，这些杂质在某些局部地方富集时，也应该把它作为多元合金来讨论。于是，为了查知合金的相变温度，确定它在给定温度下的平衡相，各平衡相的成分及相对含量，就应该使用多元相图。但是多元相图的测定比较困难，在实际工作中通常是以合金中两种主要组元为基础，参考相应的二元合金相图，结合其它组元的影响来进行分析研究。这是一种简便实用的方法。但是实践经验表明，采用这种方法进行分析往往会在量的方面，甚至在质的方面产生偏差。这是由于组元间的交互作用往往不是加和性的。在二元合金中加入其它组元后会改变原来组元间的溶解度，还可能会出现新的化合物，出现新的转变等。

基于以上原因，研究多元相图还是很必要的。在多元相图中，三元相图是最简单的较易测定的一种，但与二元相图相比，三元相图的类型多而复杂，至今比较完整的相图只测定出了十几种，更多的是三元相图中某些有用的截面图和投影图。本章主要介绍三元相图的表达方式和几种基本类型的三元相图。通过学习，掌握分析和应用各种等温截面、变温截面和各种相区在成分三角形上投影图的初步能力。

§ 5-1 三元合金相图的表示方法

二元合金的成分中只有一个变量，其成分坐标轴用一条直线表示，二元合金相图的主要部分是由一个成分坐标轴和一个温度坐标轴所构成的平面中的一系列曲线。三元相图与二元相图比较，组元数增加了一个，成分变量是两个，故表示成分的坐标轴应为两个，两个坐标轴构成一个平面，这样，再加上垂直于平面的温度坐标轴，三元相图便成为一个三维空间的立体图形。构成三元相图的主要部分应该是一系列空间曲面，而不是二元相图中的那些平面曲线。

一、成分三角形

三元合金的成分通常用三角形表示，这个三角形叫做成分三角形或浓度三角形。常用的成分三角形有等边三角形、直角三角形和等腰三角形，这里主要介绍用等边三角形表示三元合金成分的方法。

取一等边三角形 ABC ，如图5-1所示。三角形的三个顶点 A 、 B 、 C 分别表示三个组元，三角形的边 AB 、 BC 、 CA 分别表示三个二元系 $A-B$ 、 $B-C$ 和 $C-A$ 的成分。三角形内的任一点则代表一定成分的三元合金。下面以三角形内任一点 O 为例，说明合金成分的求法。

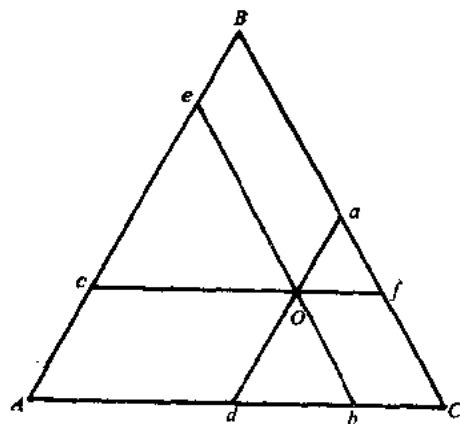


图5-1 等边三角形的几何特性

设等边三角形的三边 AB 、 BC 、 CA 按顺时针方向分别代表三组元 B 、 C 、 A 的含量。自

三角形内任一点 O 顺次引平行于三边的线段 Oa 、 Ob 和 Oc ，则 $Oa + Ob + Oc = AB = BC = CA$ 。之所以能够如此，是由于等边三角形存在这样的几何特性：由等边三角形内任一点作平行于三边的三条线段之和为一定值，且等于三角形内任一边长。因此，如果以三角形的边长当作合金的总量，定为100%，则三个线段之和也正好是100%，所以正好可以利用 Oa 、 Ob 和 Oc 依次表示合金 O 中三个组元 A 、 B 、 C 的含量。另外由图可知， $Oa = Cb$ ， $Ob = Ac$ ， $Oc = Ba$ ，这样就可以顺次从三角形三个边上的刻度直接读出三组元的含量了。为了避免初学时读数的混乱，应特别注意刻度和读数顺序的一致性。例如刻度是顺时针方向，则读数时也应按顺时针方向，或者都按逆时针方向。

为了便于使用，在成分三角形内常画出平行于成分坐标的网格，如图5-2所示。为了确定成分三角形中合金 x 的成分，通过 x 点作 A 点对边 BC 的平行线，截 CA 或 AB 边于55%处，这就是合金中 A 组元的含量。由 x 点作 B 点对边 CA 的平行线，截 AB 边于20%处，这就是合金中 B 组元的含量。同样可以确定 C 组元的含量为25%。

反过来，若已知合金中三个组元的含量，欲求该合金在成分三角形内的位置时，即可在三个边上代表各组元成分的相应点，分别作其对边的平行线，这些平行线的交点即为该合金的成分点。

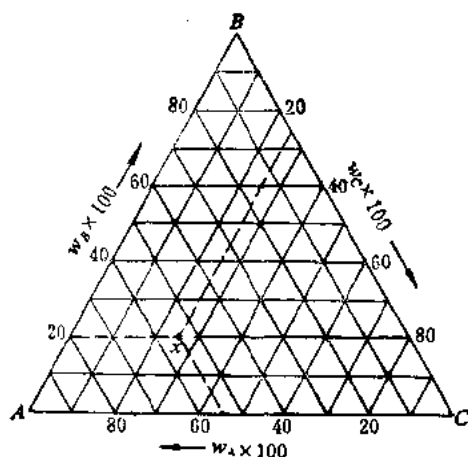


图5-2 有网格的成分三角形

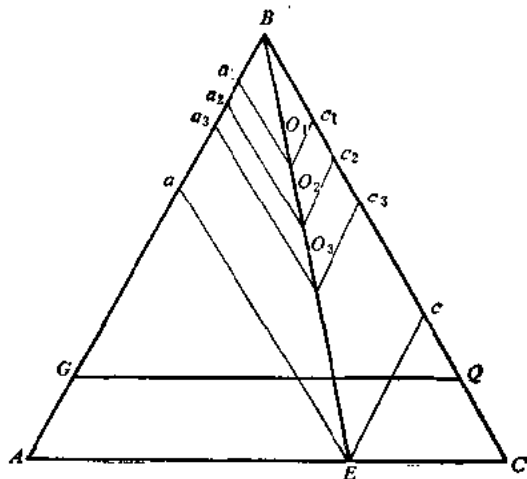


图5-3 成分三角形中的特性线

二、在成分三角形中具有特定意义的直线

在成分三角形中，有下列两条具有特定意义的直线：

(一) 平行于三角形某一条边的直线

凡成分位于该线上的合金，它们所含的、由这条边对应顶点所代表的组元的含量为一定值，见图5-3。如成分位于 GQ 线上的所有合金， B 组元的含量都是 $w_B = AG\%$ 。

(二) 通过三角形顶点的任一直线

凡成分位于该直线上的三元合金，它们所含的、由另两个顶点所代表的两组元的量之比是恒定的，见图5-3。例如，在 BE 线上的各种合金，其 A 、 C 两组元的含量之比为一常数，即

$$\frac{w_A}{w_C} = \frac{Ba_1}{Bc_1} = \frac{Ba_2}{Bc_2} = \frac{Ba}{Bc} = \frac{EC}{AE}$$

§ 5-2 三元系平衡相的定量法则

在三元合金的研究中经常遇到一些定量计算问题,例如,若将两个已知成分的合金熔配到一起,那么,所得到的新的合金成分是什么?又如,在分析合金的结晶过程时,若从液相中结晶出一个固相,或者从液相中结晶出两个固相,那么,平衡相的成分是多少?它们的含量该怎样计算?在讨论二元系时曾经指出,两相平衡时平衡相的含量可以用杠杆定律进行计算。那么在三元系中,两相平衡可以仿照二元系,应用杠杆定律进行计算,当为三相平衡相时,平衡相含量的定量计算则需要应用重心法则。

一、直线法则和杠杆定律

根据相律,二元合金二相平衡时,有一个自由度,若温度恒定,则自由度为零。说明两个平衡相的成分不变,其连接线的两个端点即为两平衡相的成分,这样就可以应用杠杆定律计算两个平衡相的含量。对于三元合金来说,根据相律,两相平衡时有两个自由度,若温度恒定,还剩下一个自由度,说明两个相中只有一个相的成分可以独立改变,而另一个相的成分则必须随之改变。也就是说,两个平衡相的成分存在着一定的对应关系,这个关系便是直线法则。

所谓直线法则(共线法则)是指三元合金在两相平衡时,合金的成分点和两个平衡相的成分点,必须同在同一条直线上。利用这一法则可以确定,当合金 O 在某一温度处于 $\alpha + \beta$ 两相平衡时(图5-4),这两个相的成分点分别为 a 和 b ,则 aOb 三点一定在一条直线上,且 O 点位于 a 、 b 点之间。然后应用杠杆定律,求出两相的质量之比为:

$$\frac{W_\alpha}{W_\beta} = \frac{Ob}{Oa}$$

直线法则的证明如下:

设合金质量为 W_0 , α 相质量为 W_α , β 相质量为 W_β , 则

$$W_0 = W_\alpha + W_\beta$$

根据成分的表示方法,由图中可以读出,合金 O 、 α 相和 β 相中 A 组元含量分别为 CO_1 、 Ca_1 和 Cb_1 , B 组元的含量分别为 AO_2 、 Aa_2 和 Ab_2 。而 α 与 β 相中 A 组元质量之和等于合金中 A 组元的质量,即

$$W_\alpha Ca_1 + W_\beta Cb_1 = W_0 CO_1$$

$$W_\alpha Ca_1 + W_\beta Cb_1 = (W_\alpha + W_\beta) CO_1$$

$$W_\alpha (Ca_1 - CO_1) = W_\beta (CO_1 - Cb_1)$$

$$\frac{W_\alpha}{W_\beta} = \frac{CO_1 - Cb_1}{Ca_1 - CO_1} = \frac{O_1 b_1}{a_1 O_1}$$

同理可以证明:

$$\frac{W_\alpha}{W_\beta} = \frac{O_2 b_2}{a_2 O_2}$$

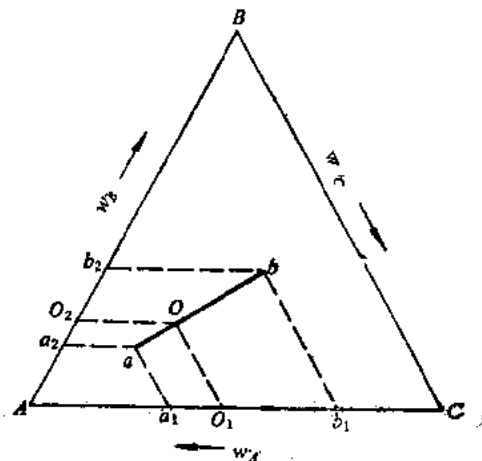


图5-4 三元系中的直线法则

因为在平衡状态下 W_A/W_B 只能有一个值, 所以 O_1b_1/a_1O_1 应该与 O_2b_2/a_2O_2 相等。而正由于 $O_1b_1/a_1O_1 = O_2b_2/a_2O_2$, 从图5-4的几何关系可见, O 点必定在连接 a 、 b 的直线上, 而且有 $W_A/W_B = \frac{Ob}{Oa}$ 的关系。

直线法则和杠杆定律对于使用和加深理解三元相图都很有用。在以后分析三元相图时, 从中可以得出以下规律:

(1) 当给定合金在一定温度下处于两相平衡状态时, 若其中一相的成分给定, 则根据直线法则, 另一相的成分点必位于二已知成分点的延长线上。

(2) 若两个平衡相的成分点已知, 合金的成分点必然位于两个已知成分点的连线上。

现在可以回答本节刚开始提出的问题, 将两个已知成分的合金熔配在一起, 新的合金成分是多少?

设两个合金 P 、 Q 的成分为: $P-w_A=60\%$ 、 $w_B=20\%$ 、 $w_C=20\%$; $Q-w_A=20\%$ 、 $w_B=40\%$ 、 $w_C=40\%$, 并且 P 合金的质量分数占新合金 R 的75%。

根据成分表示方法, 可以将 P 、 Q 合金成分点标于成分三角形上 (图5-5), 根据直线法则, 新合金 R 的成分点必然位于 PQ 连线上。由于已知

$$\begin{aligned} \frac{RQ}{PQ} &= 75\% \\ \therefore \frac{RQ}{PQ} &= \frac{R_1Q_1}{P_1Q_1} \\ \therefore \frac{R_1Q_1}{P_1Q_1} &= \frac{R_1C - 20}{60 - 20} = 0.75 \\ R_1C &= 50\% \end{aligned}$$

同理可求出 $R_2A = 25\%$, 所以新合金 R 的成分为, $w_A = 50\%$ 、 $w_B = 25\%$ 、 $w_C = 25\%$ 。

二、重心法则

当三个已知成分的合金熔配在一起时, 所得到的新的合金成分是多少? 或者从一个相中析出两个新相, 要了解这些相的成分和它们含量的关系, 就要用重心法则。

根据相律可知, 某一三元合金处于三相平衡时, 其自由度为1, 这表明, 三个平衡相的成分是依赖温度而变化的, 当温度恒定时, 则自由度为零, 三个平衡相的成分为确定值。显然, 在三相平衡时意味着存在三个两相平衡, 由于两相平衡时的连接线为直线, 三条连接线必然会组成一个三角形, 称为连接三角形。

在图5-6中, 如由 N 成分的合金分解为 α 、 β 、 γ 三个相, 三个相的成分点为 D 、 E 、 F , 则合金 N 的成分必定位于三个两相平衡的连接线所组成的 $\triangle DEF$ 的重心 (是三相的重量重心, 不是三角形的几何重心) 位置上, 而且合金质量与三个相质量有以下关系:

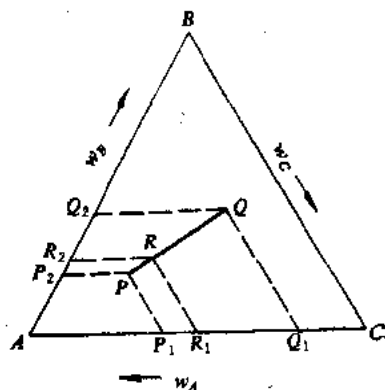


图5-5 直线法则的应用举例

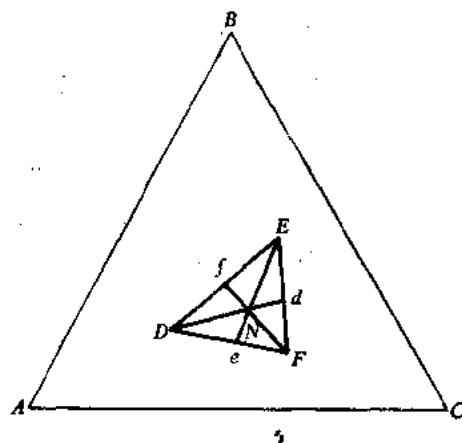


图5-6 三元系中的重心法则

$$W_N \cdot Nd = W_\alpha \cdot Dd$$

$$W_N \cdot Ne = W_\beta \cdot Ee$$

$$W_N \cdot Nf = W_\gamma \cdot Ff$$

式中, W_N 、 W_α 、 W_β 、 W_γ 分别代表 N 合金及 α 、 β 、 γ 相的质量, 这就是三元系的重心法则, 或称为重心定律。

根据上式可以求出各相的含量,

$$W_\alpha = \frac{Nd}{Dd} \times 100\%$$

$$W_\beta = \frac{Ne}{Ee} \times 100\%$$

$$W_\gamma = \frac{Nf}{Ff} \times 100\%$$

重心法则可以由下述方式证明: 设想把 β 和 γ 两相混合成一个整体, 根据直线法则, 这个混合体的成分点 d 应在 EF 线上。又根据杠杆定律, $W_\beta \cdot Ed = W_\gamma \cdot Fd$, 所以 d 点为 EF 的重心。此时, 可以把合金看成是处于 α 相与 β 相和 γ 相的混合体的两相平衡状态, 根据直线法则, DNd 必在一条直线上, 并且 $W_N \cdot Nd = W_\alpha \cdot Dd$ 。所以 N 为 Dd 的重心。用类似的方法可以导出:

$$W_N \cdot Ne = W_\beta \cdot Ee, N \text{ 为 } Ee \text{ 的重心}$$

$$W_N \cdot Nf = W_\gamma \cdot Ff, N \text{ 为 } Ff \text{ 的重心}$$

因此, N 为 $\triangle DEF$ 的重量重心。

§ 5-3 三元匀晶相图

三个组元在液态及固态均无限溶解的相图称为三元匀晶相图。

一、相图分析

图 5-7 为三元匀晶相图的立体模型。图中 ABC 是成分三角形, 三根垂线是温度轴, t_A 、 t_B 、 t_C 分别为三个组元 A 、 B 、 C 的熔点, 三棱柱体的三个侧面是组元间形成的二元匀晶相图, 它们的液相线和固相线分别构成了三元相图的两个空间曲面: 上面那个向上凸的曲面叫做液相面, 下面那个向下凹的曲面叫做固相面。图中有三个相区: 液相面以上的空间为液相区, 记为 L 。固相面以下的空间为固相区, 记为 α 。液相面和固相面之间的空间为液固两相共存区, 记为 $L + \alpha$ 。

二、三元固溶体合金的结晶过程

应用三元匀晶相图分析合金结晶过程的方法与二元相图相似, 但也有它自己的特点。现在分析合金 O 的结晶过程 (图 5-8)。当合金由液态缓慢冷却至 t_1 温度与液相面相交时, 开始从液相中结晶出 α 固溶体, 此时液相的成分 t_1 即为合金成分, 而固相的成分为固相面上的某一点 S_1 。当温

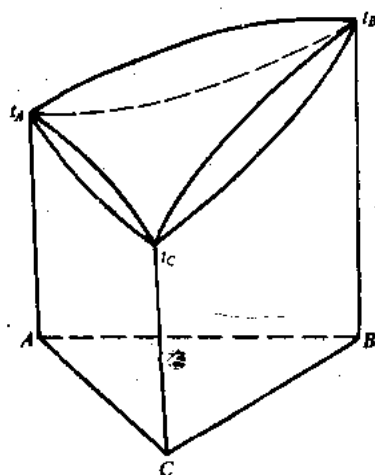


图 5-7 三元匀晶相图

度缓慢降至 t_2 时, 液相数量不断减少, 固相的数量不断增多, 此时固相的成分由 S_1 点沿固相面移至 S_2 点, 液相成分自 l_1 点沿液相面移至 l_2 点。直线法则指出, 在两相平衡时, 合金及两个平衡相的成分点必定位于一条直线上, 由此可以确定, 合金的成分必位于液相和固相成分点的连接线上。在 t_1 时, 其连接线为 l_1S_1 , 在 t_2 时, 连接线为 l_2S_2 。依此类推, 在 t_3 温度时为 l_3S_3 , 在凝固终了的 t_4 温度为 l_4S_4 , 此时固相的成分即为合金的成分。这些连接线虽然都是水平线, 但是在合金的凝固过程中, 液相的成分和固相的成分分别沿着液相面和固相面上的 $l_1l_2l_3l_4$ 和 $S_1S_2S_3S_4$ 空间曲线变化, 这两条曲线既不都处于同一垂直平面上, 也不都处于同一水平平面上, 它们在成分三角形上的投影很像一只蝴蝶, 所以称之为固溶体合金结晶过程的蝴蝶形规律。

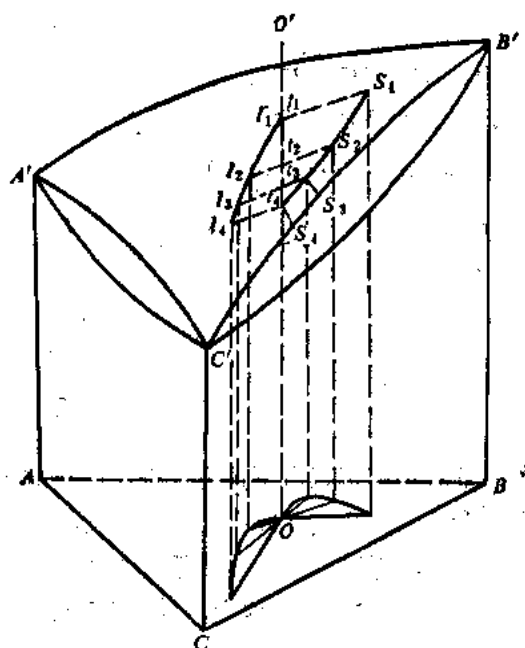


图5-8 三元固溶体在结晶过程中液、固相成分的变化

从以上的分析可以看出, 三元匀晶转变与二元匀晶转变基本相同, 两者都是选择结晶, 当液固两相平衡时, 固相中高熔点组元的含量较液相高; 两者的结晶过程均需在一定温度范围内进行, 异类原子之间都要发生相互扩散。如果冷速较慢, 原子间的扩散能够充分进行, 则可获得成分均匀的固溶体; 如果冷速较快, 液固两相中原子扩散进行得不完全, 则和二元固溶体合金一样, 获得具有枝晶偏析的组织。欲使其成分均匀, 需进行长时间的均匀化退火。但是两者之间也有差别, 在结晶过程中, 在同一温度下, 尽管三元合金的液相和固相成分的连接线是条水平线, 但液相和固相成分的变化轨迹不位于同一个平面上。

三元相图立体模型的优点是比较直观, 利用它可以确定合金的相变温度、相变过程及室温下的相组成。如从图5-8可知, 合金O在 t_1 温度开始结晶, 在 t_4 温度结晶终了。但是在实际应用时, 用纸面上画出的这种立体模型很难达到目的, 即使这种最简单的匀晶相图也很难确定 OO' 直线与液相面和固相面的交点, 从而确定其相变开始温度及相变终了温度, 也不能确定在一定温度下两平衡相的成分和含量等。何况多数三元相图要比图5-8复杂得多。因此, 实际测定提供使用的三元相图都是某些等温截面(水平截面)、变温截面(垂直截面)以及各种相区和等温线的投影图。

三、等温截面(水平截面)

等温截面又称水平截面, 它表示三元系合金在某一温度下的状态。图5-9 b 即表示 ABC 三元系在 t_1 温度的等温截面, 它相当于在立体模型中插入一个 t_1 温度的水平面, 该面与液相面和固相面分别交截于 L_1L_2 和 S_1S_2 (图5-9 a), 将这两条线投影到成分三角形上, 就得到了图5-9 b 所示的等温截面图。从图中可以看出, 整个截面被分为三个不同的相区; 在 ACL_2L_1 内为液相区, 以 L 表示, 凡是成分点位于这一相区内的合金均尚未凝固, 处于液体状态; 在 BS_1S_2 内为 α 相区, 成分点位于此区内的合金均已凝固终了, 其相组成为单相的 α 固溶体; 在 $L_1L_2S_2S_1$ 之内为 $L + \alpha$ 两相平衡区, 成分位于这个相区的合金处于液固两相平衡

状态。

曲线 L_1L_2 为液相等温线,或称液相线,成分点位于这条曲线上的合金在 t_1 温度均刚刚开始凝固。曲线 S_1S_2 为固相等温线,或称固相线,位于这条曲线上的合金在 t_1 温度刚刚凝固終了。

在等温截面的两相区内,根据相律,系统的自由度为2,温度固定后,还剩一个自由度。这就是说,只有一个平衡相的成分可以独立改变,另一个平衡相的成分必须随之改变。如果用实验方法测出了一个平衡相的成分,就可以确定出与之对应的另一个平衡相的成分。

如用实验测定出固相的成分为 m ,则根据直线法则,两平衡相成分点间的连接线必

定通过合金的成分点,显然, mO 延长线与 L_1L_2 的交点 n 即为液相的成分点。图5-9 b中的五条连接线均是用实验方法测出的。

连接线确定之后,就可以利用杠杆定律计算两平衡相的含量。如图5-9 b中的合金 O 在 t_1 温度下固相 α 和液相 L 的含量分别为:

$$w_\alpha = \frac{nO}{mn} \times 100\%$$

$$w_L = \frac{mO}{mn} \times 100\%$$

必须指出,等温截面图不是先作立体模型后再切截下来的,而是用实验方法直接测定的。

四、变温截面(垂直截面)

变温截面又称垂直截面,它可以表示三元系中在此截面上的一系列合金在不同温度下的状态,即当温度改变时,其相组成变化的情况。

变温截面也是用实验方法测定出来的,它相当于在三元相图的立体模型中插入一个垂直于成分三角形的截面,分别与液相面和固相面相交,得到两条交线,将交线绘于该截面上,即得到变温截面,如图5-10所示。经常采用的变温截面有两种,一是平行于成分三角形的一边所作的垂直截面,此时位于截面上的所有合金所含的某一组元(C 组元)的量是固定的,如图5-10 b中的 FE 变温截面。另一种是通过成分三角形的某一顶点所作的截面,这时截面上所有的合金中另二个组元的比值是一定的,如图4-10 c所示的 GB 变温截面。这样一来,在垂直截面上的合金成分就只剩下一个变量,可以用一个坐标轴表示合金的成分。

从变温截面的形状和意义来看,它与二元相图类似,纵坐标表示温度,横坐标表示合金

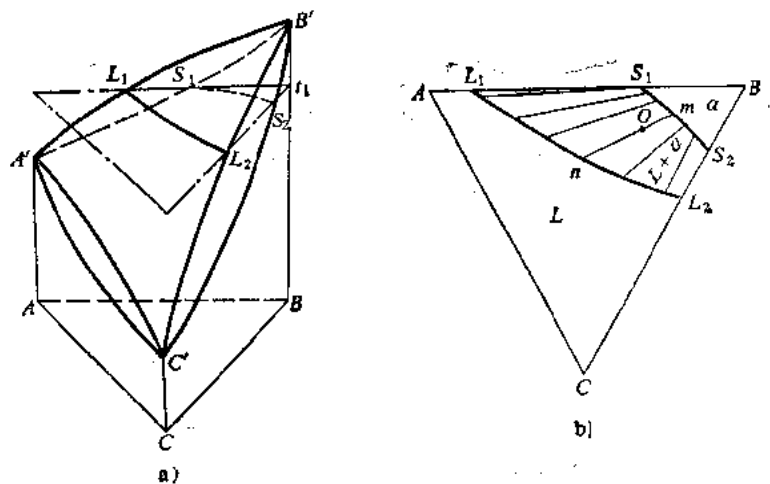


图5-9 三元匀晶相图的等温截面

a) 立体模型 b) 等温截面

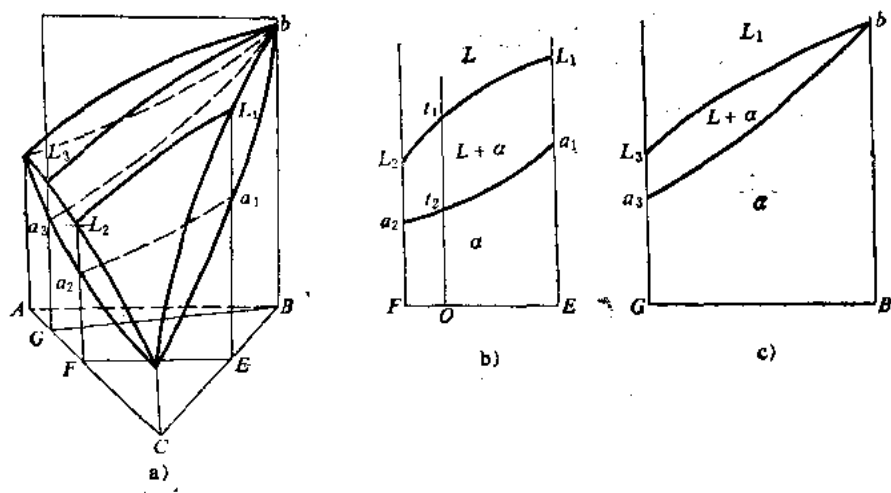


图5-10 三元匀晶相图变温截面

a) 立体模型 b) FE变温截面 c) CB变温截面

的成分。这两个截面图上均有上下两条曲线，其中上面那条曲线为液相线，下面的曲线为固相线。 L ， $L + \alpha$ 、 α 分别表示液相区、液固两相区和固相区。

利用变温截面可以分析合金的结晶过程，确定相变温度，了解合金在不同温度下所处的状态。现以合金 O 为例，由 O 点作垂线，与液相线和固相线相交的温度分别为 t_1 和 t_2 。由此可知，当合金 O 缓慢冷却至 t_1 温度时，开始从液相中结晶出 α 固溶体，温度继续下降，结晶出来的 α 相增多，当温度降至 t_2 时，液相完全凝固成 α 相， t_2 为结晶终了温度。

虽然变温截面与二元相图的形状很相似，在分析合金的结晶过程时也大致相同，但是它们两者之间存在着本质上的差别。根据三元固溶体合金结晶时的蝴蝶形规律，在两相平衡时，平衡相的成分点不是都落在一个垂直截面上。由此可知，变温截面上的液相线和固相线，不能表示平衡相的成分，不能根据这些线应用杠杆定律计算相的含量，这就是变温截面应用的局限性。

五、投影图

三元相图的等温截面只能反映一个温度下的情况（可确定不同合金的相组成、相的成分及其含量），而变温截面只能反映一个三元系中很有限的一部分合金的情况（可确定这些合金在冷却或加热时相组成的变化情况），两者都有一定的局限性。如果把一系列等温截面上的有关曲线画在同一个成分三角形中，使用起来就比较方便了。三元相图的投影图可以很好地解决这个问题。

投影图有两种：一种是把空间相图的所有相区间的交线都投影到成分三角形中，好象把相图在垂直方向压成一个平面，借助于对相图空间结构的了解，分析合金在冷却或加热过程中的相变；另一种是把一系列等温截面中的相界线都投影到成分三角形中，在每一条线上都注明相应的温度。这样的投影图称为等温线投影图，其等温线相当于地图上的等高线，可以反映空间相图中各种相界面的变化趋势。例如，投影图上的等温线距离越密，表示这个相面的温度变化越陡。

三元匀晶相图的液相面和固相面上无任何相交的点和线，所以作第一种投影图无任何意义。一般应用的是等温线投影图，如图5-11所示。其中图5-11 a 是不同温度的等温截面中的

液相线的投影图, 5-11 b 是固相线的投影图。液相面等温线投影图应用较广, 利用它可以很方便地确定合金的熔点 (开始凝固的温度)。例如从图5-11 a 中可以看出成分点为 O 的合金在高于 t_4 , 低于 t_3 的温度开始凝固, 在高于 t_6 低于 t_5 的温度凝固终了。

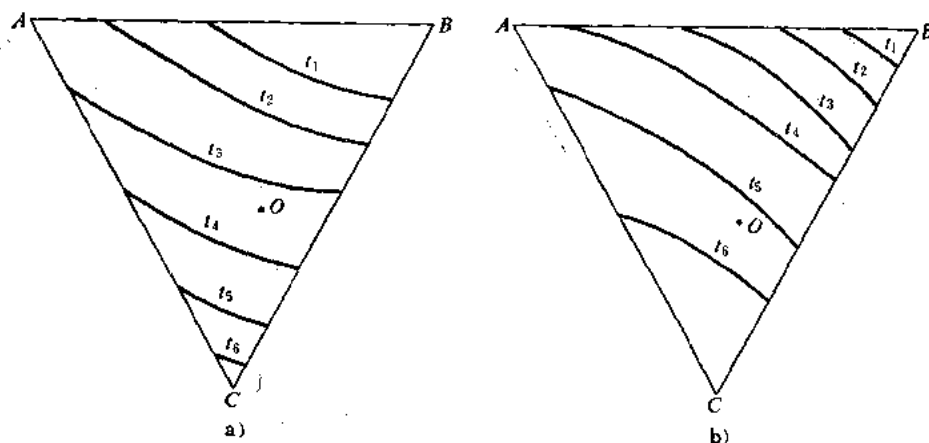


图5-11 匀晶相图投影图

a) 液相面投影图 b) 固相面投影图

§ 5-4 三元共晶相图

一、组元在固态完全不溶的共晶相图

(一) 相图分析

三组元在液态能无限互溶, 在固态几乎完全互不溶解, 并且其中任两个组元具有共晶转变, 形成简单的三元共晶系, 其立体模型如图5-12所示。 t_A 、 t_B 、 t_C 分别为 A 、 B 、 C 三组元的熔点, 并且 $t_A > t_B > t_C$ 。图的三个侧面是三个二元共晶相图, E_1 、 E_2 、 E_3 分别表示 $A-B$ 、 $B-C$ 和 $C-A$ 的二元共晶点, 并且 $t_{E_1} > t_{E_2} > t_{E_3}$ 。

图中的 $t_A E_1 E E_3 t_A$ 、 $t_B E_1 E E_2 t_B$ 、 $t_C E_2 E E_3 t_C$ 是三块液相面, 合金冷至低于液相面的温度时, 就开始结晶出 A 、 B 或 C 的晶体。三块液相面的交线 $E_1 E$ 、 $E_2 E$ 、 $E_3 E$ 为二元共晶线。由相律可知, 在二元系中, 处于三相平衡的共晶转变, 其自由度等于零。而在三元系中, 则其自由度为 1。这就意味着, 由于第三组元的加入, 二元共晶转变就不再适于恒温、恒定成分下进行, 而是在一定的温度范围内进行, 各个相的成分也随着温度的变化作相应地改变。因此, 三个二元共晶点 E_1 、 E_2 和 E_3 就变成了三条二元共晶线。在冷却过程中液体的成分达到此三条线时, 则分别发生 $L \rightarrow A + B$ 、 $L \rightarrow B + C$ 、 $L \rightarrow C + A$ 的共晶转变。

图中的 E 点是 $E_1 E$ 、 $E_2 E$ 、 $E_3 E$ 三个二元共晶线的交点, 称为三元共晶点, 它表示成分

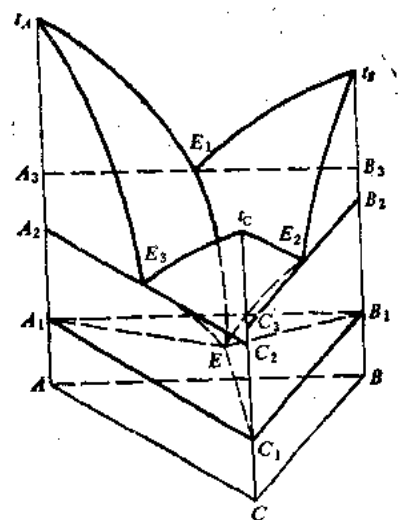
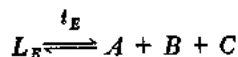


图5-12 三元共晶相图

为 E 的液相, 在温度 t_E 时发生三元共晶转变, 形成三元共晶体, 即:



发生三元共晶转变时, 自由度等于零 ($f = 3 - 4 + 1 = 0$), 这说明, 三元共晶转变 又是四相平衡转变, 转变过程是在恒温下进行, 且液相和析出的三个固相的浓度均保持不变。通过 E 点作平行于成分三角形的平面—— $\triangle A_1 B_1 C_1$, 即为三元共晶面, 它也是该相图的固相面。

在图5-12中还有六个二元共晶空间曲面: $A_1 A_3 E_1 E A_1$ 、 $B_1 B_3 E_1 E B_1$ 、 $A_1 A_2 E_2 E A_1$ 、 $C_1 C_2 E_2 E C_1$ 、 $C_1 C_3 E_3 E C_1$ 、 $B_1 B_2 E_3 E B_1$ 。它们位于液相面之下, 三元共晶水平面之上。为了分析的方便, 这里以 $A_1 A_3 E_1 E A_1$ 和 $B_1 B_3 E_1 E B_1$ 为例进行讨论, 如图5-13所示。已知二元系 $A-B$ 的共晶线为 $A_3 E_1 B_3$, 任何成分的二元合金当冷却至共晶温度时都将发生共晶转变, 其自由度为零。这表明, 三个平衡相的成分和温度都固定不变, 液相的成分为 E_1 , 所析出的两个固相成分为 A_3 和 B_3 , 温度为 t_{E_1} 。由于第三组元的加入, 自由度为1, 这表明, 三个平衡相的成分是依赖温度而变化的, 其中液相的成分沿二元共晶线 $E_1 E$ 变化, 固相的成分分别沿 $A_3 A_1$ 和 $B_3 B_1$ 变化。这三条线代表了三个平衡相的成分随温度变化的规律, 叫做单变量线, 或称成分变化线。当温度确定后, 自由度变为零, 三个相的成分也随着温度而确定下来, 三个平衡相的成分点之间即构成一个等温三角形。根据重心法则, 只有成分位于此等温三角形之内的合金才会有此三相平衡。例如在温度为 t_i 时, 三个平衡相 L 、 A 、 B 的成分分别为 E_i 、 A_i 和 B_i ,

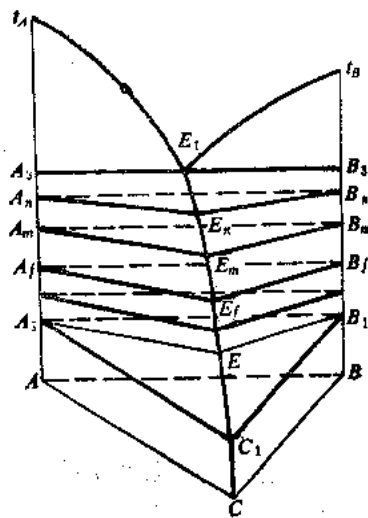


图5-13 三元系中的二元共晶曲面

这三个点组成的等温三角形 $\triangle E_i A_i B_i$ 即为连接三角形。因为三相平衡时, 其中任意两相之间也必然平衡, 三个两相平衡的连接线即构成了等温三角形, 三角形的三个边 $E_i A_i$ 、 $A_i B_i$ 、 $B_i E_i$ 分别是 $L-A$ 、 $A-B$ 和 $B-L$ 两相平衡的连接线。由此可见, 二元共晶曲面 $A_1 A_3 E_1 E A_1$ 、 $B_1 B_3 E_1 E B_1$ 及相图的侧面 $A_1 A_2 B_2 B_1 A_1$ 实际上是三组两相平衡连接线在 t_{E_1} 至 t_E 之间变化的轨迹。也可以说, 二元共晶曲面是由许多水平线组成的, 水平线的一端, 表示固相的成分, 位于相应的单变量线 (此处即为相应的纵轴) 上, 水平线的另一端, 表示液相的成分, 位于二元共晶线上。由此可以看出, 三元系的三相区是以三条单变量线作为棱边的空间三棱柱体。

综合以上的分析可以看出, 在固态完全互不溶解的三元共晶系中, 三个液相面、六个二元共晶面和一个三元共晶平面把相图分割成九个相区: 液相面以上的区域为液相区 L ; 液相面和二元共晶面之间的空间为 $L+A$ 、 $L+B$ 、 $L+C$ 三个两相区; 二元共晶曲面和三元共晶水平面之间的空间是 $L+A+B$ 、 $L+B+C$ 、 $L+C+A$ 三个三相区; 三元共晶面之下是 $A+B+C$ 三相区; 包含 E 点的三元共晶面是 L 与 A 、 B 、 C 三个固相共存的四相区。

三条二元共晶线 $E_1 E$ 、 $E_2 E$ 、 $E_3 E$ 既是液相面间的交线, 也是二元共晶曲面间的交线, 同时又是液相区与二元共晶面的交线。

(二) 等温截面

熟悉了三元共晶的立体模型之后, 就可以作出等温截面图。利用等温截面可以确定合金

在该温度下所存在的平衡相，并可运用杠杆定律和重心法则，确定合金中各相的成分及其含量。

图5-14 a 为该三元系在 t_1 温度时的等温截面，温度 t_1 低于 t_A 和 t_B ，但高于C组元的熔点 t_C ，即 $t_A > t_B > t_1 > t_C$ 。图中两条曲线是水平截面与两个液相面的交线。共有三个相区：一个是液相区L，其余两个分别是 $L + A$ 、 $L + B$ 两相区。当水平截面的温度 $t_2 = t_{E_1}$ 时，由于 t_{E_1} 低于 t_C ，但高于 t_{E_2} ，所以在等温截面图（图5-14 b）上出现三个两相区 $L + A$ 、 $L + B$ 、 $L + C$ 和一个液相区L。 $L + A$ 和 $L + B$ 的两条液相线相交于 E_1 点。如果水平截面的温度 t_3 与 t_{E_2} 相等，由于 $t_{E_2} < t_{E_1}$ ，因此水平截面与A-B二元共晶线 E_1E 相交，如图5-14 c 所示。该图有一个单相区L，三个两相区： $L + A$ 、 $L + B$ 、 $L + C$ 和一个三相区 $L + A + B$ 。由于立体模型的三相区是以三条单变量线 E_1E 、 A_2A_1 、 B_3B_1 为棱边的空间三棱柱体，因此 $L + A + B$ 三相区的等温截面一定是一个直边三角形。三角形的三个顶点分别表示三个平衡相在该温度下的成分，三角形的边是三相区与两相区的边界线，同时它也是两相区中的一条连接线。单相区与两相区的交线均为曲线。图5-14 d 的截面温度为 t_{E_3} ，由于 $t_{E_3} < t_{E_2} < t_{E_1}$ ，所以截面分别与 E_1E 、 E_2E 两条二元共晶线相交，出现两个三相区 $L + A + B$ 、 $L + B + C$ 。图5-14 e 的截面温度为 T_5 ，由于 $t_{E_3} > t_5 > t_E$ ，在截面图中出现了三个三相区： $L + A + B$ 、 $L + B + C$ 、 $L + C + A$ ，三个两相区： $L + A$ 、 $L + B$ 、 $L + C$ 和一个单相区L。

通过对以上五个等温截面的分析可以看出，等温截面上的三相平衡区都是直边三角形，这是一个普遍规律。与三角形的三个边相邻接的是两相平衡区。三角形的三个顶点与单相区相接，分别表示该温度下三个平衡相的成分。与三元相图的立体模型相对照就可看出，三角

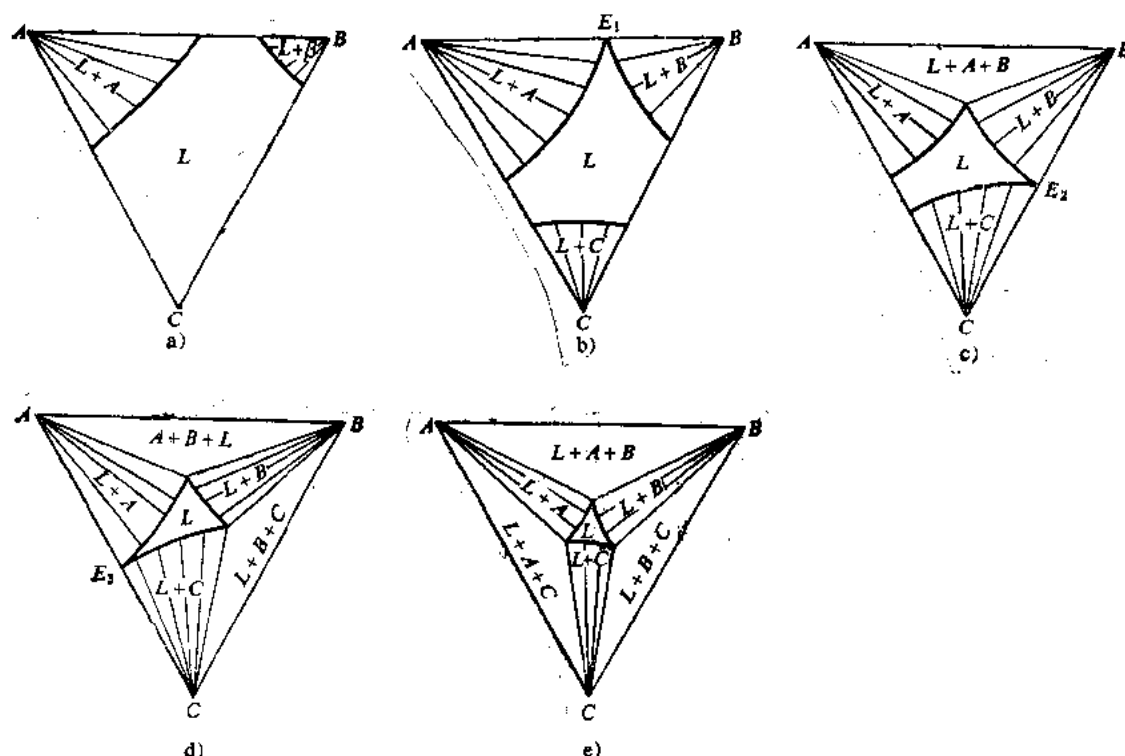


图5-14 三元共晶相图的等温截面

a) $t_B > t_1 > t_C$ b) $T_2 = T_{E_1}$ c) $t_3 = t_{E_2}$ d) $t_5 = t_{E_3}$ e) $t_{E_3} > t_5 > t_E$

形的三个直边实际上是水平截面与三棱柱体侧面的交线，三个顶点是水平截面与三棱柱体棱边（单变量线）的交点。

（三）变温截面

图5-15 a 表示平行于 AB 边的 cd 垂直平面与立体模型中各种面的交线， cd 垂直平面在成分三角形中的位置示于图5-15 b，从而得到了 cd 变温截面。从图中可以看出， c_2e_1 、 d_2e_1 是垂直平面与液相面的交线； c_2p_1 、 p_1e_1 、 e_1g_1 、 g_1d_2 是垂直平面与四个二元共晶曲面的交线； c_1d_1 是垂直平面与三元共晶面的交线。

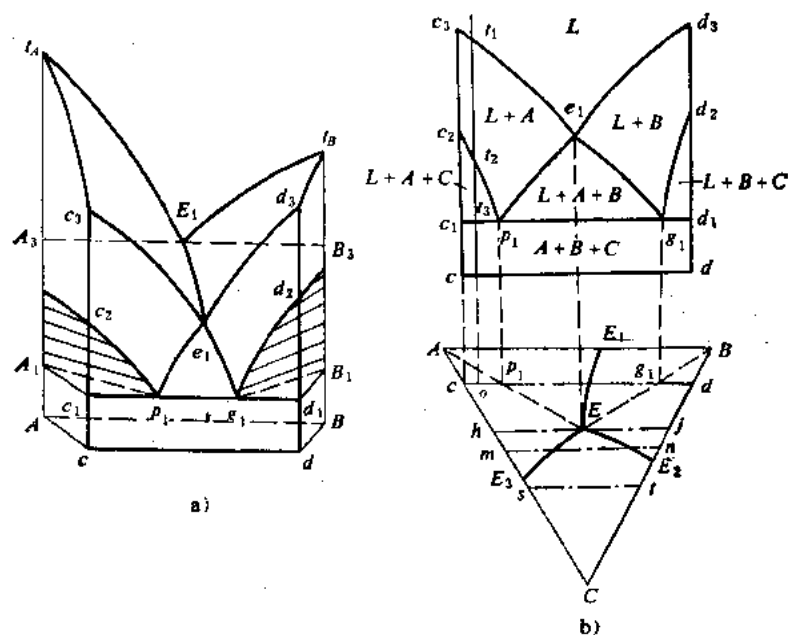


图5-15 平行于 AB 边的 cd 变温截面

a) 立体模型 b) 变温截面

可利用变温截面分析合金的结晶过程，例如合金 o ，其相变温度和相变特征在变温截面上一目了然。合金在 t_1 温度以上为液相，合金冷却到 t_1 温度，开始由液相中析出初晶 A ，在 $t_1 \sim t_2$ 之间是 $L + A$ 二个相。到 t_2 温度，合金中开始发生 $L \rightarrow A + C$ 二元共晶转变，从液相中析出二元共晶组织 ($A + C$)，直到 t_3 温度。在 t_3 温度发生 $L \rightarrow A + B + C$ 三元共晶转变，得到三元共晶组织，这一转变直到液相全部消失为止。因此， o 合金冷却到室温时，其组织

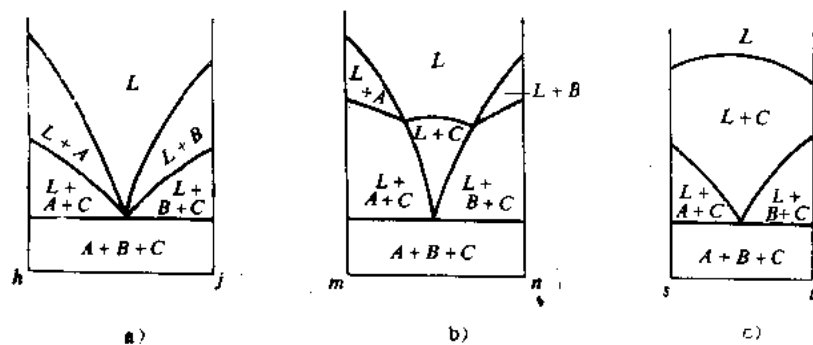


图5-16 平行于 AB 边的几个变温截面

为：初晶 A + 二元共晶 $(A + C)$ + 三元共晶 $(A + B + C)$ 。

平行于 AB 边 (图5-15 b) 的 hj 、 mn 、 st 三个变温截面如图5-16所示。

图5-17是通过成分三角形顶点 A 的 Ab 变温截面。图中的 t_1g_1 、 g_1b_2 是垂直截面与液相面的交线； A_2g_1 、 g_1r_1 、 r_1b_2 是垂直截面分别与三个二元共晶面的交线， A_1b_1 是垂直截面与三元共晶面的交线，由于三元共晶面平行于成分三角形，所以它是一条水平线。应当指出，图中的 A_2g_1 水平线并不表示等温转变，它仅表示 Ag 线段上的合金都在 A_2g_1 温度开始析出二元共晶 $L \rightarrow A + B$ ，都到三元共晶温度才凝固完毕。

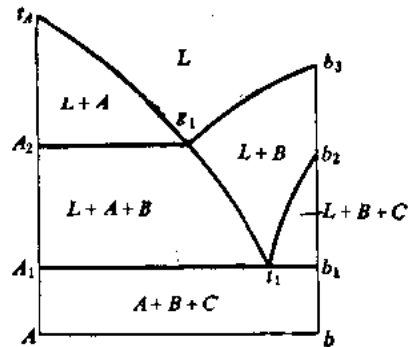


图5-18为通过 A 、 E 二点的 Ah 变温截面。图5-19为通过顶点 B 的 Bs 变温截面。

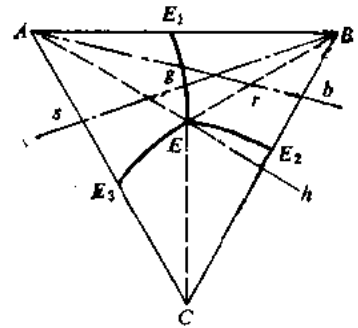


图5-17 通过顶角 A 的 Ab 变温截面

在利用变温截面时一定要注意，在变温截面上不能分析相变过程中相的成分变化，因为它们的成分不在此截面上变化，所以不能应用杠杆定律计算相和组织的含量。

(四) 投影图

图5-20为三组元在固态完全不溶的共晶相图的投影图。图中 E_1E 、 E_2E 、 E_3E 是二元共晶线的投影， AE 、 BE 、 CE 三条虚线是二元共晶曲面与三元共晶面的交线。此外， AE_1EE_3A 、 BE_1EE_2B 、 CE_2EE_3C 分别是三个液相面的投影。 AEE_1 、 BEE_1 、 BEE_2 、 CEE_2 、 CEE_3 、 AEE_3 则分别为六个二元共晶曲面的投影。三元共晶面的投影仍为 $\triangle ABC$ 。

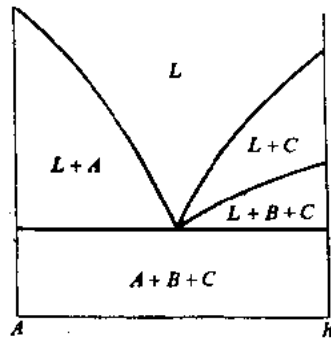


图5-18 通过 Ah 的变温截面

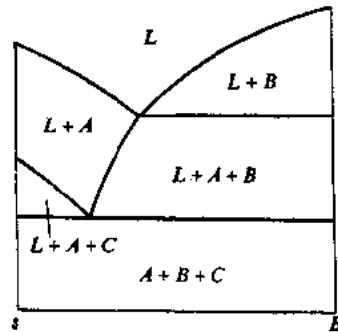


图5-19 通过顶角 B 的 Bs 变温截面

利用投影图可以分析合金的结晶过程，并能确定平衡相的组成和含量。现以合金 O 为例进行讨论。

合金 O 冷却至液相面时 (相当于 t_1 温度) 开始结晶，析出初晶 A 。随着温度的不断降低， A 晶体不断增加，液相的数量不断减少。由于 A 晶体的成分固定不变，根据直线法则，液相的成分由 O 点沿 AO 的延长线逐渐变化。当液相的成分变化到与 E_1E 线相交的 m 点 (相当于 t_2 温度) 时，开始发生二元共晶转变： $L \rightarrow A + B$ 。随着温度的不断降低，二元共晶体 ($A + B$) 逐渐增多，同时液相的成分沿 E_1E 二元共晶线变化。当液相的成分变化到至 E 点 (相

当于 t_3 温度)时,发生三元共晶转变: $L \rightarrow A + B + C$,直到液体全部消失为止。之后温度继续降低,组织不再发生变化。故合金 O 在室温下的平衡组织是初晶 A + 二元共晶($A + B$) + 三元共晶($A + B + C$)。图5-21为该合金室温下的组织示意图及与此相对应的Pb-Sn-Bi三元合金的室温组织(初晶 + 二元共晶 + 三元共晶)。

如果在投影图上还画有液相等温线,并标有温度值,则合金结晶过程的温度(如 t_1 、 t_2 、 t_3 等)就可以直接读出了。

合金 O 在三元结晶完成后进入 $A + B + C$ 三相区,这三相的含量可分别用重心定律求出:

$$w_A = \frac{Oa_1}{Aa_1} \times 100\%$$

$$w_B = \frac{Ob_1}{Bb_1} \times 100\%$$

$$w_C = \frac{Oc_1}{Cc_1} \times 100\%$$

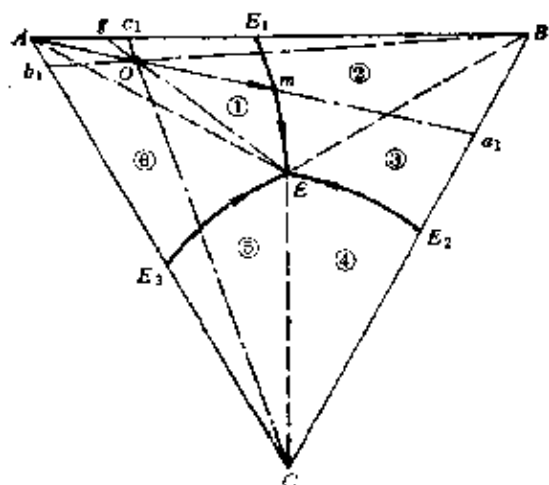


图5-20 三元共晶相图的投影图

合金的组织组成物含量可以利用杠杆定律求出。当液相的成分刚刚到达二元共晶线 E_1E 上的 m 点时,初晶 A 的含量为:

$$w_A = \frac{Om}{Am} \times 100\%$$

当液相的成分到达 E 点刚要发生三元共晶转变时,剩余的液相可以利用杠杆定律求出,然而这部分液体随即发生三元共晶转变,形成三元共晶组织。因此这部分液相的相对量也就是三元共晶组织($A + B + C$)的含量。

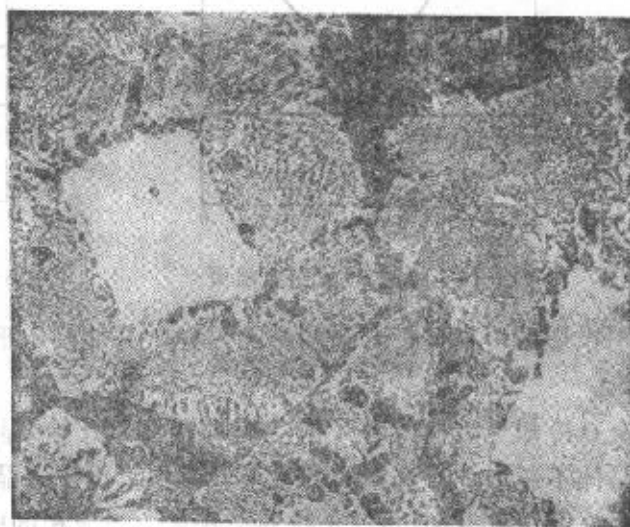
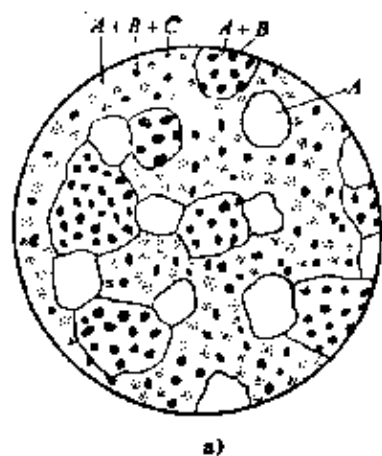


图5-21 合金 O 在室温下的组织示意图(a)及Pb-Sn-Bi三元合金室温组织(b)

a) 初晶 A + 二元共晶($A + B$) + 三元共晶($A + B + C$) b) 初晶 Bi + 二元共晶($Sn + Bi$) + 三元共晶($Bi + Sn + Pb$) $\times 100$

$$w_{(A+B+C)} = \frac{Og}{Eg} \times 100\%$$

二元共晶的含量则为:

$$w_{(A+B)} = \left(1 - \frac{Om}{Am} - \frac{Og}{Eg} \right) \times 100\%$$

用同样的方法可以分析投影图中其它区域合金的结晶过程, 结晶完成后的组织组成物如表 5-1 所示。

表5-1 平衡结晶后的组织

成分点的区域	组织组成物	成分点的区域	组织组成物
1	$A + (A+B) + (A+B+C)$	AE线	$A + (A+B+C)$
2	$B + (A+B) + (A+B+C)$	BE线	$B + (A+B+C)$
3	$B + (B+C) + (A+B+C)$	CE线	$C + (A+B+C)$
4	$C + (B+C) + (A+B+C)$	E_1E	$(A+B) + (A+B+C)$
5	$C + (A+C) + (A+B+C)$	E_2E	$(B+C) + (A+B+C)$
6	$A + (A+C) + (A+B+C)$	E_3E	$(A+C) + (A+B+C)$
		E点	$A+B+C$

二、组元在固态有限溶解, 具有共晶转变的相图

上面讨论了三组元在固态互不溶解的三元共晶相图。但实际上经常遇到的情况往往是组元间有一定的互溶能力, 因此, 掌握固态下有限溶解的三元共晶相图更有实际意义。

(一) 相图分析

图5-22为固态下有限溶解的三元共晶相图立体模型。它与组元在固态完全不溶的共晶相图(图5-12)基本相同, 其区别仅在于在相图中增加了三个单相固溶体区 α 、 β 、 γ 以及与之相应的固态溶解度曲面。

1. 液相面

从图5-22可以看出, 液相面共有三个, 即 $A'e_1Ee_3A'$ 、 $B'e_1Ee_2B'$ 、 $C'e_2Ee_3C'$ 。在液相面之上为液相区, 当合金冷却到与液相面相交时, 分别从液相中析出 α 、 β 和 γ 相。

三个液相面的交线 e_1E 、 e_2E 、 e_3E 为三条二元共晶线, 位于这些曲线上的液相, 当温度降低至与这些线相交时, 将发生三相平衡的二元共晶反应, 即 $L \rightarrow \alpha + \beta$ 、 $L \rightarrow \beta + \gamma$ 、 $L \rightarrow \gamma + \alpha$ 。E点为三元共晶点, 或四相平衡共晶点, 位于此点成分的液相。将发生四相平衡的三元共晶转变 $L \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$ 。以上这些均与组元在固态完全不溶的三元共晶相图相同。

2. 固相面

图5-12的固相面只有一个, 即三元共晶面, 但在图5-22中, 由于三组元在固态下相互溶解, 形成三个

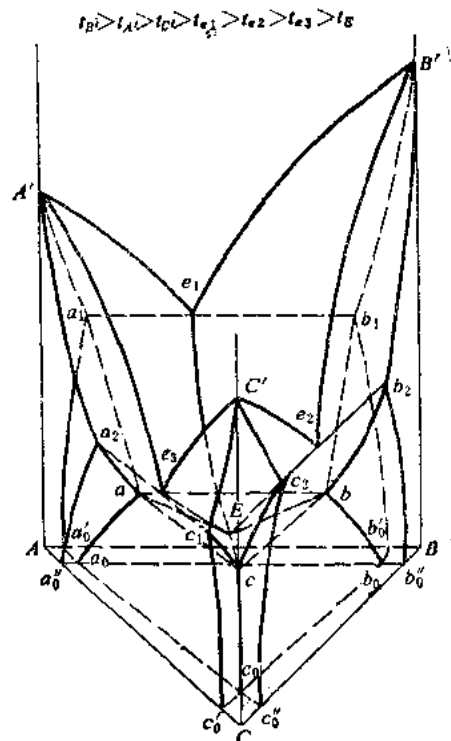


图5-22 固态下有限溶解的三元共晶相图

固溶体 α 、 β 、 γ ，因此在相图中形成三种不同类型的固相面：

(1) 三个固溶体 (α 、 β 、 γ) 相区的固相面： $A'a_1aa_2A'$ (α)、 $B'b_1bb_2B'$ (β)、 $C'c_1cc_2C'$ (γ)，它们分别是在液相全部消失的条件下， $L \rightarrow \alpha$ 、 $L \rightarrow \beta$ 、 $L \rightarrow \gamma$ 等两相平衡转变结束的曲面。

(2) 一个三元共晶面： abc 。

(3) 三个二元共晶转变结束面： a_1abb_1 ($\alpha + \beta$)、 b_2bcc_2 ($\beta + \gamma$)、 c_1caa_2 ($\gamma + \alpha$)，它们分别表示二元共晶转变： $L \rightarrow \alpha + \beta$ 、 $L \rightarrow \beta + \gamma$ 、 $L \rightarrow \gamma + \alpha$ 至此结束，并分别与三个两相区相邻接，如图5-23所示。

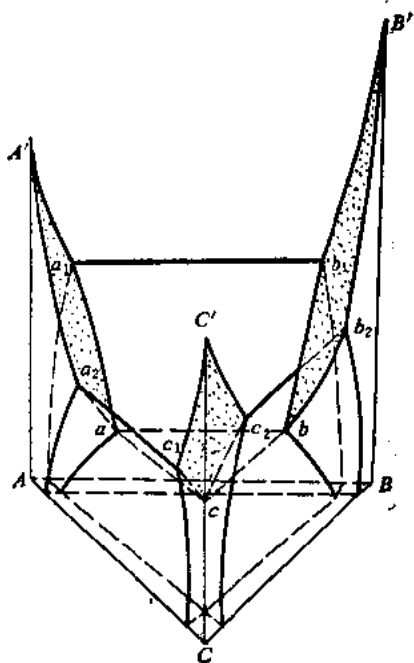


图5-23 三元共晶相图中的固相面

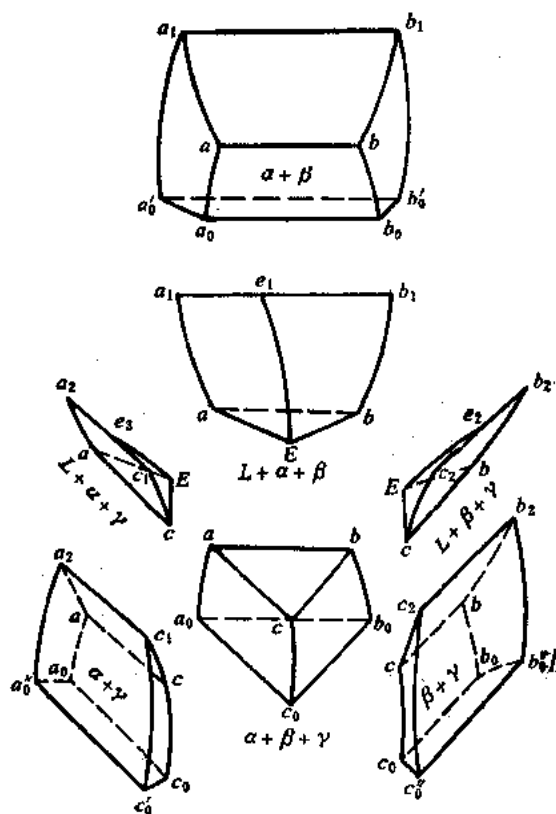


图5-24 三元共晶相图中的两相区和三相区

3. 二元共晶区

共有三组，每组构成一个三棱柱体，每个三棱柱体是一个三相平衡区。

图5-24画出了三元共晶相图中四个三个相区和部分两相区。在 $L + \alpha + \beta$ 三相平衡棱柱中，其 $a_1aEe_1a_1$ 和 $b_1bEe_1b_1$ 是二元共晶开始面，当液相冷至与此二曲面相交时，开始发生二元共晶转变 $L \rightarrow \alpha + \beta$ ， a_1abb_1 是二元共晶转变结束面（同时也是一个固相面）。三棱柱体的底面是三元共晶转变的水平面，上端封闭成一条水平线。三棱柱体的三条棱边 e_1E 、 a_1a 、 b_1b 分别是三相 L 、 α 和 β 的成分变温线，即单变量曲线。

另外两个三相平衡棱柱与此大致相同。从图5-22可以看出， $b_2bEe_2b_2$ 和 $c_2cEe_2c_2$ 为 ($\beta + \gamma$) 的二元共晶转变开始面， b_2bcc_2 为 ($\beta + \gamma$) 二元共晶转变结束面。三个曲面构成的三棱柱体是 $L + \beta + \gamma$ 的三相平衡区， b_2b 、 c_2c 、 e_2E 分别是 β 、 γ 和 L 相的单变量曲线。 c_1c

Ee_3c_1 和 $a_2aEe_3a_2$ 是 $(\gamma + \alpha)$ 二元共晶转变的开始面, a_2acc_1 是其转变结束面, 三个曲面所构成的三棱柱体是 $\gamma + \alpha + L$ 的三相平衡区。 c_1c 、 a_2a 、 e_3E 分别是 γ 、 α 和 L 相的单变量曲线。

4. 溶解度曲面

在三个二元共晶相图中, 各有两条溶解度 (或固溶度) 曲线, 如 $a_1a'_0$ 、 $b_1b'_0$ 等。随着温度的降低, 固溶体的溶解度下降, 从中析出次生相。在三元相图中, 由于第三组元的加入, 溶解度曲线变成了溶解度曲面, 随着温度的降低, 同样将从固溶体中析出次生相来, 这些溶解度曲面的存在, 是三元合金进行热处理强化的重要依据。

图 5-24 示出了 α 和 β 两个溶解度曲面: $a_1aa_0a'_0a_1$ 和 $b_1bb_0b'_0b_1$, 其中的 a 点表示组元 B 和 C 在 α 相中的溶解度极限, a_0 表示组元 B 和 C 在 α 相中于室温时的溶解度极限; b 点表示组元 A 和 C 在 β 相中的溶解度极限, b_0 表示 A 、 C 两组元在室温 β 相中的溶解度极限。通过上述一对溶解度曲面, 分别发生脱溶转变:



这样的溶解度曲面还有四个, 即 $b_1bb_0b'_0b_1$ 、 $c_2cc_0c'_0c_2$ 、 $c_1cc_0c'_0c_1$ 、 $a_2aa_0a'_0a_2$ 。

此外, aa_0 、 bb_0 、 cc_0 分别为两两溶解度曲面的交线, 它们又是三相平衡区 $\alpha + \beta + \gamma$ 三棱柱体的三个棱边 (图 5-24), 是 α 、 β 、 γ 三相的成分变温线, 即单变量曲线。成分相当于 aa_0 线上的 α 固溶体, 当温度降低时, 将从 α 相中同时析出 β_1 和 γ_1 两种次生相。同样, 相当于 bb_0 、 cc_0 线上的合金, 当温度降低时, 也分别从 β 和 γ 相中同时析出 $\gamma_1 + \alpha_1$ 和 $\alpha_1 + \beta_1$ 两种次生相来, 所以又称这三条线为同析线。

5. 相区

该相图共有四个单相区, 即液相区 L 和 α 、 β 、 γ 三个单相固溶体区。有六个两相区, 即 $L + \alpha$ 、 $L + \beta$ 、 $L + \gamma$ 、 $\alpha + \beta$ 、 $\beta + \gamma$ 、 $\gamma + \alpha$ 。有四个三相区, 其中位于三元共晶面之上的有三个: $L + \alpha + \beta$ 、 $L + \beta + \gamma$ 、 $L + \gamma + \alpha$ 。位于三元共晶面之下的有一个: $\alpha + \beta + \gamma$ 。此外, 还有一个四相共存区: $L + \alpha + \beta + \gamma$, 三角形的顶点是三个固相的成分点, 液相的成分点位于三角形之中。

(二) 等温截面

图 5-26 为该相图在几个不同温度时的等温截面。从图中可以看出, 二元相图中的相区接触法则对三元相图同样适用: 即相图中相邻相区平衡相的数目总是相差 1 个。此外, 单相区与两相区的相界线往往是曲线, 而两相区与三相区的相界线则是直线。三相区总是呈直边三角形, 三角形的三个顶点与三个单相区相连, 这三个顶点就是该温度下三个平衡相的成分点。

利用杠杆定律和重心法则可以计算两相平衡及三相平衡时的平衡相的含量。如合金 O 在 $T = t_0$ 温度时处于 $L + \alpha + \beta$ 三相平衡状态, 三个相的成分分别为 E 、 x 、 y , 根据重心法则可知合金 O 中三相的含量为:

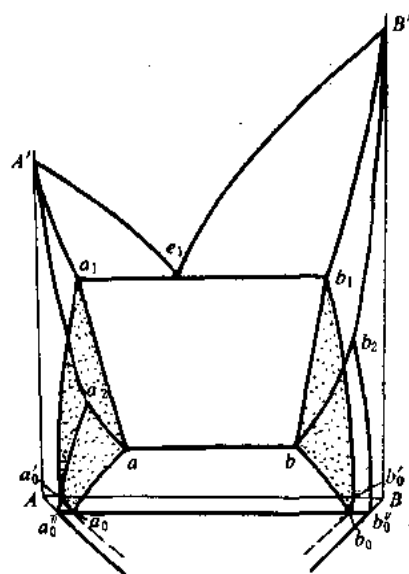


图 5-25 α 和 β 相的溶解度曲面

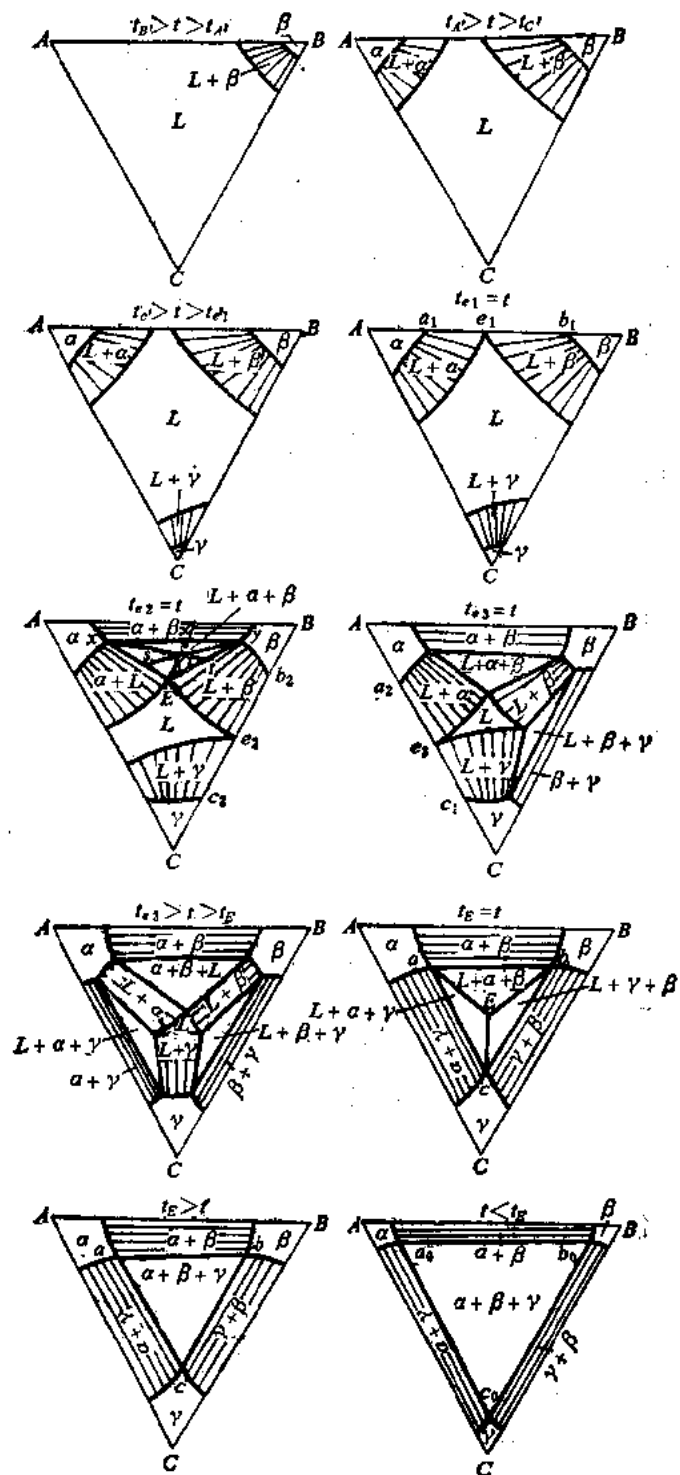


图5-26 共晶相图的一些等温截面

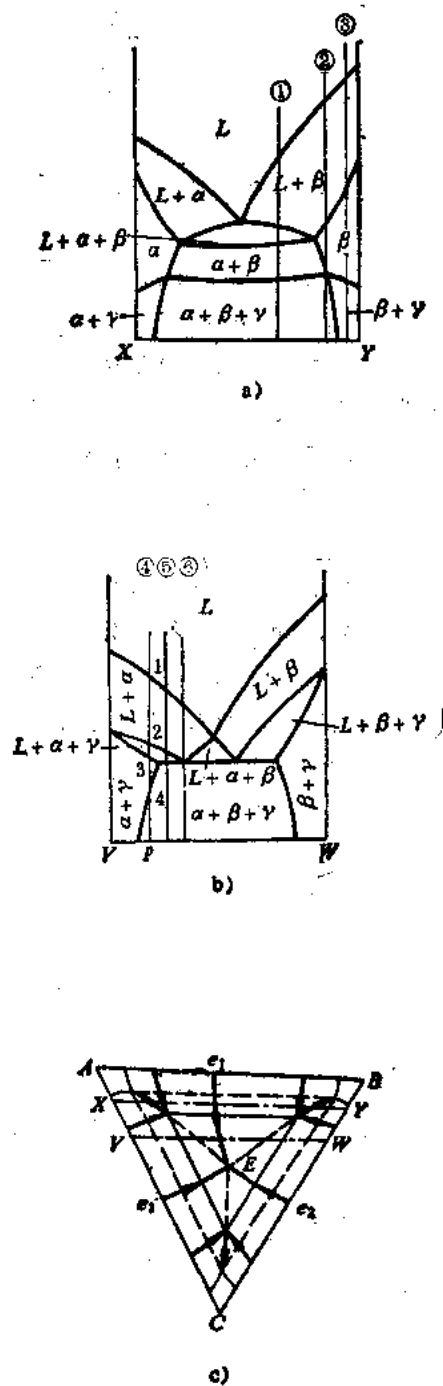


图5-27 三元共晶相图的变温截面

$$w_L = \frac{Oq}{zq} \times 100\%$$

$$w_\alpha = \frac{Ot}{xt} \times 100\%$$

$$w_\beta = \frac{Os}{ys} \times 100\%$$

(三) 变温截面

图 5-27 为图 5-22 的两个变温截面图，两个截面在成分三角形的位置示于图 5-27 c。从这两变温截面图中可以清楚地看出共晶型相图的典型特征：凡截到四相平衡平面（三元共晶面）时，在变温截面中形成水平线；在该水平线之上，有三个三相平衡区，在水平线之下，有一个由三个固相组成的三相平衡区。如果未截到四相平衡平面，但截到了三相（ $L + \alpha + \beta$ ）共晶转变的开始面（ $a_1 a E e_1 a_1$ 、 $b_1 b E e_1 b_1$ ）和共晶转变结束面（ $a_1 b_1 b a a_1$ ）（见图 5-23），则形成顶点朝上的曲边三角形，这是三相共晶（二元共晶）平衡区的典型特征。

利用变温截面分析合金的结晶过程显得很方便。如图 5-27 b 中的合金 P，从 1 点开始结晶出初晶 α ，至 2 点开始进入三相区，发生 $L \rightarrow \alpha + \gamma$ 二元共晶转变，冷至 3 点，凝固过程即告中止。在 4 点以下，由于溶解度的变化而进入三相区，析出 β_1 相，室温组织为 $\alpha + (\alpha + \gamma) +$ 少量次生相 β_1 。

(四) 投影图

固态有溶解度的三元共晶相图的投影图如图 5-28 所示。图中的 $e_1 E$ 、 $e_2 E$ 、 $e_3 E$ 是三条二元共晶转变线的投影，箭头表示从高温到低温的方向。这三条线把液相面分成三个部分，即 $A e_1 E e_3 A$ 、 $B e_1 E e_2 B$ 、 $C e_2 E e_3 C$ ，合金冷却到这三个液相面时将分别从液相中结晶出初晶 α 、 β 和 γ 相。 α 、 β 和 γ 三个单相区的固相面投影分别为 $A a_2 a a_1 A$ 、 $B b_1 b b_2 B$ 、 $C c_1 c c_2 C$ 。

在分析立体模型时曾经指出，三相平衡区的立体模型是三棱柱体，三条棱边是三个相的成分随温度而变化的曲线，即单变量线。从投影图中可以看出， $e_1 E$ 、 $a_1 a$ 、 $b_1 b$ 分别为 $L + \alpha + \beta$ 三相区中三个相的单变量线、箭头表示从高到低温的走向。 $L + \beta + \gamma$ 三相区中的三个相的单变量线分别为 $e_2 E$ 、 $b_2 b$ 、 $c_2 c$ 。 $L + \gamma + \alpha$ 三相区中 L 、 γ 、 α 的单变量线为 $e_3 E$ 、 $c_1 c$ 和 $a_2 a$ 。这三个三相平衡区分别起始于二元系的共晶转变线 $a_1 b_1$ 、 $b_2 c_2$ 和 $c_1 a_2$ ，终止于四相共存平面上的连接线三角形： $\Delta a b E$ 、 $\Delta b c E$ 、 $\Delta c E a$ 。

投影图中间的三角形 abc 是四相平衡共晶平面。在这里发生四相平衡共晶转变之后，形成 $\alpha + \beta + \gamma$ 三相平衡区（图 5-24）。该三相平衡区的上底面是连接三角形 abc ，下底面是连接三角形 $a_0 b_0 c_0$ 。 α 、 β 、 γ 三相的单变量线分别是 aa_0 、 bb_0 、 cc_0 。 α 单相区的极限区域是 $A a_1 a a_2 A$ ， β 和 γ 单相区的极限区域分别为 $B b_1 b b_2 B$ 和 $C c_1 c c_2 C$ 。 α 、 β 、 γ 在室温下的单相区域分别为 $A a'_0 a_0 A$ 、 $B b'_0 b_0 B$ 、 $C c'_0 c_0 C$ 。

投影图中的所有单变量线都用箭头表示其从高温到低温的走向。可以看出，三条液相单变量线都自高温而下聚于四相平衡共晶转变点 E ，这是三元共晶型转变投影图的共同特征。

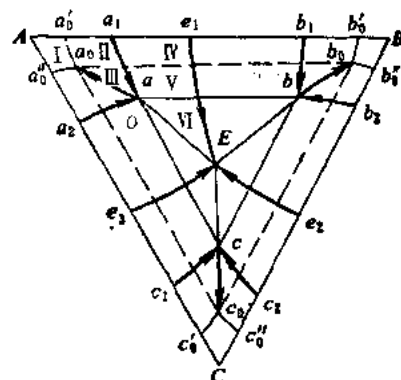
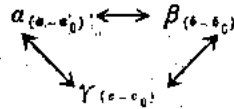


图 5-28 三元共晶相图投影图

下面以合金O为例,分析合金的结晶过程。当合金缓冷至与 Ac_1Ec_3A 液相面相交时,开始从液相中结晶出初晶 α ,随着温度的不断降低, α 相数量不断增多,液相 L 和固相 α 的成分分别沿着液相面和固相面呈蝴蝶形规律变化,这一过程与三元匀晶合金相同。当合金冷却到与二元共晶曲面 $a_1e_1Eaa_1$ 相交时,进入 $L+\alpha+\beta$ 三相平衡区,并发生 $L\rightarrow\alpha+\beta$ 共晶转变,在转变过程中,液相的成分沿 e_1E 变化, α 相和 β 相的成分相应地沿 a_1a 和 b_1b 变化。当温度到达四相平衡共晶温度 t_E 时,液相的成分为 L_E , α 和 β 相的成分为 α_E 和 β_E ,发生四相平衡共晶转变 $L_E\rightarrow\alpha_E+\beta_E+\gamma_E$,直至液相全部消失为止。此时合金的组织为:初晶 α +二元共晶体 $(\alpha+\beta)$ +三元共晶体 $(\alpha+\beta+\gamma)$ 。

继续降温时, α 、 β 、 γ 相的成分分别沿 aa_0 、 bb_0 、 cc_0 变化,由于溶解度的改变,这三条曲线又都是同析线,即从每个固相中不断地析出另外两相,这个转变可以表示为:



可以用同样的方法分析其它合金的结晶过程,图5-28中所标注的六个区域,可以反映该三元系各种类型合金的凝固特点,它们的平衡结晶过程及组织组成物和相组成物列于表5-2中。

表5-2 三元共晶相图中合金的结晶过程及其组织组成物与相组成物

区域	冷却通过的曲面	转 变	组织组成物	相组成物
I	α 相液相面 Ac_1Ec_3A α 相固相面 Aa_1aa_2A	$L\rightarrow\alpha$ α 相凝固完毕	α	α
II	α 相液相面 Ac_1Ec_3A α 相固相面 Aa_1aa_2A α 相溶解度曲面 $a_1aa_0a'_0a_1$	$L\rightarrow\alpha_{II}$ α 相凝固完毕 α 相均匀冷却 $\alpha\rightarrow\beta_I$	$\alpha_{II}+\beta_I$	$\alpha+\beta$
III	α 相液相面 Ac_1Ec_3A α 相固相面 Aa_1aa_2A α 相溶解度曲面 $a_1aa_0a'_0a_1$ 三相区 $(\alpha+\beta+\gamma)$ 侧面 aa_0b_0ba	$L\rightarrow\alpha_{II}$ α 相凝固完毕 α 相均匀冷却 $\alpha\rightarrow\beta_I$ $\alpha\rightarrow\beta_I+\gamma_I$	$\alpha_{II}+\beta_I+\gamma_I$	$\alpha+\beta+\gamma$
IV	α 相液相面 Ac_1Ec_3A 三相平衡共晶开始面 $a_1aEc_1a_1$ 三相平衡共晶终止面 $a_1abb_1a_1$ 溶解度曲面: $a_1aa_0a'_0a_1$ $b_1bb_0b'_0b_1$	$L\rightarrow\alpha_{II}$ $L\rightarrow\alpha+\beta$ $(\alpha+\beta)$ 共晶转变完毕 $\alpha\rightarrow\beta_I$ $\beta\rightarrow\alpha_I$	$\alpha_{II}+(\alpha+\beta)+\alpha_I+\beta_I$	$\alpha+\beta$
V	α 相液相面 Ac_1Ec_3A 三相平衡共晶开始面 $a_1aEc_1a_1$ 三相平衡共晶终止面 $a_1abb_1a_1$ 溶解度曲面 $a_1aa_0a'_0a_1$ $b_1bb_0b'_0b_1$ 三相区 $(\alpha+\beta+\gamma)$ 侧面 aa_0b_0ba	$L\rightarrow\alpha_{II}$ $L\rightarrow\alpha+\beta$ $(\alpha+\beta)$ 共晶转变完毕 $\alpha\rightarrow\beta_I$ $\beta\rightarrow\alpha_I$ $\alpha\rightarrow\beta_I+\gamma_I$, $\beta\rightarrow\alpha_I+\gamma_I$	$\alpha_{II}+(\alpha+\beta)+\alpha_I+\beta_I+\gamma_I$	$\alpha+\beta+\gamma$
VI	α 相液相面 Ac_1Ec_3A 三相平衡共晶开始面 $a_1aEc_1a_1$ 四相平衡共晶面 abc 三相区 $(\alpha+\beta+\gamma)$ 侧面 abb_0a_0a bcc_0b_0b , cc_0a_0ac	$L\rightarrow\alpha_{II}$ $L\rightarrow(\alpha+\beta)$ $L\rightarrow\alpha+\beta+\gamma$ $\alpha\rightarrow\beta_I+\gamma_I$ $\beta\rightarrow\alpha_I+\gamma_I$, $\gamma\rightarrow\alpha_I+\beta_I$	$\alpha_{II}+(\alpha+\beta)+(\alpha+\beta+\gamma)+\alpha_I+\beta_I+\gamma_I$	$\alpha+\beta+\gamma$

§ 5-5 三元相图总结

三元相图种类繁多, 结构复杂, 以上仅举几种典型的三元相图为例, 说明其立体结构模型、等温截面、变温截面、投影图及合金结晶过程的一些规律性。现把所涉及到的某些规律性再进行归纳整理, 掌握了这些规律性, 就可以举一反三, 触类旁通, 有助于对其它相图的分析和使用。

一、三元系的两相平衡

二元相图的两相区以一对共轭曲线为边界, 三元相图的两相区以一对共轭曲面为边界, 投影图上就有这两个面的投影。由于两相区的自由度为 2, 所以无论是等温截面还是变温截面都截取一对曲线为边界的区域。在等温截面上, 平衡相的成分由两相区的连接线确定, 可以应用杠杆定律计算相的含量。当温度变化时, 如果其中一个相的成分不变, 则另一个相的成分沿不变相的成分点与合金成分点的延长线变化。如果两相成分均随温度而变化时, 则两相的成分按蝴蝶形规律变化。在变温截面上, 只能判断两相转变的温度范围, 不反映平衡相的成分, 故不能用杠杆定律计算相的含量。

二、三元系的三相平衡

三元系的三相平衡, 其自由度数为 1。三相平衡区的立体模型是一个三棱柱体, 三条棱边为三个相成分的单变量线。三相区的等温截面是一个直边三角形, 三个顶点即三个相的成分点, 各连接一个单相区, 三角形的三个边各邻接一个两相区, 可以用重心法则计算各相的含量。在变温截面上, 如果垂直截面截过三相区的三个侧面, 则呈曲边三角形, 三角形的顶点并不代表三个相的成分, 所以不能用重心法则计算三个相的含量。

如何判断三相平衡为二元共晶反应还是二元包晶反应呢? 一是从三相空间结构的连接线三角形随温度下降的移动规律进行判定, 如图 5-29 所示。三相共晶和三相包晶的空间模型虽然都是三棱柱体, 但其结构有所不同, a 图中的 $\alpha\beta$ 线为二元共晶线, 位于中间的 L 为共晶点。加入第三组元之后, 随着温度的降低, L 的单变量线走在前面, α 和 β 的单变量线在后面。b 图的 αL 为二元包晶线, 中间的 β 为包晶点, 加入第三组元后, 随着温度的降低, α 和 L 的单变量线在前面, β 的单变量线在后面。凡是位于前面的都是参加反应相, 位于后面的是反应生成相。故 a 为二元共晶反应, b 为二元包晶反应。另一方面还可以从变温截面上三相区的曲边三角形来判定。如果垂直截面截过三相区的三个侧面时, 就会出现图 5-30 所示的两种不同的图形。两个曲边三角形的顶点均与单相区衔接, 其中 a 图

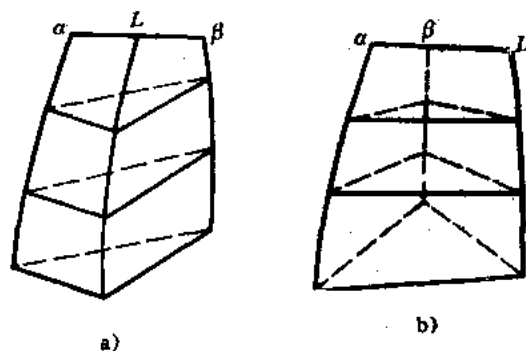


图 5-29 三元相图中三相平衡的两种基本形式

a) 共晶型 b) 包晶型

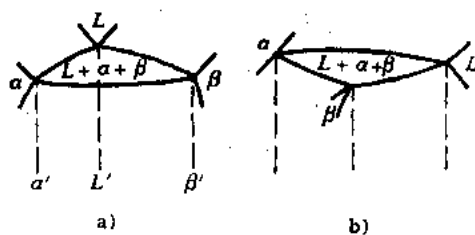


图 5-30 从变温截面的三相区特点

判断三相平衡反应

a) 二元共晶反应 b) 二元包晶反应

居中的单相区(L)在三相平衡区上方; b 图居中的单相区(β)在三相平衡区的下方,遇到这种情况,可以立刻断定, a 图中的三相区内发生二元共晶反应, b 图三相区内发生二元包晶反应,这与二元相图的情况非常相似,差别仅在于水平直线已改换为三角形。如果曲边三角形的三个顶点邻接的不是单相区,则不能据此判定反应的类型,而需要根据邻区分布特点进行分析。

三相区的投影图就是三根单变量线的投影,这三条线两两组成三相区的三个二元共晶曲面,在看相图时要仔细辨认。

三、三元系的四相平衡

三元系的四相平衡,自由度等于零,为恒温反应。如果四相平衡中有一相是液体,另三相是固体,则四相平衡可能有三种类型:



三元相图立体模型中的四相平衡是由四个成分点所构成的等温面,这四个成分点就是四个相的成分,因此,四相平面和四个单相区相连,以点接触;四相平衡时其中任两相之间也必然平衡,所以四个成分点中的任两点之间的连接线必然是两相区的连接线,这样的连接线共有六根,即四相平面和六个两相区相连,以线接触。四相平衡时其中任三相之间也必然平衡,四个点中任三个点连成的三角形必然是三相区的连接三角形,这样的三角形共有四个,所以四相平面和四个三相区相连,以面接触。这一点最重要,因为根据三相区和四相平面的邻接关系,就可以确定四相平衡平面的反应性质。

四个三相区与四相平面的邻接关系有三种类型,

(1) 在四相平面之上邻接三个三相区,在四相平面之下邻接一个三相区。这样的四相平面为一三角形,三角形的三个顶点连接三个固相区,液相的成分点位于三角形之中。这种四相平衡反应为三元共晶反应。

(2) 在四相平面之上邻接两个三相区,在其之下邻接另两个三相区,这种四相平面为四边形,属于包共晶反应。反应式左边的两相(参加反应相)和反应式右边的两相(反应生成相)分别位于四边形对角线的两个端点。

(3) 在四相平面之上邻接一个三相区,在其之下邻接三个三相区,这种四相平衡属于三元包晶反应。四相平面为一三角形,参予反应相的三个成分点即三角形的顶点,反应生成相的成分点位于三角形之中。

四相平衡平面上下三相区的三种邻接关系总结于表 5-3 中。

从表中可以看出,对于三元共晶反应,反应之前为三个小三角形 $L\alpha\beta$ 、 $L\alpha\gamma$ 、 $L\beta\gamma$ 所代表的三个三相平衡,反应之后则为一个大三角形 $\alpha\beta\gamma$ 所代表的三相平衡;三元包晶反应前后的三相平衡情况恰好与三元共晶反应相反;包共晶反应之前为两个三角形 $L\alpha\beta$ 和 $L\alpha\gamma$ 所代表的三相平衡,反应之后则为另两个三角形 $\alpha\beta\gamma$ 和 $L\beta\gamma$ 所代表的三相平衡。

在等温截面上,当截面温度稍高于四相平衡平面时,则三元共晶反应的有三个三相区,包共晶反应的有两个三相区,三元包晶反应的仅有一个三相区。当截面温度稍低于四相平衡平面时,则三元共晶反应的有一个三相区,包共晶反应的有两个三相区,三元包晶反应的有三个三相区。

表5-3 三元系三种四相平衡的相成分点和反应前后的三相平衡情况

反应类型	三元共晶反应 $L \rightleftharpoons \alpha + \beta + \gamma$	包共晶反应 $L + \alpha \rightleftharpoons \beta + \gamma$	三元包晶反应 $L + \alpha + \beta \rightleftharpoons \gamma$
四相平衡时的相成分			
反应前的三相平衡			
反应后的三相平衡			

在变温截面图上，由于四相平面是一个水平面，所以四相区一定是一条水平线。如果垂直截面能都截过四个三相区，那么对于三元共晶反应，在四相水平线之上有三个三相区，水平线之下有一个三相区，如图5-31 a 所示。对于包共晶反应，在四相水平线之上有两个三相区，水平线之下也有两个三相区，如图5-31 b 所示。对于三元包晶反应，在四相水平线之上有一个三相区，水平线之下有三个三相区，如图5-31 c 所示。如果垂直截面不能同时与四个三相区相截，那么就不能靠变温截面图来判断四相反应的类型。

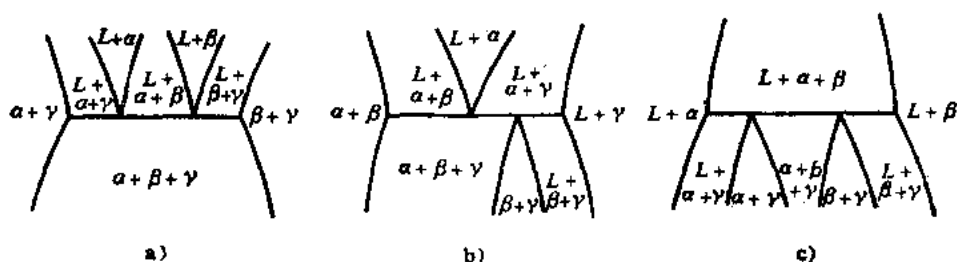


图5-31 从截过四个三相区的变温截面上判断四相平衡类型

a) $L \rightleftharpoons \alpha + \beta + \gamma$ b) $L + \alpha \rightleftharpoons \beta + \gamma$ c) $L + \alpha + \beta \rightleftharpoons \gamma$

四相平衡平面和四个三相区相连，每一个三相区都有三根单变量线，四相平面必然与12根单变量线相连接。因此，投影图主要就反映这12根线的投影关系。根据单变量线的位置和温度走向，可以判断四相平衡类型，如图5-32所示。

液相面的投影图应用十分广泛，等温线常用细实线画出并标明温度，液相单变量线常用粗实线画出并用箭头标明从高温到低温的方向。在以单变量线的走向判断四相反应类型时，

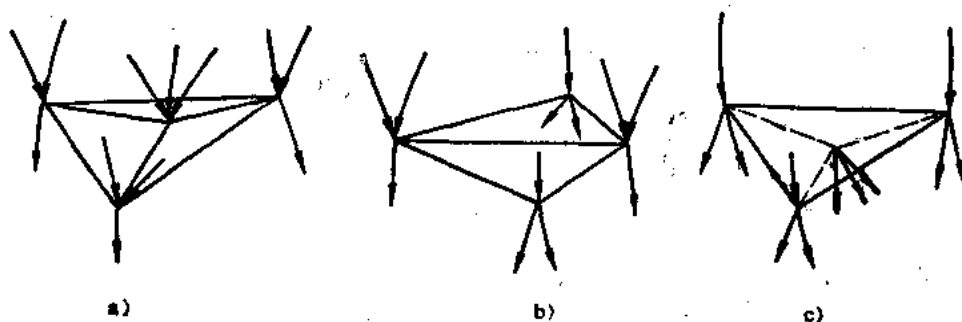


图5-32 根据单变量线的位置和走向判断四相平衡类型

a) 三元共晶反应 b) 包共晶反应 c) 三元包晶反应

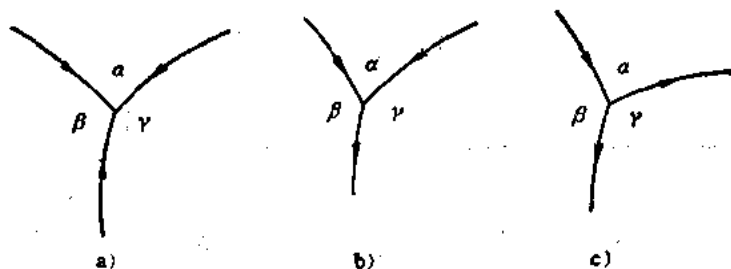


图5-33 根据三条单变量线的走向判断四相平衡类型

a) $L \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$ b) $L + \alpha \rightarrow \beta + \gamma$ c) $L + \alpha + \beta \rightarrow \gamma$

最常用的是液相的单变量线。当三条液相单变量线相交于一点时，在交点所对应的温度必然发生四相平衡转变。若三条液相单变量线上的箭头同时指向交点，则在交点所对应的温度发生三元共晶转变（图5-33 a）；若两条液相单变量线的箭头指向交点，一条背离交点，此时发生包共晶转变（图5-33 b）；若一条液相单变量线的箭头指向交点，两条背离交点，这种四相平衡属于包晶型（图5-33 c）。反应式的写法遵循以下原则：共晶反应是由液相生成这三条液相单变量线组成的三个液相面所对应的相；

包共晶反应是由液相和箭头指向交点的那两根单变量线组成的液相面所对应的相生成另两个液相面所对应的相；三元包晶反应是由液相以及箭头背离交点的两条液相单变量线外侧的两液相面所对应的相反应生成另一液相面所对应的相。根据以上原则，图5-33中三种类型的四相反应式可写为 a: $L \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$; b: $L + \alpha \rightarrow \gamma + \beta$; c: $L + \alpha + \beta \rightarrow \gamma$ 。

图5-34为 Cu-Al-Ni 系的液相面的投影图。根据液相单变量线的温度走向，可以判断其四相反应类型，并写出反应式： P_1 为包共晶反应，反应式为 $L + \text{Ni}_3\text{Al} \rightarrow \alpha + \beta$ ； P_2 为包共晶反应，反应式为 $L + \gamma \rightarrow \beta +$

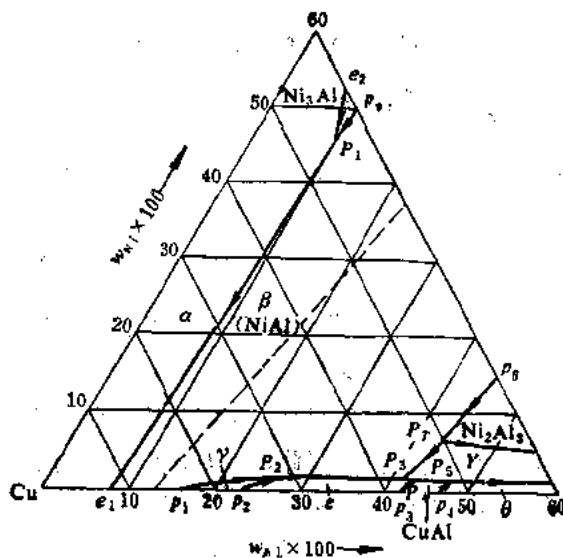


图5-34 Cu-Al-Ni系的液相面投影图

ϵ ; P_2 、 P_3 和 P_4 均为包共晶反应, 反应式依次为: $L + \beta \rightarrow \epsilon + Y$; $L + \epsilon \rightarrow Y + \text{CuAl}_2$; $L + \text{CuAl}_2 \rightarrow Y + \theta$; P_7 为包晶反应, 反应式为: $L + \beta + \text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow Y$ 。

四、相区接触法则

二元系的相区接触法则同样适用于三元系的各种截面图, 即相邻相区中的相数相差为 1。

§ 5-6 三元合金相图应用举例

一、Fe-C-Si 三元系变温截面

铸铁中的碳和硅对铸铁的凝固过程及组织有着重大的影响。图 5-35 为 Fe-C-Si 三元系的两个变温截面, 其中 a 图的含硅量 $w_{\text{Si}} = 2.4\%$, b 图的含硅量 $w_{\text{Si}} = 4.8\%$, 由此可知它们在成分三角形中都是平行于 Fe-C 边的。

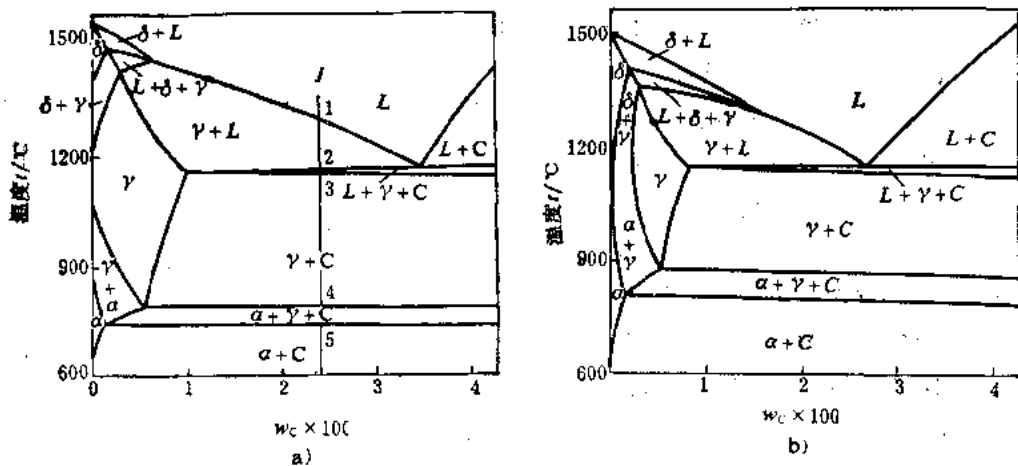


图 5-35 Fe-C-Si 三元系垂直截面

a) $w_{\text{Si}} = 2.4\%$ b) $w_{\text{Si}} = 4.8\%$

两个变温截面与 Fe-C 相图十分相似, 图中存在四个单相区: 液相 L 、铁素体 a 、高温铁素体 δ 和奥氏体 γ 。此外还有七个两相区和三个三相区。在分析相图时, 要设法搞清楚各相区转变的类型, 两相区比较简单, 很容易分析, (例如 $L + \delta$ 两相区是 $L \rightleftharpoons \delta$ 之间的两相平衡; $L + \gamma$ 是 $L \rightleftharpoons \gamma$ 的两相平衡等), 而判断三相区的转变类型就比较复杂。

$L + \delta + \gamma$ 三相区是一曲边三角形, 三个顶点分别与三个单相区相衔接, 并且居中的单相区在三相区的下方, 根据上节介绍的原则, 可知该三相区中发生二元包晶转变 $L + \delta \rightarrow \gamma$, 它与二元相图中的包晶转变差别仅在于不是在等温进行, 而是在一个温度区间进行。

$L + \gamma + C$ (石墨) 三相区上面的顶点与单相区 L 相衔接, 左面的顶点与单相区 γ 相连, 但右面不与单相区相连接。由此可知, 该截面未通过三棱柱体的三个侧面。在这种情况下, 可根据与之相邻的二相平衡区来判断它的转变类型, 在 $L + \gamma + C$ 三相区的下方是 $\gamma + C$ 两相区, 说明这里将要发生旧相 L 消失而形成 γ 和 C 的共晶转变, 即 $L \rightarrow \gamma + C$ 。用同样的方法可以判断在 $\gamma + a + C$ 三相区发生的是 $\gamma \rightarrow a + C$ 的共析转变。此处的共晶转变和共析转变都是在一个温度区间进行。

现在以合金 I 为例, 分析其结晶过程。当温度高于 1 点时, 合金处于液态, 在 1~2 点之间, 从液相中结晶出 γ , 即 $L \rightarrow \gamma$; 从 2 点开始发生共晶转变 $L \rightarrow \gamma + C$ 。冷却到 3 点, 共晶转变结束。在 4~5 点之间发生共析转变 $\gamma \rightarrow \alpha + C$, 在室温下该合金的相组成为铁素体和石墨。

利用 Fe-C-Si 三元系的变温截面可以确切地了解合金的相变温度, 以作为制订热加工工艺的依据。例如 $w_{Si} = 2.4\%$ 和 $w_C = 2.5\%$ 的灰铸铁, 由于距共晶点很近, 结晶温度间隔很小, 所以它的流动性很好。在相图上可以直接读出该合金的熔点 ($\approx 1200^\circ\text{C}$), 据此可确定它的熔炼温度和浇注温度。又如对 $w_{Si} = 2.4\%$ 、 $w_C = 0.1\%$ 的硅钢片, 由截面图可知, 只有将其加热到 980°C 以上, 才能得到单相奥氏体。因此, 对这种钢进行轧制时, 其始轧温度应为 $1120 \sim 1190^\circ\text{C}$ 。

此外, 从这两个截面图可以看出 Si 对 Fe-C 合金系的影响。随着硅含量的增加, 包晶转变温度降低, 共晶转变和共析转变温度升高, γ 相区逐渐缩小。而且, Si 使共晶点左移, 从图可知, 大约每增加 $w_{Si} = 2.4\%$, 就使共晶点的含碳量减少 $w_C = 0.8\%$ 。也就是说, 为了获得流动性好的共晶灰铸铁, 对于 $w_C = 3.5\%$ 的铁碳合金, 只要加入 $w_C = 2.4\%$ 的 Si 即可。

二、Fe-C-Cr 三元系等温截面

图 5-36 为 Fe-C-Cr 三元系在 1150°C 的等温截面, C 和 Cr 的含量在这里是用直角坐标表示的。当研究的合金成分以一个组元为主, 含其它两个组元很少时, 为了把这部分相图能清楚地表示出来, 常采用直角坐标系。

图中有六个单相区、九个两相区和四个三相区。由于存在液相区 L , 表明有些合金在 1150°C 已经熔化。C₁、C₂ 和 C₃ 分别表示碳化物 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_{12}$ 、 $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{C}$ 。

利用等温截面图可以分析合金在该温度下的相组成, 并可运用杠杆定律和重心法则对合金的相组成进行定量计算。下面以几个典型合金为例进行分析。

(一) Fe- $(w_{Cr} = 13\%)$ Cr- $(w_C = 0.2\%)$ C 合金

此合金即工业上应用的 2Cr13 不锈钢。从 Fe-Cr 轴上的 $w_{Cr} = 13\%$ 处和 Fe-C 轴上的 $w_C = 0.2\%$ 处分别作坐标轴的垂线, 两条垂线的交点 o 就是合金的成分点。 o 点落在 γ 单相区中, 表明这个合金在 1150°C 时的相组成为单相奥氏体。

(二) Fe- $(w_{Cr} = 13\%)$ Cr- $(w_C = 2\%)$ C 合金

该合金即 Cr12 模具钢, 图中的 o 点即合金的成分点, 这个点落在 $\gamma + C_1$ 两相区, 说明它在 1150°C 处于奥氏体与 $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$ 二相平衡状态。为了计算相的含量, 需要作出两平衡相间的连接线。近似的画法是将两条相界直线延长相交, 自交点向 o 作直线, acb 即为近似的连接线。由 a 、 b 两点读出, γ 相中 w_{Cr} 约 7% , w_C 约 0.95% , C_1 相中 w_{Cr} 约 47% , w_C 约

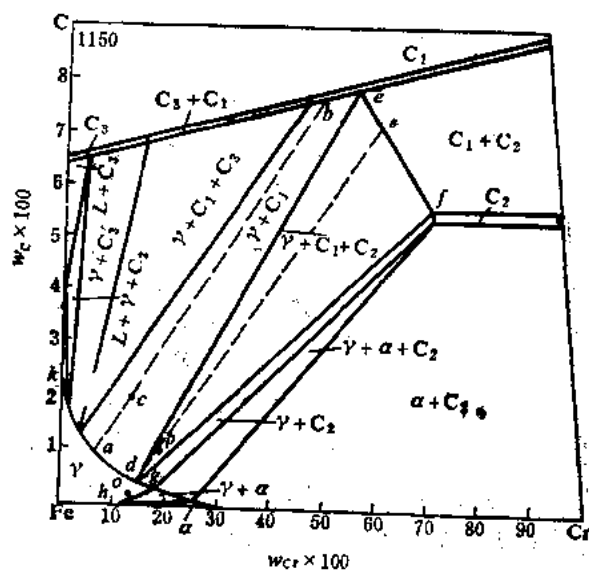


图 5-36 Fe-Cr-C 三元系的等温截面

7.6%。这样,用杠杆定律就可求出,

$$w_{\gamma} = \frac{cb}{ab} = \frac{7.6 - 2}{7.6 - 0.95} \times 100\% = 84.2\%$$

$$w_{c_1} = (100 - 84.2)\% = 15.8\%$$

计算结果表明,当加热到1150℃时,Cr12 模具钢仍有大约 15.8%的碳化物未能溶入 奥氏体。

(三) Fe-($w_{Cr} = 10\%$)Cr-($w_C = 3\%$)C 合金

这个合金的成分点 o' 落在 $\gamma + C_1 + C_2$ 三相区内(图 5-37),从连接三角形 ABC 的三个顶点读出三个平衡相的成分:

γ :	$w_C = 1.4\%$	$w_{Cr} = 3.5\%$
C_1 :	$w_C = 7.6\%$	$w_{Cr} = 13\%$
C_2 :	$w_C = 6.7\%$	$w_{Cr} = 14\%$

根据重心法则可以求出三个平衡相的含量。首先连接 Co' 交 AB 于 P 点, P 点的含铬量 $w_{Cr} = 25\%$ 。于是,

$$w_{\gamma} = \frac{o'P}{CP} = \frac{25 - 10}{25 - 3.5} = 69.8\%$$

$$\begin{aligned} w_{C_1} &= \frac{AP}{AB} (1 - w_{\gamma}) \times 100\% \\ &= \frac{25 - 14}{43 - 14} (1 - 69.8\%) \times 100\% \\ &= 11.5\% \end{aligned}$$

$$w_{C_2} = \frac{BP}{AB} (1 - w_{\gamma}) \times 100\% = \frac{43 - 25}{43 - 14} (1 - 69.8\%) \times 100\% = 18.7\%$$

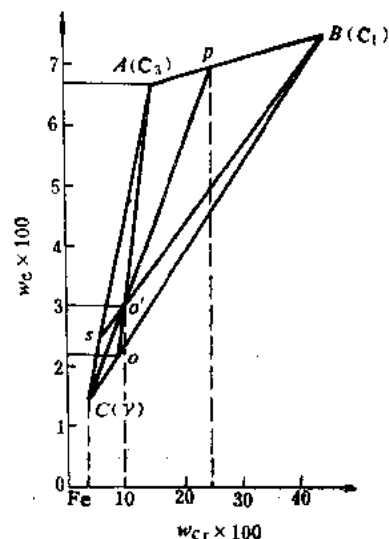
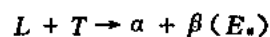
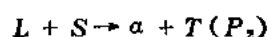
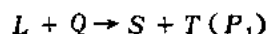
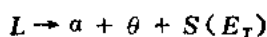


图5-37 Fe-Cr-C 三元系的 $\gamma + C_1 + C_2$ 三相区

三、Al-Cu-Mg 三元系液相面投影图

图 5-38 是 Al-Cu-Mg 三元系富铝部分的液相面投影图。图中的细实线为等温线,带箭头的粗实线是液相面交线的投影,也是三相区液相单变量线的投影。其中一条单变量线上有两个方向相反的箭头。

这部分投影图的液相面由七块组成,因此,相对应的初生相也有七个,这在图中均已标明。其中的 α -Al 是以铝为基的固溶体, θ (Cu_2Al_3)、 β (Mg_2Al_3)、 γ ($Mg_{17}Al_{12}$) 是二元化合物, S ($CuMgAl_2$)、 T ($Mg_{32}(Al, Cu)_{48}$) 及 Q ($Cu_3Mg_8Al_7$) 是三元化合物。液相单变量线的交点共四个,对应四个四相平衡转变。根据上节介绍的判断反应类型的方法,这些四相平衡反应应该是:



LY12 是航空工业中广泛应用的硬铝型合金,常用作飞机的蒙皮和骨架,其化学成分为

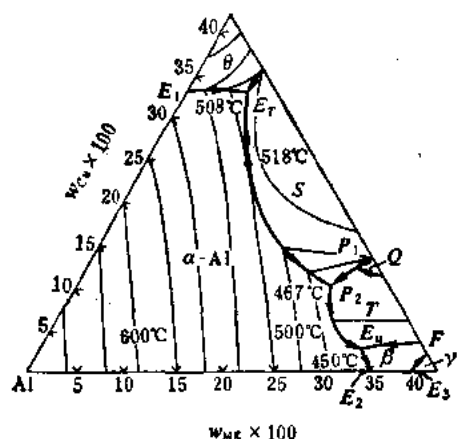


图5-38 Al-Cu-Mg三元系液相面投影

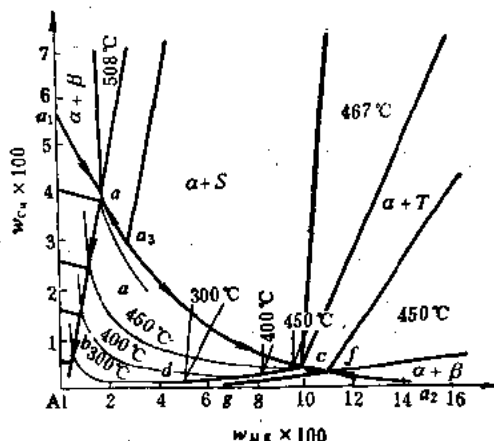


图5-39 Al-Cu-Mg三元相图的富铝角

Al-($w_{Cu} = 4.5\%$)Cu-($w_{Mg} = 1.5\%$)Mg。由上图可以查知，其熔点约为 645°C ，初生相为 α 。

图 5-39 为 Al-Cu-Mg 三元系溶解度面等温线投影图，表示溶解度随温度下降时的变化情况。图中用细实线表示等温线，并标明温度。此外还用细实线画出不同温度下的三相区的两条直边，以反映不同温度下的单相区、二相区和三相区所占的范围。

$a_1a_2cfa_2$ 线表示 α 相的最大固溶度范围，箭头方向表示 α 固溶体在凝固过程中的成分变化。凝固完毕后，随着温度的降低，固溶度不断减少， ab 、 cd 和 fg 线分别表示从 α 固溶体中同时析出两种次生相 ($\theta + S$)、($S + T$) 和 ($T + \beta$) 的同析线。

习 题

5-1 试在 ABC 成分三角形中，点出下列合金的位置：

- (1) $w_B = 10\%$ ， $w_C = 10\%$ ，其余为 A；
- (2) $w_B = 20\%$ ， $w_C = 15\%$ ，其余为 A；
- (3) $w_B = 30\%$ ， $w_C = 15\%$ ，其余为 A；
- (4) $w_B = 20\%$ ， $w_C = 30\%$ ，其余为 A；
- (5) $w_C = 40\%$ ，A 和 B 组元的质量比为 1:4；
- (6) $w_A = 30\%$ ，B 和 C 组元的质量比为 2:3。

5-2 在成分三角形中找出 P ($w_A = 70\%$ 、 $w_B = 20\%$ 、 $w_C = 10\%$)、Q ($w_A = 30\%$ 、 $w_B = 50\%$ 、 $w_C = 20\%$) 和 N ($w_A = 30\%$ 、 $w_B = 10\%$ 、 $w_C = 60\%$) 合金的位置，然后将 5 kg P 合金、5 kg Q 合金和 10 kg N 合金熔合在一起，试问新合金的成分如何？

5-3 试比较匀晶型三元相图的变温截面与二元相图的异同，并举合金的结晶过程为例说明之。

5-4 根据 A-B-C 三元共晶投影图 (图 5-40)，分析合金 n_1 、 n_2 和 n_3 (E 点) 三合金的结晶过程，绘出冷却曲线和室温下的组织示意图，并求出结晶完成后的组织组成物和相组成物的含量，作出 Bb 变温截面。

5-5 绘出图 5-41 中 1、2、3 和 4 合金的冷却曲线和室温下的组织示意图。

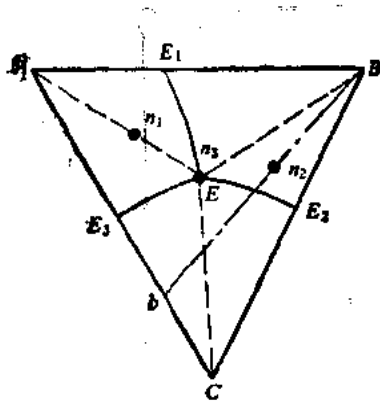


图 5-40

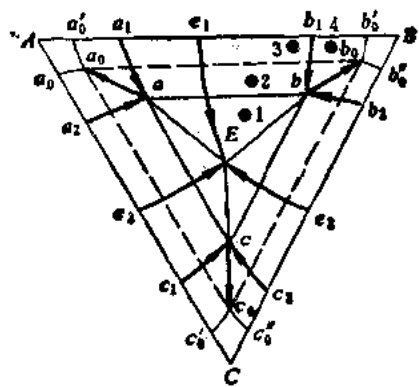


图5-41 三元共晶系的投影图

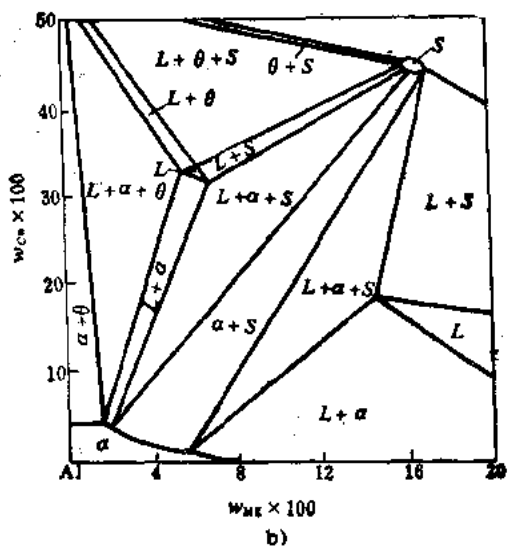
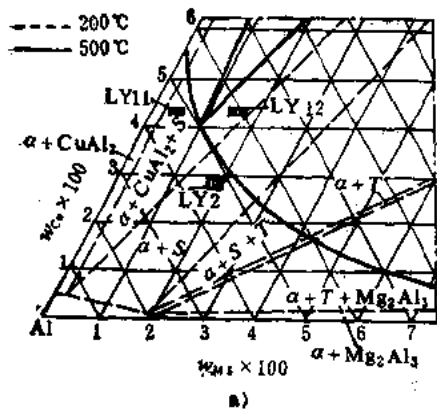


图5-42 Al-Cu-Mg系的等温截面
a) 200°C、500°C截面 b) 510°C等温截面

- 5-6 绘出图5-27中的①、②、③、④和⑤合金的冷却曲线和室温下的组织示意图。
- 5-7 在 Al-Cu-Mg 三元系液相面投影图(图5-38)中标出 $w_{Cu} = 5\%$ 、 $w_{Mg} = 5\%$ 、 $w_{Al} = 90\%$ 和 $w_{Cu} = 20\%$ 、 $w_{Mg} = 20\%$ 、 $w_{Al} = 60\%$ 两合金的成分点，并指出其初生相及开始结晶的温度。
- 5-8 根据 Al-Cu-Mg 三元相图200°C、500°C和510°C等温截面(图5-42)，回答下述问题，
- (1) 写出 LY2、LY11和 LY12合金的化学成分 (LY, 硬铝);
 - (2) 上述三个合金在500°C和200°C由哪些相组成?
 - (3) 如果将上述三个合金加热到510°C, 哪个合金会出现过烧现象 (即有液相存在)?
- 5-9 利用 $w_{Cr} = 13\%$ 的 Fe-Cr-C 变温截面(图5-43)分析，
- (1) $w_C = 0.2\%$ 的合金从液态到室温的平衡结晶过程。若将此合金加热至1000°C, 这时的相组成如何?
 - (2) $w_C = 2\%$ 的合金从液态到室温时的平衡结晶过程。试说明为何在组织中出现粗大碳化物?
- 5-10 图5-44为 Fe-W-C 三元系的液相面投影图，写出其中各四相平衡反应式。

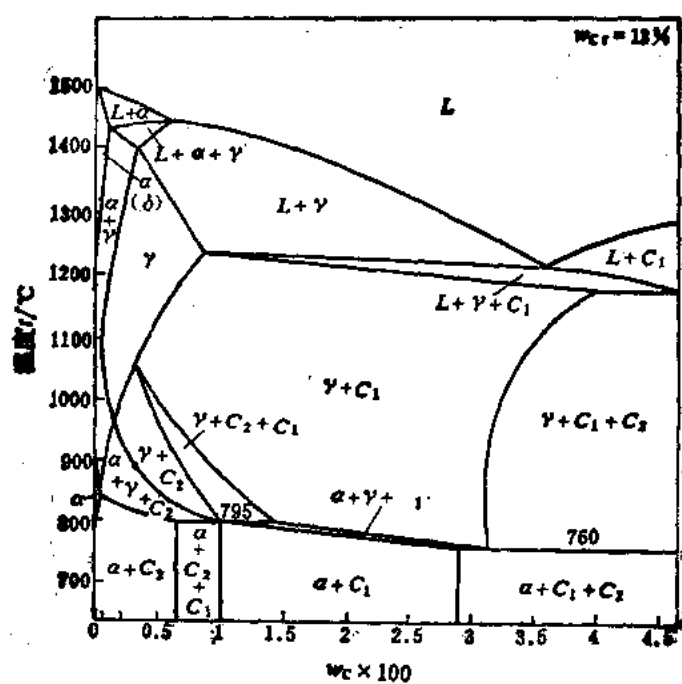


图5-43 $w_{Cr} = 13\%$ 的 Fe-Cr-C三元系变温截面

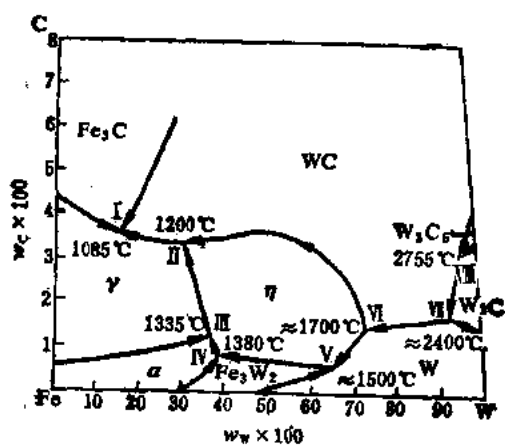


图5-44 Fe-W-C系的液相面投影图

第六章 金属及合金的塑性变形与断裂

铸态组织往往具有晶粒粗大且不均匀、组织不致密和成分偏析等缺陷，所以金属材料经冶炼浇注后大多数要进行各种压力加工（如轧制、锻造、挤压、拉丝和冲压等），制成型材和工件。金属材料经压力加工变形后，不仅改变了其外形尺寸，而且也使内部组织和性能发生变化。例如经冷轧、冷拉等冷塑性变形后，金属的强度显著提高而塑性下降；经热轧、锻造等热塑性变形后，强度的提高虽不明显，但塑性和韧性较铸态时有明显改善。若压力加工工艺不当，使其变形量超过金属的塑性值后，则将产生裂纹或断裂。

由此可见，探讨金属及合金的塑性变形规律具有十分重要的理论和实际意义，它一方面可以揭示金属材料强度和塑性的实质，并由此探索强化金属材料的方法和途径；另一方面对处理生产上各种有关塑性变形问题提供重要的线索和参考，或作为改进加工工艺和提高加工质量的依据。

本章主要讨论金属及合金的冷塑性变形，对于断裂，只作扼要的介绍。

§ 6-1 金属的变形特性

金属在外力（载荷）的作用下，首先发生弹性变形，载荷增加到一定值后，除了发生弹性变形外，同时还发生塑性变形，即弹塑性变形。继续增加载荷，塑性变形也将逐渐增大，直至金属发生断裂。金属在外力作用下的变形过程可分为弹性变形、弹塑性变形和断裂三个连续的阶段。为了研究金属受力变形特性，一般都利用拉伸试验测得的“载荷-变形曲线”或“应力-应变曲线”。

一、应力-应变曲线

低碳钢的应力-应变曲线如图 6-1 所示。在工程应用中，应力和应变是按下式计算的：

应力（工程应力或名义应力）

$$\sigma = \frac{P}{A_0}$$

应变（工程应变或名义应变）

$$\epsilon = \frac{L - L_0}{L_0}$$

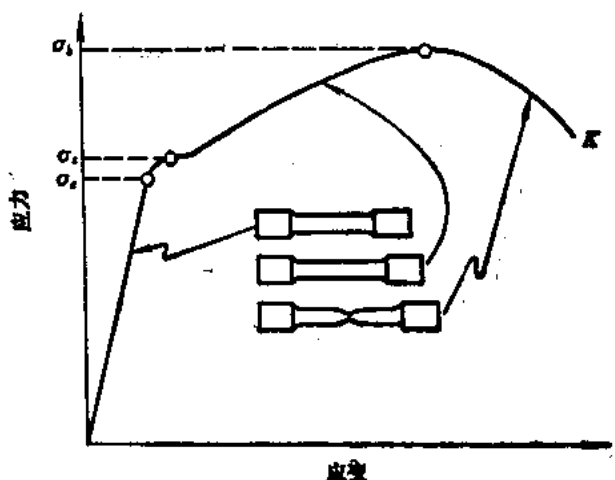


图6-1 低碳钢的应力-应变曲线

式中， P 为载荷； A_0 为试样的原始截面积； L_0 为试样的原始标距长度； L 为试样变形后的长度。

这种应力-应变曲线通常称为工程应力-应变曲线，它与载荷-变形曲线相似，只是坐标不

同。从此曲线上,可以看出低碳钢的变形过程有如下特点:

当应力低于 σ_e 时,应力与试样的应变成正比,应力去除,变形消失,即试样处于弹性变形阶段, σ_e 为材料的弹性极限,它表示材料保持完全弹性变形时的最大应力。

当应力超过 σ_e 后,应力与应变之间的直线关系被破坏,并出现屈服平台或屈服齿。如果卸载,试样的变形只能部分恢复,而保留一部分残余变形,即塑性变形,这说明钢的变形进入弹塑性变形阶段。 σ_s 称为材料的屈服极限或屈服点,对于无明显屈服的金属材料,规定以产生0.2%残余变形的应力值为其屈服极限,称为条件屈服极限或屈服强度。 σ_s 或 $\sigma_{0.2}$ 均表示材料对起始微量塑性变形的抗力。

当应力超过 σ_s 后,试样发生明显而均匀的塑性变形,若使试样的应变增大,则必须增加应力值,这种随着塑性变形的增大,塑性变形抗力不断增加的现象称为加工硬化或形变强化。当应力达到 σ_k 时,试样的均匀变形阶段即告中止,此最大应力值 σ_k 称为材料的强度极限或抗拉强度,它表示材料对最大均匀塑性变形的抗力。

在 σ_k 值之后,试样开始发生不均匀塑性变形并形成颈缩,应力下降,最后应力达 σ_x 时试样断裂。 σ_x 为材料的条件断裂强度,它表示材料对塑性变形的极限抗力。应当指出,断裂作为金属丧失连续性的过程并不是在K点突然发生的,而是在K点之前就已开始,K点只是断裂过程的最终表现,这种产生一定量塑性变形后的断裂称为塑性断裂。

断裂后试样的残余总变形量 ΔL_k 与原始长度 L_0 的百分比称为延伸率 δ ,

$$\delta = \frac{\Delta L_k}{L_0} \times 100\%$$

断面收缩率 ψ 是试样的横截面积 A_0 和断裂时的横截面积 A_k 之差与原横截面积 A_0 的百分比,

$$\psi = \frac{A_0 - A_k}{A_0} \times 100\%$$

δ 、 ψ 皆为材料的塑性指标。

不同的金属材料可能有不同类型的应力-应变曲线。铝、铜及其合金,经热处理的钢材的应力-应变曲线如图6-2a所示,其特点是没有明显的屈服平台;铝青铜和某些奥氏体钢,在断裂前虽也产生一定量的塑性变形,但不形成颈缩(图6-2b);而某些脆性材料,如淬火状态下的中、高碳钢,灰口铸铁等,在拉伸时几乎没有明显的塑性变形即发生断裂(图6-2c)。

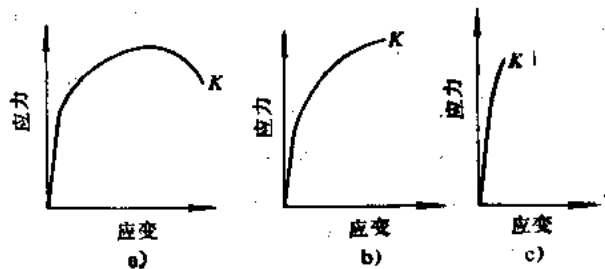


图6-2 不同类型的工程应力-应变曲线

二、真应力-真应变曲线

上述应力-应变曲线中的应力和应变是以试样的初始尺寸进行计算的,事实上,在拉伸过程中试样的尺寸是在不断变化的,此时的真实应力 S 应该是瞬时载荷(P)除以试样的瞬时截面积(A),即:

$$S = \frac{P}{A}$$

同样, 真实应变 ϵ 应该是瞬时伸长量除以瞬时长度,

$$d\epsilon = \frac{dL}{L}$$

而此时的总应变则为:

$$\epsilon = \int d\epsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} = \ln(1 + \delta)$$

图 6-3 是真应力-真应变曲线, 它不象应力-应变曲线那样在载荷达到最大值后转而下降, 而是继续上升直至断裂, 这说明金属在塑性变形过程中不断地发生加工硬化, 从而外加应力必须不断增高, 才能使变形继续进行, 即使在出现颈缩之后, 颈缩处的真实应力仍在升高, 这就排除了应力-应变曲线中应力下降的假象。图中的 S_K 是材料的断裂强度。

通常把均匀塑性变形阶段 (即从屈服点至最大载荷点) 的真应力-真应变曲线称为流变曲线, 它可以用以下经验公式表达:

$$S = K\epsilon^n$$

式中, K 为常数; n 为形变强化指数, 它表征金属在均匀变形阶段的形变强化能力, n 值越大, 则变形时的形变强化越显著。大多数金属材料的 n 值在 0.10~0.50 范围内。

三、金属与合金的弹性变形

在弹性变形阶段, 应力与应变成线性关系, 即服从虎克定律:

$$\sigma = E\epsilon \quad \text{或} \quad \tau = G\gamma$$

式中, σ 为正应力, τ 为切应力, ϵ 、 γ 分别为正应变和切应变, 比例常数 E 称为正弹性模量或杨氏模量, G 为切弹性模量。

上式可改写为:

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} \quad \text{或} \quad G = \frac{\tau}{\gamma}$$

由此可知, 弹性模量 E 、 G 是应力-应变曲线上的斜率, $\tan \alpha = E$, $\tan \alpha$ 越大, 则弹性模量 E 越大, 即弹性变形越不容易进行。因此弹性模量 E 、 G 是表征金属材料对弹性变形的抗力。工程上通常将构件产生弹性变形的难易程度叫做构件刚度, 拉伸件的刚度常用 A_0E 表示, A_0E 越大, 拉伸件弹性变形越小, 因此, E 是决定构件刚度的材料性能, 叫做材料刚度, 它在工程设计选材时有重要意义, 例如镗床的镗杆, 它的弹性变形越小, 则加工的精度越高, 因此在设计时除了镗杆要有足够的截面积 A_0 外, 还应选用弹性模量高的材料。

由双原子模型可以初步看出弹性模量的实质, 晶体不受外力时, 内部原子处于其平衡位置, 它们之间的相互作用力表现为零, 此时原子的内能也最低。当晶体受到应力后, 其内部原子则克服原子间的结合力而偏离其平衡位置, 但在原子间结合力的作用下却力求这些原子回复到它们原来的平衡位置, 若外加应力去除, 则原子立即回复到原来的平衡位置, 变形也

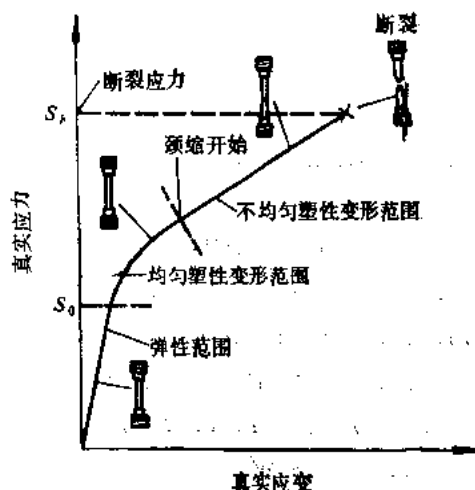


图6-3 真应力-真应变曲线

就随之消失，这就是弹性变形。在原子的平衡位置附近，原子间的结合力与位移的关系基本上为直线关系，这就决定了晶体的弹性应变与应力近似于直线关系，当外加应力大于原子间结合力极值时，若是正应力，晶体即发生断裂（正断），若是切应力，那么原子将迁移到新的平衡位置，应力去除后，变形也不能回复，即晶体发生了相当于一个原子间距的塑性变形（图 6-4）。根据理论计算，克服原子间结合力的极值，使晶体发生塑性变形所需切应力的最低值 τ_0 为：

$$\tau_0 = \frac{G}{2\pi}$$

τ_0 即为晶体的理论剪切强度， G 为切弹性模量。由此可见，弹性模量是反映原子间结合力大小的性能指标，它主要取决于金属本性，与晶格类型和原子间距有密切关系。因此，单晶体的弹性模量有方向性，而多晶体的晶粒取向是任意的，所以表现出伪无向性。弹性模量是一个对组织不敏感的性能指标，金属材料的合金化、压力加工及热处理都不能对其产生明显影响。例如超高强度钢的强度虽然高出低碳钢的十倍左右，但它们的弹性模量却是基本相同的。表 6-1 列举了一些金属单晶体和多晶体的弹性模量。

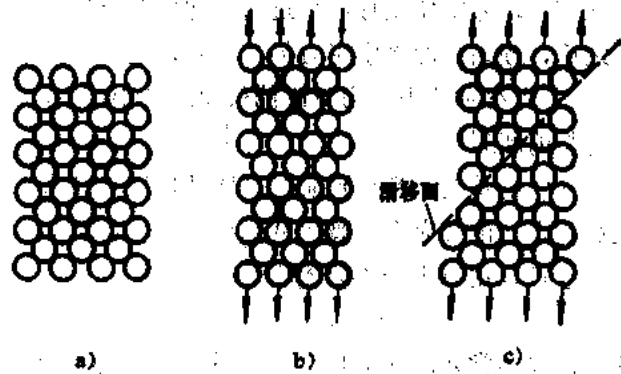


图 6-4 金属晶体变形时内部原子的移动情况

a) 变形前的晶体结构 b) 弹性变形，相邻原子少量位移
c) 塑性变形，某些原子移到全新的位置

表 6-1 一些金属材料的弹性模量（室温）

金属类别	$E/(\text{MN}\cdot\text{m}^{-2})$			$G/(\text{MN}\cdot\text{m}^{-2})$		
	单 晶 体		多 晶 体	单 晶 体		多 晶 体
	最大值	最小值		最大值	最小值	
铝	76100	63700	70300	28400	24500	26100
铜	191100	66700	129800	75400	30600	48300
金	116700	42800	78000	42000	18800	27000
银	115100	43000	82700	43700	10300	30300
铂	38600	13400	18000	14400	4900	6180
铁	272700	125000	211400	115800	59800	81600
钴	384600	384600	411000	151400	151400	180800
镍	50800	42900	44700	18200	18700	17300
铀	123500	34900	100700	48700	27300	39400
钛	—	—	115700	—	—	43800
铍	—	—	260000	—	—	—
铌	—	—	199500	—	—	78000

§ 6-2 单晶体的塑性变形

当应力超过弹性极限后,金属将产生塑性变形。尽管工程上应用的金属及合金大多为多晶体,但为方便起见,我们还是首先研究单晶体的塑性变形,这是因为多晶体的塑性变形与各个晶粒的变形行为相关联,因而掌握了单晶体的变形规律,将有助于了解多晶体的塑性变形本质。

金属及合金最基本的塑性变形方式是滑移,这是我们讨论的重点,对于孪生只做一般性介绍。

一、滑移

(一) 滑移带

取金属单晶体试样,表面经磨制抛光,然后进行拉伸。当试样经适当塑性变形后,在金相显微镜下观察,则可在表面见到许多相互平行的线条,称之为滑移带(图6-5)。如进一步用高倍电子显微镜观察,发现每条滑移带都是由许多密集在一起的相互平行的滑移线所组成,这些滑移线实际上是在塑性变形后在晶体表面产生的一个个小台阶(图6-6),其高度约为1000个原子间距,滑移线间的距离约为100个原子间距。相互靠近的一组小台阶在宏观上的反映是一个大台阶,这就是滑移带。用X射线对变形前后的晶体进行结构分析,发现晶体结构未发生变化。以上事实说明,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,这种变形方式叫做滑移。当滑移的晶面逸出晶体表面时,在滑移晶面与晶体表面的相交处,即形成了滑移台阶,一个滑移台阶就是一条滑移线,每一条滑移线所对应的台阶高度,标志着某一滑移面的滑移量,这些台阶的累积就造成了宏观的塑性变形效果。

对滑移带的观察还表明了塑性变形的不均匀性。在滑移带内,每条滑移线间的距离约为100个原子间距,而滑移带间的彼此距离则为10000个原子间距,这说明,滑移集中发生在一些晶面上,而滑移带或滑移线间的晶体层片则未产生变形。滑移带的发展过程首先是出现滑移线,到后来才发展成带,并且滑移线的数目总是随着变形程度的增大而增多,它们之间的距离则在不断地缩短。

(二) 滑移系

如前所述,滑移是晶体的一部分沿着一定的晶面和晶向相对于另一部分作相对的滑动,

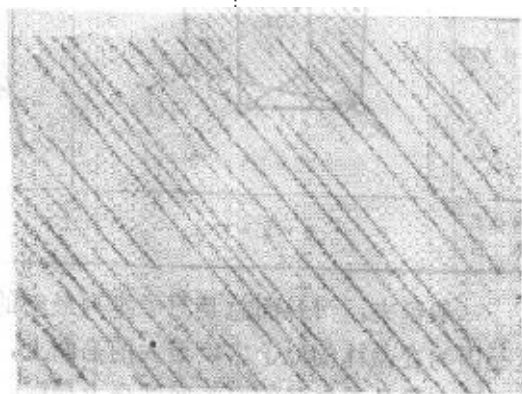


图6-5 铜中的滑移带 500×

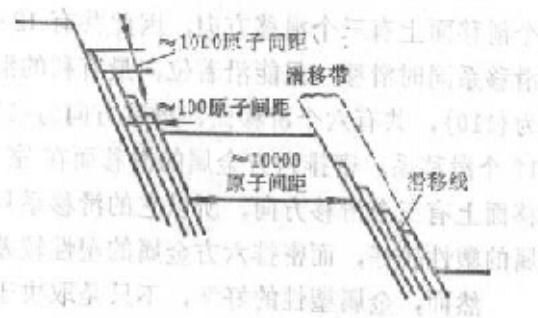


图6-6 滑移线和滑移带示意图

这种晶面称为滑移面，晶体在滑移面上的滑动方向称为滑移方向。一个滑移面和此面上的一个滑移方向结合起来，组成一个滑移系。滑移系表示金属晶体在发生滑移时滑移动作可能采取的空间位向。当其它条件相同时，金属晶体中的滑移系越多，则滑移时可供采用的空间位向也越多，故该金属的塑性也越好。

金属的晶体结构不同，其滑移面和滑移方向也不同，几种常见金属的滑移面及滑移方向如表 6-2 所示。

表6-2 三种常见金属结构的滑移系

晶体结构	体 心 立 方 结 构	面 心 立 方 结 构	密 排 六 方 结 构
滑 移 面	$\{110\}$	$\{111\}$	$\{1\bar{1}20\}$
滑 移 方 向	$\langle 111 \rangle$	$\langle 110 \rangle$	$\langle 0001 \rangle$
滑 移 系 数	$6 \times 2 = 12$	$4 \times 3 = 12$	$1 \times 3 = 3$

一般说来，滑移面总是原子排列最密的晶面，而滑移方向也总是原子排列最密的晶向。这是因为在晶体的原子密度最大的晶面上，原子间的结合力最强，而面与面之间的距离却最大，即密排晶面之间的原子间结合力最弱，滑移的阻力最小，因而最易于滑移。沿原子密度最大的晶向滑动时，阻力也最小。

面心立方金属的密排面是 $\{111\}$ ，滑移面共有四个。密排晶向，即滑移方向为 $\langle 110 \rangle$ ，每个滑移面上有三个滑移方向，因此共有 12 个滑移系。晶体在实际滑移时，不能沿着这 12 个滑移系同时滑移，只能沿着位向最有利的滑移系产生滑移。体心立方金属的密排面即滑移面为 $\{110\}$ ，共有六个滑移面，滑移方向为 $\langle 111 \rangle$ ，每个滑移面上有二个滑移方向，因此共有 12 个滑移系。密排六方金属的滑移面在室温时只有 $\{0001\}$ 一个，滑移方向为 $\langle 1\bar{1}20 \rangle$ ，滑移面上有三个滑移方向，所以它的滑移系只有三个。从此可以看出，面心立方和体心立方金属的塑性较好，而密排六方金属的塑性较差。

然而，金属塑性的好坏，不只是取决于滑移系的多少，还与滑移面上原子的密排程度和滑移方向的数目等因素有关。例如 α -Fe，它的滑移方向不及面心立方金属多，同时其滑移面上的原子密排程度也比面心立方金属低，因此，它的滑移面间距离较小，原子间结合力较大，必须在较大的应力作用下才能开始滑移，所以它的塑性要比铜、铝、银、金等面心立方金属差些。

(三) 滑移的临界分切应力

滑移是在切应力的作用下发生的。当晶体受力时，并不是所有的滑移系都同时开动，而是由受力状态决定。晶体中的某个滑移系是否发生滑移，决定于力在滑移面内沿滑移方向上的分切应力大小，当分切应力达到某一临界值时，滑移才能开始，此应力即为临界分切应

力,它是使滑移系开动的最小分切应力。

临界分切应力的计算方法如图 6-7 所示。设有一圆柱形单晶体受到轴向拉力 F 的作用,晶体的横截面积为 A , F 与滑移方向的夹角为 λ , 与滑移面法线的夹角为 ϕ , 那么, 滑移面的面积应为 $A/\cos \phi$, F 在滑移方向上的分力为 $F \cos \lambda$ 。这样, 外力 F 在滑移方向上的分切应力为:

$$\tau = \frac{F \cos \lambda}{A / \cos \phi} = \frac{F}{A} \cos \phi \cos \lambda$$

当外力 F 增加, 使某一滑移系上的分切应力达到某一临界值, 即使 $\frac{F}{A} = \sigma_s$ (屈服极限) 时, 滑移就会在该滑移系上进行。通常将在给定滑移系上开始滑移所需的分切应力称为“临界分切应力”, 以 τ_K 表示:

$$\tau_K = \sigma_s \cos \phi \cos \lambda$$

或

$$\sigma_s = \frac{\tau_K}{\cos \phi \cos \lambda}$$

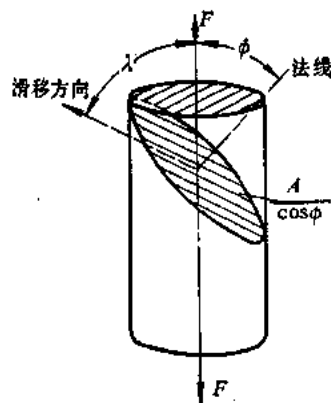


图6-7 计算分切应力的分析图

$\cos \phi \cos \lambda$ 称为取向因子。显然, 当滑移面的法线、滑移方向和外力轴三者处于同一平面, 且滑移面的倾斜角为 45° 时, 取向因子具有最大值 0.5, 此时的分切应力也最大, 所以它是最有利于滑移的取向, 称为软取向。无论 ϕ 大于或小于 45° 都属于不利于滑移的取向。当外力与滑移面平行 ($\phi = 90^\circ$) 或垂直 ($\lambda = 90^\circ$) 时, 则 $\sigma_s = \infty$, 根本无法滑移, 这种取向称为硬取向。

临界分切应力 τ_K 数值的大小主要取决于金属的本性, 与外力无关。当条件一定时, 各种晶体的临界分切应力各有其定值, 与试样的取向无关。但它是一个对组织结构敏感的性能指标, 金属的纯度、变形速度和变形温度、金属的加工和处理状态都对其有很大的影响。

屈服极限 σ_s 则不然, 晶体的取向不同, 则 σ_s 在一个很大的范围内变化, 如图 6-8 所示。当 $\phi = 45^\circ$, 即取向因子具有最大值 0.5 时, 晶体产生塑性变形的屈服极限最小, 即在最小的拉应力作用下, 就能达到发生滑移所需要的临界分切应力值。当取向因子数值降低时, 则屈服极限迅速升高, 这意味着需要更大的拉应力才能使晶体滑移, 产生塑性变形。

(四) 滑移时晶体的转动

如果金属在单纯的切应力作用下滑移, 则晶体的取向不会改变。但当任意一个力作用在晶体之上时, 总是可以分解为沿滑移方向的分切应力和垂直于滑移面的分正应力。这样, 在晶体发生滑移的同时, 还将发生滑移面朝拉伸轴线方向的转动。现以只有一个滑移面的密排六方金属为例进行分析 (图 6-9)。当晶体在拉伸力 F 作用下产生滑移时, 假如不受夹头的限制, 即拉伸机的夹头可以自由移动, 使滑移面的滑移

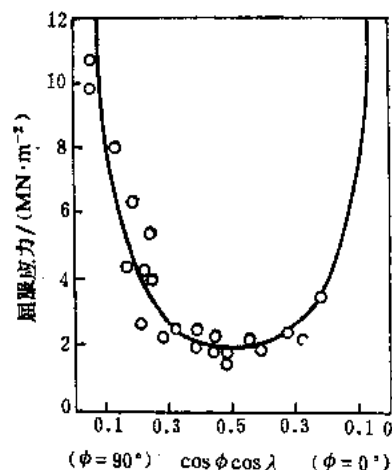


图6-8 镁单晶体拉伸时的屈服极限与晶体取向的关系

方向保持不变, 则拉伸轴的取向必然发生不断的变化(图 6-9 a、b)。但是事实上夹头固定不动, 拉伸轴的方向不能改变, 这样, 晶体的取向就必须不断地发生变化(图 6-9 c), 即试样中部的滑移面朝着与拉伸轴平行的方向发生转动, 使相当于图 6-7 中的 ϕ 角增大, $\phi' > \phi$, λ 角减小, 即拉伸轴和滑移方向的夹角不断变小, 结果就造成了晶体位向的改变。

在滑移过程中, 晶体的转动可以用图 6-10 来说明, 它是从图 6-9 a 中部取出的相邻的三层很薄的晶体, 在滑移前, 这一部分取样的图形如图中的虚线所示, 作用在 B 层晶体上的施力点 O_1 和 O_2 处于同一拉力轴上, 开始滑移之后, O_1 和 O_2 分别移动至 O'_1 和 O'_2 。如果将作用在 O'_1 和 O'_2 上的外加应力分解为滑移面上沿最大切应力方向上的切应力 τ_1 及 τ_2 和沿滑移面法线方向上的正应力 σ_{n1} 及 σ_{n2} , 则 σ_{n1} 与 σ_{n2} 组成一个力偶将使滑移面转向与外力平行的方向。此外, 当外力作用在滑移面上的最大切应力方向与滑移方向不一致时, 晶体还会产生以滑移面法线方向为轴的旋转, 此时的切应力 τ_1 和 τ_2 可以分解为滑移方向的分切应力 τ'_1 和 τ'_2 , 以及垂直于滑移方向上的 τ''_1 和 τ''_2 , 其中的 τ''_1 及 τ''_2 组成的力偶将使滑移方向转向最大切应力方向。

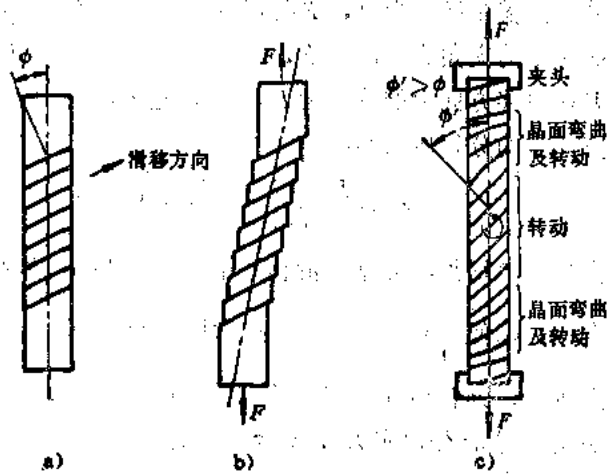


图 6-9 晶体在拉伸时的转动

a) 原试样 b) 自由滑移变形 c) 受夹头限制时的变形

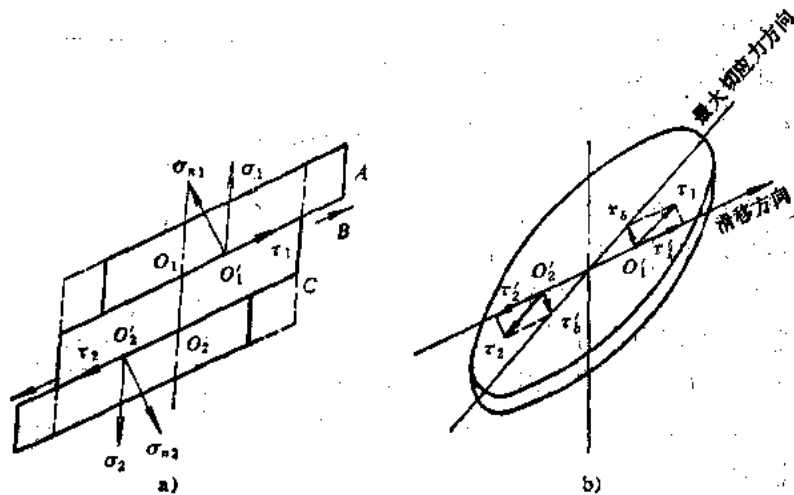


图 6-10 在拉伸时金属晶体发生转动的机制示意图

同理, 在压缩时, 晶体的滑移面则力图转至与压力方向垂直的位置, 使滑移面的法线与压力轴相重合, 如图 6-11 所示。

由上述可见, 在滑移过程中, 不仅滑移面在转动, 而且滑移方向也在旋转, 即晶体的位