

新能源汽车用 钢铁材料

学习情境描述

大家常常担心新能源汽车的碰撞性能是否能够满足自己的使用需求,在发生碰撞时,车身结构能否保证电力电子部件的安全。你作为新能源汽车行业的人士,应该从哪些方面解释新能源汽车的碰撞安全性能呢?这就要从新能源汽车用钢铁材料开始讲起。

学习目标

1. 了解铁碳合金相图的含义和应用,掌握铁碳合金的成分、组织和性能之间的关系。
2. 了解常用钢铁材料的热处理方法及选用。
3. 熟悉常用碳钢、合金钢、铸铁的分类、性能、牌号及应用。

工作任务

1. 在老师的指导下,制订钢铁材料的分类、性能和应用分析计划。
2. 根据分析计划完成钢铁材料的分析。

学习内容

一、课前任务单

根据查找的资料完成表 3-1 的课前任务单。



表 3-1 新能源汽车用钢铁材料的课前任务单

| |
|-------------------------------|
| 1. 热处理工艺由()、()和()三个阶段组成。 |
| 2. 碳素钢根据碳的质量分数可分为()、()和()。 |
| 3. 什么是热处理? 其目的是什么? |

二、相关资讯

资讯一 铁碳合金相图

钢铁材料的基本组成元素是铁和碳,故称为铁碳合金。不同成分的铁碳合金在不同的温度下具有不同的组织,因而表现出不同的性能。铁碳合金相图是研究平衡条件下,铁碳合金的成分、温度和组织之间关系的图形,是制定钢铁材料各种热加工工艺、掌握材料的性能和合理选材的重要依据。

1. 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。

1) 纯金属结晶的条件

热力学第二定律表明,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。同一物质的液体和晶体自由能随温度变化曲线如图 3-1 所示。

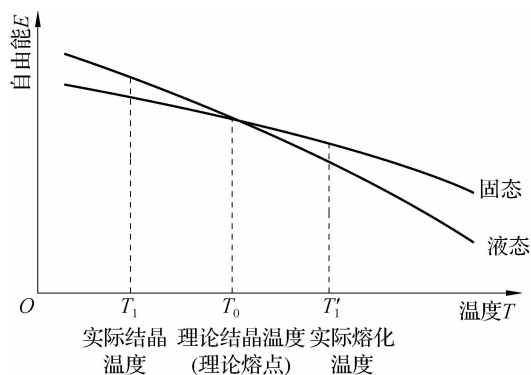


图 3-1 同一物质的液体和晶体自由能随温度变化曲线

纯金属的实际结晶过程可用冷却曲线来描述。冷却曲线(见图 3-2)是温度随时间变化而变化的曲线,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。

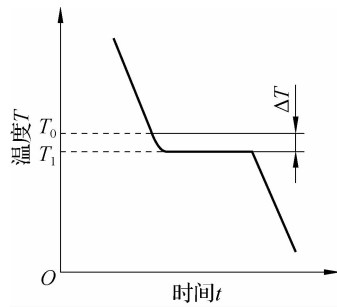


图 3-2 冷却曲线

2) 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 3-3 所示。

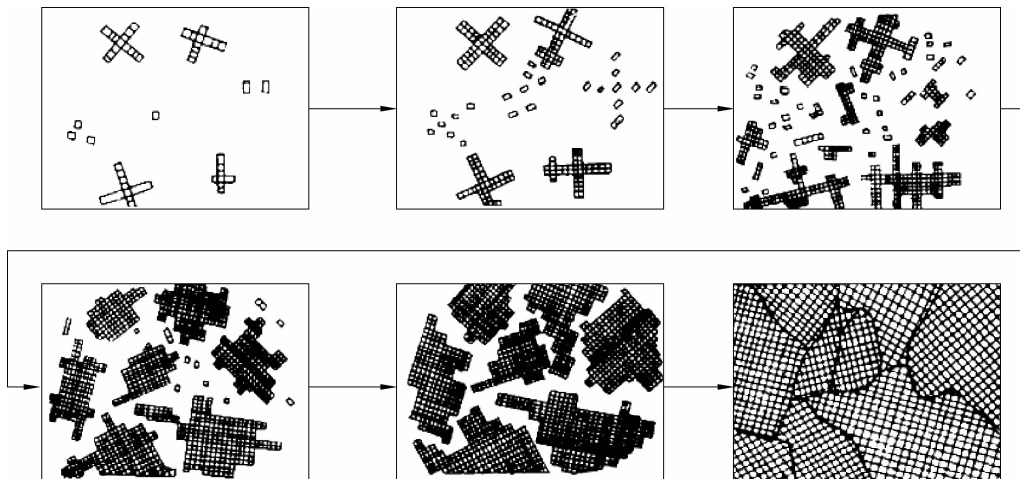


图 3-3 结晶过程

(1)晶核形成的方式。将很纯净的液态金属快速冷却,在足够强的过冷条件下,液体中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。

实际上,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。

(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,但由于晶核在长大过程中需要不断散热,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 3-4 所示。

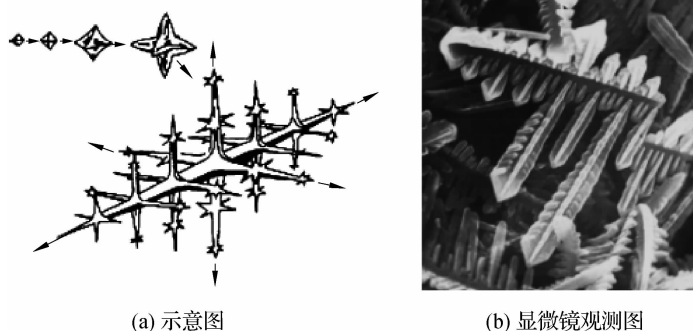


图 3-4 树枝晶

3) 金属结晶后的晶粒大小

金属结晶后将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。晶粒大小对纯铁力学性能的影响见表 3-2。

表 3-2 晶粒大小对纯铁力学性能的影响

| 晶粒平均直径/ μm | 抗拉强度/MPa | 屈服强度/MPa | 断后伸长率/% |
|-----------------------|----------|----------|---------|
| 70 | 184 | 34 | 30.6 |
| 25 | 216 | 45 | 39.5 |
| 2.0 | 268 | 58 | 48.8 |
| 1.6 | 270 | 66 | 50.7 |

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,把在显微镜下看到的晶粒与标准晶粒号比较以确定其等级。晶粒号分 8 级,数字越大,表明晶粒越细,其中 1~4 为粗晶粒,5~8 为细晶粒,如图 3-5 所示。

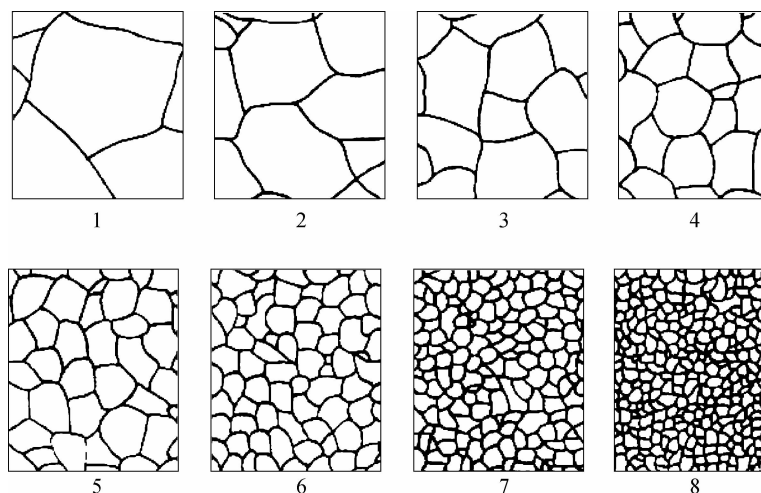


图 3-5 晶粒号与等级



2. 合金的相结构及组织

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、化学等方面的性能。

1) 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。

(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。

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。

(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。

2) 固态合金的相结构

(1)固溶体。溶质原子溶于溶剂晶格中仍保持溶剂晶格类型的合金相称为固溶体。根据溶质原子在溶剂晶格中所占位置的不同,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(溶质原子可按任意比例溶入溶剂晶格结构中)。

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 3-6 所示。间隙固溶体晶格畸变如图 3-7 所示。

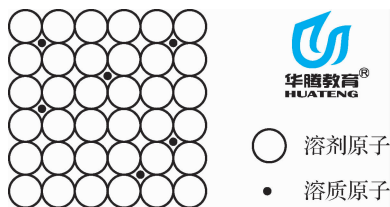


图 3-6 间隙固溶体

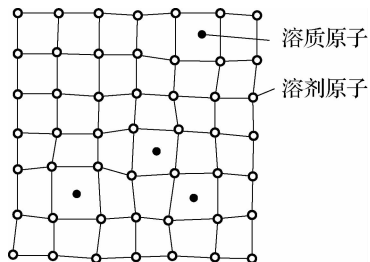


图 3-7 间隙固溶体晶格畸变

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 3-8 所示。置换固溶体晶格畸变如图 3-9 所示。

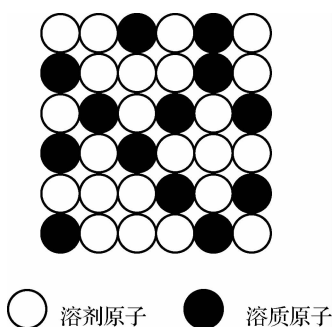


图 3-8 置换固溶体

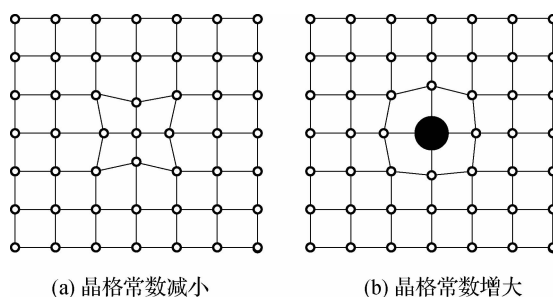


图 3-9 置换固溶体晶格畸变

(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。当溶质的含量超过溶剂的溶解度时,溶质与溶剂会相互作用而形成金属化合物。金属化合物的晶格结构如图 3-10 所示。

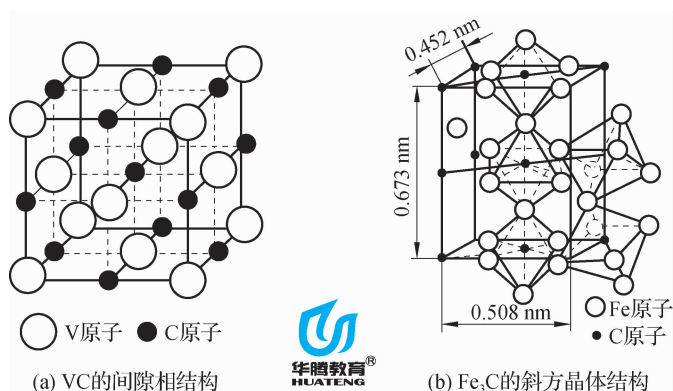


图 3-10 金属化合物的晶格结构

3) 合金的组织

合金的组织组成可能出现以下几种状况。

- (1) 由单相固溶体晶粒组成。
- (2) 由单相的金属化合物晶粒组成。
- (3) 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。



3. 铁碳合金的基本相及组织

在铁碳合金中,铁与碳两组元素在液态下可以无限互溶,在固态下,碳可以溶解在铁的晶格中形成固溶体,也可与铁发生化学反应形成金属化合物。铁碳合金的基本相有铁素体、奥氏体和渗碳体,另外还有由两种基本相组成的多相组织——珠光体和莱氏体。

1) 铁素体

铁素体是碳溶于 α -Fe中所形成的间隙固溶体,用符号F表示。由于体心立方晶格的间隙较小,所以碳在 α -Fe中的溶解度很小,在727℃时, α -Fe中的最大溶碳量仅为0.0218%。随着温度的降低, α -Fe中的溶碳量减少,在600℃时约为0.0057%,在室温时仅为0.0008%。由于铁素体的溶碳量极少,因此铁素体在室温下的性能与纯铁相似,即具有良好的塑性、韧性,而强度、硬度较低。

铁素体在显微镜下呈明亮的多边形晶粒组织,如图3-11所示。铁素体在770℃以下具有磁性。

2) 奥氏体

奥氏体是碳溶于 γ -Fe中所形成的间隙固溶体,用符号A表示。由于面心立方晶格的间隙较大,所以碳在 γ -Fe中的溶解度也较大,在1148℃时溶碳量最大,达到2.11%。随着温度的降低,溶碳量逐渐减少,在727℃时,溶碳量为0.77%。奥氏体的强度、硬度不高,但塑性、韧性较好,因此生产中常将钢加热到奥氏体状态进行压力加工。

奥氏体是一个高温相,存在于727℃以上。奥氏体的显微组织也呈明亮的多边形,但晶界较平直,并且晶粒内常出现孪晶(晶粒内的平行线),如图3-12所示。奥氏体无磁性。

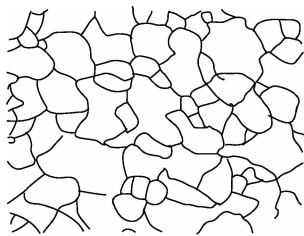


图 3-11 铁素体的显微组织

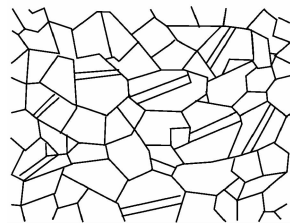


图 3-12 奥氏体的显微组织

3) 渗碳体

铁和碳所形成的金属化合物称为渗碳体,用化学符号 Fe_3C 表示。渗碳体具有复杂的斜方晶格,如图3-13所示。其碳的质量分数为6.69%,具有很高的硬度(相当于800HBW),塑性和韧性几乎为零,脆性很大。在铁碳合金中,渗碳体常以片状、粒状或网状等形式与固溶体共存,它是钢中的主要强化相,其数量、大小、分布和形态对钢的性能有很大影响。

渗碳体在230℃以下具有弱磁性,在230℃以上(包括230℃)失去磁性。

4) 珠光体

珠光体是由铁素体和渗碳体相间排列而成的层片状的机械混合物,用符号P表示。珠光体的显微组织如图3-14所示。珠光体的碳的质量分数为0.77%,其力学性能介于铁素体和渗碳体之间,强度较高,硬度适中,有一定的塑性。

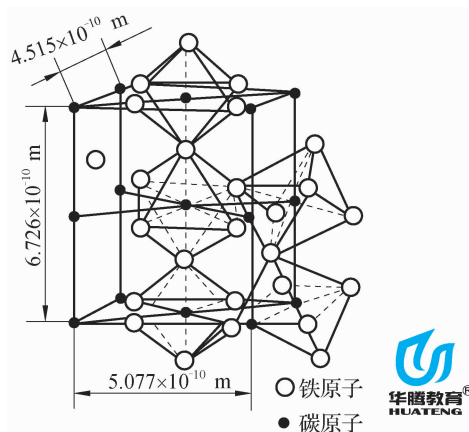


图 3-13 渗碳体的晶体结构

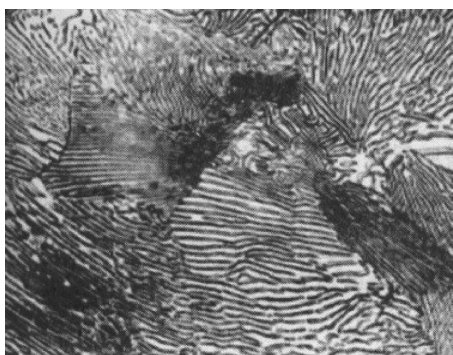


图 3-14 珠光体的显微组织

5) 莱氏体

莱氏体是奥氏体和渗碳体的机械混合物,用 L_d 表示。莱氏体的碳的质量分数为 4.3%, 存在于 727 °C 以上(包括 727 °C)的环境。在 727 °C 以下的环境,莱氏体则是由珠光体和渗碳体组成的机械混合物,称为低温莱氏体或变态莱氏体,用 L'_d 表示。低温莱氏体的显微组织可以看成在渗碳体的基体上分布着颗粒状的珠光体,如图 3-15 所示。莱氏体硬度很高,塑性很差。

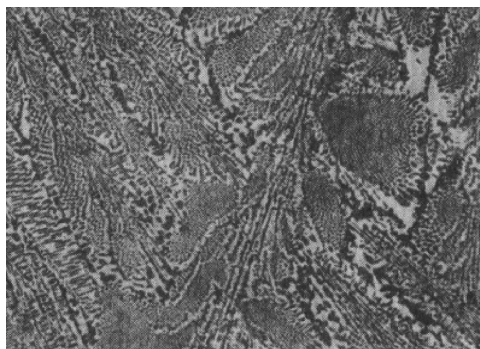


图 3-15 低温莱氏体的显微组织





铁碳合金的基本相及组织的力学性能见表 3-3。

表 3-3 铁碳合金的基本相及组织的力学性能

| 名称 | 符号 | R_m /MPa | 布氏硬度 HBW | $A/\%$ | A_k /J |
|-----|---------|------------|----------|-------------|-------------|
| 铁素体 | F | 230 | 80 | 50 | 160 |
| 奥氏体 | A | 400 | 220 | 50 | — |
| 渗碳体 | Fe_3C | 30 | 800 | ≈ 0 | ≈ 0 |
| 珠光体 | P | 750 | 180 | 20~25 | 24~32 |
| 莱氏体 | L_d | — | 700 | — | — |

4. 铁碳合金相图及其分析

由于碳的质量分数 $w_c > 6.69\%$ 的铁碳合金的脆性很大,加工困难,没有实用价值,而且 Fe_3C 又是一个稳定的化合物,可以作为一个独立的组元,因此铁碳合金相图实际上是碳的质量分数为 0~6.69% 的 Fe- Fe_3C 相图,如图 3-16 所示。其中,L 为液相区, δ 代表的是 δ -Fe,称为高温铁素体,是体心立方结构的一种铁碳合金相, δ 相只在铁碳合金相图中的 1 394~1 538 °C 范围内存在,高于 1 538 °C 则为液体(L 相),低于 1 394 °C 则发生同素异构转变,转变为 γ -Fe 铁,即奥氏体。

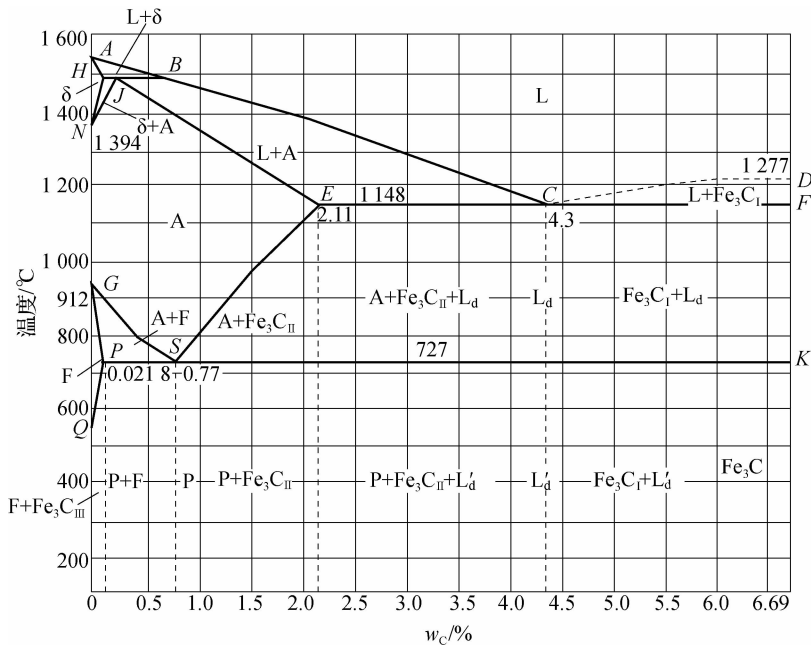


图 3-16 Fe- Fe_3C 相图

为便于研究,在分析铁碳合金相图时,将图 3-16 中左上角(包晶转变)部分予以简化,简化后的 Fe- Fe_3C 相图如图 3-17 所示。

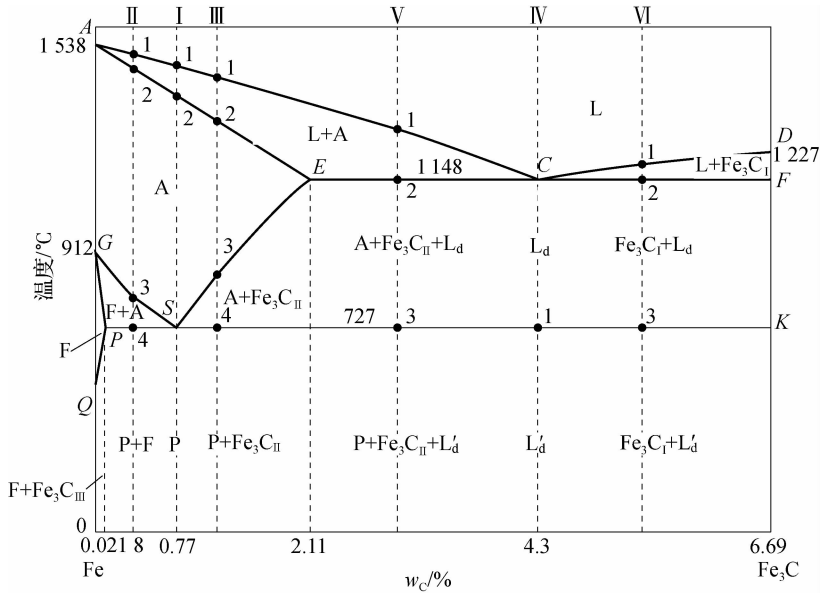


图 3-17 简化后的 Fe-Fe₃C 相图

1) Fe-Fe₃C 相图中的特性点

Fe-Fe₃C 相图中各主要特性点的温度、成分和含义见表 3-4。

表 3-4 Fe-Fe₃C 相图中各主要特性点的温度、成分和含义

| 特性点 | 温度/°C | w _c /% | 含 义 |
|-----|-------|-------------------|---------------------------------|
| A | 1 538 | 0 | 纯铁的熔点 |
| C | 1 148 | 4.30 | 共晶点 |
| D | 1 227 | 6.69 | 渗碳体 Fe ₃ C 的熔点 |
| E | 1 148 | 2.11 | 碳在奥氏体(γ-Fe)中的最大溶解度,也是钢与铸铁的成分分界点 |
| F | 1 148 | 6.69 | 共晶渗碳体 Fe ₃ C 的成分 |
| G | 912 | 0 | 纯铁的同素异构转变点 |
| K | 727 | 6.69 | 共析渗碳体的成分 |
| P | 727 | 0.021 8 | 碳在铁素体(α-Fe)中的最大溶解度 |
| S | 727 | 0.77 | 共析点 |
| Q | 600 | 0.005 7 | 600 °C时碳在 α-Fe 中的溶解度 |

2) Fe-Fe₃C 相图中的特性线

(1) ACD 线为液相线,任何成分的铁碳合金在此线以上均为液相,用 L 表示。液态铁碳合金缓慢冷至 AC 线,开始结晶出奥氏体,缓冷至 CD 线结晶出渗碳体。从液态中析出的渗碳体称为一次渗碳体,表示为 Fe₃C₁。

(2) AECF 线为固相线,液态合金冷却至此线后全部结晶为固相。

(3) ECF 线为共晶线,凡是 w_c>2.11% 的铁碳合金缓冷至此线(1 148 °C)时,均发生共晶转变,从具有共晶成分的液相中同时结晶出奥氏体和渗碳体的机械混合物(莱氏体)。

(4) PSK 线为共析线,又称 A₁ 线。凡是 w_c>0.021 8% 的铁碳合金缓冷至此线(727 °C)时,均发生共析转变,从具有共析成分的奥氏体中同时析出铁素体和渗碳体的机械混合物(珠光体)。



(5)ES 线为碳在 γ -Fe 中的溶解度曲线,又称 A_{cm} 线。当奥氏体由高温缓冷至 ES 线时,碳在奥氏体中的溶解度达到饱和,随着温度的下降,溶解度减小,多余的碳将以渗碳体的形式从奥氏体中析出。从奥氏体中析出的渗碳体称为二次渗碳体,表示为 Fe_3C_{II} 。

(6)PQ 线为碳在 α -Fe 中的溶解度曲线。在 727 °C 时,碳在 α -Fe 中的溶解度最大,为 0.021 8%。随着温度的降低,溶解度减小,多余的碳将以渗碳体的形式从铁素体中析出。从铁素体中析出的渗碳体称为三次渗碳体,表示为 Fe_3C_{III} 。

(7)GS 线又称 A_3 线,是冷却时奥氏体向铁素体转变的开始线;GP 线为冷却时奥氏体向铁素体转变的终了线。

3) 铁碳合金的分类

铁碳合金根据其在 Fe- Fe_3C 相图中的位置可分为以下几种。

(1)工业纯铁。工业纯铁为 $w_C \leq 0.0218\%$ 的铁碳合金。

(2)钢。钢为 $0.0218\% < w_C \leq 2.11\%$ 的铁碳合金。根据其室温组织的不同,钢可分为以下三种。

①亚共析钢。 $0.0218\% < w_C < 0.77\%$ 。

②共析钢。 $w_C = 0.77\%$ 。

③过共析钢。 $0.77\% < w_C \leq 2.11\%$ 。

(3)白口铸铁。白口铸铁为 $2.11\% < w_C < 6.69\%$ 的铁碳合金。根据其室温组织的不同,白口铸铁可分为以下三种。

①亚共晶白口铸铁。 $2.11\% < w_C < 4.3\%$ 。

②共晶白口铸铁。 $w_C = 4.3\%$ 。

③过共晶白口铸铁。 $4.3\% < w_C < 6.69\%$ 。

5. 典型铁碳合金的平衡结晶过程及室温组织

1) 共析钢

图 3-17 中的合金 I 为共析钢。当液态合金缓慢冷却到与液相线 AC 相交的 1 点温度时,开始从液相中结晶出奥氏体。随着温度的下降,奥氏体的含量逐渐增多,其成分沿 AE 线变化,而剩余液相逐渐减少,其成分沿 AC 线变化。冷却至 2 点温度时,液相全部结晶成与原合金成分相同的奥氏体。在 2 点至 S 点温度范围内为单一的奥氏体。当冷却至 S 点温度时,奥氏体将发生共析转变,同时析出 P 点成分的铁素体和 K 点成分的渗碳体,转变成铁素体和渗碳体层片相间的机械混合物,即珠光体。在 S 点温度以下继续冷却时,铁素体成分沿 PQ 线变化,析出三次渗碳体,三次渗碳体与共析渗碳体混在一起,不易分辨,且数量极少,可忽略不计。因此,共析钢在室温下的组织为珠光体。

共析钢在冷却过程中的组织转变情况如图 3-18 所示。

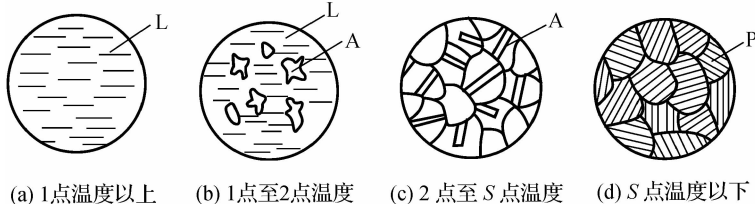


图 3-18 共析钢在冷却过程中的组织转变情况



2) 亚共析钢

图 3-17 中的合金 II 为亚共析钢。亚共析钢在 3 点温度以上的冷却过程与共析钢在 3 点温度以上相似。当缓慢冷却到与 GS 线相交的 3 点温度时,开始从奥氏体中析出铁素体,随着温度的下降,铁素体的量逐渐增多,其成分沿 GP 线变化,而奥氏体的量逐渐减少,其成分沿 GS 线向共析成分接近。当冷却到与 PSK 线相交的 4 点温度时,剩余奥氏体达到共析成分,将在共析温度下发生共析转变而形成珠光体。当温度继续下降时,从铁素体中会析出极少量的三次渗碳体,同样忽略不计。因此,亚共析钢的室温组织是铁素体和珠光体。亚共析钢在冷却过程中的组织转变情况如图 3-19 所示。

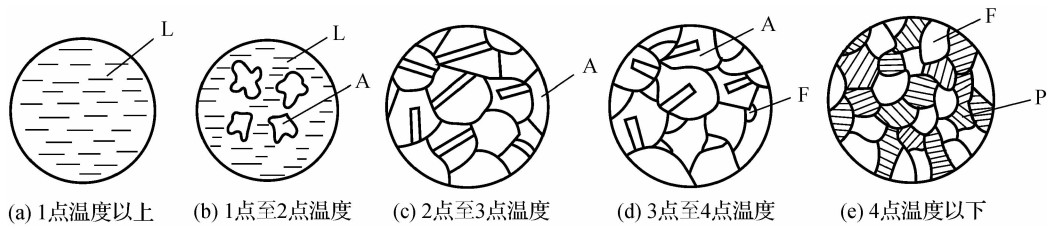


图 3-19 亚共析钢在冷却过程中的组织转变情况

随着碳的质量分数的增加,室温组织中珠光体的量逐渐增多,铁素体的量逐渐减少。图 3-20 所示为不同成分的亚共析钢的室温组织,图中白色部分为铁素体,黑色部分为珠光体。

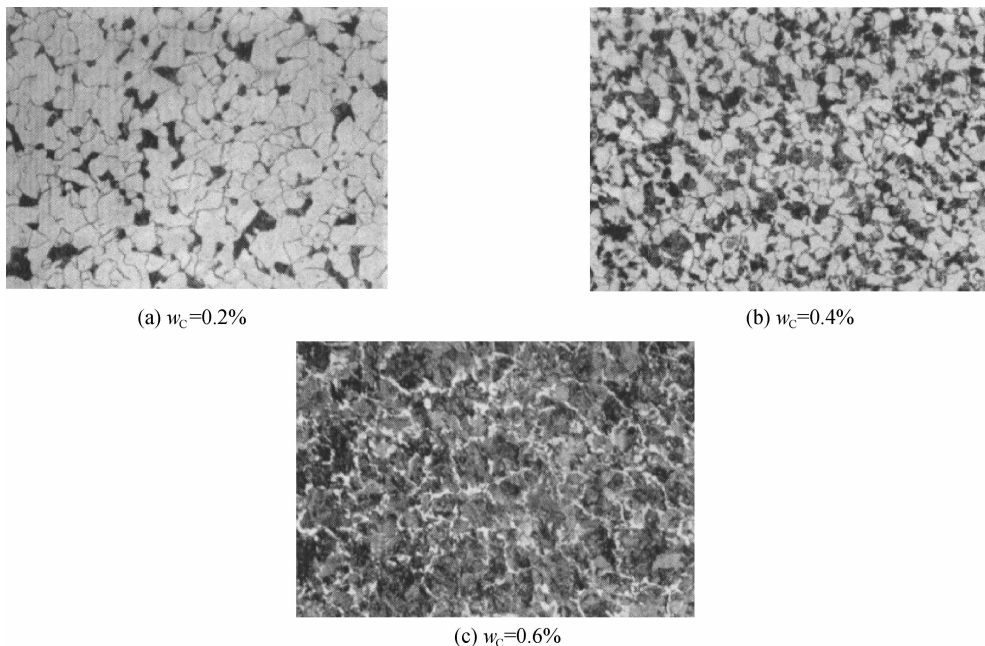


图 3-20 不同成分的亚共析钢的室温组织

3) 过共析钢

图 3-17 中的合金 III 为过共析钢。过共析钢在 3 点温度以上的冷却过程与共析钢在 S 点温度以上相似。当合金缓慢冷却到与 ES 线相交的 3 点温度时,奥氏体中的溶碳量达到饱



和,随着温度的降低,多余的碳将以二次渗碳体的形式析出,并以网状形式沿奥氏体晶界分布。随着温度的降低,二次渗碳体的量逐渐增多,而奥氏体的量逐渐减少,奥氏体成分沿 ES 线向共析成分接近。当冷却到与 PSK 线相交的 4 点温度时,剩余奥氏体达到共析成分,将在共析温度下发生共析转变而形成珠光体。温度继续下降,组织不再变化。因此,过共析钢的室温组织是珠光体和二次渗碳体。过共析钢在冷却过程中的组织转变情况如图 3-21 所示。

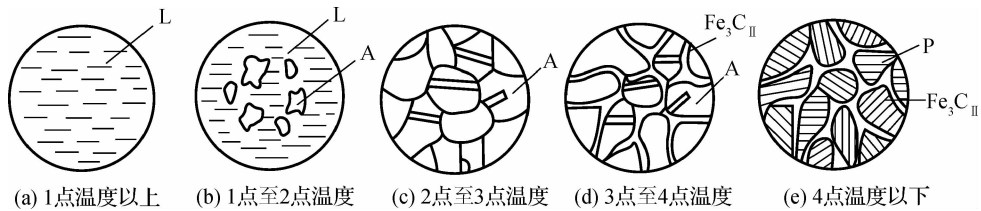


图 3-21 过共析钢在冷却过程中的组织转变情况

随着碳的质量分数的增加,室温组织中的二次渗碳体的量逐渐增多,珠光体的量逐渐减少,当 $w_c=2.11\%$ 时,二次渗碳体的量达到最大,其值为 22.6% 。图 3-22 所示为过共析钢的室温组织,图中呈片状黑白相间的部分为珠光体,白色网状为二次渗碳体。



图 3-22 过共析钢的室温组织

4) 共晶白口铸铁

图 3-17 中的合金 IV 为共晶白口铸铁。当共晶白口铸铁缓慢冷却到 C 点温度时将发生共晶转变,即从液态合金中同时结晶出 E 点成分的奥氏体和 F 点成分的渗碳体的机械混合物,即莱氏体。在 C 点温度以下继续冷却,莱氏体中的奥氏体将析出二次渗碳体,随着温度的下降,二次渗碳体的量不断增多,而奥氏体的量不断减少,其成分沿 ES 线向共析成分接近。当温度下降至与 PSK 线相交的 1 点温度时,奥氏体达到共析成分,将发生共析转变而析出珠光体,二次渗碳体保留到室温。因此,共晶白口铸铁的室温组织是珠光体和渗碳体(共晶渗碳体+二次渗碳体)组成的两相组织,即低温莱氏体。

共晶白口铸铁冷却过程中的组织转变情况如图 3-23 所示。

5) 亚共晶白口铸铁

图 3-17 中的合金 V 为亚共晶白口铸铁。当亚共晶白口铸铁缓慢冷却到与 AC 线相交的 1 点温度时,开始从液相中结晶出奥氏体。随着温度的下降,奥氏体的量逐渐增多,其成分沿 AE 线变化,而剩余液相的量逐渐减少,其成分沿 AC 线向共晶成分接近。当冷却到与共晶线 ECF 相交的 2 点温度时,剩余液相达到共晶成分,将发生共晶转变而形成莱氏体,此时



的组织为奥氏体和莱氏体。随着温度的继续下降,奥氏体的成分将沿着 ES 线向共析成分接近,并不断从先结晶出来的奥氏体和莱氏体中的奥氏体中析出二次渗碳体。当温度下降至与 PSK 线相交的 3 点温度时,奥氏体达到共析成分,将发生共析转变而析出珠光体,二次渗碳体保留到室温。因此,亚共晶白口铸铁的室温组织是珠光体+二次渗碳体+低温莱氏体,但随着碳的质量分数的增加,低温莱氏体的量增多,珠光体的量减少。

亚共晶白口铸铁冷却过程中的组织转变情况如图 3-24 所示。亚共晶白口铸铁的显微组织如图 3-25 所示,图中黑色块状或树枝状为珠光体,珠光体周围的白色网状物为二次渗碳体,黑白相间的基体为低温莱氏体。

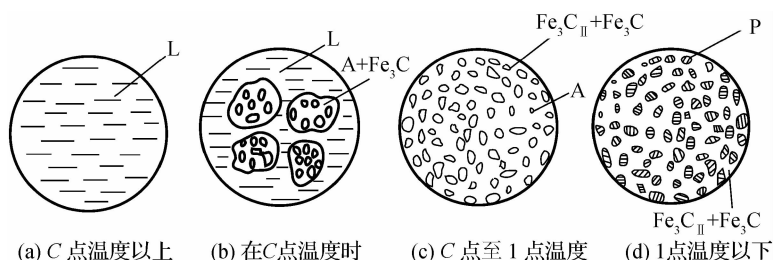


图 3-23 共晶白口铸铁冷却过程中的组织转变情况

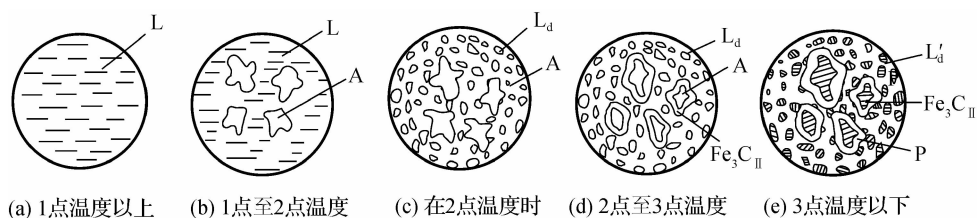


图 3-24 亚共晶白口铸铁冷却过程中的组织转变情况

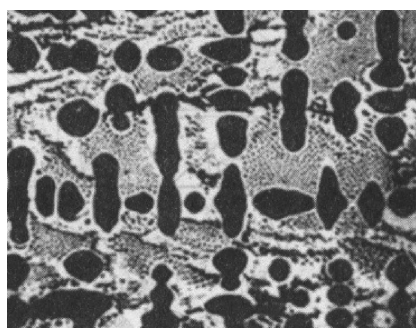


图 3-25 亚共晶白口铸铁的显微组织

6) 过共晶白口铸铁

图 3-17 中的合金 VI 为过共晶白口铸铁。当过共晶白口铸铁缓慢冷却到与 CD 线相交的 1 点温度时,开始从液相中结晶出一次渗碳体。随着温度的下降,一次渗碳体的量逐渐增多,剩余液相的量逐渐减少,其成分沿 CD 线向共晶成分接近。当冷却到与共晶线 ECF 相交的 2 点温度时,剩余液相达到共晶成分,将发生共晶转变而形成莱氏体,此时的组织由莱



氏体和一次渗碳体组成。随着温度的继续下降,合金的组织变化与共晶白口铸铁、亚共晶白口铸铁基本相同,即冷却至3点温度时,莱氏体转变成低温莱氏体,继续冷却合金组织不再变化。过共晶白口铸铁的室温组织是低温莱氏体和一次渗碳体,但随着碳的质量分数的增加,一次渗碳体的量逐渐增多,低温莱氏体的量逐渐减少。过共晶白口铸铁冷却过程中的组织转变情况如图3-26所示。过共晶白口铸铁的显微组织如图3-27所示,图中白色条状为一次渗碳体,基体为低温莱氏体。

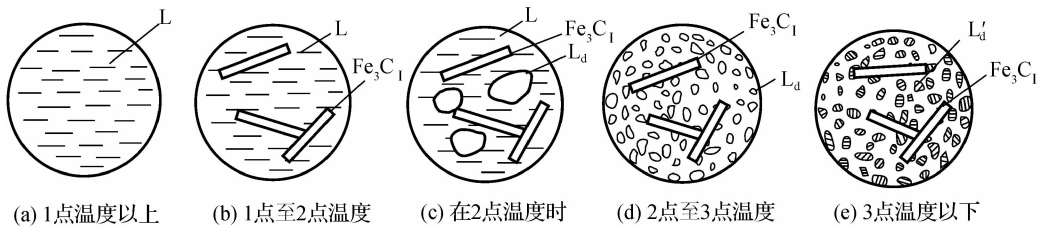


图 3-26 过共晶白口铸铁冷却过程中的组织转变情况

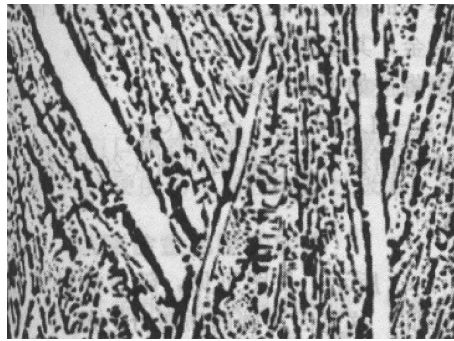


图 3-27 过共晶白口铸铁的显微组织

6. 铁碳合金相图的应用

Fe-Fe₃C 相图表明了钢铁材料的成分、组织与性能的变化规律,为选用钢铁材料和制定加工工艺提供了重要依据。

1) 在选材方面的应用

由 Fe-Fe₃C 相图可知,不同成分的铁碳合金,其室温组织不同,导致其力学性能也不同。因此,可根据零件的不同性能要求来合理地选择材料。例如,要求塑性、韧性好的金属构件(汽车上的机油盘、气缸盖罩),应选用碳的质量分数较低的钢;要求强度、硬度、塑性和韧性都较高的机械零件(汽车曲轴),应选用碳的质量分数为 0.25%~0.60% 的中碳钢;对于汽车上承受交变载荷的弹簧,要求具有较高的弹性和韧性,则应选用碳的质量分数为 0.60%~0.85% 的中高碳钢;对于要求有高硬度、高耐磨性的切削刀具和测量工具,则应选用碳的质量分数为 0.70%~1.30% 的高碳钢。

2) 在制定加工工艺方面的应用

(1) 在铸造方面。铸造生产中,可以根据 Fe-Fe₃C 相图确定钢铁材料的浇铸温度,一般为液相线以上 50~100 °C。由相图可知,共晶成分的合金结晶温度最低,结晶区间最小,流



动性好,体积收缩小,易获得组织致密的铸件,所以通常选择共晶成分的合金作为铸造合金。

(2)在锻压方面。相图可以作为确定钢的锻造温度范围的依据。通常把钢加热到单相奥氏体区,钢的塑性好,变形抗力小,易于成型。一般始锻温度控制在固相线以下 $100 \sim 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$,终锻温度控制在 GS 线以上,过共析钢的终锻温度应控制在 PSK 线以上一点儿。

(3)在焊接方面。在焊接工艺上,由于焊缝及周围热影响区会受到不同程度的加热和冷却,组织和性能会发生变化,因此相图可作为研究其变化规律的理论依据。铁碳合金的焊接性能与碳的质量分数有关,随着碳的质量分数的增加,钢的脆性增加,塑性下降,导致钢的冷裂倾向增加,焊接性能变差,故焊接用钢主要是低碳钢或低碳合金钢。

(4)在热处理方面。在热处理工艺中,相图是制定各种热处理工艺加热温度的重要依据。例如,钢的退火、正火、淬火的加热温度都是依据铁碳合金相图来确定的。

资讯二 钢的热处理

钢的热处理是指将钢在固态下加热、保温和冷却,以改变钢的组织结构,从而获得所需要性能的一种工艺。热处理的基本工艺过程通常用在温度—时间坐标上绘出的热处理工艺曲线表示。

根据加热和冷却方式的不同,热处理一般分为普通热处理和表面热处理。普通热处理又称整体热处理,主要包括退火、正火、淬火和回火;表面热处理包括表面淬火和化学热处理。尽管热处理的种类很多,但都是由加热、保温和冷却三个阶段组成的,因此要掌握各种热处理方法对钢的组织 and 性能的影响,就必须研究钢在加热、保温和冷却过程中的组织转变规律。图 3-28 所示为最基本的热处理工艺曲线。

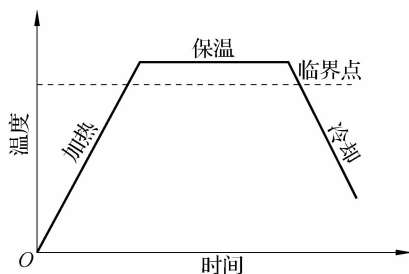


图 3-28 最基本的热处理工艺曲线

1. 钢在加热和冷却时的组织转变

钢的热处理一般需要先加热至奥氏体,然后以不同的冷却方式使奥氏体转变为不同的室温组织,得到不同的力学性能。因此,掌握钢在加热时的组织变化规律,合理制定加热工艺规范,是保证热处理工件质量的首要环节。

热处理工艺中加热和冷却的目的都是使钢的组织发生转变。在铁碳合金相图中, A_1 、 A_3 、 A_{cm} 线都是平衡状态的相变温度(临界点),而在实际生产中加热和冷却过程不可能非常缓慢,因此往往造成相变点的实际位置偏离平衡相变点,即加热时实际转变温度略高于平衡相变点,冷却时实际转变温度略低于平衡相变点。为了使两者有所区别,通常将加热时的实际相变点用 A_{c1} 、 A_{c3} 、 A_{cm} 表示,冷却时的实际相变点用 A_{r1} 、 A_{r3} 、 A_{rcm} 表示,如图 3-29 所示。

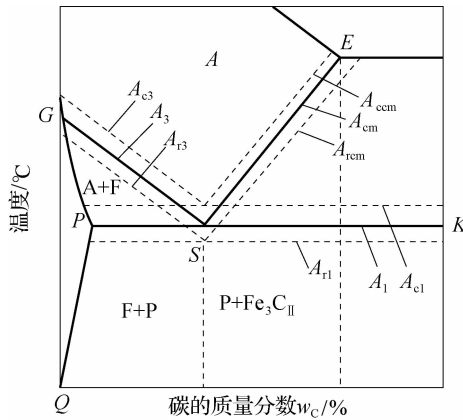


图 3-29 钢在加热或冷却时各临界点的实际位置

1) 钢在加热时的组织转变

钢进行热处理时首先要加热，其目的是获得均匀而细小的奥氏体组织。通常将这种加热转变称为钢的奥氏体化。加热时，奥氏体化的程度及晶粒大小对其冷却转变过程及最终的组织 and 性能都有极大的影响。因此，了解奥氏体的形成规律是掌握热处理工艺的基础。

以共析钢为例，其室温平衡组织为珠光体，当把共析钢加热到 A_{c1} 点以上温度时，就会发生珠光体向奥氏体的转变。这一转变是由成分相差悬殊、晶格类型截然不同的两相 F+Fe₃C 混合物转变成另一种晶格类型的单相奥氏体(A)的过程。因此，在此过程中必然进行晶格的改组和铁碳原子的扩散，并遵循形核和长大的基本规律。该过程可归纳为奥氏体晶核的形成、奥氏体晶核的长大、残余渗碳体的溶解和奥氏体成分的均匀化四个阶段，如图 3-30 所示。

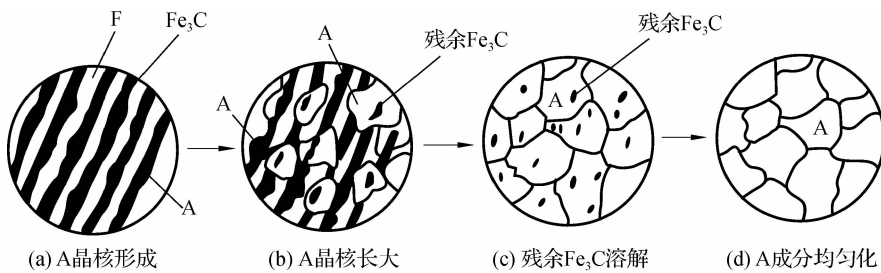


图 3-30 共析钢奥氏体的形成过程

由以上分析可知，热处理的保温阶段不仅是为了让工件热透，同时也是为了获得均匀的奥氏体组织，以便冷却后获得良好的组织和性能。

亚共析钢和过共析钢的奥氏体形成过程与共析钢基本相同，但其完全奥氏体化的过程有所不同。亚共析钢加热到 A_{c1} 以上温度时还存在有铁素体，这部分铁素体只有继续加热到 A_{c3} 以上温度时才能完全转变为奥氏体；过共析钢只有在加热温度高于 A_{cm} 时才能获得单一的奥氏体组织。



加热时形成的奥氏体晶粒的大小直接影响到冷却转变产物的晶粒大小和力学性能。奥氏体晶粒越细小,其冷却转变产物也越细小,力学性能越高。因此在加热时,为了获得均匀而细小的奥氏体晶粒,必须选取合适的加热温度,并严格控制保温时间。

2) 钢在冷却时的组织转变

冷却过程是热处理的关键工序,其冷却方式不同,冷却后的组织和性能也不同。热处理生产中有等温冷却和连续冷却两种方式。等温冷却是将奥氏体化后的钢迅速冷至 A_{r1} 以下某一温度并保温,使其在该温度下发生组织转变,然后再冷却到室温的热处理工艺,如图 3-31 中的曲线 1 所示;连续冷却是指将奥氏体化的钢自加热温度连续冷却至室温的热处理工艺,如图 3-31 中的曲线 2 所示。

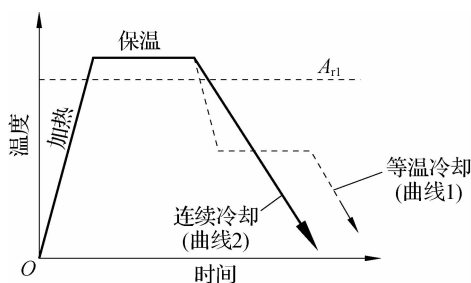


图 3-31 等温冷却和连续冷却

(1) 过冷奥氏体的等温转变。奥氏体在 A_1 温度以上是稳定的,能够长期存在而不发生转变,一旦冷却到 A_{r1} 温度以下就处于不稳定状态,即将发生转变。我们把在 A_{r1} 温度以下暂存的、不稳定的奥氏体称为过冷奥氏体。过冷奥氏体在不同温度下的等温转变产物可以用等温转变曲线来确定。

① 过冷奥氏体等温转变曲线的建立。现以共析钢为例来说明过冷奥氏体等温转变曲线的建立。首先将共析钢制成若干小圆形薄片试样,然后将其加热至奥氏体化后,分别迅速放入 A_{r1} 以下不同温度的恒温盐浴槽中进行等温转变;分别测出在各温度下过冷奥氏体转变开始时间、终了时间及转变产物量,并将其画在温度—时间坐标图上,把各转变开始点和终了点分别用光滑曲线连接起来,便得到共析钢过冷奥氏体等温转变曲线,如图 3-32(a) 所示。曲线因与字母 C 相似,故又称 C 曲线。

图 3-32(b) 中左边的曲线为过冷奥氏体等温转变开始线,右边的曲线为过冷奥氏体等温转变终了线。 A_1 线以上是稳定的奥氏体区。 A_1 线以下、转变开始线左边的区域为过冷奥氏体区;转变终了线右边的区域是转变产物区;两线之间是过冷奥氏体和转变产物共存区。由纵坐标到转变开始线之间的水平距离表示过冷奥氏体等温转变前所经历的时间,称为孕育期。孕育期越长,表示过冷奥氏体越稳定。对于共析钢,过冷奥氏体在 $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 附近等温时,孕育期最短,即过冷奥氏体最不稳定,转变速度最快,这里被形象地称为 C 曲线的“鼻尖”。C 曲线的下部有两条水平线,上边一条是马氏体转变开始线,用 M_s 表示;下边一条是马氏体转变终了线,用 M_f 表示。马氏体是碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的过饱和固溶体,是将钢加热到一定温度(形成奥氏体)后经迅速冷却(淬火),得到的能使钢变硬、增强的一种淬火组织。马氏体的晶体结构为体心四方结构。高的强度和硬度是钢中马氏体的主要特征之一。

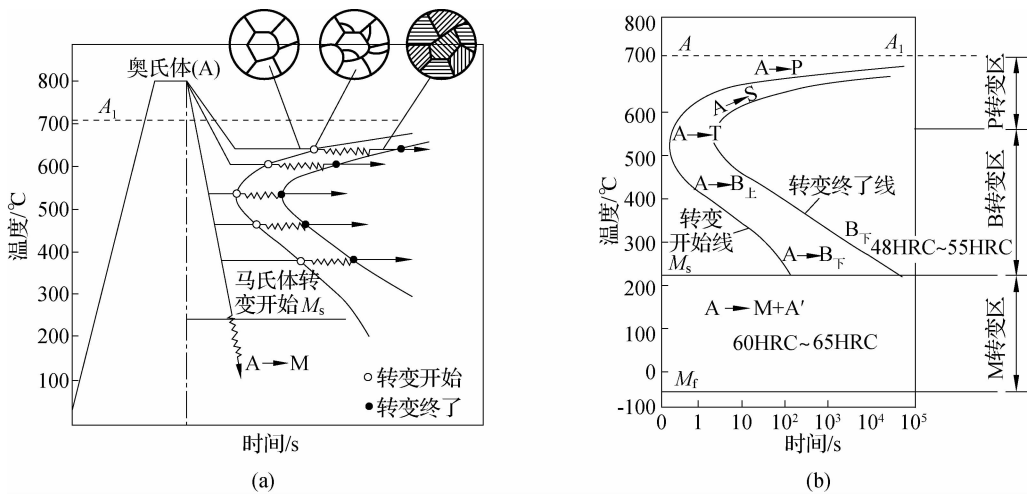


图 3-32 共析钢过冷奥氏体等温转变曲线

②过冷奥氏体等温转变产物的组织形态及性能。

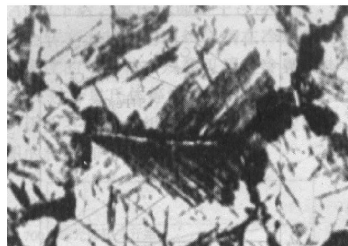
(a)珠光体转变。共析钢在 $A_{r1} \sim 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行等温时,过冷奥氏体的转变产物为珠光体型组织,它是由铁素体与渗碳体组成的层片相间的机械混合物。等温温度越低,铁素体和渗碳体的片层间距越小。根据片层的厚薄不同,珠光体型组织又可细分为三种,见表 3-5。

表 3-5 珠光体型组织的形态和性能

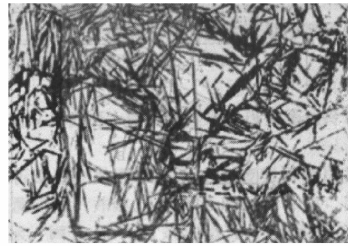
| 等温温度/ $^{\circ}\text{C}$ | 组织名称 | 符 号 | 片层间距/ μm | 硬度 HRC |
|--------------------------|------|-----|---------------------|--------|
| $A_{r1} \sim 650$ | 珠光体 | P | >0.4 | 10~20 |
| 650~600 | 索氏体 | S | 0.2~0.4 | 20~30 |
| 600~550 | 托氏体 | T | <0.2 | 30~40 |

实际上这三种组织都是珠光体,其差别只是珠光体的片层间距大小不同,等温温度越低,片层间距越小。片层间距越小,强度、硬度越高,塑性、韧性越好。

(b)贝氏体转变。共析钢在 $550\text{ }^{\circ}\text{C} \sim M_s$ 区间进行等温时,过冷奥氏体的转变产物为贝氏体。贝氏体是含过饱和碳的铁素体和碳化物组成的机械混合物,用符号 B 表示。根据形成温度和组织形态的不同,可将贝氏体分为上贝氏体(B_U)和下贝氏体(B_L)。贝氏体的显微组织如图 3-33 所示。



(a) 上贝氏体显微组织



(b) 下贝氏体显微组织

图 3-33 贝氏体的显微组织



共析钢在 550~350 °C 时等温,将形成黑色羽毛状的上贝氏体。上贝氏体的强度很低,脆性很大,基本没有实用价值。共析钢在 350 °C ~ M_s 时等温,将形成黑色竹叶状的下贝氏体。下贝氏体具有较高的强度、硬度和良好的塑性、韧性。因此,生产中常用等温淬火的方法来获得下贝氏体组织,以获得良好的综合力学性能。

(c)马氏体转变。马氏体转变是在 $M_s \sim M_f$ 连续冷却过程中进行的。当过冷奥氏体被快速冷却到 M_s 点以下时,转变产物是马氏体。马氏体是碳在 α -Fe 中的过饱和固溶体。

马氏体的组织形态主要与碳含量有关。当碳含量低于 0.2% 时,可获得板条状马氏体,它具有较高的强度、硬度和较好的塑性、韧性;当碳含量大于 1.0% 时,可获得针片状马氏体,它具有很高的硬度,但塑性差,脆性大;当碳含量为 0.2%~1.0% 时,可获得板条状马氏体和针片状马氏体的混合组织。图 3-34 所示为板条状马氏体和针片状马氏体的显微组织。

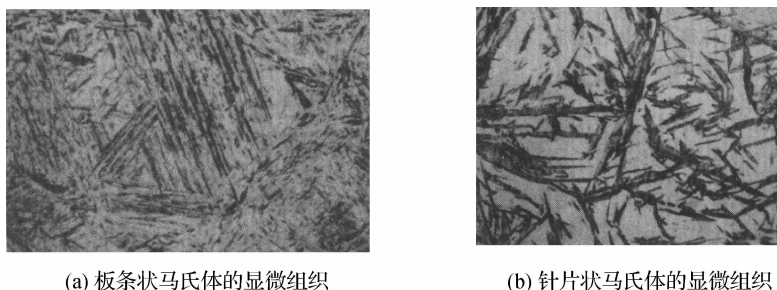


图 3-34 板条状马氏体和针片状马氏体的显微组织

③含碳量对 C 曲线的影响。在正常加热条件下,当钢中的含碳量小于 0.77% 时,随着含碳量的增加,C 曲线右移;当含碳量大于 0.77% 时,随着含碳量的增加,C 曲线左移。各碳钢的 C 曲线比较如图 3-35 所示。

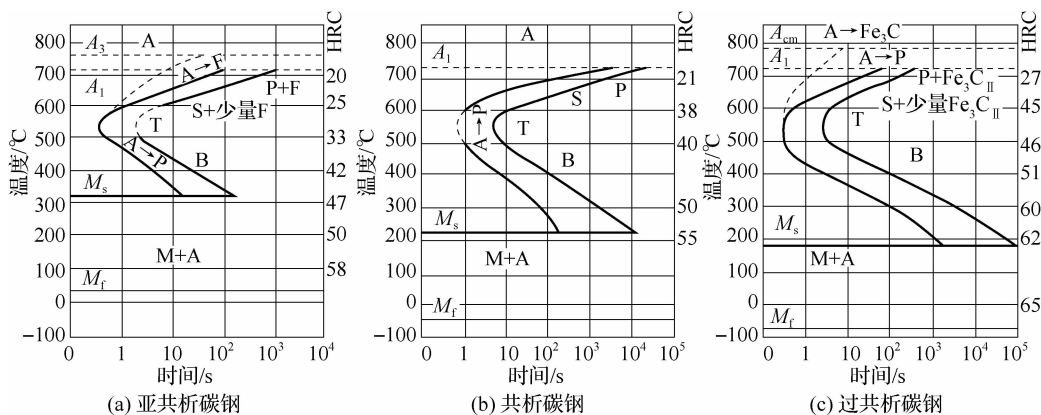


图 3-35 各碳钢的 C 曲线比较

(2)过冷奥氏体的连续冷却转变。在实际生产中,过冷奥氏体大多是在连续冷却中转变的,因此研究过冷奥氏体连续冷却时的组织转变规律有着重要的意义。

共析钢的连续冷却转变曲线如图 3-36 所示。由图可见,连续冷却转变曲线只有 C 曲线的上半部分,因此连续冷却时只发生珠光体和马氏体转变,而不会发生贝氏体转变。图中 p_s 线为过冷奥氏体向珠光体转变的开始线; p_f 线为过冷奥氏体向珠光体转变的终了线; KK' 线



为过冷奥氏体向珠光体转变的终止线,它表示冷却曲线与 KK' 线相交时,过冷奥氏体即停止向珠光体转变,剩余部分一直冷却到 M_s 线以下时发生马氏体转变。 v_k 是过冷奥氏体在连续冷却过程中不发生分解,全部转变为马氏体的最小冷却速度,也称为马氏体临界冷却速度; v'_k 是获得全部珠光体型组织的最大冷却速度。

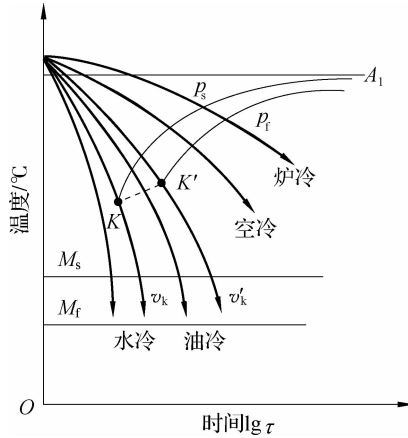


图 3-36 共析钢的连续冷却转变曲线

2. 钢的普通热处理

1) 钢的退火和正火

在机械制造过程中,退火和正火经常作为预先热处理被安排在铸造、锻造和焊接之后或粗加工之前,用以消除前一工序所造成的某些组织缺陷及内应力,为随后的切削加工及热处理做好组织准备,也可用于性能要求不高的机械零件的最终热处理。

(1) 钢的退火。将钢加热到适当温度后保温一段时间,然后缓慢冷却,以获得接近平衡状态组织的热处理工艺,称为退火。

钢的常见退火工艺包括完全退火、等温退火、球化退火、扩散退火、去应力退火等。各类退火的工艺特点及适用范围见表 3-6。

表 3-6 各类退火的工艺特点及适用范围

| 退火的分类 | 加热温度 | 冷却方式 | 目的 | 适用范围 |
|-------|---------------------------------------|-----------------------------------|--|--------------------|
| 完全退火 | A_{c3} 以上 30~50 °C | 随炉冷却到 600 °C 以下,出炉空冷 | 消除残余应力,改善组织,细化晶粒,降低钢的硬度,为切削加工和最终热处理做准备 | 亚共析钢的铸、锻、焊接件的预先热处理 |
| 等温退火 | A_{c3} (或 A_{c1}) 以上 30~50 °C | 快速冷却到 A_{r1} 以下某一温度,等温一定时间后出炉空冷 | 与完全退火相同。但等温退火可缩短生产周期,提高生产效率 | 合金钢工件 |
| 球化退火 | A_{c1} 以上 30~50 °C | 经充分保温后,随炉冷却到 600 °C 后出炉空冷 | 使珠光体中的片状渗碳体和网状二次渗碳体球化,变成在铁素体基体上弥散分布着粒状渗碳体的组织,即球状珠光体;降低硬度,改善切削加工性,为后续热处理做准备 | 具有共析或过共析成分的碳钢或合金钢 |



续表

| 退火的分类 | 加热温度 | 冷却方式 | 目的 | 适用范围 |
|-------|--------------------------------|----------------------|---|-----------------|
| 扩散退火 | 固相线以下 100~200 °C | 长时间保温后,随炉冷却 | 消除铸件中的偏析,使钢的化学成分和组织均匀化 | 对质量要求高的合金钢铸锭或铸件 |
| 去应力退火 | A_{c1} 以下某一温度(一般为500~650 °C) | 随炉冷却到200~300 °C,出炉空冷 | 消除铸件、锻件、焊接件、冷冲压件及机加工工件的残余应力,稳定工件尺寸,减少变形 | 所有钢件 |

(2)钢的正火。正火是将钢加热到 A_{c3} (或 A_{cm})以上 30~50 °C,保温一定时间后出炉在空气中冷却的热处理工艺。

正火和退火的主要区别是正火的冷却速度稍快,得到的组织较细小,强度和硬度有所提高,操作简便,生产周期短,成本较低。正火主要应用于以下几个方面。

①改善低碳钢和低碳合金钢的切削加工性。正火后的组织为细珠光体,其硬度有所提高,从而改善了切削加工中的粘刀现象,降低了工件的表面粗糙度。

②消除网状渗碳体。对于过共析钢,通过正火可以消除网状二次渗碳体,为球化退火做组织准备。

③作为中碳钢零件的预先热处理。通过正火可以消除钢中粗大的晶粒,消除内应力,为最终热处理做组织准备。

④作为普通结构件的最终热处理。对于某些大型或结构复杂的普通零件,当采用淬火有可能产生裂纹时,往往用正火代替淬火作为这类零件的最终热处理。

退火和正火的加热温度范围及热处理工艺曲线如图 3-37 所示。

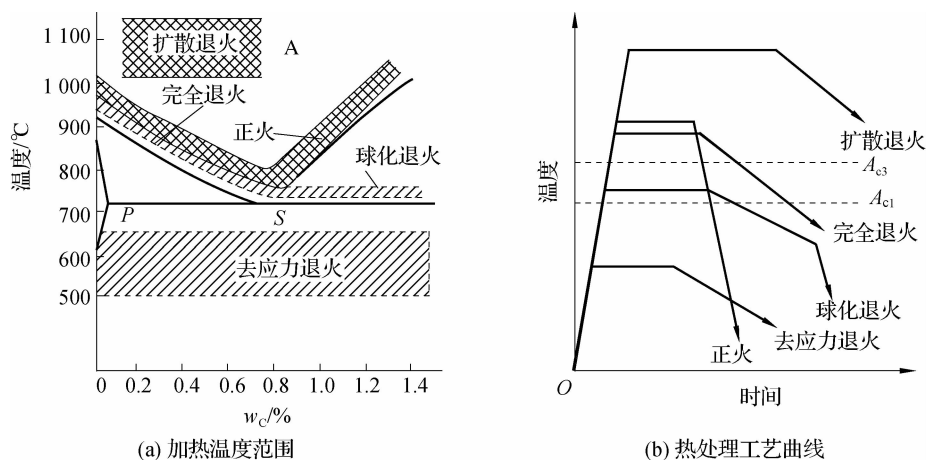


图 3-37 退火和正火的加热温度范围及热处理工艺曲线

2)钢的淬火

淬火是将钢加热到 A_{c3} (或 A_{c1})以上 30~50 °C,保温一定时间后快速冷却(以大于马氏体临界冷却速度),以获得马氏体或下贝氏体组织的热处理工艺。其目的是提高钢的硬度和耐磨性。淬火是强化钢材最重要的工艺方法。淬火必须与适当的回火工艺相配合,才能使钢具有不同的力学性能,以满足各类工模具及零件的使用要求。



(1) 淬火加热温度的确定。淬火加热温度的确定应以获得均匀而细小的奥氏体晶粒为原则。钢的成分不同,其淬火加热温度也不同。碳钢的淬火加热温度范围如图 3-38 所示。一般亚共析钢的淬火加热温度为 A_{c3} 以上 $30\sim 50\text{ }^{\circ}\text{C}$,共析钢及过共析钢为 A_{c1} 以上 $30\sim 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。对于合金钢,由于合金元素对奥氏体化有延缓作用,因此加热温度应比碳钢高,尤其是高合金钢的淬火加热温度远高于 A_{c1} ,同样能获得均匀而细小的奥氏体晶粒,这与合金元素在钢中的作用有关。

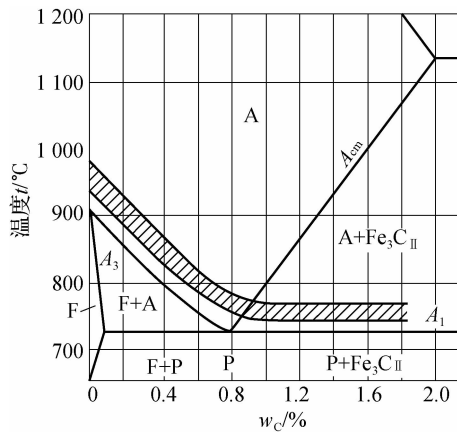


图 3-38 碳钢的淬火加热温度范围

淬火加热时间的确定,既要保证工件的表层、心部达到规定的加热温度,获得均匀的奥氏体化组织,又要保证晶粒不过于粗大,还要考虑时间、经济及生产率。

影响加热时间的因素很多,如介质加热速度、炉温、钢的化学成分、工件形状尺寸、装炉量和堆积方式等,因此很难精确计算,生产中通常按工件有效厚度(或直径)与保温系数的乘积来确定加热时间。

(2) 淬火冷却介质。为了保证工件淬火后获得马氏体组织,淬火冷却速度必须大于马氏体临界冷却速度,但过快的冷却速度必然产生较大的淬火内应力,导致工件产生变形或裂纹,所以,在获得马氏体组织的前提下,淬火时尽量选用较缓和的冷却介质。理想的冷却介质应保证在 C 曲线的“鼻尖”附近快速冷却,以避免过冷奥氏体发生转变;在 C 曲线的“鼻尖”以上或以下温度缓冷,以降低工件的热应力和组织应力。图 3-39 所示为钢的理想淬火冷却速度。但到目前为止,还没有找到完全理想的淬火冷却介质。

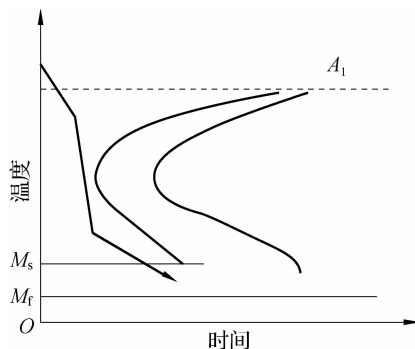


图 3-39 钢的理想淬火冷却速度



生产中常用的淬火冷却介质有水及水溶液、油、盐浴或碱浴。

①水及水溶液。水在 $650\sim 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 需要快冷时,冷却速度相对较小;而在 $300\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 需要慢冷时,冷却速度又相对较大,容易引起工件的变形和开裂。为了提高水在 $650\sim 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的冷却能力,常在水中加入 $5\%\sim 10\%$ 的盐或碱,制成盐或碱的水溶液。盐水或碱水常用于形状简单、截面尺寸较大的碳钢工件的淬火。

②油。常用的淬火油有机械油、变压器油、柴油、植物油等。其优点是在 $200\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时冷却较缓慢,有利于减小工件的变形;缺点是在 $650\sim 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时冷却也较慢,不利于淬硬。所以,油一般用于合金钢和尺寸较小的碳钢工件的淬火。

③盐浴或碱浴。为了减小零件淬火时的变形,盐浴或碱浴也可作为淬火介质用于形状复杂、尺寸较小、变形要求严格工件的分级淬火和等温淬火。

(3)常用的淬火方法。常用的淬火方法有单介质淬火、双介质淬火、分级淬火和等温淬火等。

①单介质淬火。将钢加热到淬火温度,保温一定时间后放入一种淬火介质中一直冷却到室温的淬火方法,称为单介质淬火,如图 3-40 中的曲线 1 所示。例如,碳钢在水中淬火、合金钢在油中淬火。此方法操作简便,容易实现机械化和自动化,但水冷易使工件变形,油冷不易使工件淬硬。单介质淬火适用于形状简单的碳钢工件和合金钢工件。

②双介质淬火。将钢加热到淬火温度,保温一定时间后,先浸入冷却能力强的淬火介质中,待工件冷却到稍高于 M_s 温度时,再立即转入冷却能力弱的介质中冷却到室温的淬火方法,称为双介质淬火,如图 3-40 中的曲线 2 所示。例如,碳钢的水-油淬火、合金钢的油-空气淬火等。此方法能有效地防止淬火变形和裂纹,但要求操作工人有较高的技术水平。双介质淬火适用于形状复杂的高碳钢工件和尺寸较大的合金钢工件。

③分级淬火。将钢加热到淬火温度后,先浸入温度稍高于 M_s 点的盐浴槽或碱浴槽中,短时保温,待工件整体达到介质温度后取出空冷,以获得马氏体组织的淬火方法,称为分级淬火,如图 3-40 中的曲线 3 所示。分级淬火比双介质淬火容易控制,能有效减少工件变形和开裂,适用于形状复杂、尺寸较小的工件。

④等温淬火。将钢加热到淬火温度后,快速冷却到下贝氏体转变温度区间内等温,使奥氏体转变为下贝氏体组织的淬火方法,称为等温淬火,如图 3-40 中的曲线 4 所示。等温淬火时,工件的内应力及变形很小,而且能获得较高的综合力学性能,但生产周期长,效率低,因此主要用于形状复杂、尺寸要求精确、强度和韧性要求高的小型工件。

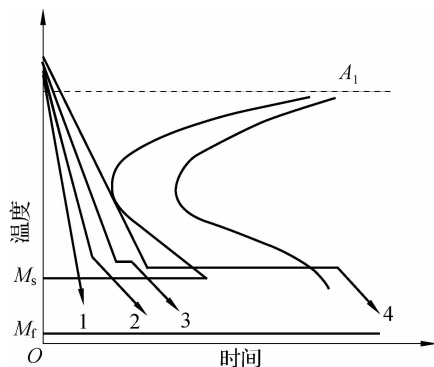


图 3-40 常用的淬火方法



(4)钢的淬透性。钢淬火的目的是获得马氏体组织,但并非任何钢种、任何成分的钢在淬火时都能在整个截面上得到马氏体,这是淬火冷却时表面与心部冷却速度有差异所致。显然只有冷却速度大于临界冷却速度的部分才有可能获得马氏体。钢的淬透性是指钢在淬火时获得淬硬层深度的能力,其大小通常用规定条件下淬硬层的深度来表示。钢的淬硬层越深,其淬透性越好。凡是能增加过冷奥氏体稳定性(使C曲线右移)、减小钢的临界冷却速度的因素,都能提高钢的淬透性;反之,则降低淬透性。所以,钢的化学成分和奥氏体化条件是影响其淬透性的基本因素。

钢的淬硬层深度取决于其临界冷却速度的大小,并与工件的截面尺寸和淬火介质的冷却能力有关。钢的临界冷却速度越小,工件的淬硬层越深。一般规定以表面至半马氏体区(马氏体和非马氏体组织各占一半)的距离为淬硬层深度。

淬硬性 & 淬透性是两个完全不同的概念。淬硬性是指钢在理想条件下淬火成马氏体后所能达到的最高硬度。钢的淬硬性主要取决于钢的含碳量。低碳钢的淬火最高硬度值小,淬硬性差,而高碳钢的淬火最高硬度值大,淬硬性好。淬硬性主要取决于马氏体的含碳量,而合金元素对淬硬性没有显著影响,但对淬透性却有很大影响,因此,淬透性好的钢,其淬硬性不一定高。

钢的淬透性主要取决于其临界冷却速度的大小,而临界冷却速度则取决于过冷奥氏体的稳定性。奥氏体越稳定,钢的淬透性越好。因此,凡是影响过冷奥氏体稳定性的因素,如奥氏体的化学成分(碳与合金元素的含量)、奥氏体的状态(均匀化程度、晶粒大小等)及钢中非金属夹杂物等,都会影响钢的淬透性。

钢的淬透性是合理选用材料和制定热处理工艺的重要依据。选择材料主要考虑钢的力学性能,而淬透性直接影响钢在热处理后的力学性能。

选择材料时,应根据以下情况考虑钢的淬透性。

①对于尺寸较大、承受拉力和压力并受冲击的重要零件,要求表面和心部力学性能一致,应选择淬透性高的材料。

②对于承受弯曲、扭转应力的零件,可选用淬透性低的钢,获得 $1/4 \sim 1/2$ 淬硬层深度即可。

③对于焊接件,不要求用淬透性高的钢种,否则焊缝热影响区易形成淬硬组织,产生裂纹。

④对于表面热处理的钢,一般不要求高的淬透性,可选用低淬透性的钢。

⑤设计中计算强度需要查阅手册时,要注意试样尺寸。

⑥碳钢的淬透性较低,用于制作大尺寸工件时难以淬透,可用正火代替或用淬透性较高的合金钢。

3) 钢的回火

淬火后的工件不宜直接使用,必须及时进行回火。回火决定了钢的组织 and 性能,是重要的热处理工序。回火是将淬火后的钢重新加热到 A_1 以下某一温度,保温一定时间后冷却到室温的热处理工艺。回火的目的是减小或消除内应力,防止工件变形、开裂;稳定组织,保证工件的尺寸和形状稳定;调整硬度,提高韧性,以获得所需要的力学性能。

(1)回火的种类和应用。生产中根据回火温度的不同分为低温回火、中温回火和高温回



火三类。淬火后进行高温回火,称为调质。回火的工艺特点及应用范围见表 3-7。

表 3-7 回火的工艺特点及应用范围

| 回火工艺 | 回火温度/℃ | 回火组织及硬度 | 特 点 | 应用范围 |
|------|---------|------------------------|------------------------------|----------------------------------|
| 低温回火 | 150~250 | 回火马氏体 (58HRC~64HRC) | 保持了淬火马氏体的高硬度和高耐磨性,内应力和脆性有所降低 | 主要用于处理各种高碳钢工具、滚动轴承及表面淬火的零件 |
| 中温回火 | 350~500 | 回火托氏体 (38HRC~50HRC) | 具有较高的弹性和一定的韧性 | 主要用于各种弹性零件,如弹簧和模具等 |
| 高温回火 | 500~650 | 回火索氏体 (25HRC~35HRC) | 具有较好的综合力学性能,即强度、硬度、塑性、韧性都比较好 | 广泛用于汽车、拖拉机等机械中的轴类零件、齿轮和高强度螺栓、连杆等 |

(2)回火脆性。淬火钢回火时,随着回火温度的升高,通常其硬度、强度降低,而塑性、韧性提高,但在 250~400℃及 500~600℃回火时,钢的冲击韧性反而显著降低。这种脆化现象称为回火脆性。回火脆性按其温度范围可分为低温回火脆性和高温回火脆性。

①低温回火脆性。淬火钢在 250~350℃回火时出现的回火脆性,这种回火脆性称为低温回火脆性或第一类回火脆性。几乎所有的钢都存在这类脆性,这类回火脆性是不可逆的,因此,一般应避免在此温度范围内回火。

②高温回火脆性。一些合金钢,尤其是含 Cr、Mn、Ni 等合金元素的钢,淬火后在 450~650℃回火时也会产生回火脆性,这类回火脆性称为高温回火脆性或第二类回火脆性。这类回火脆性是可逆的,生产中可采用快速冷却或在钢中加入 W、Mo 等合金元素的方式来有效抑制这类回火脆性。

3. 钢的表面热处理

生产中,很多机械零件要求其表面具有较高的强度、硬度和耐磨性,而心部要求具有足够的塑性和韧性,这种情况可以通过表面热处理,仅使工件表面得到强化来实现。表面热处理是指为改变工件表面的组织和性能,仅对工件表层进行的热处理工艺,包括表面淬火和化学热处理。

1) 表面淬火

表面淬火是指在不改变钢的化学成分及心部组织的情况下,利用快速加热将表层加热到奥氏体化温度后进行淬火,使表层获得硬而耐磨的马氏体组织,而心部组织仍然不变的热处理工艺。目前生产中广泛应用的是感应加热表面淬火和火焰加热表面淬火。

(1)感应加热表面淬火。如图 3-41 所示,将工件放入铜管制成的感应圈中,并通入一定频率的交流电,在感应圈周围将产生一个频率相同的交变磁场,于是在工件表面就会产生频率相同、方向相反的感应电流,这个电流在工件内形成回路,称为涡流。涡流在工件内的分布是不均匀的,表层电流密度大,心部电流密度小,这种现象称为集肤效应。由于钢本身具有电阻,因而集中于工件表层的涡流将产生电阻热使工件表层迅速加热到淬火温度,然后立即喷水快速冷却,工件表层即被淬硬,从而达到表面淬火的目的。

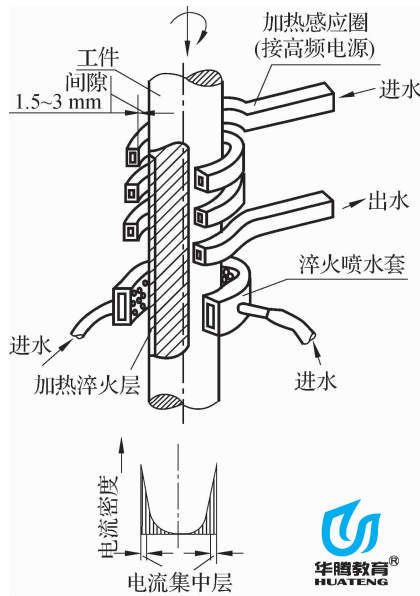


图 3-41 感应加热表面淬火的原理

感应加热表面淬火后要进行 180~200 °C 低温回火,以降低淬火应力,并保持高硬度和高耐磨性。

根据所用电流频率的不同,感应加热可分为高频感应加热、中频感应加热和工频感应加热三种,见表 3-8。

表 3-8 感应加热的种类、特性及应用范围

| 感应加热的种类 | 常用频率/kHz | 淬硬层深度/mm | 应用范围 |
|---------|----------|----------|----------------------------|
| 高频感应加热 | 200~300 | 0.5~<2 | 淬硬层要求较薄的中、小模数齿轮和中、小尺寸的轴类零件 |
| 中频感应加热 | 2.5~8 | 2~10 | 大、中模数齿轮和较大直径的轴类零件 |
| 工频感应加热 | 0.05 | >10~20 | 大直径零件,如轧辊、火车车轮等 |

与普通淬火相比,感应加热表面淬火具有加热速度快、加热温度高、淬火质量好、生产效率高等特点,但感应加热设备价格较高,维修、调整较困难,形状复杂的零件不易制作感应器,不适于单件生产。

感应加热表面淬火最适宜的钢种是中碳钢和中碳合金钢,也可用于高碳工具钢、低合金工具钢及铸铁等。一般在表面淬火前应对工件进行正火或调质,以保证心部有良好的力学性能。

(2) 火焰加热表面淬火。火焰加热表面淬火是利用氧-乙炔或煤气-氧的混合气体燃烧的火焰将工件表层快速加热到淬火温度,然后立即喷水快速冷却的热处理工艺,如图 3-42 所示。火焰加热表面淬火的淬硬层深度一般为 2~8 mm。

火焰加热表面淬火具有操作简便、设备简单、成本低等优点,但加热温度不够均匀,淬火质量较难控制,适于单件生产、小批量生产及大型零件的表面淬火。

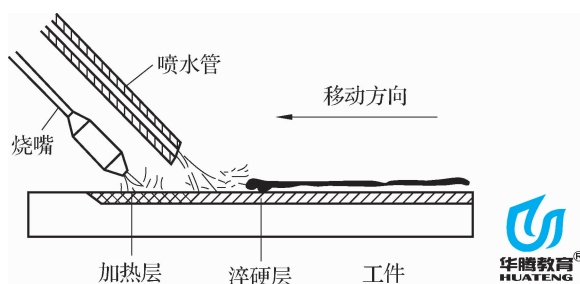


图 3-42 火焰加热表面淬火

2) 化学热处理

化学热处理是将工件置于一定温度的活性介质中,使一种或几种元素渗入工件的表层,以改变其化学成分、组织和性能的热处理工艺。与表面淬火相比,化学热处理不仅能改变表层的组织,还能改变其化学成分,获得一般表面淬火达不到的特殊性能(如耐热性、耐腐蚀性及耐磨性等),从而提高钢的使用性能,延长钢的使用寿命。

钢的化学热处理的方法很多,目前最常用的方法有渗碳、渗氮和碳氮共渗等。

(1) 渗碳。渗碳是将工件在渗碳介质中加热并保温,使碳原子渗入工件表层的化学热处理工艺。

① 渗碳的目的及应用。渗碳用钢为低碳钢和低碳合金钢。渗碳的目的是提高工件表层碳的质量分数,经淬火和低温回火后,提高工件表面的硬度和耐磨性,而心部仍然保持良好的塑性和韧性。渗碳一般用于在较大冲击载荷和严重磨损条件下工作的零件,如汽车变速齿轮、活塞销、摩擦片、套筒等。

② 渗碳方法。根据渗碳剂的不同,渗碳方法可分为固体渗碳、液体渗碳和气体渗碳三种。常用的是气体渗碳。如图 3-43 所示,将工件置于密封的井式气体渗碳炉中,加热到 930°C 左右,滴入容易分解和气化的有机液体(煤油、甲醇、苯等)并保温一定时间,使渗碳介质在高温下分解出活性炭原子,并被工件表面吸收,被吸收的活性炭原子由表面逐渐向工件内部扩散,形成具有一定深度的渗碳层。渗碳后,渗层深度可达 $0.2\sim 2.5\text{ mm}$,表层碳的质量分数以 $0.85\%\sim 1.05\%$ 为最佳。

③ 渗碳件的热处理及性能。工件渗碳后必须进行淬火和低温回火才能达到预期的性能。经渗碳、淬火、低温回火处理后,工件的表面硬度可达 $58\text{HRC}\sim 64\text{HRC}$,耐磨性较好,心部硬度可达 $30\text{HRC}\sim 45\text{HRC}$,具有较高的强度、韧性和一定的塑性。

(2) 渗氮。渗氮也称氮化,是将工件在渗氮介质中加热并保温,使氮原子渗入工件表层的化学热处理工艺。其目的是提高工件表面的硬度、耐磨性、疲劳强度和耐腐蚀性。

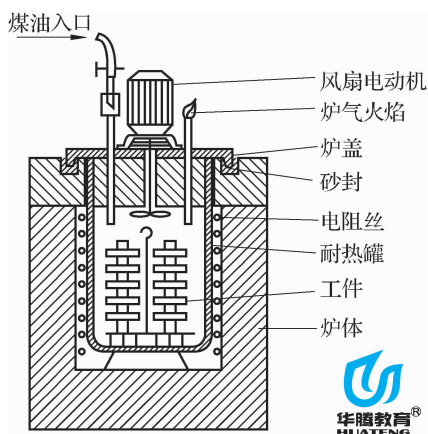


图 3-43 气体渗碳装置

AR



常用的渗氮方法有气体渗氮和离子渗氮两种。气体渗氮是将工件置于通入氨气的井式渗氮炉中,加热到 $500\sim 570\text{ }^{\circ}\text{C}$,使氨气分解出活性氮原子,活性氮原子被工件表面吸收,并向内部逐渐扩散形成具有一定深度的渗氮层。渗氮层的深度一般为 $0.1\sim 0.6\text{ mm}$,其渗氮时间为 $40\sim 70\text{ h}$,故气体渗氮的生产周期很长。

与渗碳相比,气体渗氮工件的表面硬度更高,可达到 $1\ 000\text{HV}\sim 1\ 200\text{HV}$ (相当于 $69\text{HRC}\sim 72\text{HRC}$);渗氮温度较低,且渗氮后不需要进行其他热处理即可达到较高的硬度,因此渗氮件变形较小;渗氮层的耐磨性、耐腐蚀性、热硬性及疲劳强度均高于渗碳层。但渗氮层薄而脆,渗氮周期较长,生产效率低,因此渗氮主要应用于耐磨、耐高温、耐腐蚀的精密零件,如精密齿轮、精密机床主轴、汽轮机阀门及阀杆、发动机气缸和排气阀等。

(3)碳氮共渗。碳氮共渗是在一定温度下,同时将碳、氮原子渗入工件表层的化学热处理工艺。以中温气体碳氮共渗和低温气体碳氮共渗应用较为广泛。

中温气体碳氮共渗实质上是以渗碳为主的共渗工艺。零件经共渗后须进行淬火及低温回火。中温气体碳氮共渗主要用于低碳、中碳结构钢零件,如汽车和机床上的各种齿轮、蜗轮、蜗杆和轴类零件等。

低温气体碳氮共渗实质上是以渗氮为主的共渗工艺,与一般渗氮相比,渗层脆性较小,故又称软氮化。这种工艺生产周期短,成本低,零件变形小,不受钢材限制,常用于汽车、机床上的小型轴类、齿轮及模具、量具和刀具等。

资讯三 钢铁材料的分类

随着钢中含碳量的增加,钢的强度和硬度增加,塑性和韧性下降。为了保证韧性和塑性,钢的含碳量一般不超过 1.7% 。此外,在铁碳合金基础上加入其他各种合金元素,可制成各种合金钢。

1. 钢的传统分类方法

1) 按钢的成分分类

按钢的成分不同,钢可分为碳素钢和合金钢。

(1)碳素钢。碳素钢是指以铁和碳元素为主,除少量硅、锰、磷、硫等杂质外,不含其他合金元素的钢。工业上应用的碳素钢的含碳量一般为 $0.05\%\sim 1.4\%$ 。

碳素钢根据含碳量的不同可分为三种:低碳钢(含碳量不大于 0.25%)、中碳钢(含碳量为 $0.25\%\sim 0.60\%$)、高碳钢(含碳量大于 0.60%)。

(2)合金钢。合金钢是指在碳素钢基础上添加适量的一种或多种合金元素而构成的铁碳合金。合金钢的主要合金元素有硅、锰、铬、镍、钼、钨、钒、钛、铌、锆、钴、铝、铜、硼和稀土金属等。

根据含合金总量的不同,合金钢可分为三种:低合金钢(含合金总量不大于 5%)、中合金钢(含合金总量为 $5\%\sim 10\%$)、高合金钢(含合金总量大于 10%)。

2) 按钢的用途分类

按钢的用途不同,钢可分为结构钢、工具钢和特殊性能钢。

(1)结构钢。结构钢是用于制造各种工程结构(建筑、桥梁、船舶、车辆、压力容器)和各种机器零件(轴、齿轮、各种连接件等)的钢种。