

课题四

▶ 金属材料的凝固与组织

课题引入

首先请大家思考以下几个问题：

- ❑ 铸造时,金属是如何由液态变为固态的? 如何获得性能较好的固态金属?
- ❑ 铁是不是在任何温度下都有磁性呢?
- ❑ 纯铁、钢、铸铁为什么有不同的力学性能? 其主要区别是什么?
- ❑ 为什么钢制零件一般用锻造成形而铸铁零件用铸造成形?
- ❑ 如何对钢的显微组织进行检测与分析?

课题说明

工业用钢和铸铁都属于铁碳合金,但工业用钢和铸铁的性能差别较大,而各类不同钢种由于其合金成分不同,特别是含碳量的多少直接决定了铁碳合金的组织、性能和用途。从某种意义上讲,铁碳合金相图是研究铁碳合金(碳钢和铸铁)成分、温度、组织和性能之间关系的理论基础,也是制定各种热加工方式的依据。

本课题主要学习金属和合金的结晶过程及组织变化、二元合金相图、铁碳合金相图及铁碳合金成分、组织和性能的关系。

课题目标

- ☑ 了解金属的结晶过程及晶粒度对材料性能的影响。
- ☑ 掌握二元合金相图的基本类型和意义。
- ☑ 熟悉 Fe-Fe₃C 相图,理解相图各点、线、区域的意义。
- ☑ 掌握 Fe-Fe₃C 相图中关键点的成分与温度值。
- ☑ 掌握典型铁碳合金平衡态结晶过程中相和组织的变化。
- ☑ 能熟练分析典型铁碳合金平衡态结晶后的室温组织与性能的关系。

子课题一 纯金属的结晶

金属材料冶炼后,浇注到锭模或铸模中,通过冷却,液态金属转变为固态金属,获得一定形状的铸锭或铸件。金属材料在正常条件下通常是以结晶的形式凝固的,即金属由液态变为固态是一个从不完整、无规则排列的原子群向原子规则排列的晶体转变的过程。

一、纯金属结晶的条件

由于液体和晶体的结构不同,同一物质的液体和晶体在不同温度下的自由能变化是不同的,如图 4-1 所示。根据热力学第二定律可以证明,在等温等容条件下,一切自发变化过程都是朝着自由能降低的方向进行的。在温度为 T_0 时,液体和晶体自由能相等,二者处于平衡状态,因此 T_0 就是理论结晶温度(也是理论熔点)。但实际结晶温度 T_1 要低于 T_0 ,这时固态自由能低于液态,结晶可以自发进行。反之,实际熔化温度 T'_1 要高于 T_0 ,这时候液态自由能低于固态。

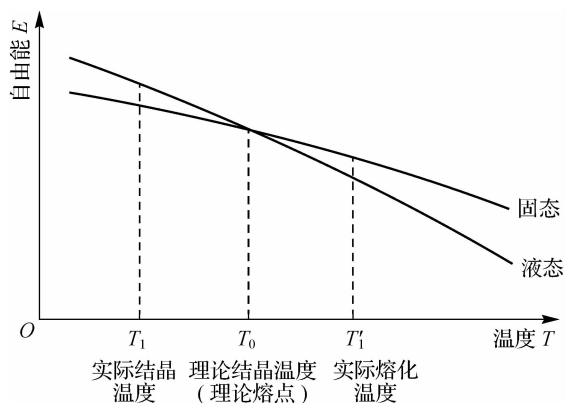


图 4-1 液体、晶体自由能随温度变化曲线

纯金属的实际结晶过程可用冷却曲线来描述。冷却曲线是温度随时间而变化的曲线,将液态纯金属放在坩埚中并以极其缓慢的速度进行冷却,在冷却过程中观察记录温度 T 随时间 t 的变化数据,并绘制成曲线图,如图 4-2 所示。开始时,液态金属的温度随时间而降低,冷却至实际结晶温度 T_1 时,冷却曲线上出现了一个平台,即在一定时间内,温度保持恒定不变。这是因为在 T_1 开始结晶,并释放出结晶潜热,补偿了此时向环境散发的热量,使温度保持恒定,结晶完成后,温度继续下降。实际结晶温度 T_1 与平衡结晶温度 T_0 的差值 ΔT 称为过冷度,其大小与冷却速度、金属性质和纯度有关,冷却速度越大,则过冷度越大,实际结晶温度就越低。实践证明,液体金属的结晶总是在过冷的情况下才能进行。因此,过冷是金属结晶的必要条件。

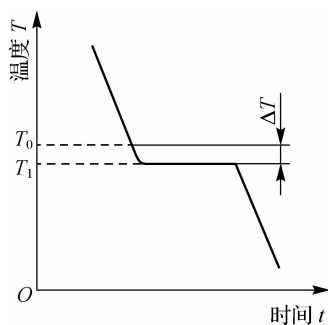


图 4-2 纯金属结晶时的冷却曲线

二、纯金属结晶的规律

科学实践证明,结晶是晶体在液体中从无到有(晶核形成)、由小变大(晶核长大)的过程,如图 4-3 所示。

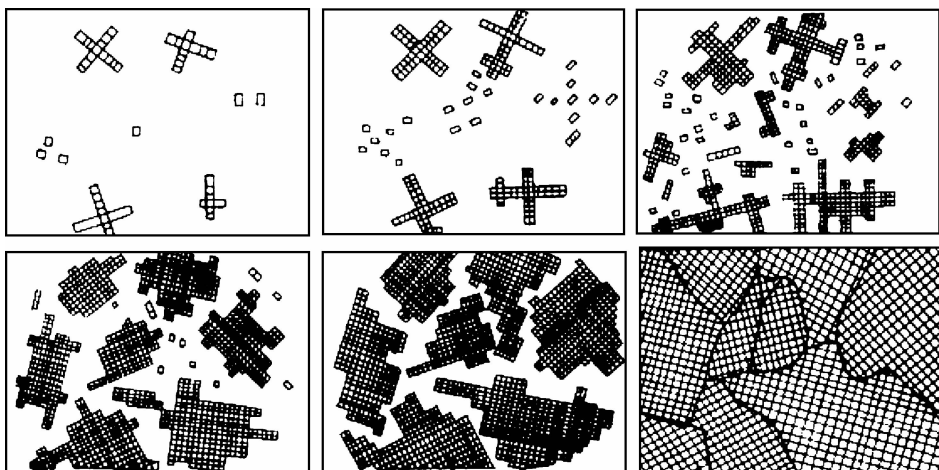


图 4-3 纯金属结晶过程示意图

1. 晶核形成的方式

当液态金属的温度下降到接近 T_0 时,某些局部区域会有一些原子规则地排列起来,形成原子小集团,这些小集团很不稳定,遇到热流和振动就会立即消失,时聚时散,此起彼伏。当低于理论结晶温度时,部分小集团有了较好的稳定性,将进一步长大成为结晶核心,称为晶核。

根据结晶条件的不同,可将形核方式分为自发形核和非自发形核。

1) 自发形核

将很纯净的液体金属快速冷却,在足够大的过冷条件下,液体会不断产生许多类似晶体中原子排列的小集团,形成结晶核心,这种只依靠液体本身在一定过冷条件下形成晶核的过程称为自发形核。

2) 非自发形核

实际金属液体中常常会存在一些杂质或异类质点,结晶时它们优先成为结晶核心,这种

依附于杂质表面而形成晶核的过程称为非自发形核,也称异质形核。非自发形核在生产中所起的作用更为重要。

2. 晶体的生长方式

晶核形成之后,会不断吸收周围液体中的金属原子而逐渐长大。开始时,因其内部原子规则排列的特点,外形比较规则,但由于晶核长大需要不断散热,因而散热条件比较优越的棱边和顶角处就会优先长大,其生长方式像树枝一样,先长出枝干,再长出分枝,最后把枝间填满,得到树枝状的晶体,简称树枝晶,如图 4-4 所示。

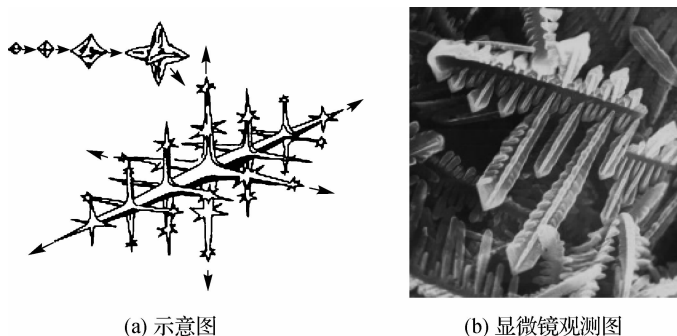


图 4-4 树枝晶

三、金属结晶后的晶粒大小及细化晶粒的方法

实际金属结晶后,获得由许多晶粒组成的多晶体组织。在多晶体中,晶粒的大小对其力学性能影响很大。表 4-1 列出了晶粒大小对纯铁力学性能的影响。

表 4-1 晶粒大小对纯铁力学性能的影响

晶粒平均直径 $d/\mu\text{m}$	σ_b/MPa	σ_s/MPa	$\delta/\%$
70	184	34	30.6
25	216	45	39.5
2.0	268	58	48.8
1.6	270	66	50.7

由表 4-1 可见,晶粒越细小,不仅强度越高,而且塑性、韧性也越高。这是细晶强化的效果,材料晶粒越细小,晶界越多,位错移动就越困难,因此强度就越高;同时,晶粒越细小,在一定体积内的晶粒数目就越多,塑性变形就能更加均匀地分布到各个晶粒,不容易因应力集中而断裂,在断裂之前能承受较大的变形量,因此材料的塑性、韧性也更好。

为了测定或比较钢的实际晶粒大小,可将试样在金相显微镜下放大 100 倍,把显微镜下看到的晶粒与标准晶粒号(见图 4-5)比较以确定其等级。晶粒号分 8 级,数字越大,晶粒越细,其中 1~4 为粗晶粒,5~8 为细晶粒。

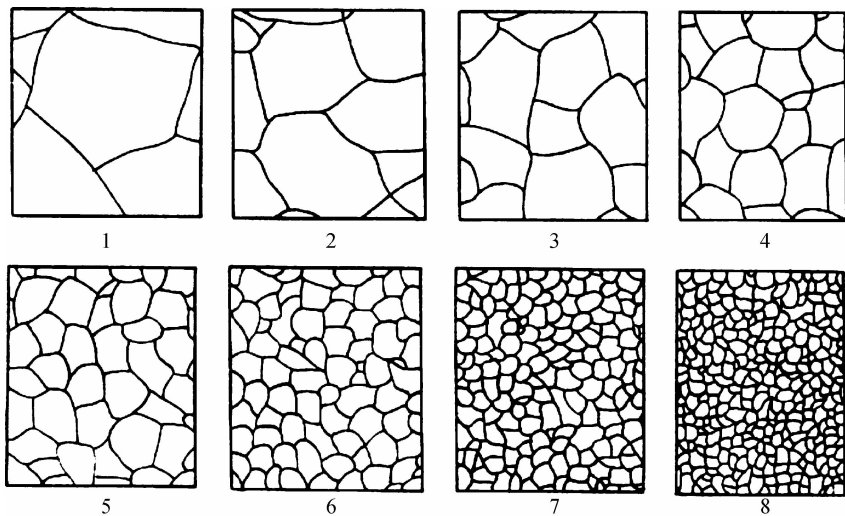


图 4-5 标准晶粒号示意图

实际生产中,为了细化晶粒,提高金属材料的力学性能,常可采用下述方法:

1. 增加过冷度

金属结晶后,晶粒大小取决于形核率和长大率,形核率越大,长大率越小,则晶粒就越细。实践证明,金属结晶时,形核率和长大率的值都是随过冷度 ΔT 的增加而增大的,但形核率增长比长大率要快得多,因此增大过冷度 ΔT 能使结晶后的晶粒更细小。

虽然增大过冷度能细化晶粒,但对于铸锭或大铸件而言,由于散热慢,要获得较大的过冷度很困难,而且过大的冷却速度往往导致铸件的应力过大而开裂。因此,生产中还采用其他方法细化晶粒。

2. 变质处理

为了获得细晶粒组织,可以在浇注前向液态金属中加入少量难熔质点(变质剂),结晶时这些质点将在液体中形成大量非自发晶核,使晶粒数目大大增加,从而达到晶粒细化的目的,这种处理方法称为变质处理。变质处理在冶金和铸造生产中应用十分广泛,如钢中加入铝、钛、钒、硼等,铸铁中加入硅、钙等,铸造铝硅合金中加入钠盐等。

3. 振动和搅拌

在金属结晶时,对液态金属进行附加振动或搅拌,可以使粗大的树枝晶破碎,破碎后的细小晶体成为新的晶核,增加了晶核数目,从而使晶粒细化。

四、铸锭的组织及缺陷消除

金属的凝固总是在一定的容器中进行,容器的形状、散热条件等将影响金属材料铸造后的组织形态。对于铸锭来说,它的组织包括晶粒大小、形状、取向、元素和杂质分布,以及铸锭中的缺陷等。铸锭的组织对后续加工和使用性能都有很大影响。

1. 铸锭的组织

由于凝固时表面和心部的结晶条件不同,铸锭的宏观组织是不均匀的,通常由表层细晶区、柱状晶区和心部等轴晶区三个晶区组成,如图 4-6 所示。

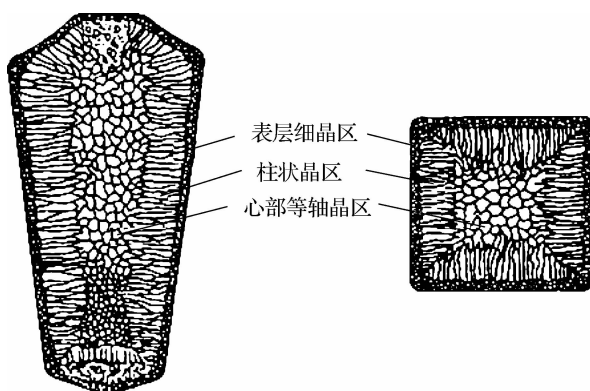


图 4-6 铸锭组织示意图

1) 表层细晶区

当高温的液体金属被浇注到铸模中时,液体金属首先与铸模的模壁接触。一般来说,铸模的温度较低,产生很大的过冷度,形成大量晶核。再加上模壁的非自发形核作用,在铸锭表层形成一层厚度较薄、晶粒很细的表层细晶区。

2) 柱状晶区

表层细晶区形成后,由于液态金属的加热及凝固时结晶潜热的放出,使模壁的温度逐渐升高,冷却速度下降,结晶前沿过冷度减小,难以形成新的结晶核心,结晶只能由已有晶体继续生长来进行。由于散热方向垂直于模壁,因而晶体沿着与散热方向相反的方向择优生长而形成柱状晶区。

3) 心部等轴晶区

当柱状晶长大到一定程度,由于冷却速度进一步下降及结晶潜热的不断放出,结晶前沿的温度梯度消失,导致柱状晶的长大停止。当心部液体全部冷却至实际结晶温度以下时,以杂质和被冲下的晶枝碎块为结晶核心均匀长大,形成粗大的等轴晶区。

一般的铸锭都是作为坯料,还要进行轧制等各种加工,柱状晶由于方向性过于明显,而且晶粒之间往往结合较弱,轧制时容易在柱状晶处开裂,因此要尽量减少或避免形成明显的柱状晶区。根据柱状晶区的形成与温度梯度的方向性有直接关系的特点,要减少柱状晶区,需从破坏稳定的温度梯度及柱状晶的稳定生长入手,如降低浇注温度、降低模具的散热条件、增加液体流动或振动及变质处理等手段。

2. 铸锭的缺陷

铸锭的缺陷包括缩孔、疏松、气孔和偏析等。

1) 缩孔和疏松

大多数金属凝固时体积要收缩,如果没有足够的液体补充,便会形成孔隙。若孔隙集中在凝固的最后部位,则称为缩孔。缩孔可以通过合理设计浇注工艺、预留出补缩的液体(如加冒口)等方法控制,一旦铸锭中出现缩孔应切除掉。若孔隙分散地分布于枝晶间,则称为疏松,可以通过压力铸造等方法予以消除。

2) 气孔

金属在液态下比在固态下溶解气体多。液态金属凝固时,如果所析出的气体来不及逸



出,就会保留在铸锭内部,形成气孔。内表面未被氧化的气孔在热锻或热轧时可以焊合,若发生氧化,则必须去除。

3) 偏析

合金中各部分化学成分不均匀的现象称为偏析。铸锭在结晶时,由于各部位结晶的先后顺序不同,合金中的低熔点元素偏聚于最终结晶区,或由于结晶出的固相与液相的比例相差较大,固相上浮或下沉,从而造成铸锭宏观上的成分不均匀,称为宏观偏析。适当控制浇注温度和结晶速度可减轻宏观偏析。

子课题二 合金的相结构及组织

纯金属一般具有较好的导电性、导热性、塑性和金属光泽,在人类生活及生产中有着比较广泛的应用。但纯金属种类有限,提炼困难,成本较高,且力学性能较差,无法满足人们对材料多品种和高性能的要求。在长期的实践和研究过程中,人们发现把不同的金属元素或金属元素与非金属元素配制在一起,能够组成许多不同成分的新物质,即合金。合金的出现不仅满足了人们对金属材料多品种的要求,而且可获得所需的力学性能和特殊的电、磁、化学等方面性能。

合金的强度、硬度、耐磨性等机械性能比纯金属高许多,某些合金还具有特殊的电、磁、耐热、耐蚀等物理性能和化学性能,因此合金的应用比纯金属广泛得多。在机械制造中,大多数金属材料都是合金。

一、合金的基本概念

1. 合金

合金是指由两种或两种以上的金属元素或金属元素与非金属元素组成的具有金属特征的物质。例如,普通黄铜是由铜与锌组成的合金,钢和铸铁是由碳与铁组成的合金。由于组成合金的各元素比例可以在一定范围内调节,从而使合金的性能随之发生一系列变化,满足工业生产中各类机械零件的不同性能要求。

2. 组元

组成合金的基本物质称为组元。组元大多数是元素,如铁碳合金的主要组元是铁和碳;有时也可将稳定的化合物作为组元,如 Fe_3C 等。由两个组元组成的合金称为二元合金,由三个组元组成的合金称为三元合金,等等。

3. 相及相变

相是指在金属或合金中成分相同、结构相同、性质相同,并与其他部分有明显界面分开的均匀组成部分。若合金是由成分、结构都相同的同一种晶粒构成的,则各晶粒虽有界面分开,却属于同一种相;若合金是由成分、结构互不相同的几种晶粒构成的,则它们属于不同的几种相。例如,液体合金一般都是单相,固态合金则由一个以上的相组成,由一个相组成的合金称为单相合金,由两个或两个以上相组成的合金称为两相或多相合金。金属与合金的一种相在一定条件下可以变为另一种相,称为相变。如金属结晶是液相变为固相的一种相变。金属在固态下由一种晶格转变为另一种晶格的“同素异构转变”是一种固态相变。

4. 组织

组织是指用肉眼或借助放大镜、显微镜观察到的材料内部的形态结构。一般将用肉眼和放大镜观察到的组织称为宏观组织,将用显微镜观察到的组织称为微观组织。只由一种相组成的组织称为单相组织;由几种不同的相组成的组织称为多相组织。

化学成分是决定合金材料性能的基本因素之一,如黄铜和碳钢的性能迥然不同。即使是相同化学成分的合金材料,其性能也可能有显著区别。例如,同一化学成分的某种刃具钢,其淬火态的刃具可以切削其退火态的制件,其性能差别如此之大,起决定作用的是“组织”和“相”这两个因素。

二、固态合金的相结构

相结构是指相中的原子种类、比例和排布方式。但合金溶液经冷却结晶后,由于各组元之间相互作用不同,固态合金中将形成不同的相结构,合金的相结构可分为固溶体和金属化合物两大类。

1. 固溶体

溶质原子溶于溶剂晶格中而仍保持溶剂晶格类型的合金称为固溶体。根据溶质原子在溶剂晶格中所占位置不同,固溶体可分为间隙固溶体和置换固溶体两类。按溶质原子的溶解度不同,固溶体可分为有限固溶体(溶质原子在溶剂晶格中的溶解有一定限度)和无限固溶体(溶质原子可以任意比例溶入溶剂晶格结构中)。

1) 间隙固溶体

溶质原子占据溶剂晶格间隙所形成的固溶体称为间隙固溶体,如图 4-7 所示。由于晶格中的空隙位置是有限的,因而间隙固溶体是有限固溶体,并且要求溶质原子直径与溶剂原子直径的比值不大于 0.59。从元素性质看,过渡族金属元素与 H、B、C 等非金属元素结合时可形成间隙固溶体。例如,钢中的碳溶于 α -Fe 或 γ -Fe 中形成间隙固溶体。

溶质原子溶入溶剂晶格间隙后,将使溶剂晶格发生畸变,晶格常数增大(见图 4-8),这会使得合金的强度、硬度提高。溶入的溶质原子越多,引起的晶格畸变越大。

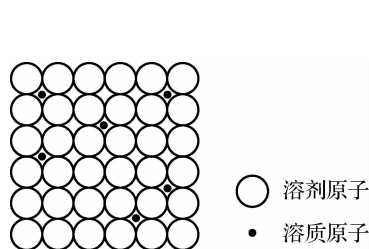


图 4-7 间隙固溶体示意图

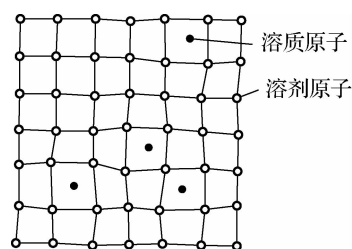


图 4-8 间隙固溶体晶格畸变示意图

2) 置换固溶体

溶质原子占据晶格结点位置而形成的固溶体称为置换固溶体,如图 4-9 所示。Fe、Mn、Ni、Cr、Si、Mo 等元素都可以相互形成置换固溶体。

在置换固溶体中,溶质在溶剂中的溶解度主要取决于两者原子半径的差别,以及它们在元素周期表中的相互位置和晶格类型。当两组元在元素周期表中位置越靠近,且晶格类型相同,原子半径相近时,才可能无限互相溶解而形成无限置换固溶体,如 Cu 和 Ni 便能形成



无限置换固溶体。反之,则只能形成有限置换固溶体,如 Cu(面心立方晶格)和 Zn(密排六方晶格)只能形成有限置换固溶体。

置换固溶体也会引起晶格的畸变(见图 4-10),使位错移动时所受到的阻力增大,从而使合金的强度、硬度提高,塑性、韧性有所下降。这种通过溶入溶质原子,使合金强度和硬度提高的方法称为固溶强化。固溶强化是提高材料力学性能的重要途径之一。

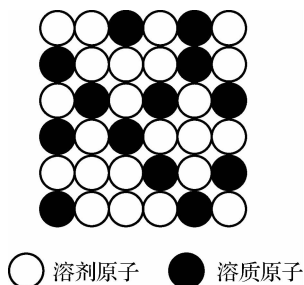


图 4-9 置换固溶体示意图

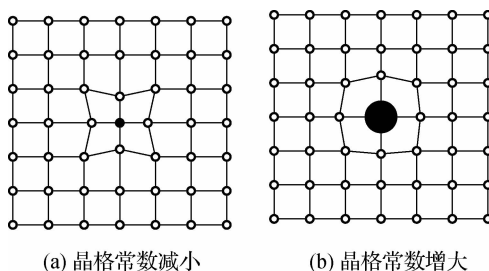


图 4-10 置换固溶体晶格畸变示意图

2. 金属化合物

金属组元在固态下相互溶解的能力常常有限。当溶质含量超过溶剂的溶解度时,溶质与溶剂相互作用会形成金属化合物。金属化合物是合金的另一种相结构,具有不同于任一组元的复杂晶格结构,一般可用分子式表示,但常常不符合化合价规律。例如,铁碳合金中形成的金属化合物 Fe_3C 和 VC 等均具有复杂的晶格结构(见图 4-11),并具有很高的熔点和硬度,但塑性、韧性差,很少单独使用。金属化合物是各种合金钢、硬质合金及许多非铁金属的重要组成相。生产中常利用将金属化合物相分布在固溶体相的基体上来提高合金的强度、硬度,从而达到强化金属材料的目的,称为第二相强化,它也是强化金属材料的重要途径之一。

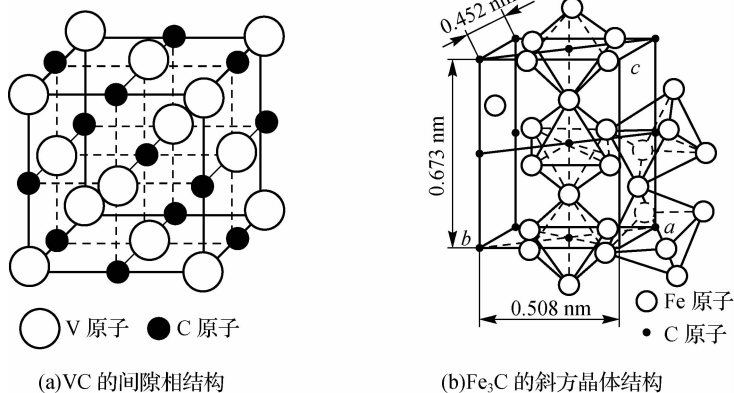


图 4-11 金属化合物晶格结构示意图

三、合金的组织

合金的组织组成可能出现以下几种状况:由单相固溶体晶粒组成;由单相的金属化合物晶粒组成;由两种固溶体的混合物组成;由固溶体和金属化合物混合组成。

合金组织的组成相中,固溶体强度、硬度较低,塑性、韧性较好;金属化合物硬度高、脆性

大;而由固溶体和金属化合物组合的机械混合物的性能往往介于两者之间,即强度、硬度较高,塑性、韧性较好。由两种以上固溶体及金属化合物组成的多相合金组织,又会因其各组成相的相对数量、尺寸、形状和分布不同,形成各种各样的组织形态,从而影响合金的性能。一般来说,综合力学性能好的组织是以塑性好的固溶体为基体相,中间分布均匀细小的硬质金属化合物作为强化相,这样材料既有良好的塑性和韧性,又有较高的强度和耐磨性。

子课题三 二元合金相图

纯金属结晶后只能得到单相的固体,合金结晶后,既可能获得固溶体,又可能获得金属化合物,或者是既有固溶体又有金属化合物的多相组织。

相图就是表示合金的成分、温度与状态之间的关系及变化规律的图解,是表示合金系在平衡条件下(可理解为以极其缓慢的速度冷却或加热,使其在各温度位置有足够时间充分转变以达到平衡),在不同温度、成分下各相关关系的图解。

在合金相图中,可得到不同成分的合金在各温度下的平衡组织,也可了解不同成分合金从高温液态以极其缓慢速度冷却到室温(或反之)所经历的各种变化过程,从而预测合金性能的变化规律。在生产实践中,合金相图是正确制定冶炼、铸造、锻造、焊接及热处理等热加工工艺的重要依据。

二元合金相图为只有两个组元的合金在平衡状态下成分、温度与状态之间的关系及变化规律的图解,是最基本的相图。

一、二元合金相图的表示方法及测定

1. 二元合金相图的表示方法

二元合金相图是以成分和温度为坐标的平面图形,横坐标表示成分,纵坐标表示温度。如图 4-12 所示,横坐标的两个端点 A 及 B 分别表示两个纯组元。从 A 端至 B 端表示合金含 B 量的百分数由 0 逐渐增加至 100%,而含 A 量则由 100% 逐渐降低至 0。成分轴上任意一点都表示由组元组成的合金。图中的 M 点表示成分为 60% A 组元 + 40% B 组元的合金在 700 °C 时的状态。

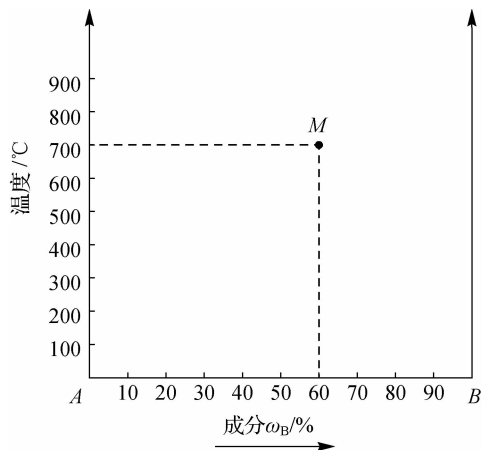


图 4-12 二元合金相图的表示方法



2. 二元合金相图的测定

目前的合金相图一般是根据大量实验结果绘制出来的,最常用的绘制方法为热分析法。随着计算材料学的发展,以分子动力学为基础的计算相图成为绘制相图的一种高效手段。下面以铜镍合金为例,简单介绍用热分析法测绘相图的过程。

(1) 配制系列成分的铜镍合金。例如,合金 I (纯 Cu);合金 II (80%Cu+20%Ni);合金 III (60%Cu+40%Ni);合金 IV (40%Cu+60%Ni);合金 V (20%Cu+80%Ni);合金 VI (纯 Ni)。

(2) 测出每种合金的冷却曲线,找到各冷却曲线上临界转折点的温度,即开始结晶温度与结晶终了温度,如图 4-13(a)所示。

(3) 将各个合金的相变温度点分别标注在温度-成分坐标图中相应的位置。

(4) 将各意义相同的相变点连接成线,所得的线为相界线,标明各区域内所存在的相,即得到 Cu-Ni 二元合金相图,如图 4-13(b)所示。

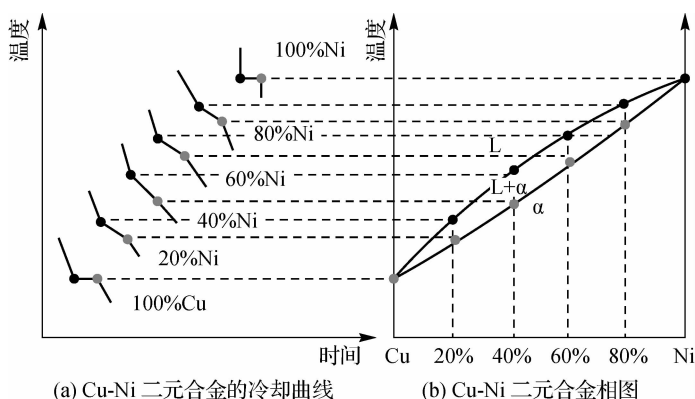


图 4-13 Cu-Ni 二元合金相图的测定

二、匀晶相图

若二元合金系中两组元在液态和固态下都能以任何比例相互溶解,即在固态下能形成无限固溶体,则其相图为匀晶相图,如 Cu-Ni、Fe-Cr、Au-Ag 等二元合金相图。现以 Cu-Ni 二元合金相图为例,对匀晶相图及其合金的结晶过程进行分析。

1. Cu-Ni 匀晶相图分析

Cu-Ni 二元合金相图如图 4-14 所示,图中 A 点为纯铜的熔点(1 083 °C);B 点为纯镍的熔点(1 455 °C)。AB 上曲线为液相线,在此线以上为液相区(用 L 表示),即合金在液相线上为熔化的液相。AB 下曲线为固相线,在此线以下为固相区(用 α 表示),即合金在固相线以下为固溶体 α 相。在液相线和固相线之间为液相与固溶体两相共存区(简称液固两相区),即结晶区(用 L+ α 表示)。合金结晶时,从液相 L 中结晶出单相的 α 固溶体,这种结晶过程称为匀晶转变,用 L \rightarrow α 表示。

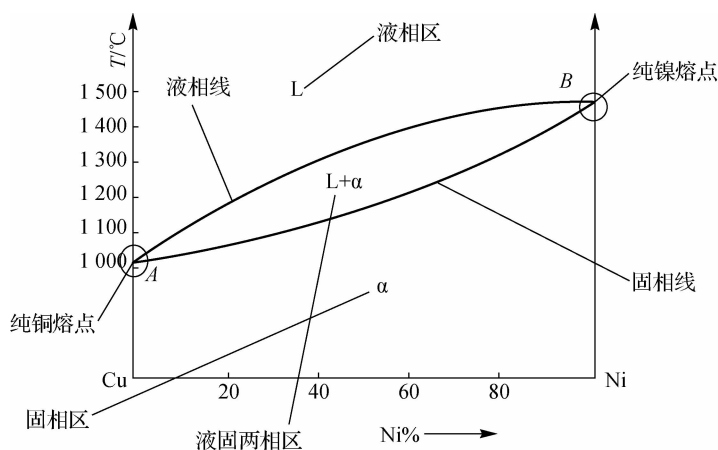


图 4-14 Cu-Ni 二元合金相图

2. Cu-Ni 匀晶转变过程

铜和镍两个组元在固态下可以任意比例形成 α 固溶体,因此,各不同成分的 Cu-Ni 合金的结晶过程和室温平衡组织都是相似的。现以 60%Cu+40%Ni 合金为例对 Cu-Ni 匀晶转变过程进行分析。

如图 4-15 所示,由横坐标轴上的成分点(40%Ni)引垂直线分别与液相线和固相线相交于 a, b 两点。当温度高于 a 点对应的温度时,合金处于液相区,即该合金完全处于熔化的液态,然后以极其缓慢的速度进行冷却(使处于平衡结晶状态);当温度降至 a 点对应的温度以下时,液相中开始结晶出 α 固溶体,在随后的冷却过程中,随着晶体不断长大, α 固溶体的量逐渐增多,而液相越来越少;当温度降至 b 点对应的温度时,所有的液相全部转变为 α 固溶体,合金完成结晶,获得由 Cu 和 Ni 组成的单相 α 固溶体。

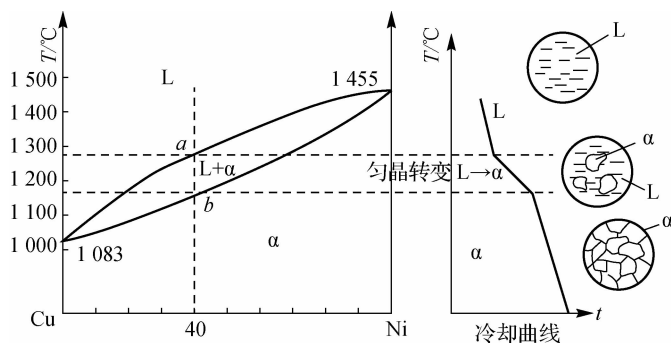


图 4-15 Cu-Ni 二元合金结晶过程示意图

在整个结晶过程中,因为 Ni 的熔点比 Cu 高,所以在较高温度先结晶出来的 α 固溶体含较多的 Ni,其含 Ni 百分比大于合金成分 40%,而在较低温度结晶出来的 α 固溶体含较多的 Cu,其含 Ni 百分比小于合金成分 40%。

在极其缓慢的冷却速度下,Cu 原子和 Ni 原子有足够的时间进行充分扩散时,先结晶的 α 固溶体不断与后结晶的 α 固溶体进行原子扩散,可以最终获得与原合金成分相同、均匀的 α 固溶体。而在实际情况下,冷却速度一般较快,而且固态下原子的扩散很困难、很缓慢,从

而导致固溶体内部原子不能充分扩散以达到平衡,结果在固溶体中先结晶部分与后结晶部分的化学成分不同。这种偏离平衡结晶条件的结晶,称为不平衡结晶。

不平衡结晶对合金的组织 and 性能有很大影响。对于 Cu-Ni 二元合金的 α 固溶体晶粒来说,表现为先形成的核心部分含 Ni 成分较高,而后形成的外层部分含 Ni 成分较低。这种在晶粒内部化学成分不均匀的现象称为晶内偏析。由于金属合金固溶体晶体的生长按树枝状方式进行,因此,晶内偏析一般在显微镜下呈树枝状分布,又称为枝晶偏析,如图 4-16 所示。图中,先结晶的主干部分含 Ni 成分较高,不易受侵蚀,在显微镜下呈白亮色;而后结晶的分支部分含 Cu 成分较高,易受侵蚀,在显微镜下呈黑色。



图 4-16 Cu-Ni 二元合金的枝晶偏析

一般来说,冷却速度越大,晶内偏析程度越严重。晶内偏析对合金的性能有很大影响,严重的晶内偏析会使合金的机械性能下降,特别是塑性和韧性显著降低,甚至使合金不易压力加工,也使合金的抗蚀性能下降。为了消除晶内偏析,工业生产上广泛应用扩散退火或均匀化退火的方法,即将铸件加热至低于固相线 $100\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度,进行较长时间的保温,使偏析元素充分进行扩散,以达到成分均匀化的目的。

三、共晶相图

在二元合金系中,若两组元在液态可无限互溶,而在固态中只能形成两种有限互溶的固溶体(或金属化合物),并在冷却时发生共晶转变,即同时结晶出两种不同的固相,则其相图为共晶相图。典型的共晶相图有 Pb-Sn、Al-Si、Ag-Cu 等二元合金相图。现以 Pb-Sn 二元合金相图为例,对共晶相图及其合金的结晶过程进行分析。

1. Pb-Sn 共晶相图分析

在如图 4-17 所示的 Pb-Sn 二元合金相图中, AEB 为液相线, $AMENB$ 为固相线。合金系有三种相:液溶体 L 相、Sn 溶于 Pb 中的有限固溶体 α 相(以 Pb 为主要成分的固溶体)、Pb 溶于 Sn 中的有限固溶体 β 相(以 Sn 为主要成分的固溶体)。相图中有三个单相区(L 、 α 、 β);三个双相区($\alpha+L$ 、 $\beta+L$ 、 $\alpha+\beta$);一条三相共存线 $MEN(L+\alpha+\beta)$,也称为共晶线。 MF 为 α 固溶体的固溶度曲线,其意义为 Sn 在 Pb 中的固溶度随温度下降而减小。 NG 为 β 固溶体的固溶度曲线,其意义为 Pb 在 Sn 中的固溶度也随温度下降而减小,在室温下接近于零。

A 点为纯铅的熔点($327\text{ }^{\circ}\text{C}$); B 点为纯锡的熔点($232\text{ }^{\circ}\text{C}$); M 点为 $327\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时 Sn 在 Pb 中的固溶度点(即其成分为 α 相的最大固溶度); N 点为 $327\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时 Pb 在 Sn 中的固溶度点(即其成分为 β 相的最大固溶度); E 点为共晶点,表示此点成分(共晶成分 61.9%)的合金冷却到此点所对应的温度(共晶温度 $183\text{ }^{\circ}\text{C}$)时, α 固溶体和 β 固溶体共同结晶出来形成的两相机械混合物组织,称为共晶体或共晶组织,用 $(\alpha+\beta)$ 表示。

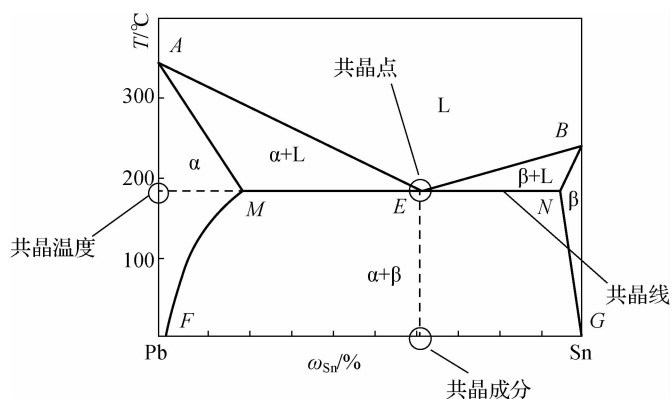


图 4-17 Pb-Sn 二元合金相图

共晶转变可用式 $L_E \xrightarrow{183^\circ\text{C}} (\alpha_M + \beta_N)$ 表示。其意义为 E 点成分的 L 相在 183°C 时同时结晶出 M 点成分的 α 固溶体和 N 点成分的 β 固溶体。

2. 结晶过程分析

根据 Pb-Sn 二元合金的成分特性与结晶过程的不同,可将其分为五种不同类型的合金,如图 4-18 所示,下面对这五种典型合金的结晶过程进行分析。

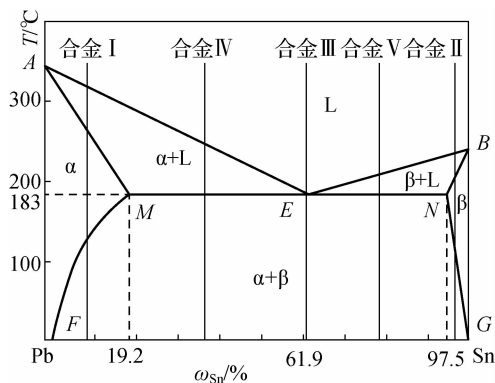


图 4-18 五种典型合金成分

1) 非共晶合金——合金 I

成分在 $0 \sim M$ 点的合金 I 以 Pb 为主,其含 Sn 量小于 α 固溶体的最大固溶度 19.2% 。如图 4-19 所示,当合金 I 溶液冷却时,首先与 AE 线相交,这时从液相 L 中结晶出 α 固溶体;当温度降至与 AM 线相交,表示液相全部结晶为 α 固溶体;到达共晶温度时,因为合金中含 Sn 量在 α 的最大固溶度范围内,没有与共晶线 MEN 相交,所以不会有共晶转变发生;因 α 的固溶度随着温度的下降而减小,所以当温度降至与 MF 曲线相交时, α 固溶体的固溶度达到饱和,温度再降低时,多余的 Sn 以 β 固溶体的形式从 α 固溶体内析出,称之为次生 β 相,以 β_{II} 表示。图 4-20 为合金 I 的结晶显微组织,在黑色的 α 固溶体基体上分布着白色的 β_{II} 固溶体颗粒。

所以,合金 I 的结晶过程为: $L \rightarrow L + \alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \beta_{II}$ 。

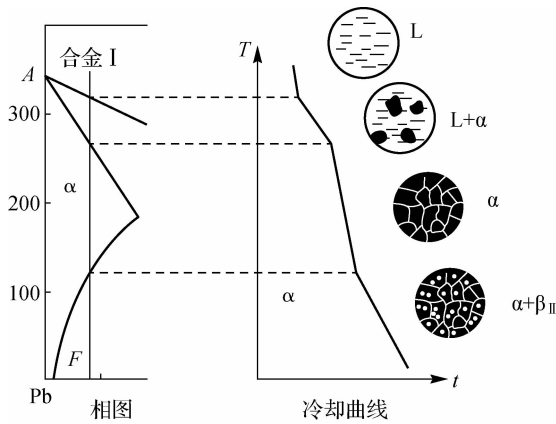


图 4-19 合金 I 的结晶过程

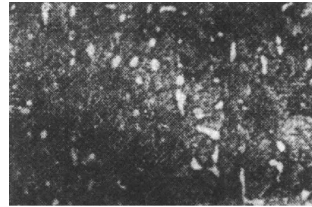


图 4-20 合金 I 的结晶显微组织

2) 非共晶合金——合金 II

成分在 N 点 $\sim 100\%$ 的合金 II 以 Sn 为主, 其含 Pb 量小于 β 固溶体的最大固溶度 2.5% 。合金 II 溶液冷却过程与合金 I 类似, 首先与 BE 线相交, 这时从液相 L 中结晶出 β 固溶体; 当温度降至与 BN 线相交时, 表示液相全部结晶为 β 固溶体; 到达共晶温度时, 因为合金中含 Pb 量在 β 的最大固溶度范围内, 没有与共晶线 MEN 相交, 所以不会有共晶转变发生; 因 β 的固溶度也随着温度的下降而减小, 所以当温度降至室温时, 也有少量的 α_{II} 从 β 中析出。

合金 II 的结晶过程为: $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \beta \rightarrow \beta + \alpha_{II}$ 。

3) 共晶合金——合金 III

成分为共晶点成分 $\omega_{Sn} = 61.9\%$ 的合金为共晶合金。如图 4-21 所示, 共晶合金 III 在冷却过程中, 液态合金温度降至 E 点 (183°C) 时, 发生共晶转变, 即在恒温下同时结晶出 M 点成分的 α 固溶体和 N 点成分的 β 固溶体, 因为 α 固溶体以 Pb 为主, ω_{Sn} 成分远低于合金成分, 而 β 固溶体以 Sn 为主, ω_{Sn} 成分远高于合金成分, 所以两者结晶时是交替进行的, 最后形成以 α 和 β 交替分布的共晶组织, 以 $(\alpha + \beta)$ 表示。当温度继续下降时, 从 α 和 β 固溶体中分别析出少量 β_{II} 和 α_{II} , 由于析出的 β_{II} 和 α_{II} 都相应地同 α 和 β 相连在一起, 共晶体的形态和成分不发生变化, 合金的室温组织全部为共晶体。共晶合金 III 的结晶显微组织如图 4-22 所示, 全部为黑色的 α 固溶体和白色的 β 固溶体交替分布形成的黑白相间的共晶组织。

共晶合金 III 的结晶过程为: $L \rightarrow L + (\alpha + \beta) \rightarrow (\alpha + \beta)$ 。室温组织为单一的共晶组织。

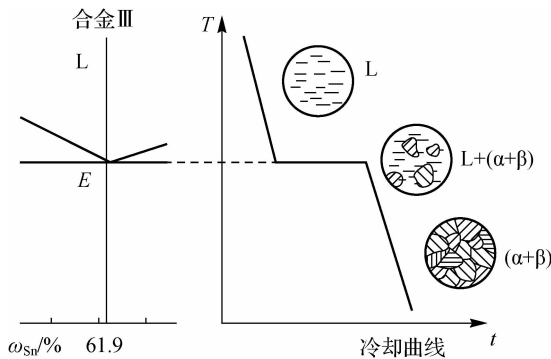


图 4-21 合金 III 的结晶过程



图 4-22 合金 III 的结晶显微组织

4) 亚共晶合金——合金Ⅳ

成分在 M 点~ E 点的合金Ⅳ称为亚共晶合金。如图 4-23 所示,合金Ⅳ溶液冷却时,首先与 AE 线相交,这时从液相 L 中结晶出饱和状态的 α 固溶体,称为初生 α 相。因为初生 α 相含 Sn 量小于合金的含 Sn 量,故随着初生 α 相的结晶,剩余的液相 L 中含 Sn 成分逐渐增加(随 AE 线变化),当温度降至共晶温度 $183\text{ }^\circ\text{C}$ 时,剩余液相 L 的成分刚好达到共晶成分 ($\omega_{\text{Sn}}=61.9\%$),这时这部分剩余液相发生共晶转变,形成以 α 和 β 交替分布的共晶组织($\alpha+\beta$)。当温度再下降时,先结晶的 α 固溶体析出少量次生相 β_{II} ,亚共晶合金的结晶显微组织如图 4-24 所示,黑色的初生 α 相和条纹状共晶组织($\alpha+\beta$) 共存。

亚共晶合金Ⅳ的结晶过程为: $L \rightarrow L+\alpha \rightarrow L+\alpha+(\alpha+\beta) \rightarrow \alpha+\beta_{\text{II}}+(\alpha+\beta)$ 。室温组织为 $\alpha+\beta_{\text{II}}+(\alpha+\beta)$,如忽略次生相 β_{II} ,根据杠杆定律,初生 α 相与共晶组织($\alpha+\beta$) 的质量分数比为图 4-23 中线段 b 与线段 a 的长度比。

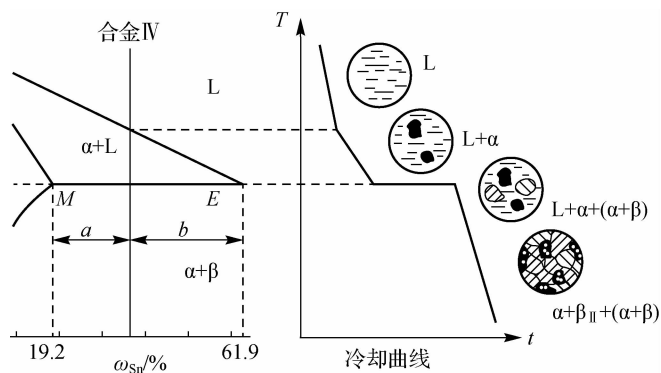


图 4-23 合金Ⅳ的结晶过程

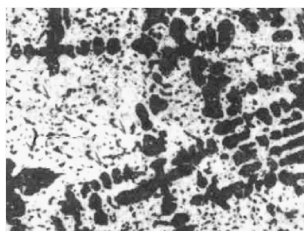


图 4-24 合金Ⅳ的结晶显微组织

5) 过共晶合金——合金Ⅴ

成分在 E 点~ N 点的合金Ⅴ称为过共晶合金。合金Ⅴ的冷却过程如图 4-25 所示,合金溶液冷却时,首先与 BE 线相交,这时从液相 L 中结晶出饱和状态的 β 固溶体,因为结晶出的 β 固溶体含 Sn 量大于合金的含 Sn 量,故随着 β 的结晶,剩余的液相 L 中含 Sn 量逐渐减小(随 BE 线变化),当温度降至共晶温度 $183\text{ }^\circ\text{C}$ 时,剩余液相 L 的成分也达到共晶成分而发生共晶转变,形成共晶组织($\alpha+\beta$)。当温度再下降时,先结晶的 β 固溶体析出少量次生相 α_{II} 。过共晶合金的结晶显微组织如图 4-26 所示,黑色的初生 β 相和条纹状共晶组织($\alpha+\beta$) 共存。

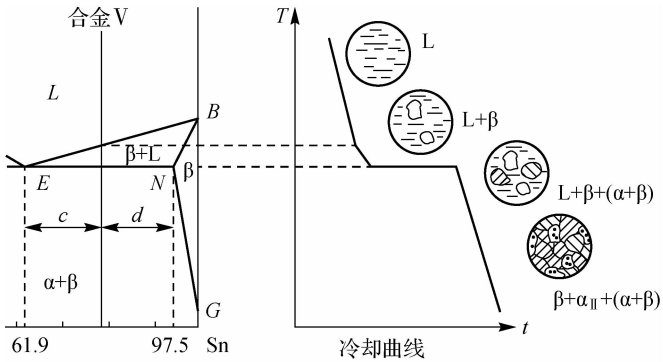


图 4-25 合金 V 的结晶过程

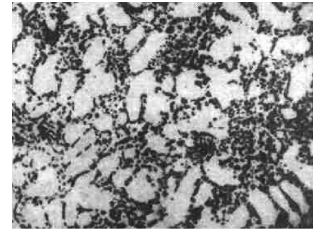


图 4-26 合金 V 的结晶显微组织

过共晶合金 IV 的结晶过程为： $L \rightarrow L + \beta \rightarrow L + \beta + (\alpha + \beta) \rightarrow \beta + \alpha_{II} + (\alpha + \beta)$ 。室温组织为 $\beta + \alpha_{II} + (\alpha + \beta)$ ，根据杠杆定律，忽略少量 α_{II} ，初生 β 相与共晶组织 $(\alpha + \beta)$ 的质量分数比为图 4-25 中线段 c 与线段 d 的长度比。

由以上分析可知，发生共晶转变时液相 L 的成分必须是在反应成分点 ($\omega_{Sn} = 61.9\%$)，但并不代表只有该成分的合金冷却时才发生共晶转变。成分在 M 点 (19.2%) 至 N 点 (97.5%) 之间的合金(亚共晶合金、共晶合金、过共晶合金)冷却时都会发生共晶转变。亚共晶合金与过共晶合金在发生共晶转变之前，分别先结晶出 α 相和 β 相，使剩余液相的成分最终都变为共晶成分，然后发生共晶转变。从相图上理解为：只要其成分线与共晶线相交就会发生共晶转变。

根据上述五种典型合金结晶过程的分析，可知 Pb-Sn 二元合金的室温组织都由 α 和 β 两相组成。但由于结晶过程不同， α 和 β 两相的数量、大小、形态分布各不相同，如图 4-27 所示。各相的不同形态分布称为组织，如亚共晶合金的室温组织为 $\alpha + \beta_{II} + (\alpha + \beta)$ ，各组织的形态特征在金相显微镜下可以明显分辨。同样的相可形成不同的组织，如 Pb-Sn 二元合金中的 α 相就有三种不同的组织状态：单独结晶出的 α 相、共晶出的 α 相、 β 中次生出的 α 相， β 相也是如此。组织对材料性能的影响很大，因此在金相实验与观察中要注重分析金属材料的组织状态。

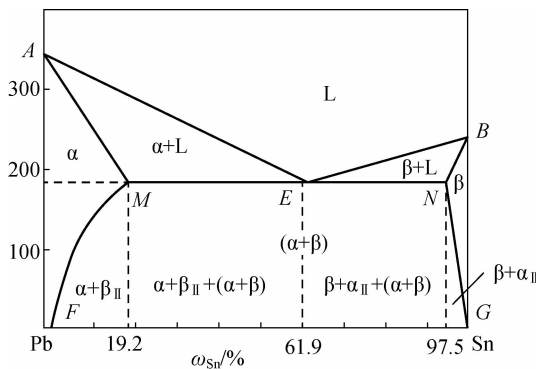


图 4-27 Pb-Sn 二元合金的室温组织

子课题四 铁碳合金相图

钢铁是现代工业中应用最广泛的金属材料,其基本组元是铁和碳,故统称为铁碳合金。

铁碳合金相图是研究在平衡状态下铁碳合金成分、组织和性能之间的关系及其变化规律的重要工具,掌握铁碳合金相图对于钢铁材料的选择及加工工艺的制定具有重要的指导意义。

由于碳的质量分数大于 6.69% 时,铁碳合金的脆性很大,已无实用价值。所以,实际生产中应用的铁碳合金,其碳的质量分数均在 6.69% 以下。本书研究的铁碳合金相图,实际上是由 Fe 和 Fe_3C 两个基本组元组成的 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 相图。

一、纯铁的同素异构转变

自然界中有许多元素具有同素异构现象,即同一种元素在不同条件下具有不同的晶体结构。当温度等外界条件变化时,晶格类型会发生转变,称为同素异构转变。

图 4-28 为纯铁在常压下的冷却曲线。由图可见,纯铁的熔点为 1 538 °C,在 1 394 °C 和 912 °C 出现水平台。经分析,纯铁在 1 538 °C 结晶后具有体心立方晶格,称为 $\delta\text{-Fe}$;当温度下降到 1 394 °C 时,体心立方的 $\delta\text{-Fe}$ 转变为面心立方晶格,称为 $\gamma\text{-Fe}$;在 912 °C 时, $\gamma\text{-Fe}$ 又转变为体心立方晶格,称为 $\alpha\text{-Fe}$ 。再继续冷却时,晶格类型不再发生变化。由于纯铁具有这种同素异构转变,因而才有可能对钢和铸铁进行各种热处理,以改变其组织和性能。

纯铁的同素异构转变过程同液态金属的结晶过程相似,遵循结晶的一般规律:有一定的平衡转变温度(相变点);转变时需要过冷;转变过程也是包括晶核的形成和晶核的长大。但是,由于这种转变是在固态下发生的,原子扩散困难,因此比液态金属结晶需要更大的过冷度。另外,由于转变时晶格致密度的改变将引起晶体体积的变化,因此同素异构转变往往会产生较大的内应力。

纯铁的磁性转变温度为 770 °C。磁性转变不是相变,晶格不发生转变。

二、铁碳合金的基本组织及性能

在液态下,铁和碳可以互溶成均匀的液体。在固态下,碳可有限地溶于铁的同素异构体中形成间隙固溶体。当铁碳合金的含碳量超过在相应温度固相的溶解度时,则会析出具有复杂晶体结构的金属化合物——渗碳体。铁碳合金在固态下的基本组织有以下几种:

1. 铁素体

碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中形成的间隙固溶体称为铁素体,用符号 F 表示。碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的溶解度很低,为 0.000 8%~0.021 8%,且随温度而变化,在 727 °C 时溶解度最大,为 0.021 8%,在室

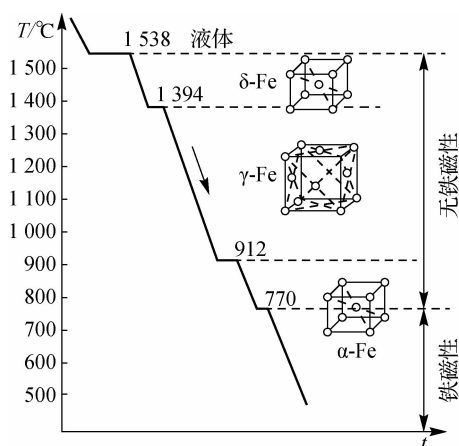


图 4-28 纯铁在常压下的冷却曲线



温时几乎为零(0.000 8%)。因此,铁素体的机械性能与纯铁相近,其强度、硬度较低,但具有良好的塑性和韧性。

2. 奥氏体

碳在 γ -Fe 中形成的间隙固溶体称为奥氏体,用符号 A 表示。碳在 γ -Fe 中的溶解度也很有限,但比在 α -Fe 中的溶解度大得多。在 1 148 $^{\circ}\text{C}$ 时,碳在奥氏体中的溶解度最大,可达 2.11%。随着温度的降低,溶解度也逐渐降低,在 727 $^{\circ}\text{C}$ 时,奥氏体的含碳量为 0.77%。奥氏体无磁性,硬度不高,塑性好,一般只在高温存在,但在某些合金钢(如奥氏体不锈钢)的室温组织中也存在。

3. 渗碳体

渗碳体是一种具有复杂晶体结构的间隙化合物,它的分子式为 Fe_3C ,渗碳体的含碳量 $\omega_{\text{C}}=6.69\%$,熔点为 1 227 $^{\circ}\text{C}$ 。在 Fe- Fe_3C 相图中,渗碳体既是组元,又是基本相。渗碳体的硬度很高,约 800 HBW,而塑性和韧性几乎等于零,是一种硬而脆的相,不能单独使用。

渗碳体是铁碳合金中主要的强化相,它的形状、大小与分布对钢的性能有很大影响。通常将渗碳体进行如下分类:一次渗碳体 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{I}}$ (由液体中直接结晶生成,呈块状分布);二次渗碳体 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ (由奥氏体中析出,呈网状分布);三次渗碳体 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{III}}$ (由铁素体中析出,呈断续片状分布)。

4. 珠光体

珠光体是铁素体与渗碳体薄层片相间的机械混合物,用符号 P 表示。它的力学性能介于铁素体和渗碳体之间,具有较高的强度和硬度,以及一定的塑性和韧性,是一种综合力学性能较好的组织。

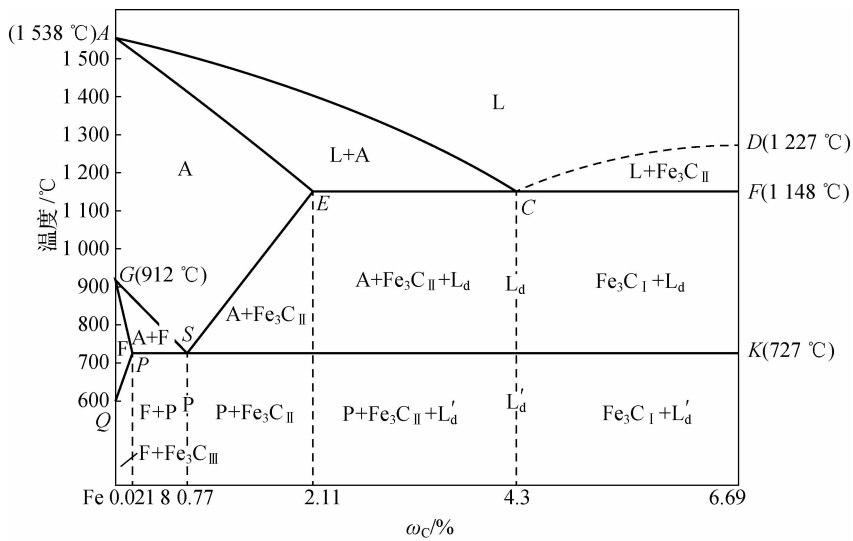
5. 莱氏体

奥氏体和渗碳体所组成的共晶体称为莱氏体,用符号 L_{d} 表示;在温度 727 $^{\circ}\text{C}$ 时,奥氏体转变为珠光体,称为低温莱氏体,用符号 L_{d}' 表示。它的含碳量为 4.3%,性能接近渗碳体,是一种硬而脆的组织。

在上述铁碳合金的基本组织中,铁素体、奥氏体为固溶体,渗碳体为化合物,这三者为基本相,也可形成组织;而珠光体与莱氏体则不是相,是由基本相组成的机械混合物,是属于不同状态的组织。在后面的热处理项目中将陆续学习到的马氏体、索氏体、托氏体、贝氏体等也都属于组织,而不是相。

三、Fe- Fe_3C 相图分析

铁碳合金相图是人类经过长期生产实践及大量科学实验后总结出来的,是研究钢和铸铁的基础,也是选择材料,制定热加工、热处理工艺的主要依据。铁和碳可以形成一系列化合物,考虑到工业上的实用价值,目前常用 $\omega_{\text{C}}<6.69\%$ 的铁碳合金。在相图的左上角靠近 δ -Fe 部分还有一部分高温转变,由于实用意义不大,因而在一般的研究中,常将此部分省略简化。简化后的 Fe- Fe_3C 相图如图 4-29 所示。


 图 4-29 简化后的 Fe-Fe₃C 相图

简化的 Fe-Fe₃C 相图可视为由两个简单的典型二元相图组合而成。图中的右上半部分为共晶转变类型的相图,左下半部分为共析转变类型的相图。

1. 主要特性点

相图中具有特殊意义的点称为特性点,简化 Fe-Fe₃C 相图中各特性点的温度、成分及含义见表 4-2。

 表 4-2 简化 Fe-Fe₃C 相图中各特性点的温度、成分及含义

特性点	温度/°C	$\omega_c/\%$	含 义
A	1 538	0	熔点:纯铁的熔点
C	1 148	4.3	共晶点:发生共晶转变 $L_{4.3\%} \rightarrow L_d (A_{2.11\%} + Fe_3C_{共晶})$
D	1 227	6.69	熔点:渗碳体的熔点
E	1 148	2.11	碳在 γ -Fe 中的最大溶解度点
G	912	0	同素异构转变点
S	727	0.77	共析点:发生共析转变 $A_{0.77\%} \rightarrow P(F_{0.0218\%} + Fe_3C_{共析})$
P	727	0.021 8	碳在 α -Fe 中的最大溶解度点
Q	室温	0.000 8	室温下碳在 α -Fe 中的溶解度点

2. 主要特性线

各不同成分的合金中具有相同意义的临界点的连接线称为特性线。简化后的 Fe-Fe₃C 相图中各特性线的符号、位置和意义如下:

(1)AC 线:液体向奥氏体转变的开始线。 $\omega_c < 4.3\%$ 的铁碳合金在此线之上为均匀液



相,冷却至该线时,液体中开始结晶出固相奥氏体,即: $L \rightarrow A$ 。

(2)CD线:液体向渗碳体转变的开始线。 $\omega_c = 4.3\% \sim 6.69\%$ 的铁碳合金在此线之上为均匀液相,冷却至该线时,液体中开始结晶出渗碳体,称为一次渗碳体,用符号 Fe_3C_I 表示。即: $L \rightarrow Fe_3C_I$ 。

ACD线统称为液相线,在此线之上合金全部处于液相状态,用符号L表示。

(3)AE线:液体向奥氏体转变的终了线。 $\omega_c < 2.11\%$ 的液态铁碳合金冷却至此线时,全部转变为单相奥氏体组织。

(4)ECF水平线:共晶线。 $\omega_c = 4.3\% \sim 6.69\%$ 的液态铁碳合金冷却至此线时,将在恒温(1 148 °C)下发生共晶转变,形成高温莱氏体。

AECF线统称为固相线,液体合金冷却至此线时全部结晶为固体,此线以下为固相区。

(5)ES线:又称 A_{cm} 线,是碳在奥氏体中的溶解度曲线。1 148 °C时奥氏体溶碳量为最大($\omega_c = 2.11\%$),随着温度的降低,奥氏体的溶碳量逐渐减小,当温度降至727 °C时,奥氏体溶碳量减小至0.77%。因此,凡是 $\omega_c > 0.77\%$ 的铁碳合金,当温度由1 148 °C降至727 °C时,均会从奥氏体中沿晶界析出渗碳体,称为二次渗碳体,用 Fe_3C_{II} 表示。即: $L \rightarrow Fe_3C_{II}$ 。

(6)GS线:又称 A_3 线,是 $\omega_c < 0.77\%$ 的铁碳合金固态冷却时,奥氏体向铁素体转变的开始线。随着温度的下降,转变出的铁素体量不断增多,剩余奥氏体的碳量不断升高。

(7)GP线:奥氏体向铁素体转变的终了线。 $\omega_c < 0.0218\%$ 的铁碳合金冷却至此线时,奥氏体全部转变为单相铁素体组织。

(8)PSK水平线:共析线,又称 A_1 线。 $\omega_c = 0.0218\% \sim 6.69\%$ 的铁碳合金中的奥氏体冷却至此线时,将在恒温下发生共析转变,转变成珠光体组织。凡是 $\omega_c = 0.0218\% \sim 6.69\%$ 的铁碳合金都要发生共析转变。

(9)PQ线:碳在铁素体中的溶解度曲线。727 °C时铁素体溶碳量最大,为0.021 8%,随着温度的降低,溶碳量不断减小,当温度降至室温时,铁素体溶碳量降至0.000 8%。因此, $\omega_c > 0.021 8\%$ 的铁碳合金,从727 °C降至室温时,均会由铁素体析出渗碳体,称为三次渗碳体,用 Fe_3C_{III} 表示。由于 Fe_3C_{III} 数量极少,故一般在讨论中均不考虑。

由于生成条件不同,渗碳体可以分为 Fe_3C_I 、 Fe_3C_{II} 、 Fe_3C_{III} 、共晶渗碳体和共析渗碳体五种。尽管它们是同一相,但由于形态与分布不同,其对铁碳合金的性能有着不同的影响。

3. 相区

(1)单相区。简化的Fe- Fe_3C 相图中有F、A、L和 Fe_3C 四个单相区。

(2)两相区。简化的Fe- Fe_3C 相图中有五个两相区,即L+A两相区、L+ Fe_3C 两相区、A+ Fe_3C 两相区、A+F两相区和F+ Fe_3C 两相区。每个两相区都与相应的两个单相区相邻。

(3)三相共存线。简化的Fe- Fe_3C 相图中有两条三相共存线;即共晶线ECF,L、A和 Fe_3C 三相共存;共析线PSK,A、F和 Fe_3C 三相共存。

四、典型铁碳合金的结晶过程及组织

1. 铁碳合金的分类

铁碳合金由于成分的不同,室温下将得到不同的组织。根据铁碳合金的含碳量及组织的不同,可将铁碳合金分为工业纯铁、钢及白口铸铁三类。

1) 工业纯铁

工业纯铁的 $\omega_C < 0.0218\%$ 。

2) 钢

$0.0218\% < \omega_C < 2.11\%$ 的铁碳合金称为钢, 根据室温组织不同, 钢又可分为以下三种:

(1) 亚共析钢: $0.0218\% < \omega_C < 0.77\%$ 。

(2) 共析钢: $\omega_C = 0.77\%$ 。

(3) 过共析钢: $0.77\% < \omega_C < 2.11\%$ 。

3) 白口铸铁

$2.11\% < \omega_C < 6.69\%$ 的铁碳合金称为白口铸铁, 根据室温组织不同, 白口铸铁又可分为以下三种:

(1) 亚共晶白口铸铁: $2.11\% < \omega_C < 4.3\%$ 。

(2) 共晶白口铸铁: $\omega_C = 4.3\%$ 。

(3) 过共晶白口铸铁: $4.3\% < \omega_C < 6.69\%$ 。

为了深入了解铁碳合金组织形成的规律, 下面以三种钢和三种白口铸铁共六种典型铁碳合金为例, 分析它们的结晶过程和室温下的平衡组织。六种合金在相图中的位置如图 4-30 所示。

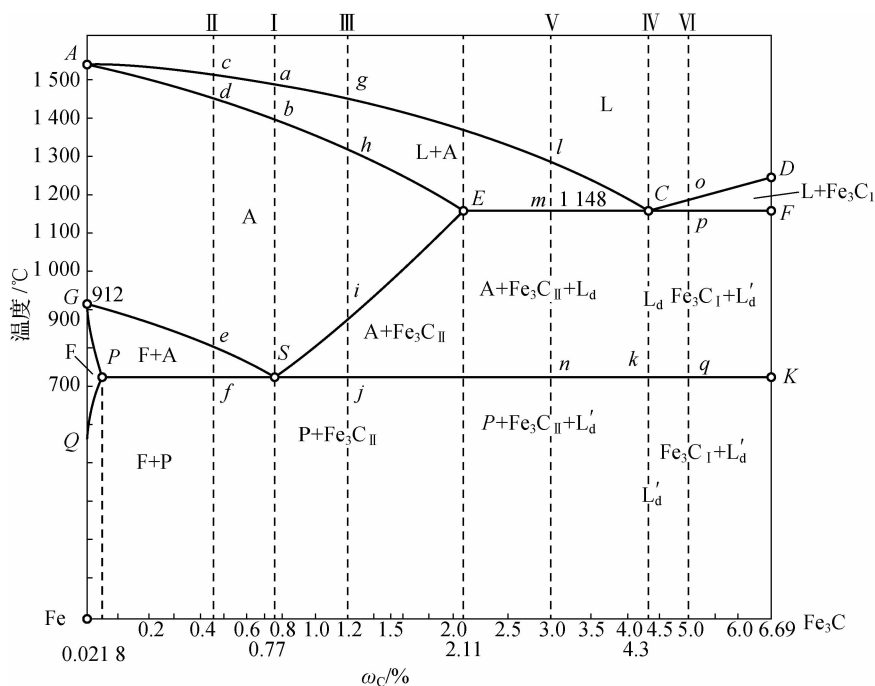


图 4-30 六种合金在相图中的位置

2. 共析钢的结晶过程分析

共析钢的结晶过程如图 4-30 中 I 线所示。当合金由液态缓慢冷却到液相线 a 点时, 从液相中开始结晶出奥氏体。随着温度的下降, 奥氏体的量不断增多, 液体成分沿液相线 AC 变化, 奥氏体成分沿固相线 AE 变化。冷却至 b 点温度时, 液体全部结晶为奥氏体。从 a 至 b 点温度范围内为单相奥氏体的冷却。缓冷至 S 点温度 (727°C) 时, 奥氏体发生共析转变,



生成珠光体。温度继续下降,铁素体的碳含量沿溶解度曲线 PQ 变化,析出极少量的 Fe_3C_{III} (三次渗碳体), Fe_3C_{III} 常与共析渗碳体连在一起,不易分辨,一般忽略不计。共析钢的结晶过程如图 4-31 所示。故共析钢在室温下的平衡组织为珠光体,珠光体由呈层片状交替排列的铁素体和渗碳体组成,其显微组织如图 4-32(a)所示。层状的珠光体经球化退火后,其中的渗碳体变为球状,称为球状珠光体,如图 4-32(b)所示。

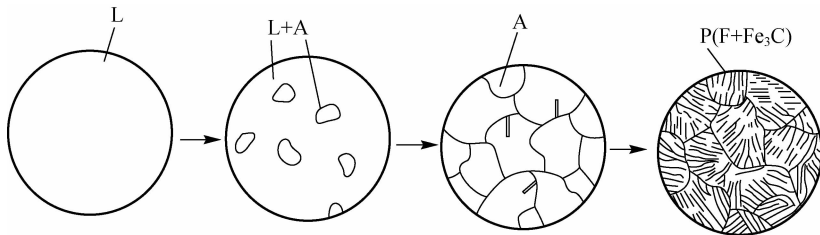
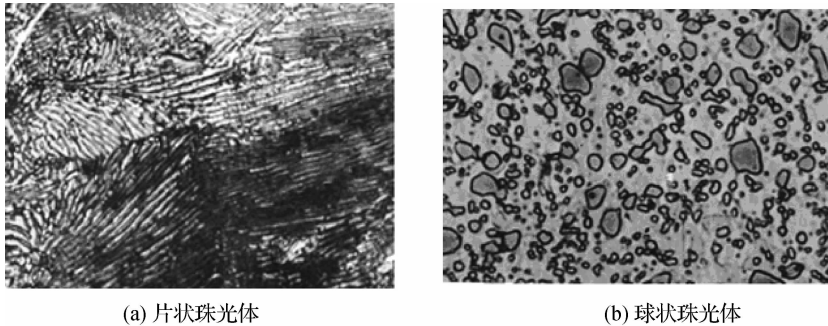


图 4-31 共析钢的结晶过程



(a) 片状珠光体

(b) 球状珠光体

图 4-32 珠光体的显微组织

3. 亚共析钢的结晶过程分析

亚共析钢($0.0218\% < \omega_c < 0.77\%$)的结晶过程如图 4-30 中 II 线所示。液态合金结晶过程与共析钢相同,合金在 c 点以上为液体,温度降至 c 点时,开始结晶出奥氏体,冷至 d 点时结晶终了。 c 至 d 点区间为单一奥氏相,当冷却到与 GS 线相交的 e 点时,开始从奥氏体析出铁素体,即在奥氏体的晶界上生成铁素体晶粒,并随着温度降低,铁素体晶粒不断长大,转变出的铁素体为先析铁素体,其碳含量沿 GP 线逐渐增加,未转变奥氏体的碳含量沿 GS 线不断增加,待冷却至与共析线 PSK 相交的 f 点温度时,先析铁素体的碳质量分数为 0.0218% ,而剩余奥氏体的碳质量分数正好达到共析成分($\omega_c = 0.77\%$),发生共析转变形成珠光体。随后温度继续下降,铁素体中析出 Fe_3C_{III} ,同样忽略不计。故亚共析钢室温下的平衡组织为铁素体和珠光体。图 4-33 所示为亚共析钢的结晶过程,图 4-34 所示为亚共析钢的显微组织。

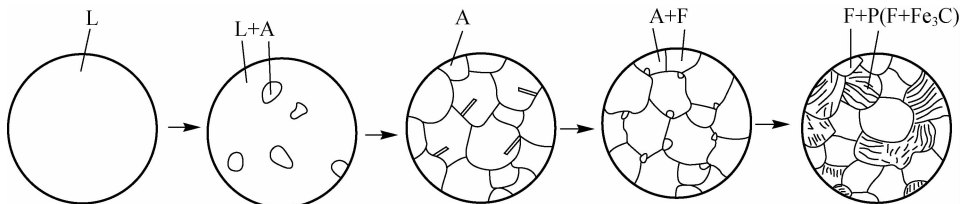


图 4-33 亚共析钢的结晶过程

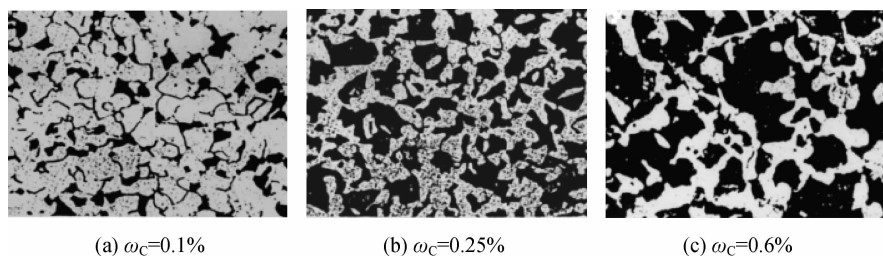


图 4-34 亚共析钢的显微组织

所有亚共析钢的结晶过程均相似,其室温下的平衡组织都是由先析铁素体和珠光体组成的。它们的差别是组织中的先析铁素体量随钢的含碳量增加而逐渐减少。先析铁素体随其在组织中相对珠光体量的多少可呈等轴晶或网状等形态。

4. 过共析钢的结晶过程分析

过共析钢的结晶过程如图 4-30 中Ⅲ线所示。在 i 点温度以上的结晶过程与共析钢相同。当冷却到与 ES 线相交的 i 点温度时,奥氏体中碳含量达到饱和,开始沿晶界析出网状渗碳体,称为二次渗碳体。随着温度的下降,析出的二次渗碳体的量不断增多,致使奥氏体的含碳量逐渐减少,奥氏体的含碳量沿 ES 线变化。当冷却到 j 点温度时,奥氏体含碳量刚好达到 0.77%(共析成分),于是发生共析转变而形成珠光体。温度继续下降时,合金组织基本不变。因此,过共析钢在室温下的平衡组织为珠光体和网状二次渗碳体。过共析钢的结晶过程示意图如图 4-35 所示,过共析钢的显微组织如图 4-36 所示。

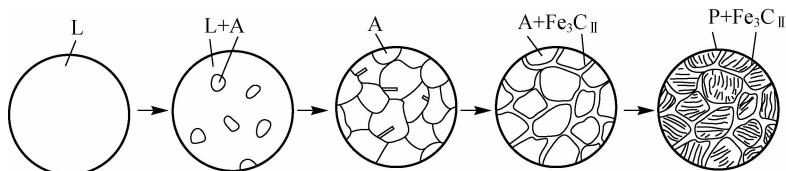


图 4-35 过共析钢的结晶过程

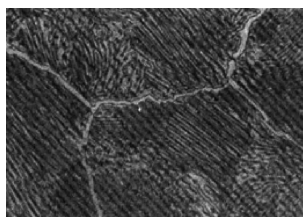


图 4-36 过亚共析钢的显微组织

凡是 $\omega_c = 0.77\% \sim 2.11\%$ 的过共析钢,缓冷后的室温组织均由珠光体和二次渗碳体组成,只是随着合金中含碳量的增加,二次渗碳体越来越多,珠光体越来越少,当 $\omega_c = 2.11\%$ 时,二次渗碳体量达到最大值,约为 2.26%。网状二次渗碳体对钢的力学性能会产生不良影响,一般可通过球化退火将其转变为球状。

5. 共晶白口铸铁的结晶过程分析

共晶白口铸铁的结晶过程如图 4-30 中Ⅳ线所示。当液态合金缓冷至 C 点温度($1\ 148\ ^\circ\text{C}$)时,会发生共晶转变,结晶出奥氏体($\omega_{\text{C}} = 2.11\%$)与渗碳体组成的机械混合物,即高温莱氏体。转变在恒温下完成。在共晶温度之下继续冷却,从奥氏体中将不断析出二次渗碳体,因此奥氏体中碳含量不断减少,并沿 ES 线变化。在 k 点之上的高温莱氏体是由奥氏体、共晶渗碳体和二次渗碳体组成的,但二次渗碳体与共晶渗碳体连在一起,在金相显微镜下不易分辨。当温度降至 k 点($727\ ^\circ\text{C}$)时,奥氏体中碳的质量分数减少到 0.77% ,发生共析转变,形成珠光体,高温莱氏体(L_{d})转变为低温莱氏体(L'_{d}),其组织由珠光体、共晶渗碳体和二次渗碳体组成。共晶白口铸铁的结晶过程如图 4-37 所示,其显微组织如图 4-38 所示。图中,白色基体为共晶渗碳体和二次渗碳体,点条状的黑色珠光体分布在渗碳体基体上。

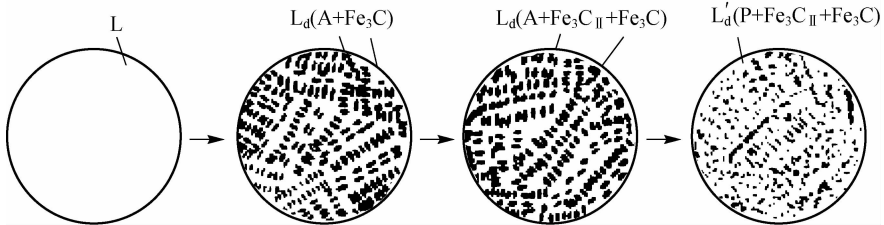


图 4-37 共晶白口铸铁的结晶过程

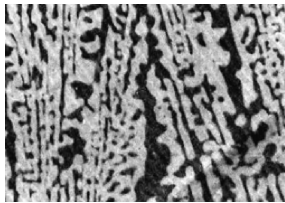


图 4-38 共晶白口铸铁的显微组织

6. 亚共晶白口铸铁的结晶过程分析

亚共晶白口铸铁的结晶过程如图 4-30 中Ⅴ线所示。当液态合金缓冷至 l 点温度时,开始结晶出奥氏体,称为初生奥氏体。随着温度的下降,结晶出的奥氏体量不断增多,奥氏体成分沿 AE 线变化。液相的成分沿 AC 线变化。当冷却至 m 点温度($1\ 148\ ^\circ\text{C}$)时,奥氏体中 $\omega_{\text{C}} = 2.11\%$,剩余液相的含碳量达到共晶点成分($\omega_{\text{C}} = 4.3\%$),发生共晶转变,生成莱氏体。在随后的冷却过程中,初生奥氏体和共晶奥氏体均析出二次渗碳体,其成分沿 ES 线变化。当温度降至 n 点($727\ ^\circ\text{C}$)时,奥氏体的含碳量达到 0.77% (共析成分),全部奥氏体发生共析转变,生成珠光体。亚共晶白口铸铁的结晶过程如图 4-39 所示。室温下,亚共晶白口铸铁的组织为珠光体、二次渗碳体和低温莱氏体,其显微组织如图 4-40 所示。图中呈树枝状分布的黑色块状物是由初生奥氏体转变成的珠光体,珠光体周围白色网状物为二次渗碳体,其余部分为低温莱氏体。

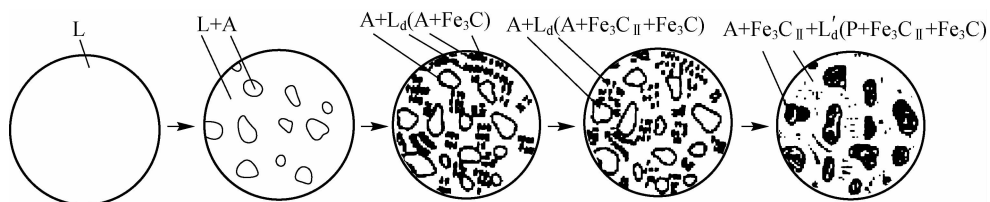


图 4-39 亚共晶白口铸铁的结晶过程

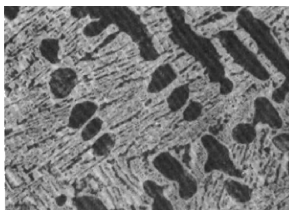


图 4-40 亚共晶白口铸铁的显微组织

所有亚共晶白口铸铁的结晶过程基本相同,其室温组织组成相同,只是碳的含量越高,室温组织中的珠光体量越少,而莱氏体的量越多。

7. 过共晶白口铸铁的结晶过程分析

过共晶白口铸铁的结晶过程如图 4-30 中 VI 线所示,与亚共晶白口铸铁相似,不同的是在共晶转变前液相先结晶出一次渗碳体,也称为先共晶渗碳体,呈粗大板条状形态。随着温度的降低,结晶出的一次渗碳体不断增多,剩余液体中的碳含量沿着 CD 线不断变化,当冷却至 p 点温度($1148\text{ }^{\circ}\text{C}$)时,剩余液相含碳量达到 4.3% ,于是发生共晶转变,生成高温莱氏体。在随后的冷却中,一次渗碳体不发生转变,莱氏体转变为低温莱氏体。图 4-41 为过共晶白口铸铁的结晶过程。

过共晶白口铸铁的室温平衡组织为一次渗碳体和低温莱氏体,其显微组织如图 4-42 所示。图中,白色片状物为一次渗碳体,其余部分为低温莱氏体。

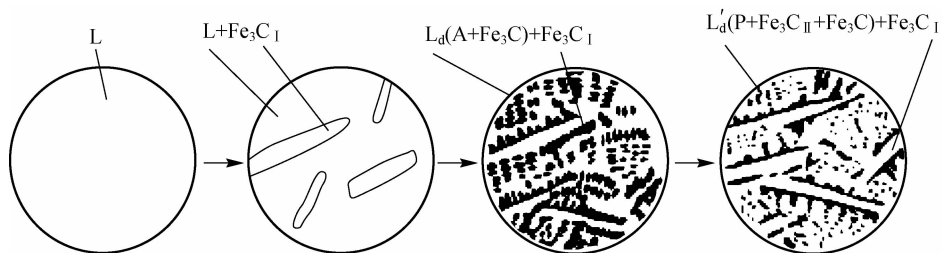


图 4-41 过共晶白口铸铁的结晶过程

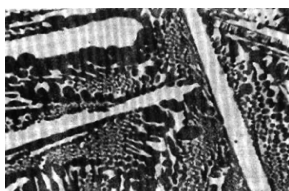


图 4-42 过共晶白口铸铁的显微组织



五、Fe-Fe₃C 相图的应用

从铁碳合金相图可知,铁碳合金的室温组织都是由铁素体和渗碳体两相组成的。但是,其含碳量不同,故组织中两个相的相对数量、相对分布及形态不同,因而不同成分的铁碳合金具有不同的性能。

1. 碳含量对铁碳合金平衡组织及性能的影响

室温下铁碳合金的成分、相组成、组织及性能的对对应关系如图 4-43 所示。

室温下,铁碳合金由铁素体和渗碳体两种基本相组成。随着含碳量的增加,合金的室温组织中的渗碳体相数量呈直线增加,如图 4-43(b)所示。同时,铁素体相和渗碳体相的形态和分布(即组织)也随着含碳量的增加而变化,如图 4-43(c)所示。

由于随着含碳量的增加,组成相及平衡组织发生了改变,合金的力学性能也相应发生了变化,如图 4-43(d)所示。亚共析钢的组织是由铁素体和珠光体组成的,随着含碳量的增加,其组织中珠光体的数量随之增加,因而强度、硬度逐渐升高,塑性、韧性不断下降。过共析钢的组织是由珠光体和网状二次渗碳体组成的,随着钢中含碳量的增加,其组织中珠光体的数量不断减少,而网状二次渗碳体的数量相对增加,因而强度、硬度升高,塑性、韧性不断下降。由图 4-43(d)可看出,当 $\omega_c = 0.9\%$ 时,强度极限出现峰值,随后强度显著下降。这是由于二次渗碳体量逐渐增加形成连续的网状,从而割裂基体,故使钢的强度呈迅速下降趋势。由此可见,强度是一种对组织形态很敏感的性能。

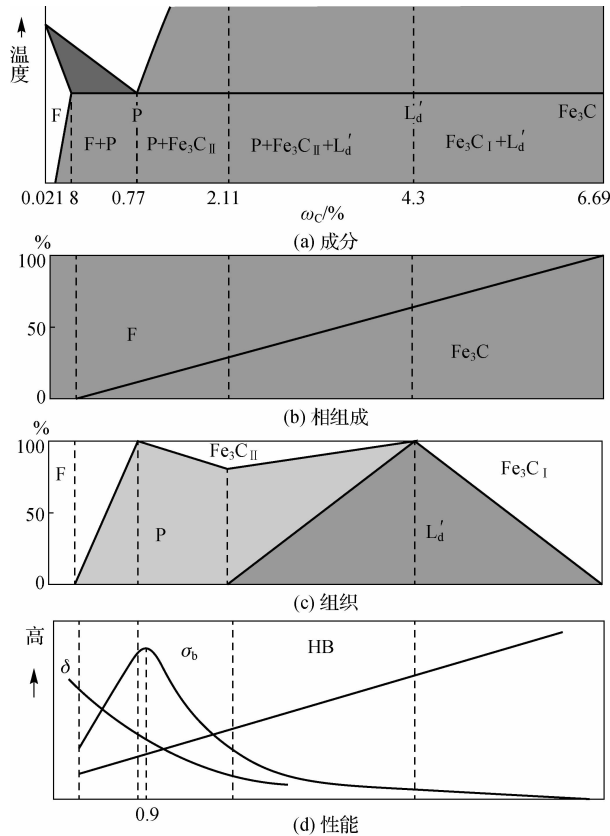


图 4-43 室温下铁碳合金的成分、相组成、组织及性能的对对应关系

实际生产中,为了保证碳钢具有足够的强度和一定的塑性及韧性,碳的质量分数一般不应超过 1.4%。

白口铸铁中存在莱氏体组织,具有很高的硬度和脆性,既难以切削加工,又不能进行锻造。因此,白口铸铁的应用受到限制。但是,由于白口铸铁具有很高的抗磨损能力,表面要求高硬度和耐磨的零件,如犁铧、冷轧辊等,常用白口铸铁制造。

最后还必须指出,以上所述是铁碳合金平衡组织的性能。根据冷却条件和其他处理条件的不同,铁碳合金的组织、性能可能大不相同,这将在后续课题中介绍。

2. Fe-Fe₃C 相图在工业中的应用

Fe-Fe₃C 相图从客观上反映了钢铁材料的组织随成分和温度变化的规律,因此在工程上为选材、用材及制定铸、锻、焊、热处理等工艺提供了重要的理论依据。Fe-Fe₃C 相图与热加工工艺的关系如图 4-44 所示。

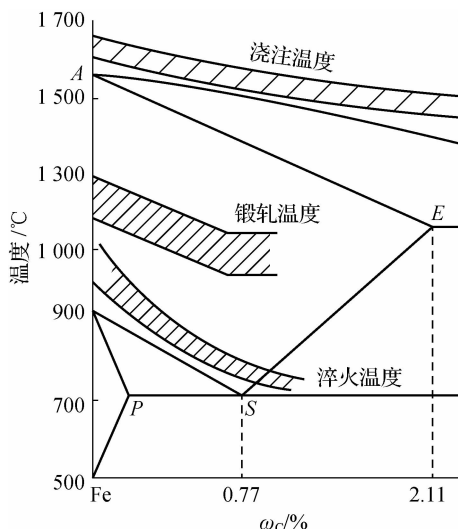


图 4-44 Fe-Fe₃C 相图与热加工工艺的关系

1) 在选材方面的应用

Fe-Fe₃C 相图反映了铁碳合金组织和性能随成分的变化规律。这样,就可以根据零件的工作条件和性能要求来合理地选择材料。例如,桥梁、船舶、车辆及各种建筑材料,需要塑性、韧性好的材料,可选用低碳钢($\omega_{\text{C}} = 0.1\% \sim 0.25\%$);工作中承受冲击载荷和要求较高强度的各种机械零件,希望强度和韧性都比较好,可选用中碳钢($\omega_{\text{C}} = 0.25\% \sim 0.65\%$);制造各种切削工具、模具及量具时,需要硬度高、耐磨性好的材料,可选用高碳钢($\omega_{\text{C}} = 0.77\% \sim 1.44\%$);形状复杂的箱体、机器底座等可选用熔点低、流动性好的铸铁材料。

随着生产技术的发展,实际生产对钢铁材料的要求更高,这就需要技术人员按照新的需求,根据资源研制新材料,Fe-Fe₃C 相图可作为材料研制中预测其组织的基本依据。例如,碳钢中加入锰,可改变共析点的位置,可提高组织中珠光体的相对含量,从而提高钢的硬度和强度。

2) 在铸造生产上的应用

由 Fe-Fe₃C 相图可见,共晶成分的铁碳合金熔点低,结晶温度范围最小,具有良好的铸



造性能。因此,在铸造生产中,经常选用接近共晶成分的铸铁。

根据相图中液相线的位置,可确定各种铸钢和铸铁的浇注温度,如钢铁的浇注温度通常应在液相线以上 $50\sim 60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 为宜。在所有成分的合金中,以共晶成分的白口铸铁和纯铁的铸造工艺性能最好。这是因为它们的结晶温度区间最小(为零),故流动性好,分散缩孔少,可使缩孔集中在冒口内,得到质量好的致密铸件。因此,在铸造生产中接近共晶成分的铸铁得到了较为广泛的应用。此外,铸钢也是一种常用的铸造合金,其 $\omega_{\text{C}}=0.2\%\sim 0.6\%$,由于其熔点高,结晶温度区间较大,因而铸造工艺性能比铸铁差,常需经过热处理(退火或正火)后才能使用。铸钢主要用于制造一些形状复杂、强度和韧性要求较高的零件。

3) 在锻压生产上的应用

钢在室温时组织为两相混合物,塑性较差,变形困难;而奥氏体的强度较低,塑性较好,便于塑性变形。因此,在进行锻压和热轧加工时,要把坯料加热到奥氏体状态。加热温度不宜过高,以免钢材氧化烧损严重,但变形的终止温度也不宜过低,过低的温度除了增加能量的消耗和设备的负担外,还会因塑性的降低而导致开裂。因此,各种碳钢较合适的锻轧加热温度范围是:始锻轧温度为固相线以下 $100\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$;终锻轧温度为 $750\sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。对过共析钢,则选择在 PSK 线以上某一温度,以便打碎网状二次渗碳体。

4) 在热处理方面的应用

从 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 相图可知,铁碳合金在固态加热或冷却过程中均有相的变化,因此钢和铸铁可以进行有相变的退火、正火、淬火和回火等热处理。此外,奥氏体有溶解碳和其他合金元素的能力,而且溶解度随温度的提高而增加,这就是钢可以进行渗碳和其他化学热处理的原因。

应该指出,铁碳合金相图不能说明快速加热或冷却时铁碳合金组织变化的规律。因此,不能完全依据铁碳合金相图来分析生产过程中的具体问题,还需结合转变动力学的有关理论综合分析。

子课题五 铸铁的石墨化

$\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 相图中的白口铸铁中的碳是完全以碳化物的形式存在的,这种铸铁脆性大,又特别坚硬,很少在工业上作为零件材料使用,大多是作为炼钢用的原料,作为原料时,通常称之为生铁。

实际生产应用的主要是工业铸铁。工业铸铁中的碳大部分或全部以石墨的形式存在,其组织是由基体(即钢基体)和石墨(以 G 表示)两部分组成的。石墨的晶格类型为简单六方晶格,其晶体结构如图 4-45 所示,其基面中的原子结合力较强,而两平行基面之间的距离大,原子结合力弱,故石墨的基面很容易滑动,因此其强度、硬度、塑性和韧性极低,但具有润滑性,常呈片状形态存在。

因为石墨的强度很低,可以近似理解为空洞,则铸铁相当于存在空洞的钢。铸铁的性能取决于石墨形态分布及基体组织类型,而石墨的形状和分布特点与基体的类别都与铸铁的石墨化过程有关。

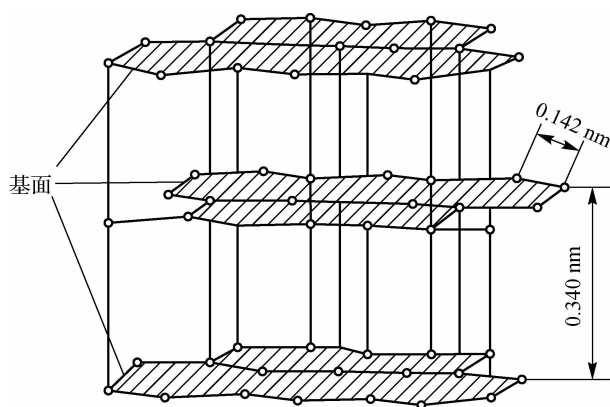


图 4-45 石墨的晶体结构

一、Fe-Fe₃C 和 Fe-G 双重相图

铸铁中的碳除少量固溶于基体中外,主要以化合态的渗碳体(Fe₃C)和游离态的石墨(G)两种形式存在。石墨是碳的单质态之一,其强度、塑性和韧性都几乎为零。渗碳体是亚稳相,在一定条件下将发生分解(Fe₃C→3Fe+C),形成游离态石墨。因此,铁碳合金实际上存在两个相图,即 Fe-Fe₃C 相图和 Fe-G 相图,这两个相图几乎重合,只是 E、C、S 点的成分和温度稍有变化,如图 4-46 所示,图中的虚线为 Fe-G 相图。根据条件不同,铁碳合金可全部或部分按其中一种相图结晶。

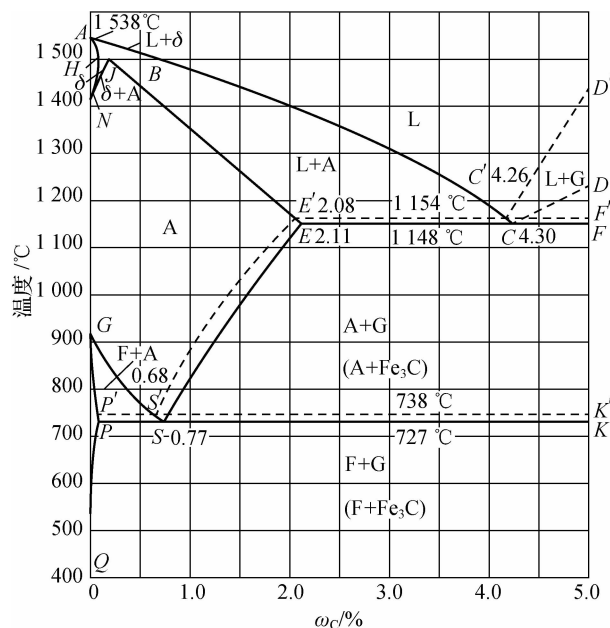


图 4-46 铁碳合金的双重相图

二、铸铁的石墨化过程

铸铁中的石墨可以在结晶过程中直接析出,也可以由渗碳体加热时分解得到。铸铁中



的碳原子析出形成石墨的过程称为石墨化。

铸铁的石墨化过程分为两个阶段,在 $P'S'K'$ 线以上发生的石墨化称为第一阶段石墨化,包括结晶时一次石墨、二次石墨、共晶石墨的析出和加热时一次渗碳体、二次渗碳体及共晶渗碳体的分解;在 $P'S'K'$ 线以下发生的石墨化称为第二阶段石墨化,包括冷却时共析石墨的析出和加热时共析渗碳体的分解。

石墨化程度不同,所得到的铸铁类型和组织也不同,如表 4-3 所示。本课题所介绍的铸铁即工业上主要使用的铸铁是第一阶段石墨化完全进行的灰口铸铁。

表 4-3 铸铁的石墨化程度与其组织之间的关系(以共晶铸铁为例)

石墨化进行程度		铸铁的显微组织	铸铁类型
第一阶段石墨化	第二阶段石墨化		
完全进行	完全进行	F+G	灰口铸铁
	部分进行	F+P+G	
	未进行	P+G	
部分进行	未进行	$L_d'+P+G$	麻口铸铁
未进行	未进行	L_d'	白口铸铁

三、影响石墨化的因素

铸铁的组织取决于石墨化进行的程度,为了获得所需要的组织,要控制好石墨化进行的程度。实践证明,铸铁化学成分、铸铁结晶的冷却速度及铁水的过度和静置等诸多因素都影响石墨化和铸铁的显微组织。

1. 化学成分的影响

铸铁中常见的 C、Si、Mn、P、S 元素中,C 和 Si 是强烈促进石墨化的元素;S 是强烈阻碍石墨化的元素,并降低铁水的流动性,使铸铁的铸造性能恶化,因此其含量应尽可能低。Mn 也是阻碍石墨化的元素,但它和 S 有很大的亲和力,在铸铁中能与 S 形成 MnS,减弱了 S 对石墨化的有害作用。

2. 冷却速度的影响

一般来说,铸件冷却速度越缓慢,就越有利于按照 Fe-G 相图进行结晶与转变,充分进行石墨化;反之,则有利于按照 Fe-Fe₃C 相图进行结晶与转变,最终获得白口铸铁。尤其是共析阶段的石墨化,由于温度较低,冷却速度增大,原子扩散困难,因而通常情况下难以充分进行。

铸铁的冷却速度是一个综合的因素,它与浇注温度、造型材料的导热能力及铸件的壁厚等因素有关。而且,通常这些因素对两个阶段的影响基本相同。金属型铸造的铸件冷却快,而砂型铸造的铸件冷却较慢;壁薄的铸件冷却快,壁厚的铸件冷却慢。图 4-47 所示为在一般砂型铸造条件下,铸件壁厚和碳硅含量对铸铁组织的影响。

提高浇注温度能够延缓铸件的冷却速度,这样既促进了第一阶段的石墨化,也促进了第二阶段的石墨化。因此,提高浇注温度在一定程度上能使石墨粉化,也可增加共析转变。

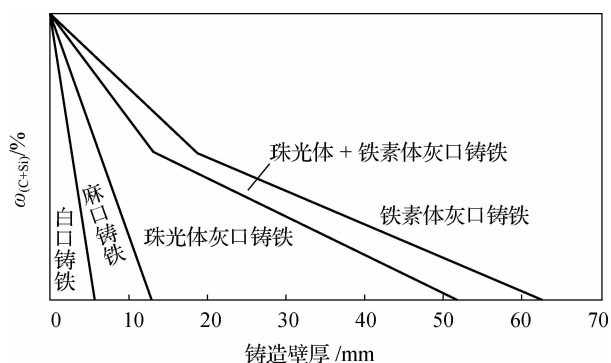


图 4-47 铸件壁厚和碳硅含量对铸铁组织的影响

3. 铁水的过热和高温静置的影响

在一定温度范围内,提高铁水的过热温度,延长高温静置的时间,都会导致铸铁中的石墨基体组织的细化,使铸铁强度提高。但若进一步提高过热温度,则铸铁的成核能力下降,石墨形态变差,甚至出现自由渗碳体,反而使强度下降。铁水的过热温度存在一个“临界温度”。临界温度的高低,主要取决于铁水的化学成分及铸件的冷却速度。一般认为普通灰铸铁的临界温度为 $1\ 500\sim 1\ 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。



思考与练习

填空题

- (1) 纯金属的实际结晶温度与平衡结晶温度的差值 ΔT 称为_____。
- (2) 根据结晶条件的不同,可将形核方式分为_____和_____。
- (3) 实际生产中,细化晶粒常可采用的方法有_____、_____和_____。
- (4) 铸锭的宏观组织是不均匀的,通常由表层_____区、中间_____区和心部_____区三个晶区组成。
- (5) 合金是指由两种或两种以上的金属或金属与非金属组成的具有_____特征的物质。
- (6) 根据溶质原子在晶格中所占位置不同,固溶体可分为_____固溶体和_____固溶体两类。按溶质原子的溶解度不同可分为_____固溶体和_____固溶体。
- (7) 晶内偏析一般在显微镜下呈_____分布,因而又称为_____。
- (8) 工业纯铁在 $912\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下的同素异构晶体称为_____,其晶格类型为_____。
- (9) 含碳量为_____的奥氏体在_____的温度下发生共析转变,形成_____组织。
- (10) 碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中形成的过饱和固溶体称为_____。
- (11) 平衡状态下,20、T8、T12 钢的室温组织分别为_____,_____和_____。
- (12) 共析钢在室温下的平衡组织为_____,它由_____状交替排列的铁素体和渗碳体组成,经球化退火后,其中的_____变为球状,故称为_____。

选择题

- (1) 在单一的二元匀晶相图中,其组元在固态下形成()。

A. 间隙固溶体	B. 有限固溶体
C. 无限固溶体	D. 金属化合物
- (2) 下列选项中()是铁碳合金组织而不是组成相。

A. 莱氏体	B. 铁素体
C. 奥氏体	D. 渗碳体
- (3) 45 钢平衡结晶的室温组织为()。

A. 铁素体+珠光体	B. 珠光体
C. 珠光体+渗碳体	D. 奥氏体+渗碳体
- (4) 将 T12 钢缓慢加热到 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,其组织为()。

A. 铁素体+珠光体	B. 珠光体
C. 珠光体+渗碳体	D. 奥氏体+渗碳体
- (5) 下列合金中,熔点最高的是(),熔点最低的是()。

- A. 共析钢
C. 过共析钢
- B. 亚共析钢
D. 共晶白口铸铁
- (6) 过共晶白口铸铁的液相在共晶转变前结晶出的渗碳体称为()。
- A. 一次渗碳体
C. 三次渗碳体
- B. 二次渗碳体
D. 共晶渗碳体
- (7) 过共析钢的球化退火是使组织中的()变成球粒状,从而改善力学性能。
- A. 一次渗碳体
C. 三次渗碳体
- B. 二次渗碳体
D. 共晶渗碳体
- (8) 下列牌号的钢中,强度最高的是(),塑性最好的是()。
- A. 20 钢 B. 45 钢 C. T8 钢 D. T12 钢

判断题

- (1) 能形成无限固溶的固溶体一定是置换固溶体。 ()
- (2) 在共晶相图中,只有共晶成分的合金能发生共晶反应。 ()
- (3) 因为奥氏体为高温相,所以钢的室温组织中不可能有奥氏体。 ()
- (4) 只要铁碳合金的成分线与共晶线相交,其平衡结晶就会发生共晶转变。 ()
- (5) 发生了共析转变的钢称为共析钢,其室温组织为珠光体。 ()
- (6) 所有白口铸铁的结晶过程基本相同,其室温组织组成相同,只是碳的含量不同,各组织的数量多少不同。 ()
- (7) 因为白口铸铁的力学性能很差,所以一般不用来制造机械零件。 ()
- (8) 铁碳合金中,含碳量越高,强度和硬度越高,塑性和韧性越低。 ()
- (9) 珠光体和铁素体一样,可以是一种组成相,也可以是一种金相组织。 ()
- (10) 渗碳体是工业用钢组织中一种必不可少的硬质强化相。 ()
- (11) 工业铸铁石墨化后,成分中所有的碳都变成了游离态的石墨,不再有渗碳体存在。 ()

简答题

- (1) 细晶粒组织为什么具有较好的综合力学性能? 细化晶粒的基本途径有哪些?
- (2) 合金中的相与组织是什么? 两者有何联系和区别?
- (3) 固溶体与金属化合物的结构与性能有何区别?
- (4) 固溶强化、形变强化、细晶强化三者之间有何区别?
- (5) 一次渗碳体、二次渗碳体、三次渗碳体、先共晶渗碳体、共晶渗碳体、先共析渗碳体、共析渗碳体、网状渗碳体之间有何异同?
- (6) 结合铁碳合金相图解释下列现象:
- ① 包扎物品一般用铁丝;② 钢一般用冲压、锻造成型;③ 铸铁一般用铸造成型。
- (7) 如果其他条件相同,试比较下列铸造条件下铸件晶粒的大小:
- ① 金属型浇注与砂型浇注;② 浇注温度高与浇注温度低;③ 铸成薄壁件与铸成厚壁件;④ 厚大铸件的表面部分与中心部分;⑤ 浇注时采用振动与不采用振动。