

绪 论

0.1 工程材料及成形工艺的地位

0.1.1 工程材料的地位

工程材料是人类生产和社会发展的重要物质基础,也是人们日常生活基本资源中不可或缺的一个组成部分。工程材料与人类文明的关系非常密切,人类文明史曾以工程材料作为划分时代的标志,如石器时代、青铜器时代、铁器时代、水泥时代、钢时代、硅时代、新材料时代等。工程材料的更新与发展促进了人类社会的进步,并给人们的生活带来了巨大的变化,如 18 世纪、19 世纪钢铁材料的大规模使用,促进了机械制造业的飞速发展。进入 20 世纪以后,硅半导体材料的工业化生产和光纤技术的应用,使人类进入了信息时代和网络时代。

现代工程材料按其组成成分,可分为金属材料、无机非金属材料、有机高分子材料、陶瓷材料、复合材料等;按其使用功能,可分为结构材料 and 功能材料。本课程介绍的工程材料主要是结构材料,即用于机械、车辆、建筑、船舶、化工、能源、仪器仪表、航空航天等领域中的工程构件和机械零件,也包括那些用于制造工具和具有特殊用途的材料。这些工程材料都是制造业发展的重要物质基础。随着科学技术的发展,对工程构件和机械零件的使用性能要求越来越高,而这些要求需要先进的工程材料作为物质基础。据估算,蜗轮发动机效率与性能的提高有 50% 来自工程材料的改进,飞机性能的提高有 60% 来自工程材料的贡献,航空航天业中工程材料的影响更大。因此,各国在制定国家技术与产业发展规划时,都将新材料的开发作为优先发展的关键技术。

0.1.2 成形工艺的地位

工程材料的应用和成形工艺是机械制造过程的重要组成部分。工程材料只有经过加工,包括工程材料的成形、改性、连接等,最终形成产品,才能体现其功能和价值。任何装备都是由不同的零件组成的,工程材料的成形是直接改变原材料,使之具有一定的形状、尺寸和性能,以满足工程的使用要求。所以工程材料的成形,不仅是使零件或毛坯获得一定形状的制造工艺方法,也是使零件或毛坯获得一定组织结构和性能的主要途径。例如,采用铸造的方法可以生产铸钢件、铸铁件,各种铝、铜、镁、钛及合金铸件;采用塑性成形的方法,既可以生产钢锻件、钢板冲压件、各种有色金属及合金锻件,还可以生产塑料件和橡胶制品;采用焊接的方法虽不能生产独立的制品,但工业制品中半数以上都是通过一种或多种焊接方法制成的。工程材料的成形工艺是整个机械制造技术的一个重要领域,金属材料 70% 以上需

要铸造、锻造、焊接等成形工艺,才能获得所需制件;非金属材料也是依靠成形工艺,才能加工成半成品或最终产品。因此,工程材料的成形工艺是制造业中获得高质量、低成本的中心环节,是机械制造业发展的关键。总之,工程材料的选择和成形工艺是密不可分的,其发展是相辅相成的。同时,工程材料与成形工艺的进步,又直接推动着机械制造业的发展。

0.2 本课程的特点、教学内容及教学要求

0.2.1 本课程的特点

工程材料及成形工艺基础是机械类或近机械类专业学生的一门专业技术基础课程。本课程体系是建立在工程材料科学基础上,紧密围绕工程材料及成形工艺的选择这一主线构建和展开的。本课程是从工程材料的应用角度出发,介绍工程材料的基本理论及成分、组织结构、性能与成形工艺之间的关系,并介绍了常用工程材料与成形工艺及应用等基本知识。

0.2.2 本课程的教学内容

本课程的教学内容包括以下几个方面:

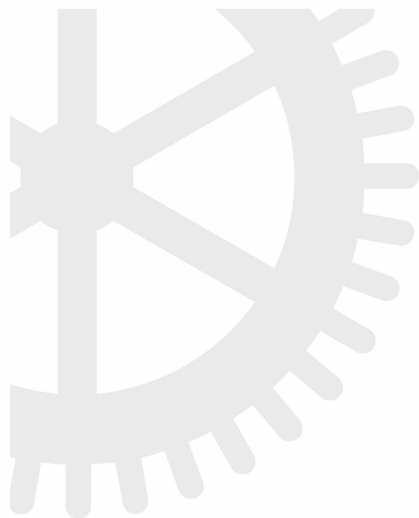
(1)工程材料科学基本知识主要包括金属材料、非金属材料、高分子材料、陶瓷材料和复合材料的定义、分类、组织结构、性能和应用。

(2)工程材料的成形工艺主要包括金属液态成形、金属塑性成形、焊接成形、非金属材料成形和快速成形的特点、工艺及应用。

(3)工程材料及成形工艺的选择。

0.2.3 本课程的教学要求

通过本课程的学习要求学生在掌握工程材料的基本理论和基本知识的基础上,初步具备根据零件的使用要求和性能要求合理选择工程材料的能力,根据所选工程材料合理设计零件的结构和制定成形工艺的能力,培养学生理论联系实际的能力,并且通过了解工程材料及成形工艺的发展,了解现代工程材料、先进材料的成形工艺,不断拓宽知识面,提高创新能力。本课程的学习将为后续的专业课程、生产实习、课程设计、毕业设计打下坚实的基础。



第1篇

工 程 材 料

第 1 章 工程材料的性能

在选择工程材料时,首先必须考虑工程材料的有关性能,使其与构件的使用要求相匹配。工程材料的性能通常包括使用性能和工艺性能。使用性能是指工程材料在特定的条件下,能保证安全可靠工作所必备的性能,包括力学性能、物理性能和化学性能。工艺性能是指工程材料在加工过程中力学性能、物理性能和化学性能的综合反映,包括铸造、锻造、焊接、切削和热处理性能等。

1.1 工程材料的力学性能

工程材料应具备的主要性能是力学性能,它是衡量工程材料极其重要的指标。工程材料的力学性能是工程材料在一定环境因素下承受外加载荷时所表现出的性能。工程材料的力学性能指标主要有强度、塑性、硬度、冲击韧性和疲劳强度等,主要是通过力学性能试验测得的。将工程材料制成标准试样,在拉伸试验机上,施加轴向拉伸力,使试样被逐渐拉长,最后被拉断。如图 1-1 所示,以拉力 F 除以试样原始截面积 S_0 所得出的应力作为纵坐标,以伸长量 ΔL 除以试样标距原始长度 L_0 所得出的应变作为横坐标,得到应力—应变曲线。

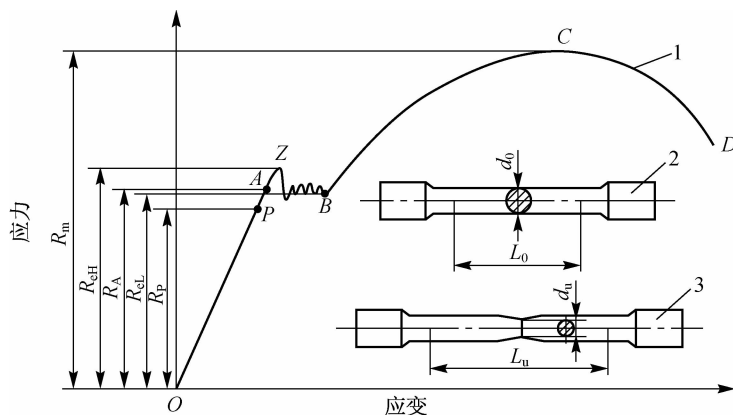


图 1-1 拉伸试样与应力—应变曲线

1—低碳钢应力—应变曲线; 2—拉伸试样; 3—拉断后试样

由图 1-1 可知,应力—应变曲线中 OP 段为一条倾斜直线,此时应力与应变成比例关系, P 点所对应的应力为保持这种比例关系的最大应力,称为比例极限,用 R_p 表示。当工程材料的塑性变形不明显时,工程上通常将产生 0.2% 的残余变形时的应力作为条件屈

服极限 $R_{p0.2}$ 。应力—应变曲线中 OA 段称为弹性变形阶段,此时,卸掉载荷试样将恢复到原来的长度,A 点所对应的应力为工程材料承受最大弹性变形时的应力,称为弹性极限,用 R_A 表示。

在弹性变形范围内,应力与应变的比值称为弹性模量,用 E 表示。它主要取决于工程材料本身,是工程材料的固有性质之一,其大小随温度的升高而降低。

1.1.1 强度

强度是指在外力作用下,工程材料抵抗变形和断裂的能力。按外力作用性质不同,它可分为屈服强度、抗拉强度、抗压强度、抗弯强度、抗剪强度、抗扭强度等。当承受拉力时,强度特性指标主要表现为屈服强度和抗拉强度。

1. 屈服强度

在金属材料呈现屈服现象时,在试验期间发生塑性变形而力不增加的应力点应区分为上屈服强度和下屈服强度。图 1-1 中的 Z 点所对应的应力称为上屈服强度 R_{eH} ,B 点所对应的应力称为下屈服强度 R_{eL} 。它是指当工程材料呈现屈服现象时的屈服极限,反映了工程材料抵抗永久变形的能力,是零件设计和工程材料评价的重要指标之一。

2. 抗拉强度

图 1-1 中的 C 点所对应的应力称为抗拉强度 R_m 。它是指试样被拉断前所承受的最大应力,反映了工程材料抵抗断裂破坏的能力,也是零件设计和工程材料评价的重要指标之一。

屈服强度与抗拉强度的比值称为屈强比,其值一般为 0.65~0.75。屈强比越小,工程材料的可靠性越高;屈强比越大,工程材料的强度利用率越高,但可靠性越低。

1.1.2 塑性

塑性是指工程材料在外力作用下产生永久变形而不被破坏的能力。工程材料塑性好坏可通过拉伸试验来测定,工程材料的塑性指标一般用断后伸长率和断面收缩率来评定,即

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100\% \quad (1-1)$$

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \times 100\% \quad (1-2)$$

式中,A 为断后伸长率; L_u 为试样拉断后最终标距长度(mm); L_0 为试样原始标距长度(mm);Z 为断面收缩率; S_0 为试样原始截面积(mm^2); S_u 为试样拉断后最终截面积(mm^2)。

通常根据工程材料断裂时塑性变形的大小来确定其类型。将 $A \geq 5\%$ 的工程材料称为塑性材料,将 $A < 5\%$ 的工程材料称为脆性材料。

工程材料因具有一定的塑性才能进行各种变形加工。零件在使用中偶然过载,将产生一定的塑性变形,而不致突然断裂,从而提高了零件使用的可靠性。

1.1.3 硬度

硬度是工程材料抵抗其他物体压入其表面的性能。工程材料硬度越高,其他物体压入其表面越困难。硬度是工程材料的重要力学性能指标之一,工程上常用的硬度有布氏硬度、

洛氏硬度和维氏硬度。

1. 布氏硬度

布氏硬度试验是在直径为 D 的钢珠上施加一定载荷 F , 使其压入工程材料表层, 载荷保持规定的时间后卸载, 得到一直径为 d 的压痕, 如图 1-2 所示。我们将载荷除以压痕面积的值称为布氏硬度, 用 HB 表示。布氏硬度的单位为 kgf/mm^2 (或者 MPa), 但习惯上只写硬度数值而不标出单位。布氏硬度试验所用钢球, 当其为淬火钢球时, 硬度用 HBS 表示, 适用于硬度值 <450 的工程材料; 当其为硬质合金钢球时, 硬度用 HBW 表示, 适用于硬度值为 $450 \sim 650$ 的工程材料。

由于布氏硬度试验的压痕面积较大, 因而不宜测试成品或薄片金属的硬度。通常用于测定铸铁、有色金属、低合金结构钢等毛坯材料的硬度。

2. 洛氏硬度

用锥顶角 120° 的金刚石圆锥体或淬火钢球作为压头, 在一定试验力的作用下, 将压头压入试样表面, 经保持规定的时间后, 卸除主试验力, 根据残余压痕深度计算被测工程材料的硬度, 如图 1-3 所示。

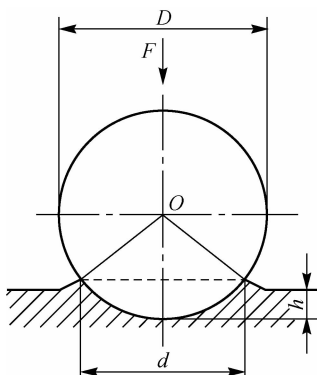


图 1-2 布氏硬度试验原理图

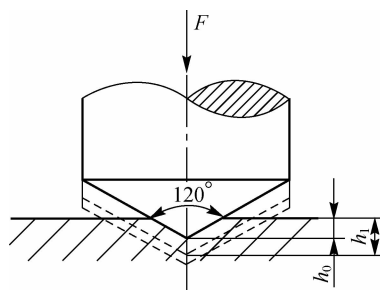


图 1-3 洛氏硬度试验原理图

洛氏硬度值可直接从硬度计读取, 压痕深度越浅, 工程材料硬度越大。根据压头形状与载荷不同, 洛氏硬度用 HR 表示, 可分为 HRA、HRB、HRC 三种。常用洛氏硬度符号、试验条件和应用举例见表 1-1。

表 1-1 常用洛氏硬度符号、试验条件和应用举例

洛氏硬度符号	压头类型	总试验力/N	洛氏硬度有效范围	应用举例
HRA	120° 的金刚石圆锥体	588.4	$70 \leq \text{HRA} \leq 85$	硬质合金钢、表面淬火钢等
HRB	$\phi 1.588 \text{ mm}$ 的钢球	980.7	$25 \leq \text{HRB} \leq 100$	软钢、退火钢、铜合金等
HRC	120° 的金刚石圆锥体	1 471.0	$20 \leq \text{HRC} \leq 67$	一般淬火钢、调质钢等

洛氏硬度测量简便易行、压痕小, 甚至可以检测较薄工件或表面较薄的硬化层的硬度。在生产中以 HRC 应用最多。

3. 维氏硬度

维氏硬度试验是用两面夹角为 136° 的金刚石四棱锥体作为压头,在一定载荷下,经保持规定的时间后卸载,得到一个正四方锥形压痕,如图 1-4 所示。卸载后以压痕面积作为维氏硬度,用 HV 表示。

由于维氏硬度测定所用的载荷小、压痕浅,因而其适用于测定零件表面的薄硬化层、镀层及薄片工程材料的硬度。

由于各种硬度试验的条件不同,因而它们相互之间没有转换公式。但根据试验结果,可获得大致的转换,即 $1 \text{ HBS} \approx 10 \text{ HRC}$, $1 \text{ HBS} \approx 1 \text{ HV}$ 。

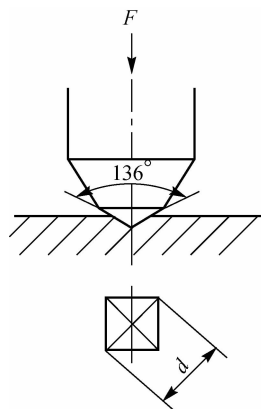


图 1-4 维氏硬度试验原理图

1.1.4 冲击韧性

冲击韧性是工程材料在冲击载荷作用下表现出来的力学性能指标。工程上常用摆锤冲击试验机来测定冲击韧性,如图 1-5 所示。

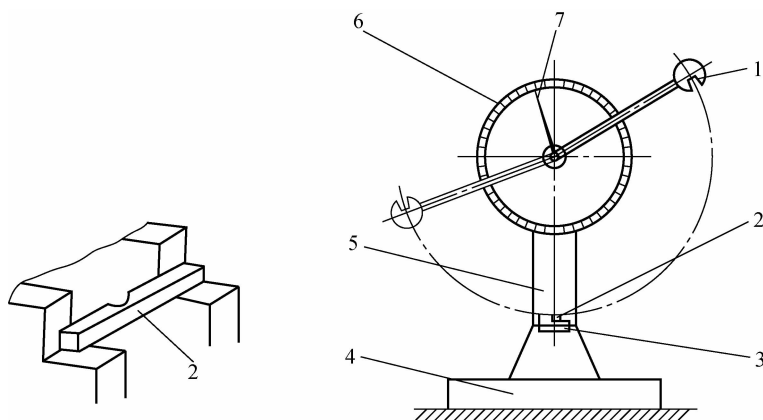


图 1-5 冲击韧性试验原理图

1—摆锤；2—试样；3—支座；4—底座；5—机身；6—刻度盘；7—指针

试验时,将试样放在试验机的支座上,然后使摆锤从一定高度处落下冲击试样,从刻度盘上的指针所指的位置即可读出摆锤对冲击试样所做的功。冲击韧性是指冲断试样时,在缺口处单位面积上所消耗的冲击吸收功,即

$$\alpha_k = \frac{A_k}{S_0} \quad (1-3)$$

式中, α_k 为冲击韧性 (J/cm^2); A_k 为摆锤对试样所做的功 (J); S_0 为试样缺口处截面积 (cm^2)。

冲击韧性的大小与工程材料成分、环境温度、缺口形状、试样大小等有关,它反映了工程材料受一次性冲击的能力。冲击韧性值大,说明工程材料为韧性材料;冲击韧性值小,说明工程材料为脆性材料。

1.1.5 疲劳强度

实际工作中的构件常处在交变载荷的作用下,交变载荷是指载荷大小或方向随时间变化的载荷。尽管其所受应力低于屈服强度,但仍会发生损伤、断裂的现象,这种现象被称为疲劳断裂。与静载荷作用下的断裂不同,疲劳断裂具有突发性,危险性极大。常用来评价工程材料疲劳断裂的指标称为疲劳强度。

试样承受的交变应力 S 与断裂前应力循环次数 N_f 之间的关系曲线称为疲劳曲线。如图 1-6 所示,当 S 低于某一值时,曲线与横坐标平行,表示工程材料可经无限次循环而不断裂,这一应力称为疲劳强度,用 $S_{\max}$ 表示。工程上指的疲劳强度是在一定的循环次数下不发生断裂的最大应力,一般规定钢铁材料的循环次数为 10^7 ,有色金属的循环次数为 10^8 。

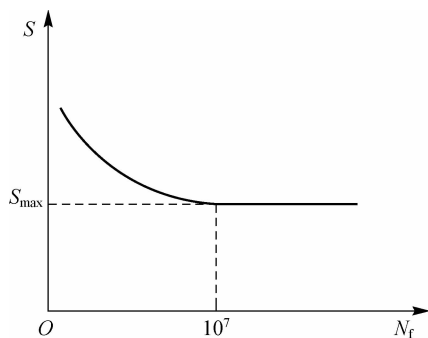


图 1-6 疲劳曲线

影响疲劳强度的因素很多,主要有循环应力特性、温度、工程材料的成分和组织、表面状态、残余应力等。

钢的疲劳强度为其抗拉强度的 $40\% \sim 50\%$,有色金属的疲劳强度为其抗拉强度的 $25\% \sim 50\%$ 。因此,改善零件疲劳强度可通过合理选材、改善工程材料的结构形状、提高零件表面质量、对零件表面进行强化等方法来解决。

1.2 工程材料的物理性能和化学性能

1.2.1 物理性能

工程材料的物理性能主要包括密度、熔点、热膨胀性、导热性、导电性和磁性等。机器零件的用途不同,对物理性能的要求也不同。一般情况下,都希望金属零件在满足力学性能的前提下,其自身的质量越轻越好。例如,飞机零件常选用密度较小的铝、镁、钛合金来制造;设计电气零件时,常要考虑工程材料的导电性;设计日用品时,常要考虑工程材料的热成形性。又如工程材料的物理性能对热加工工艺有一定的影响,金属的熔点是制定铸造、焊接及锻造加工工艺的主要参数。

1.2.2 化学性能

工程材料的化学性能主要是指工程材料在一定的外界环境(常温和高温环境)下使用时,抵抗各种活性介质侵蚀的能力,它包括抗氧化性、耐蚀性等。对于在腐蚀介质中或在高温下工作的零件,比它在大气和常温下所受的腐蚀更为强烈。在设计这类零件时,应特别注意工程材料的化学性能,应采用化学稳定性好的工程材料。例如,发动机、内燃机等零件可采用耐热钢;化工设备、医疗用具等可采用不锈钢;宇航工业上常采用高温合金和复合材料等。

1.3 工程材料的工艺性能

工程材料的工艺性能是指工程材料对各种加工工艺手段所表现出的难易程度。按工艺方法的不同它可分为铸造性能、锻造性能、焊接性能和切削性能等。

在设计零件和选择工艺方法时,都要考虑工程材料的工艺性能。如灰铸铁的铸造性能和切削性能优良,可广泛应用于制造铸件,但其成形加工性能和焊接性能差,很难进行锻造和焊接;工程材料的硬度对切削性能有很大的影响,不适于切削硬度太高和太低的工程材料;低碳钢的焊接性能和成形加工性能优良;而高碳钢的焊接性能和切削加工性能却很差。

本章小结

工程材料的性能是选择工程材料的重要依据,本章主要介绍了工程材料使用性能和工艺性能。本章的重点是要求掌握工程材料的力学性能、物理性能和化学性能的概念和含义,为工程材料的选择提供依据。

习 题 1

- 1-1 工程材料的性能包括哪些?
- 1-2 说明工程材料的力学性能指标 R_p 、 $R_{p0.2}$ 、 R_A 、 R_{eH} 、 R_{eL} 、 A 、 Z 、 a_k 、 S_{max} 的名称和含义。
- 1-3 工程材料的力学性能包括哪些?
- 1-4 什么是硬度? HB、HR、HV 各代表什么硬度? 可分别用什么方法测出?
- 1-5 工程材料的工艺性能包括哪些?

第 2 章 金属材料的晶体结构与结晶

金属材料的性能既取决于材料的化学成分及内部组织结构,又取决于制造工艺和成形条件。了解金属材料的成分、组织结构及结晶过程,掌握其规律,对控制金属成形质量以及提高成形件的性能有重要意义。

2.1 纯金属的晶体结构与结晶

2.1.1 纯金属的晶体结构

物质是由原子组成的,根据原子排列的特征,固体物质可分为晶体与非晶体两类。晶体内部的原子按一定几何形状作有规则的周期性排列,如金刚石、石墨、固态金属与合金等。非晶体内部的原子无规则地排列在一起,如松香、沥青与玻璃等。晶体具有固定的熔点和各向异性的特征,而非晶体没有固定熔点,且各向同性。

1. 晶体结构的基本知识

晶体结构是指晶体内部原子排列的方式及特征。为了便于了解晶体内部原子排列规律,常将晶体内部原子假设为固定不动的刚性球体,而晶体就是由这些刚性球体堆垛而成的,如图 2-1(a)所示。

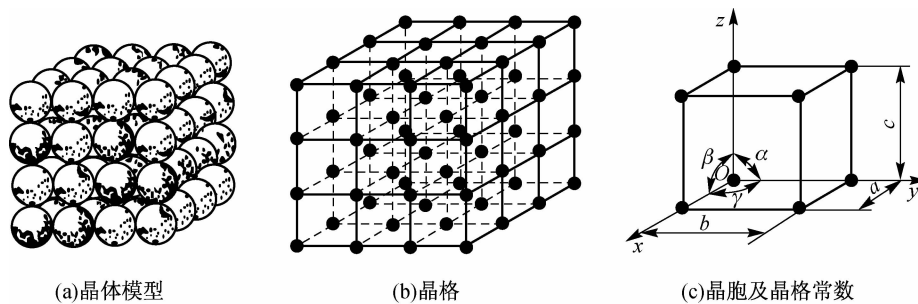


图 2-1 晶体结构示意图

1) 晶格

假设将刚性球体缩为处于球心的点称为结点。若用许多平行的直线将这些结点连接起来,就构成三维的空间构架,如图 2-1(b)所示。这种用来描述晶体中原子排列规则的空间构架模型称为晶格。

2) 晶胞

通常取晶格的一个基本单元来描述晶体的结构,这种基本单元称为晶胞。晶胞是晶格中最小的排列周期单位,如图 2-1(c)所示。

3) 晶格常数

为了描述晶胞内的几何特征和原子空间位置,通常可用晶胞的三个棱边长 a 、 b 、 c 和三个棱边之间的夹角 α 、 β 、 γ 来进行描述,见图 2-1(c)。其中, a 、 b 、 c 又称为晶格常数。

在研究晶体结构时,通常以晶胞作为代表,用晶格常数、原子数、致密度、配位数以及原子半径等参数进行考核。

4) 原子数

原子数是指每个晶胞实际所含的原子数。

5) 致密度

致密度是指晶胞中原子排列的致密程度,即晶胞中原子所占的体积与晶胞体积的比值,用 K 表示。比值 K 越大,致密度越大。

6) 配位数

配位数是晶胞中与任意一个原子相距最近且距离相等的原子数目。配位数越大,原子排列紧密程度就越大。

7) 原子半径

原子半径是晶胞中原子半径的长度,用 r 表示。

总之,各种晶体由于其晶格类型与晶格常数不同,因而呈现出不同的物理、化学及力学性能。

2. 常见的金属晶格类型

常见的金属晶格类型包括体心立方晶格、面心立方晶格和密排六方晶格三大类。

1) 体心立方晶格

体心立方晶格的晶胞为一个立方体,立方体的八个顶角各排列一个原子,立方体中心有一个原子,如图 2-2 所示。属于这种晶格类型的金属有 α 铁(α -Fe)、铬(Cr)、钨(W)、钼(Mo)、钒(V)等。

2) 面心立方晶格

面心立方晶格的晶胞也为一个立方体,立方体的八个顶角和六个面的中心各排列一个原子,如图 2-3 所示。属于这种晶格类型的金属有 γ 铁(γ -Fe)、铝(Al)、铜(Cu)、镍(Ni)、金(Au)、银(Ag)等。

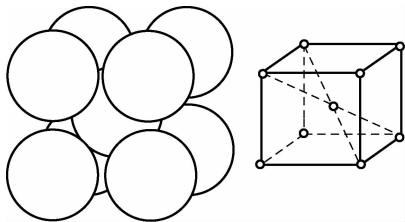


图 2-2 体心立方晶格示意图

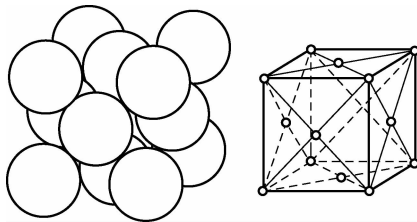


图 2-3 面心立方晶格示意图

3)密排六方晶格

密排六方晶格的晶胞为一个六方柱体，六方柱体的十二个顶点和上、下面中心各排列一个原子，六方柱体的中间还有三个原子，如图 2-4 所示。属于这种晶格类型的金属有镁(Mg)、锌(Zn)、铍(Be)、 α 钛(α -Ti)等。

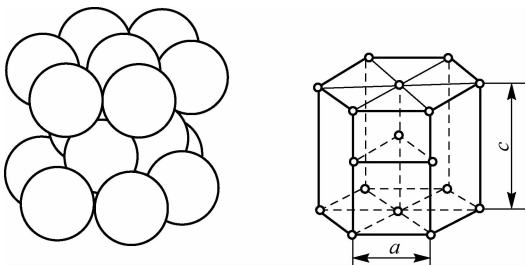


图 2-4 密排六方晶格示意图

三种晶格类型的特征参数见表 2-1。晶格类型发生变化，将引起金属体积和性能的变化。一般规律是：面心立方晶格的金属塑性最好，体心立方晶格的金属塑性次之，密排六方晶格的金属塑性较差。

表 2-1 三种晶格类型的特征参数

特征参数 晶格类型	晶胞内原子数	致 密 度	配 位 数	最密排原子面	最密排原子方向
体心立方晶格	2	0.68	8	{110}	$\langle 111 \rangle$
面心立方晶格	4	0.74	12	{111}	$\langle 110 \rangle$
密排六方晶格	6	0.74	12	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$

注：最密排原子面为原子排列最紧密的平面，最密排原子方向为原子排列最紧密的方向。

3. 金属的实际晶体结构

1)单晶体和多晶体

晶格位向完全一致的晶体称为单晶体，如图 2-5(a)所示。单晶体材料具有独特的化学、光学和电学性能，因此，在半导体、磁性材料和高温合金材料等方面得到了广泛的应用。

多晶体是由许多位向不同、外形不规则的小晶体构成的，如图 2-5(b)所示。这些形状各异的小晶体称为晶粒。晶粒与晶粒之间的交界称为晶界。

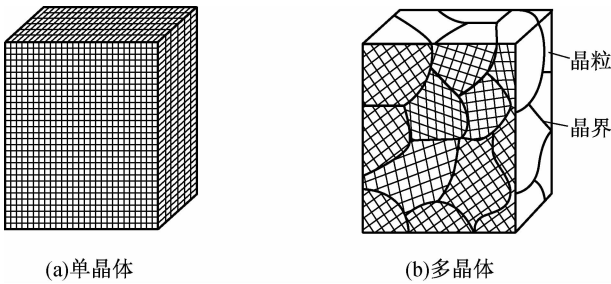


图 2-5 单晶体和多晶体

2)晶体缺陷

晶体中的原子完全有规则地排列是难以实现的，晶体中总是存在各种各样的偏离规则排列的不完整区域，即晶体缺陷。晶体缺陷的种类较多，若按晶体缺陷的几何形状划分，可分为点缺陷、线缺陷和面缺陷三种。

(1)点缺陷。点缺陷的主要特征是三维方向上的尺寸都很小，仅相当于一个原子尺寸。

常见的点缺陷有三种,即空位、间隙原子和置换原子,如图 2-6 所示。点缺陷产生的原因是原子在热运动过程中,个别原子具有较高的能量,摆脱晶格中相邻原子的束缚,脱离平衡位置跳到晶界处或晶格间隙形成空位或间隙原子,或跳到结点处形成置换原子。温度越高,原子热运动越剧烈,点缺陷也越多。点缺陷的存在会使晶格发生畸变,从而使金属的强度、硬度升高,电阻增大。

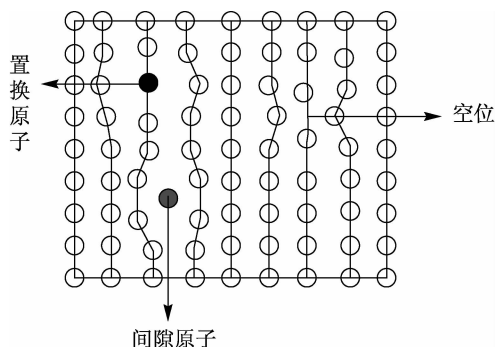


图 2-6 点缺陷示意图

(2)线缺陷。线缺陷是指在晶体中呈线状分布(在一个方向上尺寸很大,另两个方向上尺寸很小)的缺陷。常见的线缺陷是线位错。线位错包括刃型位错和螺型位错两种。刃型位错是一种比较典型的线缺陷,其示意图如图 2-7 所示,是指在晶体中某一列或若干列原子发生了有规律的错排。某原子面在晶体内部中断,中断处的边缘就是一个刃型位错,刃口处的原子列称为刃型位错线。金属中存在大量的位错,在外力作用下会产生运动、堆积和缠结使位错附近区域产生晶格畸变,阻碍晶体变形,导致金属强度升高。

(3)面缺陷。面缺陷是指在晶体中呈面状分布(在两个方向上尺寸很大,在第三个方向上尺寸很小)的缺陷。常见的面缺陷是晶界和亚晶界。

晶界是位向不同的晶粒间的过渡区,其宽度为 5~10 个原子间距。晶界区域的晶粒的位向通过晶界的协调逐步过渡到相邻晶粒的位向,如图 2-8(a)所示。亚晶界是由位向相差很小的亚晶粒组成的,如图 2-8(b)所示。晶界和亚晶界的原子排列都不规则,会产生晶格畸变。因此,晶界和亚晶界均可提高金属的强度,改善塑性和韧性。

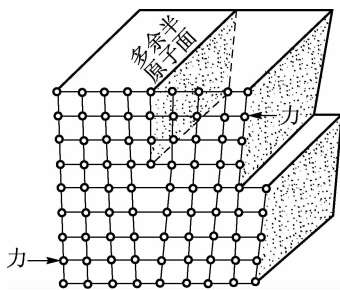


图 2-7 刃型位错示意图

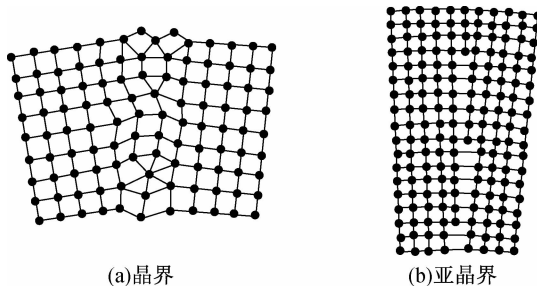


图 2-8 面缺陷示意图

综上所述,实际晶体内部存在各种缺陷,在材料组织控制和性能控制中均起到重要作用,如金属的变形与断裂、金属的扩散、金属的结晶、金属的固态相变过程等。

2.1.2 纯金属的结晶

金属材料的生产一般都要经过由液态到固态的凝固过程,如果凝固的固态物质是晶体,则这种凝固又称为结晶。一般的金属要经过熔炼或铸造制成,都要经历由液态向固态转变的结晶过程。金属结晶后所形成的组织直接影响金属的使用性能和工艺性能,了解金属的结晶过程,掌握其变化规律,对金属材料的成形具有重要意义。

1. 结晶过程

金属的结晶过程可用冷却曲线描述。如图 2-9 所示为纯金属的冷却曲线,它表明了熔融金属经缓慢冷却所表现出的温度随时间的变化规律。

t_m 为金属的理论结晶温度, t_1 为金属的实际结晶温度。由图 2-9 可知,结晶并不是瞬间完成的。在结晶前,随着温度的连续下降,液态金属冷却到理论结晶温度时并未开始结晶,而是在 t_m 以下的 t_1 温度才开始结晶的,这种理论结晶温度与实际结晶温度之差称为过冷度,用 Δt 表示,即

$$\Delta t = t_m - t_1 \quad (2-1)$$

过冷度是金属结晶的必要条件,过冷度越大,结晶的驱动力越大,液态金属结晶的倾向也越大。

如图 2-10 所示,描述了液态金属的结晶全过程,包括形核和长大两个过程。液态金属结晶时,首先在液体中形成一些极微小的晶体,称为晶核,然后再以它们为核心不断地长大。在这些晶体长大的同时,又出现新的晶核并逐渐长大,直至液体金属完全凝固。

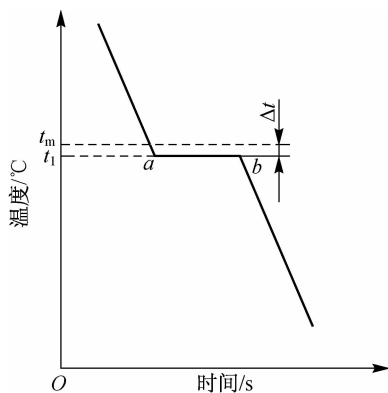


图 2-9 纯金属的冷却曲线

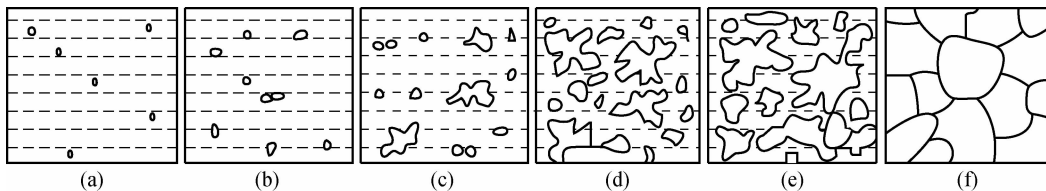


图 2-10 液态金属的结晶过程示意图

2. 金属结晶后的晶粒大小

1) 晶粒大小对金属力学性能的影响

在常温下,晶粒越细小,金属的强度、硬度越高,塑性、韧性越好;反之,则力学性能越差。因此,生产实践中总是希望使金属及其合金具有较细的晶粒组织。

高温下工作的材料晶粒过大和过小都不好,一般情况下,细晶粒在高温时易蠕变、易腐蚀;而粗晶粒则正好相反。但是,在有些情况下希望晶粒越大越好,如制造电动机和变压器的硅钢片。

2) 晶粒大小的控制

晶粒的大小主要取决于形核速率 N (简称为形核率) 和长大速率 G (简称为长大率)。形核率 N 是指单位时间内在单位体积中产生的晶核数。长大率 G 是指单位时间内晶核长大的线速度。

凡是促进形核率,抑制长大率的因素,都能细化晶粒。生产中为了细化晶粒,提高金属的力学性能,常采用以下方法:

(1) 提高冷却速度可以增大过冷度,可使晶粒细化。冷却速度越大,过冷度越大,因此,控制金属结晶时的冷却速度就可以控制过冷度,从而控制晶粒的大小。

(2) 变质处理(孕育处理)就是在浇注前向液体中加入某种物质(称为变质剂),促进非自发形核或抑制晶核的长大速度,从而细化晶粒的方法。例如,在铁液中加入硅铁、硅钙合金,

未熔物质的增加使石墨变细;向铝液中加入 TiC、VC 等作为脱氧剂,其氧化物可作为非自发晶核,使形核率增大;在铝硅铸造合金中加入钠盐,钠能附着在硅的表面,降低硅的长大率,阻碍大片状硅晶体形成,使合金组织细化。生产中常采用变质处理的方法来细化晶粒。

(3)在金属液结晶过程中,也可以采用机械振动、超声波振动、电磁振动等措施,使正在长大的晶粒破碎,从而细化晶粒。

2.2 合金的晶体结构与结晶

纯金属具有较高的导电性、导热性、化学稳定性以及金属光泽,但其强度、硬度都较低,不宜用于制作对力学性能要求较高的各种机械零件、工具和模具等,也无法满足人类在生产和生活中对金属材料多品种、高性能的要求,因此,在工业上大量使用的不是纯金属而是合金。

2.2.1 合金的晶体结构

合金是指由两种或两种以上的金属元素或由金属元素与非金属元素组成的具有金属特性的物质。例如,工业上广泛应用的碳素钢和铸铁,主要是铁和碳组成的合金;黄铜是由铜和锌组成的合金;硬铝是由铝、铜和镁组成的合金。与纯金属不同,合金不仅具有较高的力学性能和某些特殊的物理性能和化学性能,而且价格低廉。

组成合金的最基本的、独立的单元称为组元。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,由三个以上组元组成的合金称为多元合金。

合金中结构相同、成分相同和性能一致,并以界面相互隔开的组成部分称为相。只有一种相组成的合金为单相合金,由两种或两种以上相组成的合金为多相合金。用金相观察方法,在金属及合金内部看到的相的形态、数量、大小和分布及相间结合状态称为显微组织。显微组织不同,合金的性能也不同。

为了了解合金的显微组织和性能,首先必须研究固态合金的相结构,按其晶格结构的基本属性,可将固态合金的相分为固溶体和金属化合物。

1. 固溶体

合金结晶时,若组元相互溶解所形成固相的晶体结构与组成合金的某一组元相同,则这类固相称为固溶体。固溶体中含量较多的组元称为溶剂,含量较少的组元称为溶质。固溶体的晶格类型与溶剂组元的晶格类型相同。固溶体按照溶质原子在溶剂晶格中的配置情况即所占位置的不同,可分为置换固溶体和间隙固溶体两类。

1) 置换固溶体

置换固溶体是指溶质原子占据了溶剂原子晶格中的某些结点位置而形成的固溶体,如图 2-11 所示。置换固溶体中溶质原子的分布通常是无序的、任意的,这种固溶体称为无序固溶体。少数合金(如 Cu-Au 合金)在一定条件下溶质原子会以一定的比例按一定规律分布在溶剂晶格结点上,这种固溶体称为有序固溶体。

根据溶质原子在溶剂中的溶解能力,置换固溶体又可分为有限固溶体和无限固溶体。在一定温度和压力条件下,溶质在溶剂中的极限浓度即为溶质在固溶体中的溶解度。通常固溶体的溶解度是有限的,这类固溶体称为有限固溶体;而不存在极限浓度限制的固溶体称

为无限固溶体,这类固溶体中各组元可按任意比例相互溶解。

2) 间隙固溶体

溶质原子嵌入溶剂晶格间隙所形成的固溶体称为间隙固溶体,如图 2-12 所示。一般情况下,当溶质原子半径与溶剂原子半径之比小于 0.59 时,容易形成间隙固溶体;当两者原子半径大小相差不大时,容易形成置换固溶体。间隙固溶体中,溶质原子在溶剂晶格间隙中的分布往往是无序的,故形成无序固溶体。另外,由于溶剂晶格中间隙的尺寸和数量是一定的,因而间隙固溶体只能是有限固溶体,而且其溶解度也不可能很大。

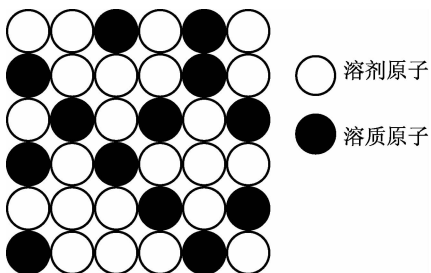


图 2-11 置换固溶体晶格结构示意图

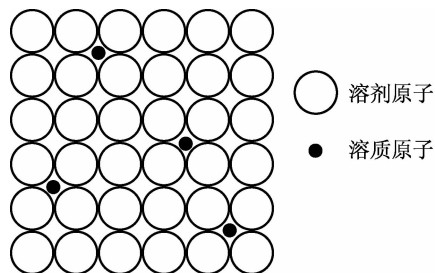


图 2-12 间隙固溶体晶格结构示意图

虽然固溶体仍保持着溶剂的晶格类型,但由于形成固溶体的溶质原子和溶剂原子的大小和性质不同,溶质原子的溶入必然导致溶剂晶格的畸变,如图 2-13 所示。对于置换固溶体,溶质原子较大时,引起溶剂晶格正畸变;溶质原子较小时,引起溶剂晶格负畸变,见图 2-13(a)。对于间隙固溶体,溶剂晶格总是产生正畸变,见图 2-13(b)。显然,溶质原子大小差别越大,溶剂中溶入的溶质原子越多,所形成的固溶体的晶格畸变就越严重。

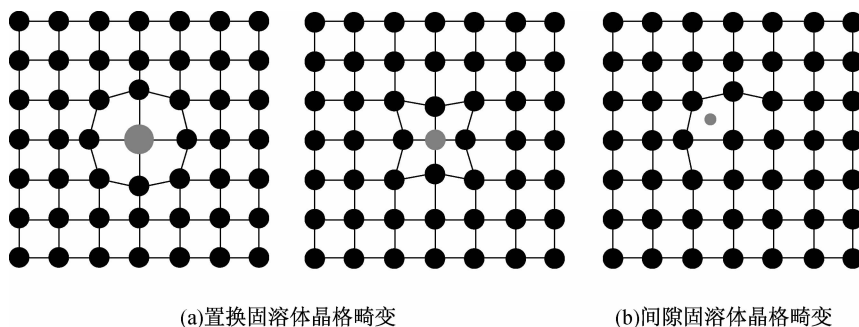


图 2-13 固溶体中的晶格畸变

在力学性能方面,晶格畸变增加位错运动的阻力,使金属的滑移变形变得更加困难,从而提高合金的强度和硬度。这种通过溶入某种溶质元素形成固溶体而使金属强度和硬度提高的现象称为固溶强化,固溶强化是金属材料特别是有色金属材料的主要强化手段之一。

在物理性能方面,随溶质原子浓度的增加,固溶体的电阻率下降,电阻升高,电阻温度系数减小。因此,工业上应用的精密电阻或电热材料,如铁铬铝电阻丝等都广泛采用单相固溶体合金。

2. 金属化合物

与固溶体不同,金属化合物是合金组元间发生相互作用而形成的一种新相,它的晶体结构类型和性能不同于任一组元,但具有金属性质。金属化合物的特点是晶体结构复杂、熔点

高、硬而脆,在合金中起强化相的作用。它的存在和分布对合金的强度、硬度和耐磨性产生很大的影响。

根据金属化合物的形成条件及结构特点,可将其分为正常价化合物、电子化合物和间隙化合物三种类型。

1) 正常价化合物

正常价化合物就是符合一般化合物的原子价规律,成分固定,可用化学式表示的金属化合物。它通常是由强金属元素(如 Mg 等)与非金属元素或类金属元素(如元素周期表中第 IV、第 V 族的 Sn、Pb、Sb、Bi 等)组成的,如 Mg_2Sn 、 Mg_2Pb 等。正常价化合物具有高的硬度和脆性,能弥散分布于固溶体基体中,可对金属起到强化作用,如 Al-Mg-Si 合金中的 Mg_2Si 就是一个强化相。

2) 电子化合物

不遵守原子价规律而取决于电子浓度(即化合物中价电子数与原子数之比)所形成的金属化合物称为电子化合物。电子化合物主要由元素周期表中第 I 族或过渡族金属元素与第 II ~ V 族金属元素结合而成,如 $CuZn$ 、 Cu_5Sn 等。

电子化合物虽然可以用化学式表示,但不符合化合价规律,并且其成分可在一定范围内变化,因此,可把它看做是以电子化合物作为基体的固溶体,其电子浓度也可在一定范围内变化。

电子化合物一般熔点高、硬度高,但塑性差,是合金中,特别是有色金属合金中重要的强化相。

3) 间隙化合物

间隙化合物是由过渡族金属元素与原子半径很小的非金属元素,如 H、N、C、B 等所形成的化合物,后者处于这类化合物晶格的间隙中。根据非金属元素(X)与过渡族金属元素(M)原子半径的比值,可将其分为两类:当 $r_X/r_M \leq 0.59$ 时,形成具有简单结构的化合物,称为间隙相;当 $r_X/r_M \geq 0.59$ 时,形成具有复杂晶体结构的化合物,称为间隙化合物。

(1) 间隙相。间隙相是非金属原子处于晶格的间隙之中形成与其本身晶格类型不同的一种新结构。例如,钒为体心立方晶格,但它与碳组成碳化钒(VC)时,钒原子却构成面心立方晶格,碳原子占据晶格的所有四面体间隙位置,如图 2-14(a)所示。由此可见,间隙相与间隙固溶体不同,它是一种金属化合物,其晶格类型不同于任一种组元的晶格类型;而间隙固溶体是一种固溶体,它保持着溶剂组元的晶格类型。

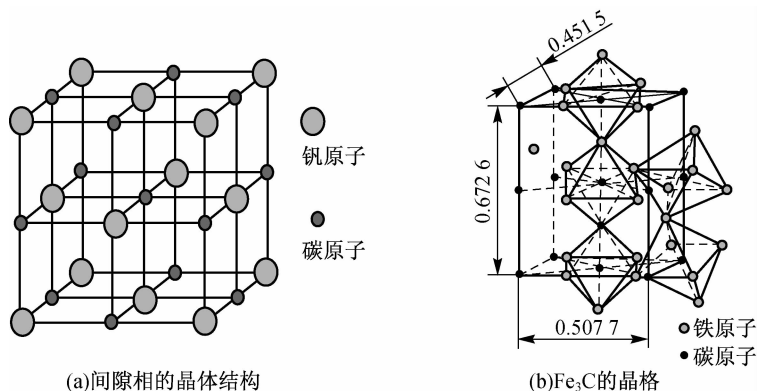


图 2-14 间隙相和间隙化合物的晶体结构

间隙相都具有简单的晶格类型,如体心立方晶格、面心立方晶格、密排六方晶格等,且间隙相的组元比一般均能满足简单的化学式 M_1X 、 M_2X 、 MX 和 MX_2 等,两者有一定的对应关系。

(2)间隙化合物。间隙化合物的晶体结构很复杂,有的一个晶胞中就含有几十到上百个原子。铬、锰、铁、钴的碳化物及铁的硼化物均属此类,如在合金钢中常见的有 M_3C 型(如 Fe_3C)、 M_7C_3 型(如 Cr_7C_3)、 $M_{23}C_6$ 型(如 $Cr_{23}C_6$)和 M_6C 型(如 Fe_3W_3C 、 Fe_4W_2C)等。其中, Fe_3C 是钢中的一种基本相,也是重要的间隙化合物,称为渗碳体,具有复杂的斜方晶格,如图 2-14(b)所示。这种复杂结构的间隙化合物中的铁原子可被其他原子(如 Mn 、 Cr 、 Mo 、 W 等)取代,分别形成 $(Fe, Mn)_3C$ 、 $(Fe, Cr)_3C$ 等更复杂的化合物,称为合金渗碳体。

虽然金属化合物种类繁多,晶体结构或简单或复杂,但它们都具有共同的特性,即高的熔点、高的化学稳定性、高的硬度和较大的室温脆性。当合金中出现金属化合物时,通常能提高合金的强度、硬度和耐磨性,但也会使其塑性和韧性降低,根据这一特性,绝大多数的工程材料都将金属化合物作为重要的强化相,而不作为基本相。

2.2.2 合金的结晶

合金的结晶过程比纯金属复杂,通常应用合金相图分析合金的结晶过程。合金相图是表示合金系中各合金在极其缓慢的冷却条件下平衡相与成分、温度之间关系的图形,也称为状态图或平衡图。合金相图是研制新材料,制定合金的熔炼、铸造、压力加工和热处理工艺以及进行金相分析的重要依据。根据组元的多少,合金相图可分为二元合金相图、三元合金相图和多元合金相图,这里只介绍应用最广泛的二元合金相图。基本的二元合金相图有二元匀晶相图、二元共晶相图和二元包晶相图。

1. 二元匀晶相图

1) 二元匀晶相图的分析

二元匀晶相图是指两组元在液态和固态情况下均无限互溶的二元合金相图。从液相结晶出单相固溶体的结晶过程称为匀晶转变。

二元匀晶相图是二元合金相图最简单但又是最基础的相图,因为几乎所有的二元合金相图都包含有匀晶转变部分。下面以 $Cu-Ni$ 合金为例对二元匀晶相图进行分析。

如图 2-15 所示为 $Cu-Ni$ 二元匀晶相图。相图中有两条曲线把坐标平面分成三个区:上面为液相线,液相线以上的区域为液相区,即 Ni 和 Cu 在此区域所处的状态都是液态,用 L 表示;下面为固相线,固相线以下的区域为固相区,是 Ni 和 Cu 组成的无限固溶体,用 α 表示;液相线和固相线之间的区域为两相区,即液相和固相两相并存区。二元匀晶转变可用式 $L \rightarrow \alpha$ 表示。

2) 合金的平衡结晶过程

所谓平衡结晶过程是指合金从液态无限缓慢冷却,原子扩散非常充分,冷却过程中每一时刻都能达到相平衡条件的一种结晶过程。以图 2-15 中含 $w_{Ni} = 60\%$ (Ni 的质量分数为 60%) 的 $Cu-Ni$ 合金为例,分析这类合金的平衡结晶过程及结晶后的显微组织。作该合金的成分垂线 I (即合金线)与液相线和固相线分别交于 1 (温度 t_1) 点和 2 (温度 t_2) 点。在 1 点以上的合金为液相 L ,当缓慢冷却至 1 点时,开始从液态合金中结晶出浓度为 α_1 的 α 固溶体。随着温度的降低, α 固溶体沿着固相线由 G_1 点改变至 G_2 点,同样,液相成分将由 L_1 点沿液

相线改变至 L_2 点。当缓慢冷却到 2 点时,合金线与固相线相遇。结晶结束,此时 α 固溶体的成分 α_2 就是原合金的成分。其他成分合金的结晶过程也与此完全类似。固溶体合金平衡结晶后的显微组织与纯金属类似,是由多面体的固溶体晶粒所组成的。

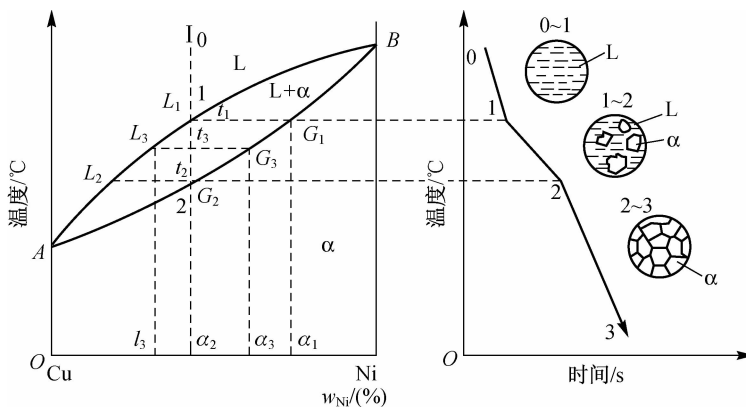


图 2-15 Cu-Ni 二元匀晶相图

3) 质量分数计算

在二元匀晶相图的两相区,温度一定时,两相的成分是一定的,两相的质量比也是一定的,可以根据杠杆定律来计算。

如图 2-16(a)所示,设合金中的 Ni 含量为 $b\%$,质量为 $Q_{\text{合金}}$ 。当冷却到温度 t_1 时为液、固两相共存。过 t_1 作水平线,分别交液相线与固相线于 a 、 c 点。L 相合金中 Ni 的含量为 $a\%$,质量为 Q_L ; α 相合金中 Ni 的含量为 $c\%$,质量为 Q_α 。根据合金中 Ni 的质量守恒定律有

$$Q_{\text{合金}} b\% = Q_L a\% + Q_\alpha c\% \quad (2-2)$$

因为

$$Q_{\text{合金}} = Q_L + Q_\alpha$$

所以

$$(Q_L + Q_\alpha) b\% = Q_L a\% + Q_\alpha c\%$$

化简后

$$\frac{Q_L}{Q_\alpha} = \frac{c\% - b\%}{b\% - a\%}$$

或

$$Q_L \overline{ab} = Q_\alpha \overline{bc} \quad (2-3)$$

式中, $\overline{ab}$ 、 $\overline{bc}$ 为线段长度。

若把图 2-16(a)中的 b 点看做是杠杆的支点, a 、 c 为杠杆的端点,如同力学中的杠杆定律,如图 2-16(b)所示。因此,计算合金中两相相对含量的方法称为杠杆定律。必须注意,杠杆定律只适用于两相平衡区中两平衡相相对含量的计算。

例如,计算图 2-15 中温度 t_3 下的液相和固相的质量分数。作温度 t_3 的水平线交液相线、合金线及固相线于 L_3 、 t_3 、 G_3 点。其中, L_3 、 G_3 点在成分轴上的投影点即为此温度下液相和固相的成分 L_3 和 α_3 ,此时液相与固相的质量分数分别为

$$w_L = \frac{G_3 t_3}{G_3 L_3} \times 100\%, w_\alpha = \frac{t_3 L_3}{G_3 L_3} \times 100\%$$

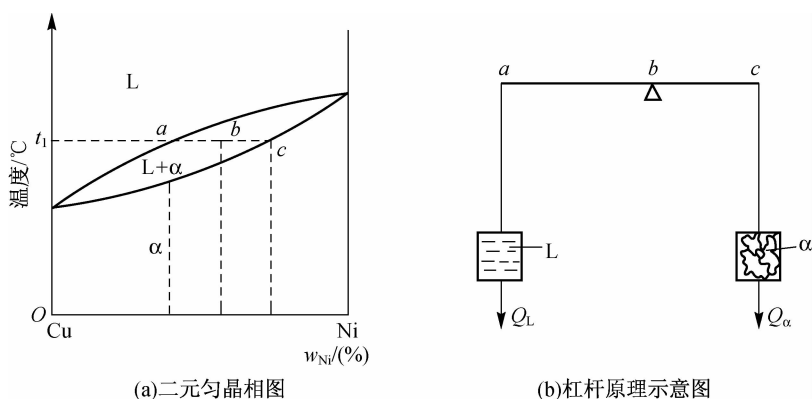


图 2-16 杠杆定律的证明和力学比喻

4) 非平衡结晶过程

固溶体结晶过程中液相和固相的成分是不断变化的,在平衡结晶条件下,原子的扩散在液相、固相之间进行得非常充分,因而形成成分均匀的固溶体。但在实际铸造过程中,合金的结晶非常快,原子的扩散特别是固相中的扩散往来不及充分进行,结果使得先结晶的固溶体含 Ni 多,后结晶的固溶体含 Ni 少,这样一个晶粒内部出现先形成的心部含 Ni 多,后形成的外层含 Ni 少。这种在一个晶粒内部化学成分不均匀的现象称为晶内偏析,一般又称为枝晶偏析。晶内偏析会导致合金的塑性、韧性下降,易引起晶内腐蚀,还会给热加工带来困难。生产上为了消除其影响,常把合金加热到高温,并进行长时间保温,使原子充分扩散,来获得成分均匀的固溶体,这种处理称为扩散退火。

2. 二元共晶相图

1) 二元共晶相图的分析

二元共晶相图是指两组元在液态无限互溶,在固态有限互溶的二元合金相图。此二元合金在缓慢冷却到某个温度时会发生同时结晶,析出两种成分不同的固相,这一过程称为共晶转变。Pb-Sb、Pb-Sn、Ag-Cu、Al-Si、Zn-Sn 等二元合金相图都属于二元共晶相图。

如图 2-17 所示为 Pb-Sn 二元共晶相图,图中 L 为液相,α 为 Sn 溶于 Pb 中形成的固溶体,C 点($w_{\text{Sn}} = 19.2\%$)为 Sn 的最大溶解度点;β 为 Pb 溶于 Sn 中形成的固溶体,D 点($w_{\text{Pb}} = 2.5\%$)为 Pb 的最大溶解度点。A、B 点分别为 Pb 和 Sn 的熔点;F、G 点分别为 α、β 固溶体室温下近似的溶解度点;E 点称为共晶点,具有 E 点成分($w_{\text{Sn}} = 61.9\%$)的合金在温度 $t_E = 183^\circ\text{C}$ 下发生共晶转变,反应的产物为 α_C 和 β_D;其中,α_C 为 C 点成分的 α 固溶体,β_D 为 D 点成分的 β 固溶体,两相混合物称为共晶组织或共晶体。二元共晶转变可用式 $L_E \rightarrow \alpha_C + \beta_D$ 表示。

图 2-17 中共有三个单相区,即 L、α 和 β;三个两相区,即 L+α、L+β、α+β;还有一条三相共存的共晶转变线,即 L+α+β。

2) 二元共晶合金的结晶过程

根据二元共晶相图,二元共晶合金可以分为:C 点以左和 D 点以右成分的合金称为边际(端部)固溶体合金(即 α 固溶体和 β 固溶体合金),E 点成分的合金称为共晶合金,C、E 之间成分的合金称为亚共晶合金,E、D 之间成分的合金称为过共晶合金。

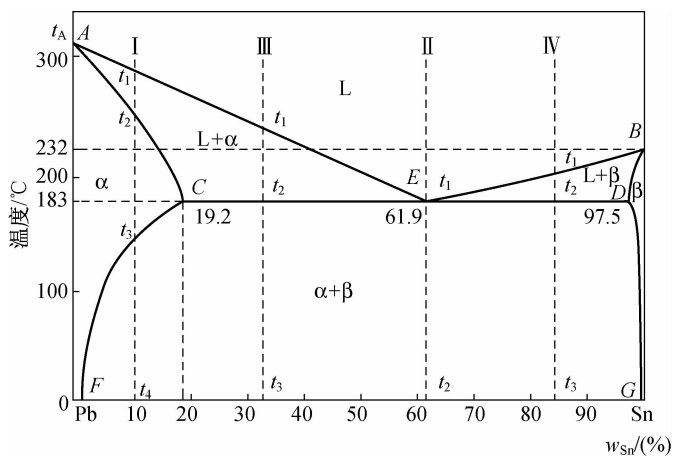


图 2-17 Pb-Sn 二元共晶相图

(1) 边际固溶体合金的结晶。边际固溶体合金 I ($w_{\text{Sn}} = 10\%$) 的冷却曲线及结晶过程如图 2-18 所示。

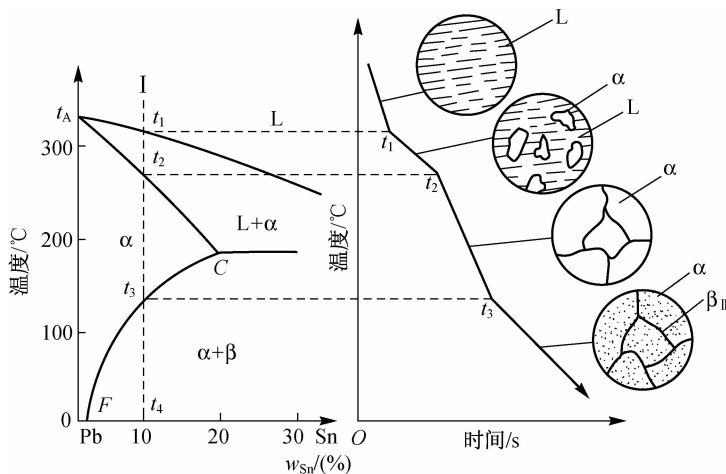


图 2-18 边际固溶体合金 I 的冷却曲线及结晶过程

当合金从液相缓慢冷却至温度 t_1 时,从液相中开始结晶出 α 固溶体,温度继续下降, α 固溶体数量不断增加。当合金冷却至温度 t_2 时,液相消失,结晶结束,此时合金成分为单相固溶体 α 。这一结晶过程与前述匀晶转变过程完全相同。温度为 $t_2 \sim t_3$ 时,合金冷却过程中没有相变,所以也没有组织变化。当合金冷却至温度 t_3 以下后,由于 Sn 在固相中的溶解度下降(溶解度沿 CF 线变化),过剩的溶质 Sn 将以 β 固溶体的形式从 α 固溶体中析出,即二次结晶,析出的固溶体称为二次或次生 β 固溶体,用 β_{II} 表示,以区别于从液相中直接析出的初生 β 固溶体。

合金的室温平衡组织为 $\alpha + \beta_{\text{II}}$ 。其中 β_{II} 常分布在 α 晶粒的晶界上,有时也分布在晶界内。次生相是从固相中析出的,所以常呈细小颗粒状。

同样,成分位于 D 点以右的合金平衡结晶过程与上述分析方法类似,只不过初生相是 β

固溶体,析出的二次或次生相为 α_{II} ,室温平衡组织为 $\beta + \alpha_{II}$ 。

(2)共晶合金的结晶。共晶合金 II ($w_{Sn} = 61.9\%$) 的冷却曲线及结晶过程如图 2-19 所示。

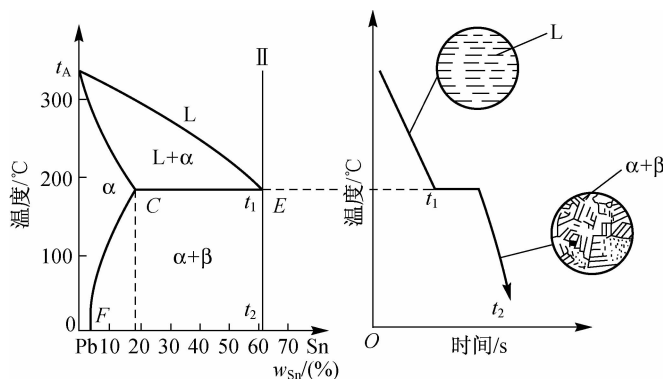


图 2-19 共晶合金 II 的冷却曲线及结晶过程

共晶点温度 t_1 以上合金处于液相状态。当冷却至共晶点温度 t_1 时,合金发生共晶转变,即由液相同时结晶出 α 和 β 两种固相。共晶转变完成后,两相的质量分数可由杠杆定律计算,即

$$w_{\alpha_c} = \frac{ED}{CD} \times 100\% = \frac{97.5 - 61.9}{97.5 - 19.2} \times 100\% = 45.47\%$$

$$w_{\beta_D} = 1 - w_{\alpha_c} = 1 - 45.47\% = 54.53\%$$

共晶结晶完成后继续缓冷,共晶体中的 α 和 β 两相成分分别沿 CF 和 DG 变化,并从 α 和 β 两相中分别析出 β_{II} 和 α_{II} 两相。由于 α_{II} 和 β_{II} 两相常与共晶转变时形成的 α 和 β 两相连在一起,显微镜下很难分辨,因而合金室温平衡组织为 $\alpha + \beta$ 。Pb-Sn 二元合金的共晶组织如图 2-20 所示,图中黑色为 α 相,白色为 β 相,两相呈片层状交替分布。

(3)亚(过)共晶合金的结晶。成分在 C、E 之间的 Pb-Sn 二元合金都属于亚共晶合金,如合金 III。当合金 III 缓冷时,先结晶出 α 相,记为 α_I ,然后发生匀晶转变。当温度降至共晶温度时,合金 III 由 C 点的 α_I 和 E 点的液相 L 组成,此时的液相发生共晶转变直到结晶结束,生成共晶体 $\alpha + \beta$ 。当温度降至共晶温度后继续冷却,合金 III 发生二次结晶, α_I 不断析出 β_{II} ,成分由 α_C 变为 α_F 。因此,合金室温平衡组织为 $\alpha_I + \beta_{II} + (\alpha + \beta)$ 。Pb-Sn 二元合金的亚共晶组织如图 2-21 所示。

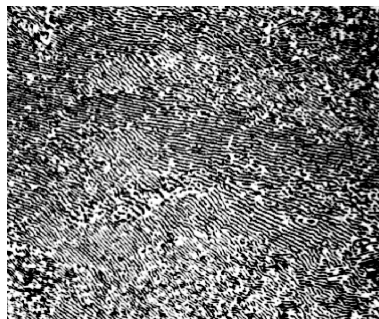


图 2-20 Pb-Sn 二元合金的共晶组织

过共晶合金的冷却与结晶过程的分析方法与步骤和亚共晶合金基本相同,只是先析相为 β_I ,次生相为 α_{II} ,合金室温平衡组织为 $\beta_I + \alpha_{II} + (\alpha + \beta)$ 。Pb-Sn 二元合金的过共晶组织如图 2-22 所示。

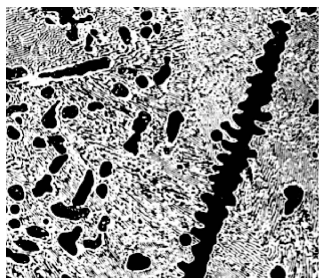


图 2-21 Pb-Sn 二元合金的亚共晶组织



图 2-22 Pb-Sn 二元合金的过共晶组织

3. 二元包晶相图

两组元液态无限互溶, 固态有限互溶, 冷却时发生包晶转变的二元合金相图称为二元包晶相图。如 Pt-Ag、Cd-Hg、Ag-Sn、Sn-Sb 等二元合金相图都属于二元包晶相图。

所谓包晶转变是指合金冷却至某一温度, 已结晶的一定成分的固相和它周围尚未结晶的一定成分的液相发生反应, 生成另一种成分的固相的转变过程。

如图 2-23 所示为 Pt-Ag 二元包晶相图。其中, L 为液相, α 为 Ag 溶于 Pt 中形成的固溶体, C 点 ($w_{\text{Ag}} = 10.5\%$) 为 Ag 的最大溶解度点, β 为 Pt 溶于 Ag 中形成的固溶体, D 点 ($w_{\text{Ag}} = 42.4\%$) 为 Pt 的最大溶解度点。A、B 点分别为 Pt、Ag 的熔点, E、F 点分别为 α 、 β 固溶体室温下近似的溶解度点, D 点称为包晶点, 具有 D 点成分的合金, 当其缓冷至 D 点对应温度(称为包晶温度)时, 先形成的初生固相和剩余的液相发生包晶转变生成固相 β_{D} 固溶体。二元包晶转变可用式 $L_{\text{P}} + \alpha_{\text{C}} \rightarrow \beta_{\text{D}}$ 表示。

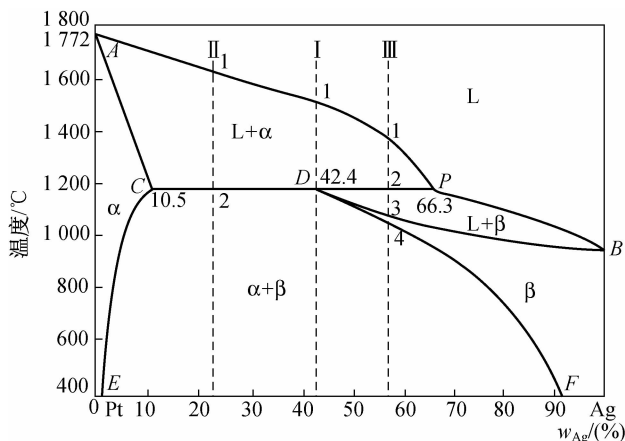


图 2-23 Pt-Ag 二元包晶相图

CDP 为包晶线, 合金线与此线相交的合金都发生包晶反应, 该反应在恒温下发生。

图 2-23 中共有三个单相区, 即 L、 α 、 β ; 三个两相区, 即 $L + \alpha$ 、 $L + \beta$ 、 $\alpha + \beta$; 还有一条三相共存的包晶转变线 CDP, 即 $L + \alpha + \beta$ 。

由合金相图可大致推断出合金在平衡状态的力学性能和物理性能。当合金形成单相固溶体时, 其性能与组元及溶质元素的溶入量有关。对于一定的溶质和溶剂, 溶质的溶入量越多, 合金的强度、硬度越大(即产生了固溶强化), 同时电阻越大, 电导率越低。

当合金通过共晶、包晶转变成两相混合物,特别是两相机械混合物时,合金的性能往往是两组成相性能的平均值,即性能与成分成线性关系。这种情况下各相的分散度对性能有较大的影响。如共晶成分及接近共晶成分的合金的组成相细小分散,且混合均匀,则其强度、硬度可提高。

铸造性能取决于合金相图中的液相线与固相线之间的水平间隔,间隔越大,合金的铸造性能越差。压力加工性能取决于合金的相数,通常单相固溶体的压力加工性能好,而两相混合物组成的合金,如共晶合金的压力加工性能就比较差。对于切削性能而言,单相固溶体的切削性能不够好,而两相混合物组成的合金切削性能较好。

2.3 铁碳合金相图

由铁和碳为主要元素组成的合金称为铁碳合金,钢铁材料就是铁碳合金,它是工业上应用最广的金属材料。了解铁碳合金的结构及相图,掌握其性能变化规律,为正确合理地使用钢铁材料,制定各种加工工艺提供了重要的理论依据。

2.3.1 金属的同素异构转变

有些金属(如铁、锰、钛、锡等)在不同的温度下具有不同的晶体结构,这种同一金属在固态下由于温度的改变而发生晶体结构类型变化的现象,称为金属的同素异构转变。

固态下的同素异构转变与液态结晶类似,也是形核与长大交替并存的过程,也会放出结晶潜热。为与液态结晶区别开来,固态下的结晶过程又称为相变重结晶。如图 2-24 所示为纯铁的同素异构转变冷却曲线。从图中可以看出,液态纯铁在 1 538 °C 开始结晶形成具有体心立方晶格的 δ -Fe。 δ -Fe 继续冷却到 1 394 °C 时发生同素异构转变,形成具有面心立方晶格的 γ -Fe。 γ -Fe 再继续冷却到 912 °C 时又发生同素异构转变,形成具有体心立方晶格的 α -Fe。在 912 °C 以下,铁的结构不再发生同素异构转变。

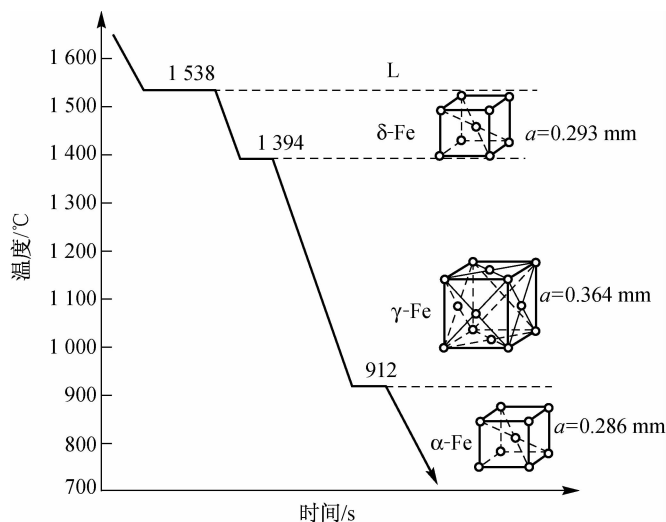


图 2-24 纯铁的同素异构转变冷却曲线

纯铁的同素异构转变是钢的合金化和热处理的基础。但是纯铁晶格的重组会引起其体积的变化,在热处理时会产生较大的内应力,导致金属变形和开裂,需采取适当的工艺措施予以预防。

2.3.2 铁碳合金的基本相

不同温度下的铁碳合金中,因固态铁和碳可以形成固溶体和金属化合物,所以其基本相有铁素体、奥氏体和渗碳体。

1. 铁素体

铁素体是碳在 α -Fe 中的间隙固溶体,用 F 或 α 表示。铁素体为体心立方晶格结构,溶碳能力极差,在室温下仅有 0.000 8%,在 727 °C 时,其溶碳能力达到最大,即 0.021 8%。因此,铁素体室温时的性能与纯铁相似,即强度、硬度低,塑性和韧性好。

铁素体的显微组织呈明亮的多边形晶粒,且晶界曲折,如图 2-25 所示。

2. 奥氏体

奥氏体是碳在 γ -Fe 中的间隙固溶体,用 A 或 γ 表示。奥氏体的溶碳能力较大,在 1 148 °C 时,其溶碳能力可达 2.11%。因此,奥氏体强度、硬度不高,但塑性好,故钢材的热加工一般都在奥氏体状态下进行。

奥氏体的显微组织与铁素体的显微组织相似,呈明亮的多边形晶粒,但晶界较铁素体平直,如图 2-26 所示。

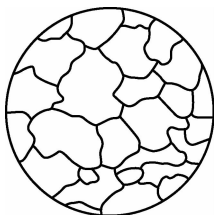


图 2-25 铁素体的显微组织示意图

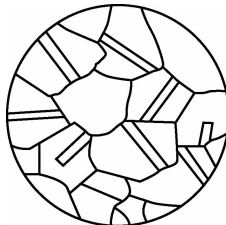


图 2-26 奥氏体的显微组织示意图

3. 渗碳体

渗碳体是铁与碳形成的间隙化合物,用 Fe_3C 表示,属于斜方晶格,其含碳量为 6.69%,熔点为 1 227 °C,硬度很高,塑性、韧性几乎为零,极脆。渗碳体在铁碳合金中常以片状、球状、网状等形式与其他相共存,所以渗碳体是钢中的主要强化相,其形态、大小、数量和分布对钢的性能有很大的影响。另外,渗碳体是介稳化合物,在一定条件下会发生分解,形成石墨状的自由碳。

除了上述基本相外,铁碳合金中还有复相组织珠光体和高温莱氏体及低温莱氏体。

2.3.3 铁碳合金相图分析

1. 铁碳合金相图的建立

铁碳合金相图是指在平衡(极其缓慢加热或冷却)条件下,不同成分的铁碳合金在不同温度所处状态或组织的图形。

铁和碳可形成一系列稳定化合物(Fe_3C 、 Fe_2C 、 FeC),由于 $w_{\text{C}} > 6.69\%$ 时的铁碳合金脆

性极大,没有使用价值,而 Fe_3C 可以作为一个独立的组元,因而所研究的铁碳合金相图实际上是 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 相图,如图 2-27 所示。为便于分析和研究,图中左上角部分已简化。

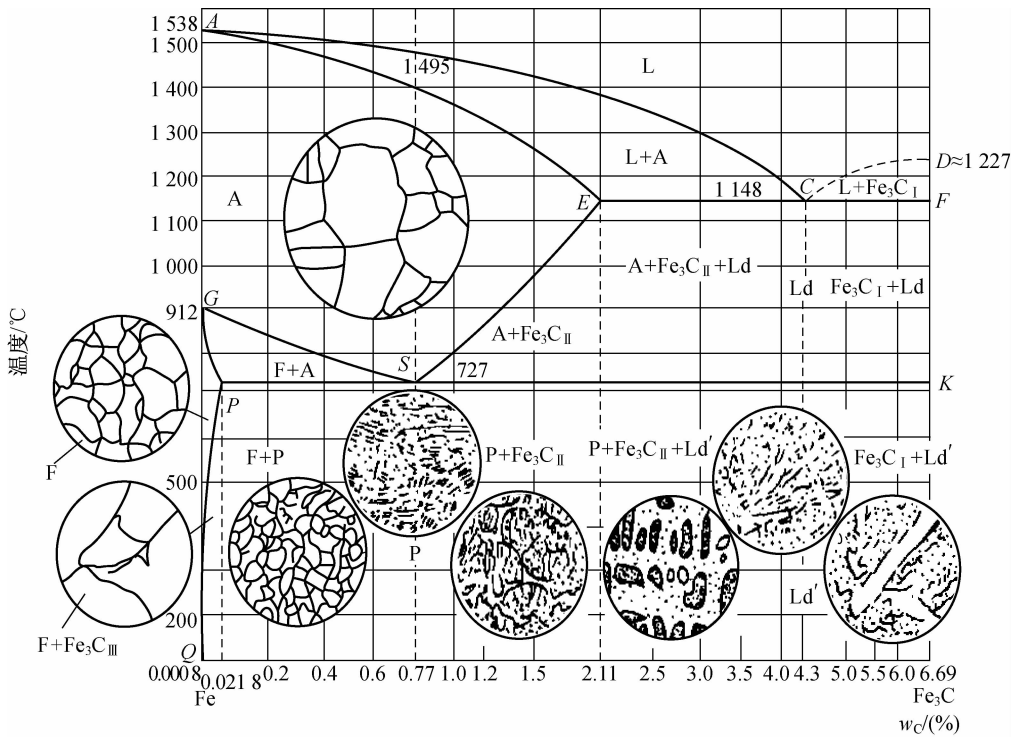


图 2-27 简化后的铁碳合金相图及室温组织图

2. 铁碳合金相图的特征点、特征线和特征相区

1) 铁碳合金相图的特征点

铁碳合金相图的特征点见表 2-2。

表 2-2 铁碳合金相图的特征点

特征点	温度 $t/^\circ\text{C}$	含碳量 $w_{\text{C}}/(\%)$	含 义
A	1 538	0	纯铁的熔点
C	1 148	4.3	共晶点
D	1 227	6.69	渗碳体的熔点
E	1 148	2.11	碳在 $\gamma\text{-Fe}$ 中的最大溶解度点
F	1 148	6.69	共晶渗碳体成分点
G	912	0	纯铁的同素异构转变点
P	727	0.021 8	碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的最大溶解度点
S	727	0.77	共析点
Q	室温	0.000 8	碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的溶解度点

2)铁碳合金相图的特征线
铁碳合金相图的特征线见表 2-3。

表 2-3 铁碳合金相图的特征线

特 征 线	含碳量 $w_C/(\%)$	含 义
ACD	0~6.69	液相线
AC	0~4.3	奥氏体结晶开始线
CD	4.3~6.69	一次渗碳体结晶开始线
AECF	0~6.69	固相线
AE	0~2.11	奥氏体结晶终了线
ECF	2.11~6.69	共晶线
GS	0~0.77	铁素体析出线
SE	0.77~2.11	二次渗碳体析出线
PSK	0.021 8~6.69	共析线
GP	0~0.021 8	铁素体转变终了线
PQ	0~0.021 8	三次渗碳体析出线

3)铁碳合金相图的特征相区
铁碳合金相图的特征相区见表 2-4。

表 2-4 铁碳合金相图的特征相区

特征相区	特征相组成	含 义
ACD 线以上相区	L	液相区
ACEA 相区	L+A	液体与奥氏体共存区
CDFC 相区	L+Fe ₃ C _I	液体与一次渗碳体共存区
AESGA 相区	A	单相奥氏体区
EFKSE 相区	A+Fe ₃ C _{II} +Ld+ Fe ₃ C _I	奥氏体、二次渗碳体、高温莱氏体与一次渗碳体共存区
GSPG 相区	F+A	铁素体与奥氏体共存区
GPQG 相区	F	单相铁素体区
QPSK 线以下相区	F+P+Fe ₃ C _{II} +Ld'+ Fe ₃ C _I	铁素体、珠光体、二次渗碳体、低温莱氏体与一次渗碳体共存区

3. 含碳量对铁碳合金力学性能的影响

根据铁碳合金中含碳量和室温组织的不同,将铁碳合金分为工业纯铁、钢和白口铸铁三种,见表 2-5。

表 2-5 铁碳合金的分类

合金类别	工业纯铁	钢			白口铸铁		
		亚共析钢	共 析 钢	过共析钢	亚共晶白口铸铁	共晶白口铸铁	过共晶白口铸铁
含碳量 $w_C/(\%)$	$\leq 0.021\ 8$	0.021 8~2.11			2.11~6.69		
		0.021 8~0.77	0.77	0.77~2.11	2.11~4.3	4.3	4.3~6.69
室温组织	F	F+P	P	P+Fe ₃ C _{II}	P+Fe ₃ C _{II} +Ld'	Ld'	Fe ₃ C _I +Ld'

随着含碳量的增加,钢的强度和硬度直线升高,而塑性和韧性不断降低。这是由于随着含碳量的增加,钢的珠光体量增加,铁素体量减少所造成的。而当 $w_c > 0.9\%$ 时,二次渗碳体沿晶界形成较完整的网,使钢的强度明显下降,但硬度仍在升高,塑性和韧性继续降低。为保证工业上使用的钢具有一定的塑性和韧性,含碳量一般不超过 1.3% 。含碳量超过 2.11% 的白口铸铁,其性能硬而脆,难以切削加工,在工业上很少应用。

4. 铁碳合金相图的应用

1) 在选择材料方面的应用

利用铁碳合金成分、组织和性能的变化规律,可以根据零件的要求来选择材料。例如,需要塑性和韧性高的材料应选择低碳钢($w_c = 0.10\% \sim 0.25\%$);如需要塑性、韧性和强度相对较高的材料应选择中碳钢($w_c = 0.25\% \sim 0.60\%$);如需要高硬度和高耐磨性的材料应选择高碳钢($w_c > 0.60\%$)。

2) 在铸造方面的应用

在铁碳合金相图中,共晶成分附近的合金结晶温度低,流动性好,分散缩孔少,铸造性能良好,因此,合适的浇注温度一般在液相线以上 $50 \sim 100\text{ }^\circ\text{C}$ 。

3) 在锻造方面的应用

处于奥氏体状态下的钢,其强度较低,塑性较好,便于锻造。因此,一般把钢加热到高温单相奥氏体区进行压力加工。但始锻和轧制温度不能太高,以免产生过烧;终锻和轧制温度也不能过低,以免因塑性变差而开裂。

4) 在焊接方面的应用

对于钢材而言,含碳量越低,焊接性能越好。因此,低碳钢比高碳钢易于焊接。

5) 在热处理方面的应用

可根据铁碳合金相图来确定钢的各种热处理工艺的加热温度。此内容将在第3章中进行详细介绍。

本章小结

金属材料的内部结构和组织状态的不同,决定其性能也不同。金属和合金在固态下通常都是晶体,要了解金属和合金的结构、组织及性能,必须了解金属和合金的晶体结构及结晶过程。纯金属的结构和结晶过程比较简单,而合金的结构和结晶过程比较复杂,通常是通过合金相图来分析的。掌握合金相图的分析和使用方法,有助于了解合金的化学成分、晶格结构、组织形态和性能之间的变化规律。其中,铁碳合金是最常用的金属材料,因此,利用铁碳合金相图来研究铁碳合金的成分、组织、结晶及性能的关系是本章的重点内容。

习 题 2

2-1 解释下列名词:晶格、晶胞、晶格常数、晶粒、晶界、变质处理、合金、组元、相、显微组织、固溶体、固溶强化、金属化合物、合金相图、匀晶转变、枝晶偏析、共晶转变、包晶转变。

2-2 金属的常见晶格类型有哪三种？说出名称并画图表示。 α -Fe、 γ -Fe、Cr、V、Al、Cu、Ni、Mg、Zn 各为何种晶格类型？

2-3 什么是晶体缺陷？晶体中可能有哪些晶体缺陷？它们的存在有何实际意义？

2-4 工程上使用的金属材料为什么大多为合金？与纯金属相比，合金有哪些优越性？

2-5 合金中固溶体有哪两种？金属化合物有哪三种？间隙固溶体、间隙相和间隙化合物三者之间的主要区别是什么？

2-6 杠杆定律有什么用途？

2-7 说明纯铁的同素异构转变。

2-8 说明铁素体、奥氏体、渗碳体的晶格结构、组织形态及性能方面的特点。

2-9 根据铁碳合金相图，说明其特征点、特征线和特征相区。

2-10 为什么铸造常选用靠近共晶成分的合金，而压力加工则选用单相固溶体成分的合金？

第 3 章 钢的热处理

热处理是指将钢在固态下加热到预定的温度,保温一段时间,然后以预定的方式冷却到室温,来改变其内部组织结构,以获得所需性能的一种热加工工艺。其特点是改变钢的内部组织,而不改变其形状和尺寸。其目的是消除钢的某些缺陷,改善其工艺性能和使用性能,延长使用寿命。

热处理是一种重要的金属热加工工艺,在机械制造业中被广泛应用。例如,在机床制造中 60%~70%的零件要经过热处理,在汽车、拖拉机制造业中需热处理的零件达 70%~80%,模具、滚动轴承 100%都需经过热处理。

根据热处理目的要求和工艺方法的不同,可将热处理分为普通热处理(包括退火、正火、淬火和回火)、表面热处理(包括表面淬火、化学热处理等)和其他热处理三种类型。

热处理的方法很多,但无论什么方法,其操作过程一般都包括加热、保温和冷却三个阶段,如图 3-1 所示。

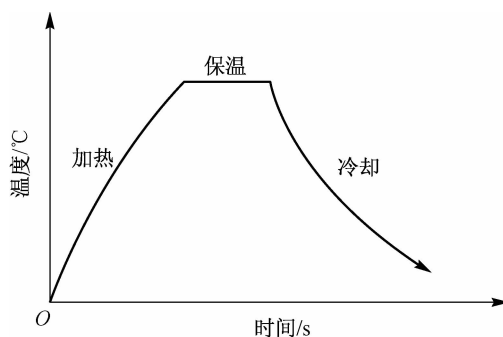


图 3-1 热处理曲线示意图

然而并不是所有的材料都可以通过热处理来改变性能,热处理只适用于固态下发生相变的材料,不发生相变的材料不能用热处理强化。

因此,要了解各种热处理的工艺方法,首先必须研究钢在加热(包括保温)和冷却过程中的组织变化规律。

根据铁碳相图可知,共析钢在加热或冷却过程中经过 PSK 线(A_1)时,发生珠光体与奥氏体之间的相互转变,亚共析钢经过 GS 线(A_3)时,发生铁素体与奥氏体之间的相互转变,过共析钢在加热或冷却过程中经过 ES 线(A_{cm})时,发生渗碳体与奥氏体之间的相互转变。 A_1 、 A_3 、 A_{cm} 称为钢在加热或冷却过程中组织转变的临界温度线,它们所对应的温度是在缓慢加热或冷却条件下刚发生转变时的温度。实际加热时转变温度因有过热现象而偏高,实际冷却时转变温度因有过冷现象而偏低。实际加热时的转变温度线用 A_{c1} 、 A_{c3} 、 A_{cm} 表示,实际冷却时的转变温度线用 A_{r1} 、 A_{r3} 、 A_{rcm} 表示,如图 3-2 所示。

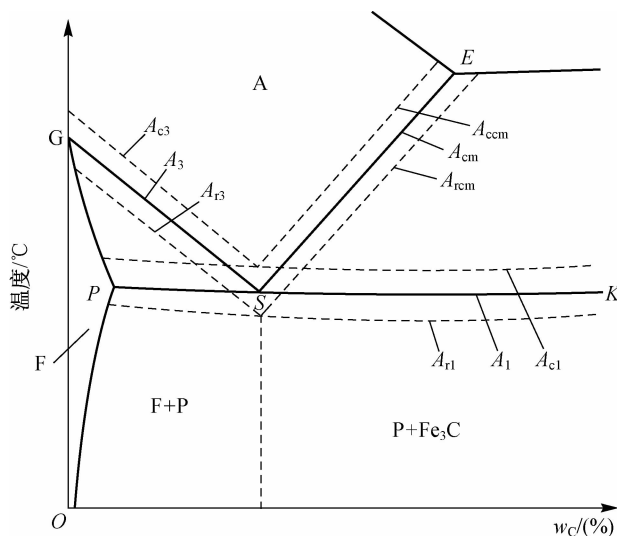


图 3-2 铁碳合金实际加热或冷却时转变温度变化图

3.1 钢在加热时的组织转变

加热是热处理的第一道工序。加热分两种：一种是在临界温度线以下加热，不发生相变；另一种是在临界温度线以上加热。加热的目的是获得均匀的奥氏体组织，称为奥氏体化。奥氏体化后的钢以不同的方式冷却，便可得到不同的组织，从而使钢获得不同的性能。因此，奥氏体化是钢组织转变的基本条件。

3.1.1 奥氏体化过程

奥氏体化遵循形核和长大的基本规律，其过程可分为四个阶段，即奥氏体晶核形成、奥氏体晶核长大、残余渗碳体溶解和奥氏体成分均匀化。以共析钢为例，其奥氏体化过程如图 3-3 所示。

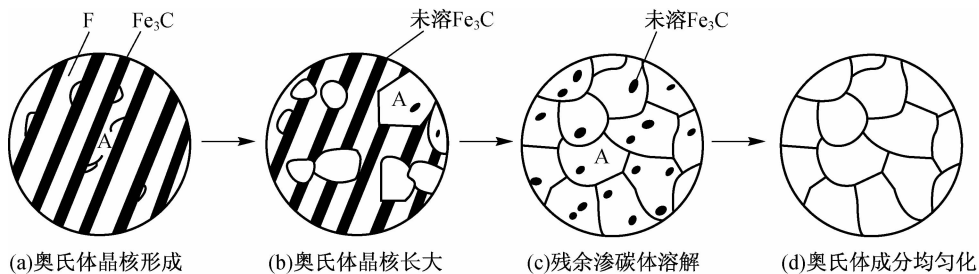


图 3-3 共析钢的奥氏体化过程

1. 奥氏体晶核形成

将钢加热到 A_{c1} 以上时，珠光体处于不稳定状态，首先在铁素体与渗碳体的相界形成奥

氏体晶核。这是因为铁素体与渗碳体是两个不同晶体结构的相,在两相界面上原子排列不规则。此外,奥氏体的含碳量介于铁素体和渗碳体之间,为奥氏体的晶核形成提供了良好的条件。

2. 奥氏体晶核长大

奥氏体晶核形成后,其含碳量分布不均匀,与渗碳体相接触的含碳量高,与铁素体相接触的含碳量低,在奥氏体中出现了碳浓度的不平衡,使碳原子由高浓度向低浓度扩散,这样必然使得铁素体向奥氏体转变以及渗碳体溶解,直至铁素体全部转变为奥氏体。

3. 残余渗碳体溶解

铁素体的成分、结构更接近于奥氏体,因而先消失,而残余的渗碳体随保温时间延长继续溶解直至消失。

4. 奥氏体成分均匀化

渗碳体溶解后,其所在部位含碳量仍很高,继续保温,通过碳原子的扩散,奥氏体的碳浓度逐渐趋于均匀化,最后得到成分均匀的奥氏体。

亚共析钢和过共析钢的奥氏体化过程与共析钢基本相同。但由于铁素体或二次渗碳体的存在,必须相应加热到 A_{c3} 或 A_{cm} 以上,才能获得均匀的单相奥氏体。

3.1.2 奥氏体晶粒大小

奥氏体的晶粒大小对钢在加热时的转变产物的组织和性能有重要影响,因此,需要了解奥氏体晶粒度的概念和影响奥氏体晶粒长大的因素。

1. 奥氏体晶粒度的概念

晶粒度是表示晶粒大小的参数,可用晶粒的平均面积或平均直径表示。工业生产上采用晶粒度等级来表示晶粒大小。晶粒度分为8级,1~4级为本质粗晶粒钢,5~8级为本质细晶粒钢。前者晶粒长大倾向大,后者晶粒长大倾向小。

奥氏体化刚结束时的晶粒度称为起始晶粒度,此时晶粒细小均匀。随着加热温度升高或保温时间延长,奥氏体晶粒将进一步长大,这是一个自发的过程。奥氏体晶粒长大过程与再结晶晶粒长大过程相同。在给定温度下奥氏体的晶粒度称为实际晶粒度;加热时奥氏体晶粒的长大倾向称为本质晶粒度。通常将钢加热到 $(940 \pm 10)^\circ\text{C}$ 奥氏体化后,设法把奥氏体晶粒保留到室温来判断钢的本质晶粒度。

2. 影响奥氏体晶粒长大的因素

1) 加热温度、保温时间和加热速度

奥氏体晶粒长大与原子扩散密切相关,加热温度越高,保温时间越长,奥氏体晶粒越大。加热速度越快,过热度越大,形核率越高,奥氏体晶粒越细。但当快速加热时,若保温时间过长,会造成奥氏体晶粒迅速长大而使晶粒粗大。

2) 含碳量

在一定碳的质量分数范围内,随着奥氏体中的含碳量的增加,碳在奥氏体中的扩散速度

及铁的扩散速度增大,使奥氏体晶粒长大的倾向增大。但当碳的质量分数超过其在奥氏体中的溶解度后,残余渗碳体产生机械阻碍作用,使奥氏体晶粒长大的倾向减小。

3) 化学成分

钢中加入强碳化物的形成元素或者能生成氧化物和氮化物的元素,如 Ti、V、Nb、Ta、Zr、W、Mo、Cr、Al 等元素,有利于减弱奥氏体晶粒长大倾向。而不形成碳化物的合金元素(如 Mn、P、C、N 等元素)溶入奥氏体后,削弱 γ -Fe 原子间的结合力,加速 Fe 原子的自扩散,从而促进奥氏体晶粒长大。

奥氏体晶粒粗大,冷却后的组织也粗大,降低了钢的常温力学性能,尤其是塑性。因此,如何加热得到细而均匀的奥氏体晶粒是热处理的关键问题之一。

3.1.3 钢在加热时常见的缺陷及防止措施

1. 常见的缺陷

1) 氧化

钢在氧化性气氛(如气氛中有 O_2 、 CO_2 、 H_2O 等)中加热时易被氧化,在钢表面形成 FeO 、 Fe_2O_3 、 Fe_3O_4 等氧化物,导致钢被烧损、零件尺寸变小、表面粗糙,更重要的是严重影响后序热处理的质量。

2) 脱碳

脱碳是钢中的碳被烧损,导致钢表面含碳量降低的现象,常伴随氧化发生。脱碳的气氛主要有氧化性气氛和 H_2 气氛。脱碳使钢表面的含碳量降低,使钢的强度、硬度降低,疲劳强度、耐磨性严重下降。

3) 过热

过热是当加热温度比正常温度偏高时,出现奥氏体晶粒粗大的现象。过热使钢件的强度、塑性和韧性降低,热处理后变形增大。过热的钢可通过重新奥氏体化细化晶粒来补救。

4) 过烧

过烧是钢加热的温度太高,奥氏体晶界局部或全部氧化甚至熔化的现象。过烧使钢变脆,一锻即裂,过烧的钢只能报废,无法挽救,属于致命性缺陷。

2. 防止措施

1) 在真空中加热

钢在真空中加热是防止其氧化脱碳的最有效措施,是热处理的发展方向,在发达国家应用普遍。但真空热处理设备投资大,成本较高。

2) 可控气氛加热

钢加热过程中向炉内充入一定保护性气氛,保证钢在不脱碳、不增碳、不氧化的气氛下加热。实践证明它是行之有效且可靠的方法,是现代热处理的发展方向之一。

3) 盐浴加热

将钢置于一个中性熔融的盐浴炉中加热,盐浴进行充分脱氧,保证钢加热过程中少氧化,甚至无氧化。其缺点主要是黏在钢上的盐难以清洗,操作过程中盐溶液遇水易炸,容易

灼伤人体,操作过程中必须谨慎。

3.2 钢在冷却时的组织转变

钢加热为奥氏体后,以不同的速度冷却得到的产物性能不同。因此,钢在冷却时的热处理就显得更为重要。钢在不同的过冷度下可转变为不同的组织,包括平衡组织和非平衡组织。

3.2.1 过冷奥氏体的转变组织及转变过程

处于临界温度线 A_1 以下的奥氏体称为过冷奥氏体。过冷奥氏体是非稳定组织,迟早要发生转变。随着过冷度不同,过冷奥氏体将发生珠光体转变、贝氏体转变和马氏体转变。下面以共析钢为例进行说明。

1. 珠光体转变

过冷奥氏体在 $550\sim 727\text{ }^{\circ}\text{C}$ 将转变为珠光体类型组织,它是铁素体与渗碳体片层相间的机械混合物,根据片层厚薄不同,又细分为珠光体、索氏体和屈氏体。

过冷奥氏体在 $650\sim 727\text{ }^{\circ}\text{C}$ 转变形成片层厚大的珠光体,用 P 表示,如图 3-4(a)所示;过冷奥氏体在 $600\sim 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 转变形成片层较薄的索氏体,用 S 表示,如图 3-4(b)所示;过冷奥氏体在 $550\sim 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 转变形成片层极薄的屈氏体,用 T 表示,如图 3-4(c)所示。这三种组织无本质区别,只是片层厚度不同,因此,其界限也是相对的。片间距越小,钢的强度、硬度越高,同时塑性和韧性略有改善。

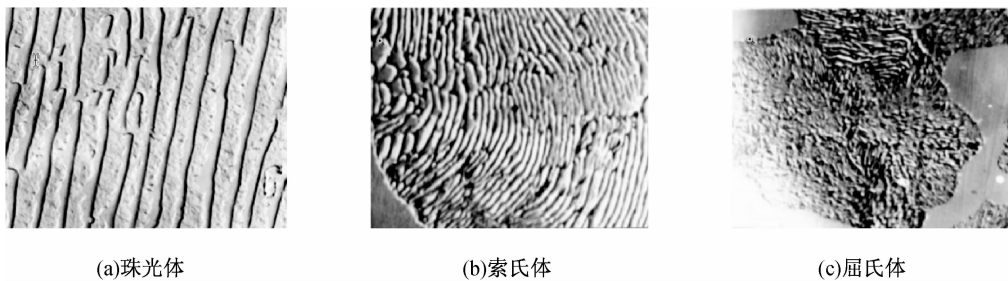


图 3-4 珠光体转变的三种组织形态

珠光体转变是晶核形成和长大的过程。如图 3-5 所示,当奥氏体过冷到 A_1 以下时,渗碳体晶核首先在奥氏体晶界上形成,见图 3-5(a);在渗碳体晶核长大的过程中,其两侧奥氏体的含碳量下降,促进了铁素体晶核的形成,见图 3-5(b);两者的晶核相间形成并长大,形成一个珠光体团,见图 3-5(c);一个晶粒可形成几个珠光体团,见图 3-5(d)和图 3-5(e);珠光体转变是一种扩散型转变,随着碳原子和铁原子的扩散,不断形成新的珠光体团,并逐渐长大,见图 3-5(f)。

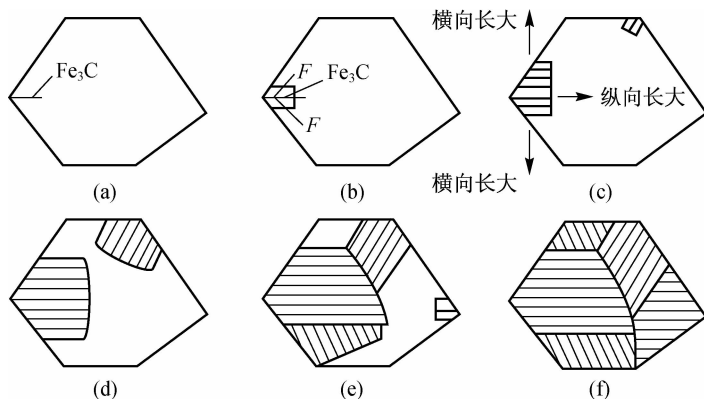


图 3-5 珠光体转变过程示意图

2. 贝氏体转变

过冷奥氏体在 $230\sim 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时将转变为贝氏体类型组织。贝氏体用 B 表示。根据其组织形态不同,贝氏体可分为上贝氏体和下贝氏体。

1) 上贝氏体

上贝氏体的晶核形成温度为 $350\sim 550\text{ }^{\circ}\text{C}$,在光学显微镜下呈羽毛状,在电子显微镜下为不连续棒状的渗碳体,分布于奥氏体晶界向晶内平行生长的铁素体条之间,如图 3-6(a)所示。上贝氏体的强度与塑性都较低,无实用价值。

2) 下贝氏体

下贝氏体的晶核形成温度为 $230\sim 350\text{ }^{\circ}\text{C}$,在光学显微镜下呈竹叶状,在电子显微镜下为细片状碳化物,分布于铁素体针内,并与铁素体针长轴方向成 $55^{\circ}\sim 60^{\circ}$,如图 3-6(b)所示。下贝氏体除了强度、硬度较高外,塑性、韧性也较好,即具有良好的综合力学性能,是生产上常用的强化组织之一。

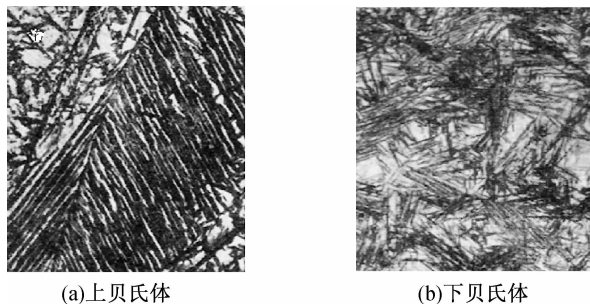


图 3-6 贝氏体的组织形态

3. 马氏体转变

过冷奥氏体在 $230\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下时,将转变为马氏体类型组织。 $230\text{ }^{\circ}\text{C}$ 称为马氏体转变起始温度,用 M_s 表示;当温度降到 $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,马氏体转变结束,因此, $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 称为马氏体转变终止温度,用 M_f 表示。过冷奥氏体转变为马氏体是钢的强化手段之一。

1) 马氏体的晶体结构

马氏体是碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的过饱和固溶体,用 M 表示。马氏体转变时,奥氏体中的碳全部

保留到马氏体中。如图 3-7 所示,马氏体具有体心正方晶格($a=b \neq c$),轴比 c/a 称为马氏体的正方度。马氏体含碳量越高,正方度越大,正方畸变越严重。当其含碳量小于 0.25% 时,轴比 $c/a=1$,此时马氏体为体心立方晶格。

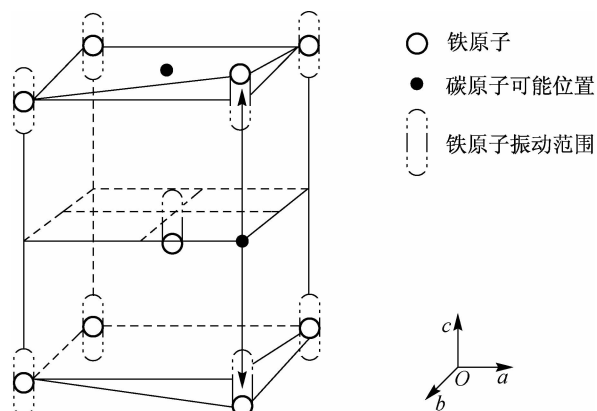


图 3-7 马氏体晶格示意图

2) 马氏体的分类

根据形态的不同,马氏体可分为板条马氏体和针状马氏体两类。

(1) 板条马氏体。板条马氏体的形貌如图 3-8 所示。板条马氏体在光学显微镜下为一束束的细条组织。它具有较高的强度和良好的塑性、韧性,即良好的综合力学性能。马氏体转变起始温度较高,含碳量较低的钢淬火时易得到板条马氏体。



(a) 光学显微镜下的形貌



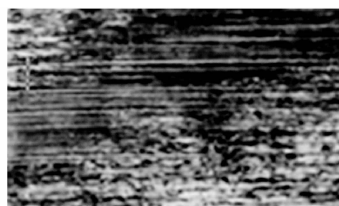
(b) 电子显微镜下的形貌

图 3-8 板条马氏体的形貌

(2) 针状马氏体。针状马氏体的形貌如图 3-9 所示。针状马氏体的立体形态为双凸透镜形片状,显微组织为针状。它具有较高的强度、硬度,但塑性、韧性差,即硬而脆。马氏体转变终止温度较低,含碳量较高的钢淬火时易得到针状马氏体。



(a) 光学显微镜下的形貌



(b) 电子显微镜下的形貌

图 3-9 针状马氏体的形貌

马氏体的形态主要取决于其含碳量。当其含碳量小于0.2%时,组织几乎全部是板条马氏体;当其含碳量大于1.0%时,组织几乎全部是针状马氏体;当其含碳量为0.2%~1.0%时,组织为板条马氏体与针状马氏体的混合组织。

3) 马氏体的性能

高硬度是马氏体性能的主要特点。其硬度的大小主要取决于其含碳量,含碳量增加,硬度增加。当其含碳量大于0.6%时,其硬度趋于平缓。马氏体强化的主要原因是过饱和碳引起的固溶强化。此外,马氏体转变产生的组织细小且有强化作用。马氏体的塑性和韧性主要取决于其亚结构的形式。

4) 马氏体转变的特点

马氏体转变也是晶核形成和长大的过程。其主要特点如下:

(1) 马氏体转变具有无扩散性。在较低的温度下,马氏体中的铁原子和碳原子都不能发生扩散移动。转变前后,母相与新相成分相同,马氏体的含碳量与奥氏体的含碳量相同。

(2) 马氏体转变是在一定温度范围内($M_f \sim M_s$)发生的。马氏体晶核形成时间极短,晶核长大速度很快,若冷却中断,则转变也立即停止,必须降低温度,才能产生新的马氏体,直至温度降低到马氏体转变终止温度 M_f ,转变才结束。

(3) 马氏体转变的不彻底性。即使温度降低到马氏体转变终止温度 M_f ,也不可能获得100%的马氏体,总有部分奥氏体未能转变而残留下来,称为残余奥氏体。 M_s 、 M_f 与冷却速度无关,主要取决于奥氏体中的合金元素含量(包括含碳量)。马氏体转变后,残余奥氏体随含碳量的增加而增加,当含碳量达到0.5%后,残余奥氏体随含碳量的增加而显著减少。残余奥氏体会降低钢的硬度,可采用冷处理工艺减少残余奥氏体,即把淬火钢放到0℃以下的介质中继续冷却,使残余奥氏体继续转变为马氏体。

过冷奥氏体三种类型的转变组织特征见表3-1。

表3-1 过冷奥氏体三种类型的转变组织特征

过冷奥氏体转变	珠光体转变			贝氏体转变		马氏体转变
组 织	珠 光 体	索 氏 体	屈 氏 体	上贝氏体	下贝氏体	马 氏 体
形成温度/℃	650~727	600~650	550~600	350~550	$M_s \sim 350$	$M_f \sim M_s$
扩散难易	长距全扩散	中距全扩散	短距全扩散	仅碳在晶 间扩散	仅碳在晶内 扩散	铁、碳均不 扩散
渗碳体状态	粗	较粗	细	细且少	析出不完全 细小碳化物	不析出
奥氏体状态	粗、平衡态	较粗、平衡态	细、平衡态	稍过饱和 的条	更过饱和的 针	超过饱和的 针、条
片层间距或 组织描述	$> 0.4 \mu\text{m}$ 粗片层的铁 素体和渗 碳体	$0.2 \sim 0.4 \mu\text{m}$ 细片层的铁 素体和渗碳 体	$< 0.2 \mu\text{m}$ 极细片层的 铁素体和渗 碳体	铁素体条 和渗碳体条 间细粒,呈羽 毛状	更过饱和的 铁素体和铁 素体针内分 布的 ϵ 相,呈 针状	超过饱和的 α 相,呈针 状
硬度 HRC	5~20	25~35	35~40	40~45	50~60	60~65

3.2.2 过冷奥氏体转变曲线图

在热处理过程中,通常有两种冷却方式:连续冷却和等温冷却。连续冷却是指把奥氏体化的钢置于某种介质(如空气、水、油)中,连续冷却到室温。等温冷却是指把奥氏体化的钢冷却到临界温度线 A_1 以下的某一温度保持恒温,使过冷奥氏体发生等温组织转变,待转变结束后再冷却到室温。两种冷却方式示意图如图 3-10 所示。

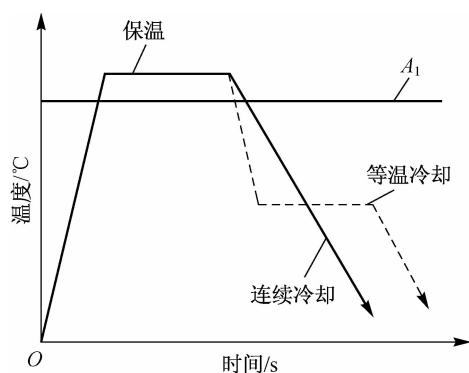


图 3-10 两种冷却方式示意图

过冷奥氏体的等温转变曲线是表示奥氏体急速冷却到临界温度线 A_1 以下,在各不同温度下的保温过程中,转变量与转变时间的关系曲线,又称为 CCT 曲线或 TTT 曲线,简称为 C 曲线。C 曲线是选择热处理冷却制度的依据,亚共析钢、共析钢和过共析钢的 C 曲线如图 3-11 所示。

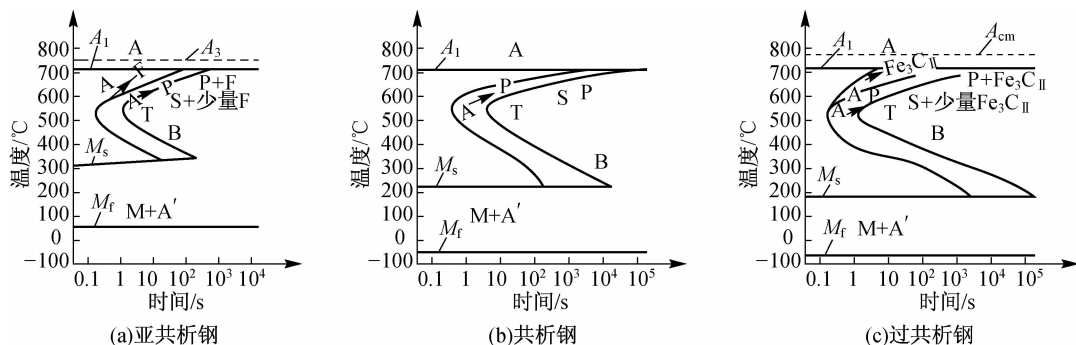


图 3-11 亚共析钢、共析钢和过共析钢的 C 曲线

1. 共析钢 C 曲线的建立

下面以金相法测定共析钢的 C 曲线。将奥氏体化的共析钢快速冷却到 A_1 以下不同温度并置于等温盐浴槽中保温,然后测定试样的转变量,确定各温度下转变量与转变时间的关系。将各温度下转变起始时间与终止时间标在温度—时间坐标中,并分别连线,便可得到共析钢的 C 曲线。

2. 共析钢 C 曲线的分析

共析钢的 C 曲线如图 3-12 所示。两条 C 曲线中,左边的一条及 M_s 线是过冷奥氏体转变开始线,右边的一条及 M_f 线是过冷奥氏体转变终了线。 A_1 线、 M_s 线、转变起始线及纵坐标所包围的区域称为过冷奥氏体区,转变终止线以右及 M_f 线以下称为转变产物区,转变起始线与转变终止线之间以及 M_s 线与 M_f 线之间称为转变区。

转变起始线与纵坐标之间的距离称为孕育期。孕育期越小,过冷奥氏体稳定性越低。孕育期最小处称为 C 曲线的“鼻尖”。对于碳钢,“鼻尖”处的温度为 $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。过冷奥氏体的稳定性取决于等温转变驱动力和扩散两个因素。在“鼻尖”以上,过冷度越小,等温转变驱动力越小;在“鼻尖”以下,温度越低,原子扩散越困难。两者都使奥氏体稳定性增高,孕育期增长。

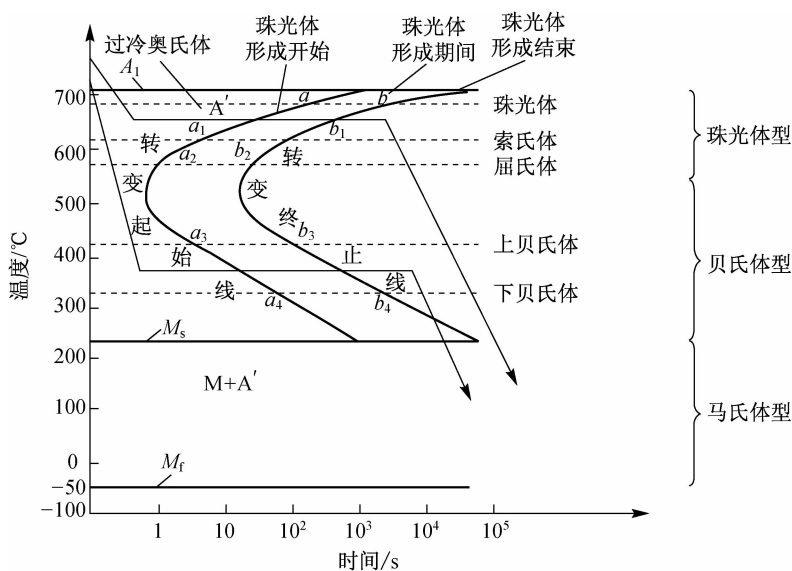


图 3-12 共析钢的 C 曲线

另外, C 曲线还明显给出了奥氏体在不同温度下的转化产物。图 3-12 中的五条虚线, 从上到下分别对应的转变产物为珠光体、索氏体、屈氏体、上贝氏体和下贝氏体。

3. 影响 C 曲线形状和位置的主要因素

影响 C 曲线形状和位置的主要因素包括奥氏体含碳量的影响、合金元素的影响以及原始组织、加热温度和保温时间的影响。

(1) 奥氏体含碳量的影响。奥氏体含碳量不同, C 曲线的位置就不同。共析钢的过冷奥氏体最稳定, C 曲线最靠右; 亚共析钢的 C 曲线随着含碳量的增加向右移; 过共析钢的 C 曲线随着含碳量的增加向左移。

(2) 合金元素的影响。除 Co 外, 其他合金元素均使 C 曲线右移, 当过冷奥氏体中含有较多的 Cr、Mo、W、V、Ti 等碳化物形成元素时, C 曲线的形状还会发生变化, 甚至 C 曲线将分离为上、下两个部分, 形成两个“鼻尖”, 且其中间还会出现一个过冷奥氏体较为稳定的区域。

(3) 原始组织、加热温度和保温时间的影响。在加热条件相同的情况下, 原始组织越细, 越容易得到较均匀的奥氏体, 使 C 曲线右移。奥氏体化温度提高和保温时间延长, 使奥氏体成分均匀、晶粒粗大、未溶碳化物减少, 增加了过冷奥氏体的稳定性, 使 C 曲线右移。当原始组织相同时, 提高奥氏体化温度或增加保温时间都会使奥氏体转变的晶核数量减少, 提高了过冷奥氏体的稳定性, 使 C 曲线右移。

综上所述, C 曲线的形状和位置是上述因素综合作用的结果。在应用 C 曲线时, 必须注意该 C 曲线所用钢的成分、奥氏体化温度和晶粒度与实际所使用钢的化学成分及热处理的差别。

4. C 曲线的应用

C 曲线在生产中的应用, 可概括为以下几个方面:

(1) C 曲线说明了等温过程中组织的变化情况, 从而对制定等温退火、等温淬火工艺具

有指导意义。

(2) 由于测定过冷奥氏体的连续转变曲线比较困难, 等温转变资料比较多, 因此, 常以 C 曲线作为依据, 去分析连续冷却的转变。

(3) 利用 C 曲线确定淬火时所需冷却速度的大小, 从而合理选择冷却介质。

(4) 不同钢种可以根据其 C 曲线的形状与位置, 判断淬透深度的大小, 从而作为选择材料时的参考。

3.3 钢的普通热处理

退火与正火是生产中应用最广泛的预备热处理, 安排在铸造、锻造之后, 机械加工之前, 用以消除前一道工序带来的某些缺陷。对于一些受力不大、性能要求不高的零件, 也可作为最终热处理。碳钢的退火、正火加热温度范围如图 3-13 所示。

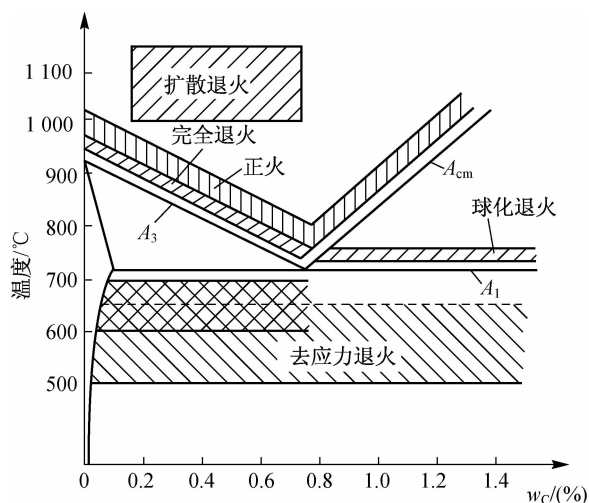


图 3-13 碳钢的退火、正火加热温度范围

3.3.1 钢的退火

1. 退火

退火是将钢加热至适当温度保温, 然后缓慢冷却(炉冷)的热处理工艺。退火的目的是减小钢的化学成分及组织的不均匀性, 细化晶粒, 降低硬度, 消除内应力, 以及为淬火做好组织准备。

2. 退火的分类

退火的种类很多, 根据钢的成分和退火目的的不同, 退火可分为完全退火、球化退火、扩散退火、去应力退火等。

1) 完全退火

完全退火是将钢加热到($A_{c3} + 30 \sim 50$) °C, 保温后缓慢冷却的退火工艺。它主要用于亚

共析钢,使中碳以上的钢软化以便于切削加工,并消除内应力。

2) 球化退火

球化退火是将钢中渗碳体球状化的退火工艺。它是将钢加热到($A_{c1} + 30 \sim 50$) °C 保温后缓慢冷却,或者加热后冷却到略低于 A_{c1} 的温度保温,使珠光体中的渗碳体球化后出炉空冷的退火工艺。它主要用于共析钢和过共析钢。得到铁素体基体上分布着颗粒状渗碳体的组织,称为球状珠光体。

对于有网状二次渗碳体的过共析钢,球化退火前应先进行正火,以消除网状。

3) 扩散退火

扩散退火是将钢锭、铸件或锻坯等成分和组织不均匀的钢加热到略低于固相线(固相线以下 $100 \sim 200$ °C) 的温度,长时间保温($10 \sim 20$ h),并进行缓慢冷却的退火工艺。其目的是为了消除晶内偏析,使成分均匀化。它的实质是使钢中各元素在奥氏体中进行充分扩散。

4) 去应力退火

去应力退火是将钢件加热到低于 A_{c1} 的某一温度(一般为 $500 \sim 600$ °C),保温后随炉冷却的退火工艺。其目的是消除铸造、锻造、焊接和切削、冷变形等加工在钢中造成的残余内应力。

3.3.2 钢的正火

1. 正火

正火是将亚共析钢加热到($A_{c3} + 30 \sim 50$) °C,将共析钢加热到($A_{c1} + 30 \sim 50$) °C,将过共析钢加热到($A_{cm} + 30 \sim 50$) °C 保温后空冷的热处理工艺。它得到的组织以索氏体为主。

2. 正火的目的

正火的目的如下:

(1) 对于普通碳钢、低合金钢和力学性能要求不高的结构件,正火可作为最终热处理工艺。

(2) 对于低碳钢,使用正火可用来调整硬度,避免切削加工中的“黏刀”现象,改善切削加工性。

(3) 对于过共析钢,使用正火可用来消除网状二次渗碳体,为球化退火做组织准备。

3. 正火的特点和应用

正火比退火加热温度高,冷却速度快,同样的钢在正火后的强度和硬度比退火后高。钢的含碳量越高,用这两种方法处理后的强度和硬度差别越大,而且正火生产周期短,生产率高,操作简便,经济性好。低碳钢含碳量少,经过正火处理后的强度和硬度与退火后的强度和硬度差不多,所以在条件允许的情况下应尽量选用正火。

3.3.3 钢的淬火

淬火是将钢加热到临界点以上,保温后以大于临界冷却速度的速度冷却,使奥氏体转变为马氏体的热处理工艺。其目的是为获得马氏体组织,提高钢的性能。它是钢最重要的强化方法,是应用最广的热处理工艺之一。该工艺的选择对淬火钢的质量影响很大,如果选择不当,容易使淬火钢力学性能不足,严重的会造成报废。

1. 淬火温度和加热时间

碳钢的淬火加热温度范围如图 3-14 所示。

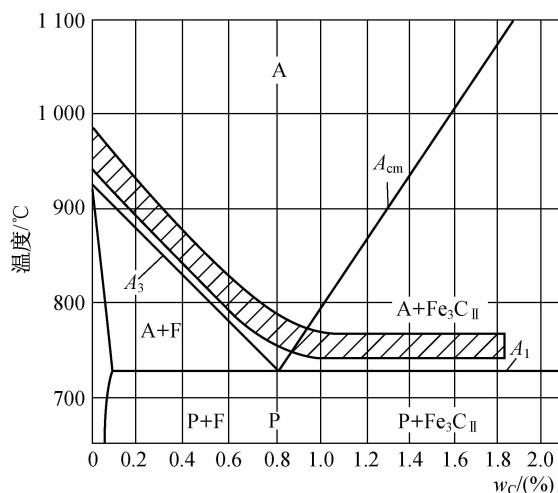


图 3-14 碳钢的淬火加热温度范围

亚共析钢的淬火加热温度为 $(A_{c3} + 30 \sim 50)^\circ\text{C}$ 。其预备热处理组织为退火或正火组织。淬火后的组织为均匀细小的马氏体。如果加热温度过高,将导致马氏体晶粒粗大;如果加热温度过低,由于淬火组织为马氏体和铁素体,因而将造成强度和硬度不足。

过共析钢的淬火加热温度为 $(A_{c1} + 30 \sim 50)^\circ\text{C}$ 。其淬火后的组织为均匀细小的马氏体和粒状的二次渗碳体,有利于增加钢的硬度和耐磨性。如果加热温度过高,二次渗碳体将全部溶入奥氏体,使粒状渗碳体减少,使钢的硬度和耐磨性降低,使钢的脆性增大。

合金钢的淬火加热温度要相对高一些,一般高于临界点 $50 \sim 100^\circ\text{C}$,这是因为合金钢中的大多数合金元素难溶于奥氏体,为了使奥氏体成分均匀,提高合金钢的淬火效果,需适当提高加热温度,但对于含促进奥氏体晶粒长大的合金元素的合金钢,其加热温度应相对低些。

加热时间也是影响淬火质量的因素之一。若加热时间太短,则会使奥氏体成分不均匀,甚至使奥氏体转变不完全,使淬火后的钢出现软点;若加热时间过长,则将助长氧化、脱碳和晶粒粗大的倾向。因此,确定使用的加热时间是非常重要的,但加热时间的确定受到加热速度、加热温度、钢材成分、钢尺寸的影响。在生产上有许多计算加热时间的方法,其中较常用的方法是按钢单位有效厚度的加热时间乘以钢的有效厚度来计算的。在不同的加热方式下,钢单位有效厚度的加热时间有所不同。例如,在箱式炉中,碳素钢单位有效厚度的加热时间为 $1.0 \sim 1.3 \text{ min/mm}$,合金钢单位有效厚度的加热时间为 $1.5 \sim 2.0 \text{ min/mm}$;在盐浴炉中,碳素钢单位有效厚度的加热时间为 $0.4 \sim 0.5 \text{ min/mm}$,合金钢单位有效厚度的加热时间为 $0.5 \sim 1.0 \text{ min/mm}$ 。

2. 淬火介质

淬火时在何种介质中冷却是关系到能否得到马氏体,以及减小内应力、变形和不产生开裂的重要工艺措施。

理想的冷却曲线应只在 C 曲线“鼻尖”处快速冷却,而在 M_s 附近尽量缓慢冷却,以达到既获得马氏体组织,又减小内应力的目的。但目前还没有找到理想的淬火介质,常用的淬火介质是水和油。

(1)水。水是经济且冷却能力强的淬火介质。但水在 $550\sim 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的冷却能力不够强,而在 $200\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的冷却能力太强,因此,生产上水主要作为形状简单、截面较大的碳钢件的淬火介质。

(2)油。油在低温区冷却能力较理想,但在高温区冷却能力太弱,因此,其主要作为合金钢和小尺寸的碳钢件的淬火介质。

熔融的盐或碱也常用作淬火介质,称为盐浴或碱浴。其冷却能力介于水和油之间,主要用于形状复杂件的分级淬火和等温淬火。其他的淬火介质如聚乙烯醇、硝酸盐水溶液等工业上也比较常用。

3. 常用的淬火方法

为了保证淬火效果,减少淬火变形和开裂,应根据钢的材料、大小和质量要求,选用不同的淬火方法。常用的淬火方法包括单介质淬火法、双介质淬火法、分级淬火法和等温淬火法四种,如图 3-15 所示。

1) 单介质淬火法

单介质淬火法是将奥氏体化的钢放入一种介质中连续冷却的淬火方法,如碳钢水冷、合金钢油冷、大型碳钢件盐水冷却等。这种方法操作简单,生产率高,成本低,易于实现自动化。但水淬内应力大,变形和开裂倾向大,而油淬常造成硬度不足等缺陷。

2) 双介质淬火法

双介质淬火法是将奥氏体化的钢先在一种冷却能力强的介质中冷却至 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$,躲过“鼻尖”后,再在另一种冷却能力较弱的介质中冷却,发生马氏体转变的淬火方法,如水淬油冷、油淬空冷。其优点是产生的内应力小,有利于减少形变和开裂;缺点是不易掌握两种介质的转换时间。这种方法多用于形状复杂的碳钢件及大型合金钢件。

3) 分级淬火法

分级淬火法是将奥氏体化的钢先浸入温度在马氏体点附近的介质中(盐浴或碱浴),待内外温度均匀后再取出空冷的淬火方法。这种方法使钢内外温度基本一致,由于马氏体转变在空气中缓慢进行,因而有效地减少了变形和开裂,使硬度较均匀,特别适合于形状复杂的钢的淬火。但由于盐浴或碱浴冷却速度大,因而只适合尺寸较小的钢。

4) 等温淬火法

等温淬火法是将奥氏体化的钢在稍高于 M_s 的盐浴或碱浴中保温足够长时间,从而获得下贝氏体组织,然后进行空冷的淬火方法。经等温淬火的钢具有良好的综合力学性能,淬火

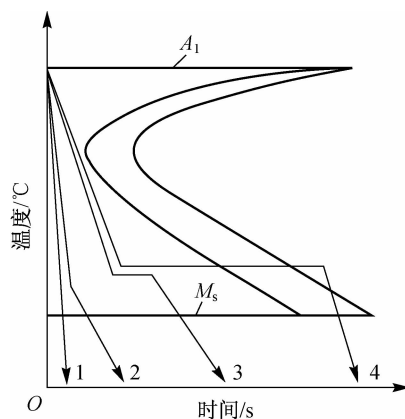


图 3-15 常用的淬火方法

1—单介质淬火法; 2—双介质淬火法;
3—分级淬火法; 4—等温淬火法

应力小,适用于尺寸较小,形状复杂,硬度、强度要求较高的小型件。但其生产周期长,效率较低。

4. 钢的淬透性

淬透性是钢的主要热处理性能,它对合理选材和制定热处理工艺具有重要意义。

1) 淬透性的概念和意义

淬透性是指钢在淬火时获得淬硬层深度的能力,其大小是用规定条件下淬硬层深度来表示的。淬硬层深度是指由钢表面到半马氏体区(50%M+50%P)的深度。其他条件相同时,淬硬层越深,表明钢的淬透性越好。

淬透性好的钢与同硬度的淬透性较差的钢比较,其屈服强度较好,冲击韧性较高。淬透性不仅影响钢的机械性能,而且也标志着热处理工艺性能的好坏。淬透性越好,越容易得到马氏体组织,因此,在淬火冷却时可以使用冷却较缓慢的冷却介质,有利于减少淬火内应力、变形和避免开裂。

2) 影响淬透性的因素

钢的淬透性取决于临界冷却速度,而临界冷却速度与过冷奥氏体的稳定性有关。因此,影响过冷奥氏体稳定性的因素,如过冷奥氏体的化学成分、过冷奥氏体的均匀化程度及晶粒大小等将影响其淬透性。

临界冷却速度取决于C曲线的位置,C曲线越靠右,临界冷却速度越小。因此,凡是影响C曲线的因素都是影响淬透性的因素,即除Co外,凡溶入过冷奥氏体的合金元素都使钢的淬透性提高。

对于亚共析钢,随着含碳量增加,其淬透性将有所增加;对于过共析钢,当含碳量超过1.2%~1.3%时,其淬透性明显降低。

大多数合金元素,如Mn、Mo、Cr、Ni、Ti等都可降低临界冷却速度,而使钢的淬透性明显提高。过冷奥氏体晶粒粗大时,淬透性大,有不溶质点存在时,淬透性小。

3) 淬透性的应用

对于截面尺寸较大、形状复杂的重要零件,以及承载较大、要求截面力学性能均匀的零件,如螺栓、连杆、锻模、锤杆等,应选用高淬透性的钢制造,并要求全部淬透;而承受弯曲和扭转的零件,如轴类、齿轮等,由于其外层受力较大,心部受力较小,因而可选用淬透性较低的钢,不必全部淬透。

3.3.4 钢的回火

回火是指将淬火钢加热到 A_1 以下的某一温度,保温一段时间,然后冷却至室温的热处理工艺。

1. 回火的目的

钢在淬火后一般很少直接使用,因为淬火后的组织是马氏体和残余奥氏体,马氏体虽然强度、硬度高,但塑性差、脆性大,在交变载荷和冲击载荷的作用下易断裂。此外,淬火后的组织不稳定,在室温下容易缓慢分解,产生体积变化而导致钢变形。因此,淬火后的零件必须回火。回火的目的如下:

(1)减少或消除淬火内应力,降低脆性,防止变形或开裂。

(2)获得所需要的力学性能。淬火钢一般硬度高、脆性大,回火可调整钢的强度、硬度,获得所需要的塑性和韧性。

(3)稳定组织、尺寸和形状。淬火马氏体和残余奥氏体都是非平衡组织,有自发向平衡组织转变的倾向。回火可使马氏体和残余奥氏体转变为平衡或接近平衡的组织,防止使用时变形。

2. 钢在回火时的组织转变

1) 回火时的组织转变

淬火钢回火时的组织转变主要发生在加热阶段。随着加热温度升高,淬火钢的组织发生马氏体的分解、残余奥氏体的分解、渗碳体的形成、渗碳体聚集长大和铁素体多边形成四个阶段变化。

(1)马氏体的分解。当回火温度小于 100 °C 时,钢的体积没有明显变化。但当回火温度为 100~200 °C 时,马氏体将发生分解,固溶在马氏体中的过饱和碳析出,使马氏体过饱和度降低。析出的碳形成碳化物呈细片状分布在马氏体基体上,这种组织称回火马氏体。

(2)残余奥氏体的分解。残余奥氏体也是不稳定组织,由于温度升高,碳原子的扩散速度加快和马氏体的分解,因而减小了对残余奥氏体的压力,促使其分解。在 200~300 °C 时,残余奥氏体转变为与回火马氏体近似的下贝氏体(残余奥氏体从 200 °C 开始分解,到 300 °C 分解基本完成)。

(3)渗碳体的形成。在 250 °C 以下,马氏体和残余奥氏体分解生成的碳化物和较低程度的过饱和 α 固溶体,随着温度升高进一步发生转变。亚稳态的渗碳体逐渐转变为稳定的细颗粒状的渗碳体,并与母体失去共格关系,固溶体与渗碳体各自形成自己的晶格,使内应力大量消除。此阶段形成的组织为铁素体和极细颗粒的渗碳体的混合物,即回火屈氏体。

(4)渗碳体聚集长大和铁素体多边形成。从低温到高温的回火过程中,钢中马氏体的含碳量下降,残余奥氏体含量在 200 °C 后下降。当温度达到 400 °C 以上时,铁素体开始聚集长大;当温度达到 450 °C 以上时,铁素体发生多边形成,由针片转变为多边形。这种在多边形铁素体基体上分布着颗粒状渗碳体的组织称为回火索氏体。

2) 回火时的性能变化

一般来说,回火时力学性能变化总的趋势是随着回火温度的提高,钢的强度、硬度下降,塑性、韧性提高。原因是提高回火温度,使马氏体分解,造成渗碳体析出和聚集长大,使固溶强化消失,内应力被消除,因此,导致强度、硬度下降,而塑性、韧性升高。

3. 回火的种类及应用

根据钢的回火温度范围,回火可分为低温回火、中温回火和高温回火三类。

1) 低温回火

低温回火是在 150~250 °C 进行的回火。它得到的组织为回火马氏体,如图 3-16(a)所示。其目的是降低内应力,保持高硬度和高耐磨性。它可在刀具、量具、模具、滚动轴承等的热处理工艺中使用。

2)中温回火

中温回火是在 350~500 ℃ 进行的回火。它得到的组织为回火屈氏体,如图 3-16(b)所示。其目的是获得高的弹性极限和屈服强度,并具有一定的韧性和抗疲劳能力。它可在各种弹簧和锻模等的热处理工艺中使用。

3)高温回火

高温回火是在 500~650 ℃ 进行的回火。它得到的组织为回火索氏体,如图 3-16(c)所示。其目的是获得较高强度的同时,还要有较好的塑性和韧性。它可在各种重要零件,特别是受交变载荷作用的连杆、曲轴、齿轮和机床主轴等的热处理工艺中使用。淬火和高温回火的热处理称为调质处理,简称为调质。

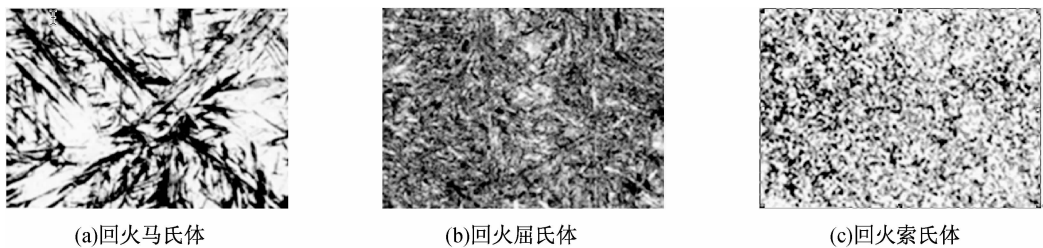


图 3-16 钢的回火组织形貌

4. 回火脆性

淬火钢的韧性并不总是随回火温度升高而提高。在某些温度范围内回火时,会出现冲击韧性下降的现象,这种现象称为回火脆性。根据产生回火脆性温度的不同,回火脆性可分为第一类回火脆性和第二类回火脆性。如图 3-17 所示为回火脆性的温度图。

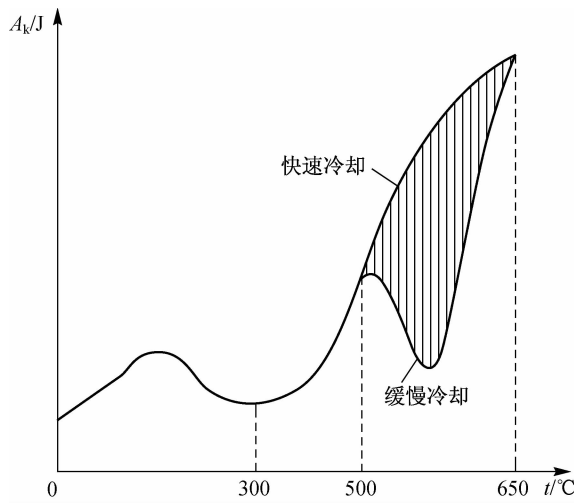


图 3-17 回火脆性的温度图

1)第一类回火脆性

第一类回火脆性又称为不可逆回火脆性,是指淬火钢在 250~350 ℃ 回火时出现的脆

性。这种回火脆性是不可逆的,只要在此温度范围内回火就会出现脆性,目前尚无有效消除办法,因此,回火时应避开这一温度范围。

2) 第二类回火脆性

第二类回火脆性又称为可逆回火脆性,是指淬火钢在 500~650 °C 回火后缓慢冷却时出现的脆性。

生产上用于防止和减弱第二类回火脆性的方法如下:

- (1) 将加热温度提高到 500~650 °C,回火后用冷却介质快速冷却。
- (2) 加入合金元素钼、钨等。该方法更适用于无法实现快速冷却的大截面的零部件。
- (3) 尽量提高合金的纯度,减少氮、氧、磷等杂质元素的含量。

3.4 钢的表面热处理

钢的表面热处理主要是用来强化零件表面的热处理方法。钢的表面热处理主要利用表面淬火和化学热处理两种方法来实现。

3.4.1 钢的表面淬火

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,利用快速加热将其表层奥氏体化后进行淬火,以强化零件表面的热处理方法。其目的是使钢的表面具有高的硬度、高的耐磨性和高的疲劳极限,同时使钢的心部具有足够的塑性和韧性,即表硬里韧。它可在承受弯曲、扭转、摩擦和冲击的零件的热处理工艺中使用。

1. 表面淬火用材及预备热处理

表面淬火适用于含碳量为 0.4%~0.5% 的中碳结构钢。如果含碳量过低,则钢的表面硬度、耐磨性下降;如果含碳量过高,则钢的心部韧性下降。此外,表面淬火还可应用于铸铁,如机床导轨表面淬火,以提高其表面耐磨性。

对于结构钢而言,表面淬火所需的预备热处理为调质或正火。前者用于要求高的重要零部件,后者用于要求不高的普通零部件。预备热处理的目的是为表面淬火做组织准备,并获得最终心部组织。

2. 表面淬火后的回火及组织

表面淬火后的回火为低温回火,其温度不高于 200 °C。回火目的是为降低内应力,保留淬火的高硬度和高耐磨性。

经表面淬火+低温回火后,钢的表面组织为回火马氏体,心部组织为回火索氏体(预备热处理为调质)或铁素体与索氏体(预备热处理为正火)。

3. 表面淬火的种类

根据加热方式的不同,表面淬火可分为感应加热表面淬火、火焰加热表面淬火和激光加热表面淬火三种。

1) 感应加热表面淬火

感应加热表面淬火是利用交变电流在钢表面感应巨大涡流,使钢表面迅速加热的表面

淬火方法,如图 3-18 所示。根据电流频率不同,感应加热表面淬火可分为高频感应加热表面淬火、中频感应加热表面淬火和低频感应加热表面淬火三种。

(1)高频感应加热表面淬火。高频感应加热表面淬火的加热频率为 $250\sim 300\text{ kHz}$,淬硬层深度为 $0.5\sim 2.0\text{ mm}$,适用于小模数的齿轮和中、小尺寸的轴类零件等。

(2)中频感应加热表面淬火。中频感应加热表面淬火的加热频率为 $2\,500\sim 8\,000\text{ Hz}$,淬硬层深度为 $2\sim 10\text{ mm}$,适用于较大尺寸的轴和齿轮等。

(3)低频感应加热表面淬火。低频感应加热表面淬火的加热频率为 50 Hz ,淬硬层深度为 $10\sim 15\text{ mm}$,适用于较大直径的零件,如轧辊、火车车轮等。

感应加热的特点如下:

(1)加热速度较快,一般只需十几秒的时间就可以将钢加热到淬火温度,且可以使奥氏体晶粒细小而均匀,淬火后可在表面获得极细马氏体。

(2)钢表面不易氧化和脱碳,耐磨性好,变形小,使钢表面存在残余压应力,提高了疲劳强度。

(3)生产率高,适用于大批量生产,易实现机械化和自动化。

(4)感应加热设备较贵,维修调整比较困难,不适于单件生产。

2) 火焰加热表面淬火

火焰加热表面淬火是用乙炔—氧火焰或煤气—氧火焰加热钢表面的方法。淬硬层深度一般为 $2\sim 6\text{ mm}$,适用于单件、小批量生产以及大型零件的表面淬火。其特点是设备简单、成本低、活性大,但质量不易控制。

3) 激光加热表面淬火

激光加热表面淬火是以高能量激光束快速扫描钢表面,使钢表面快速加热到钢的临界点以上,利用钢基体的热传导自冷淬火,实现表面硬化的方法。其特点是速度快、效率高,所得产品质量好,但设备较为昂贵。

3.4.2 钢的化学热处理

化学热处理是将钢置于特定介质中加热保温,使介质中活性原子渗入钢表层,从而改变其表层化学成分和组织,进而改变其性能的热处理方法。

与表面淬火相比,化学热处理不仅可改变钢的表层组织,还可改变其化学成分。化学热处理也是获得表硬内韧性能的方法之一。根据渗入的元素不同,常用的化学热处理可分为渗碳、渗氮、碳氮共渗等。

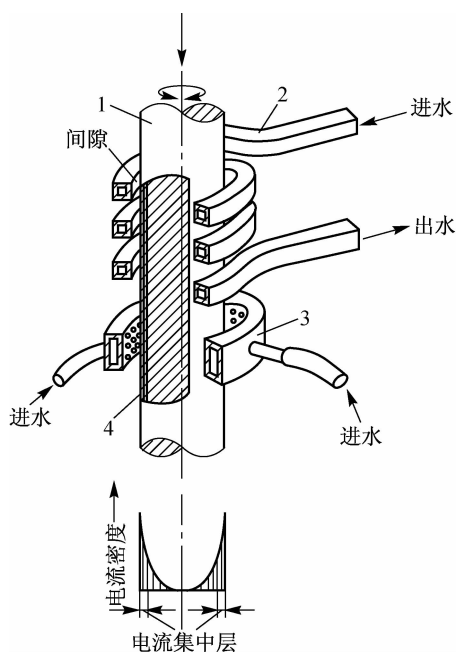


图 3-18 感应加热表面淬火示意图

1—钢; 2—感应线圈; 3—淬火水管;
4—加热淬硬层

1. 渗碳

渗碳是指向钢的表面渗入碳原子的过程。其目的是提高钢的表面硬度、耐磨性及疲劳强度,同时保持心部良好的韧性。它一般适用于含碳量为 $0.1\% \sim 0.25\%$ 的低碳钢。

1) 渗碳方法

常用的渗碳方法可分为气体渗碳法、固体渗碳法和真空渗碳法三种。

(1) 气体渗碳法。气体渗碳法是将钢放入密封炉内,在高温渗碳气氛中渗碳的方法,如图 3-19 所示。渗碳剂为气体(煤气、液化气等)或有机液体(煤油、甲醇等)。该方法的优点是表面质量好、效率高;缺点是渗层成分与深度不易控制。

(2) 固体渗碳法。固体渗碳法是将钢埋入以木炭为主的渗剂中,装箱密封后在高温下加热渗碳的方法。其优点是操作简单;缺点是渗碳速度慢、效率低、劳动条件差。

(3) 真空渗碳法。真空渗碳法是将钢放入真空渗碳炉中,抽真空后通入渗碳气体加热渗碳的方法。其优点是表面质量好、渗碳速度快;缺点是成本较高。

2) 渗碳后的热处理

钢渗碳后必须经过淬火和低温回火才能使用。淬火方法分直接淬火法、一次淬火法和二次淬火法三种。

(1) 直接淬火法。直接淬火法是将钢渗碳后预冷至 $800 \sim 860^\circ\text{C}$ 直接在水中或油中淬火的方法。这种方法生产率高、操作简单,但性能相对较差。

(2) 一次淬火法。一次淬火法是将钢渗碳后空冷至室温,再重新加热淬火的方法。这种方法可获得细晶组织,改善性能,并减小变形。

(3) 二次淬火法。二次淬火法是将钢渗碳缓慢冷却后两次加热淬火的方法。第一次加热温度为 $(A_{c3} + 30 \sim 50)^\circ\text{C}$,可细化心部;第二次加热温度为 $(A_{c1} + 30 \sim 50)^\circ\text{C}$,可细化表层。这种方法获得的产品具有高硬度、高耐磨性,同时其心部具有良好的韧性。

渗碳件在淬火后必须进行低温回火,回火温度为 $100 \sim 150^\circ\text{C}$ 。回火后表层组织为回火马氏体和渗碳体。

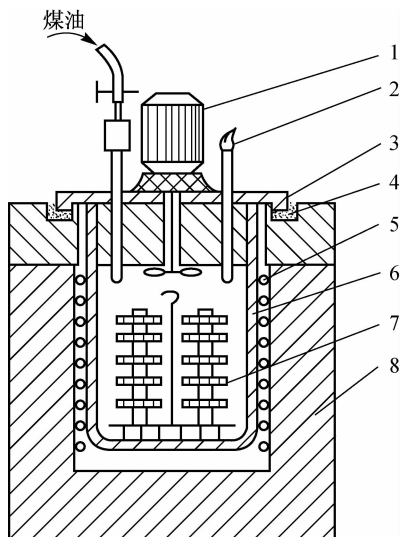


图 3-19 气体渗碳示意图

1—风扇电动机; 2—废气火焰; 3—炉盖;

4—砂封; 5—电阻丝; 6—耐热罐;

7—工件; 8—炉体

2. 渗氮

渗氮是指在一定温度下向钢的表面渗入活性氮原子的化学热处理。渗氮后钢的性能主要取决于合金元素形成的氮化物,因此,渗氮钢为含 Cr、Mo、Al、Ti、V 的中碳钢。常用钢号为 38CrMoAl。

渗氮的氮化温度为 $500 \sim 570^\circ\text{C}$,氮化层厚度一般不超过 $0.6 \sim 0.7\text{ mm}$ 。

常用渗氮方法为气体渗氮法与离子渗氮法两种。气体渗氮法与气体渗碳法类似,渗剂为氨。离子渗氮法是在电场作用下,使电离的氮离子高速冲击作为阴极的钢。离子渗氮与气体渗氮相比,渗氮时间短,渗氮层脆性小。

渗氮后的钢表面硬度高,耐磨性好,同时,由于表面存在压应力,因而疲劳强度高。此外,由于渗氮物的原因,因而工件的耐腐蚀性好。渗氮一般用于耐磨性、精度要求高的零件及耐热、耐磨、耐蚀的零件,如仪表的小轴、轻载齿轮及重要的曲轴等。

3. 碳氮共渗

碳氮共渗是在一定温度下同时将碳、氮渗入钢表层奥氏体中的化学热处理。碳氮共渗钢一般为低碳钢和低碳合金钢,温度为 $820\sim 860\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。碳氮共渗也可称为氰化,可分为气体氰化和液体氰化。

气体氰化主要的氰化剂为煤油+氨气、甲醇+丙烷+氨气等。气体氰化的工艺基本与气体渗碳的工艺相同。气体氰化后的氰化层具有较高的耐磨性、较高的疲劳强度和较低的脆性。

液体氰化由于毒性较大,因而这里不作介绍。

本章小结

本章重点要掌握钢在加热和冷却时的组织转变的基本规律,并能熟练应用钢的等温转变曲线来解决问题。在理解钢的普通热处理的基本原理的基础上,掌握退火、正火、淬火、回火的工艺特点及各阶段的组织特征。了解钢的表面淬火和钢的化学热处理。当在生产实际中遇到具体问题时,应根据热处理的基本原理,针对具体情况进行具体分析,合理地、灵活地应用这些工艺来解决问题。

习 题 3

- 3-1 什么是热处理?为什么要对钢件进行热处理?
- 3-2 奥氏体晶粒大小与哪些因素有关?为什么说奥氏体晶粒大小直接影响冷却后的组织和性能?
- 3-3 钢在加热过程中一般产生哪些缺陷?如何预防?
- 3-4 马氏体有何特征?其硬度取决于哪些因素?
- 3-5 试对过共析钢的C曲线进行分析。
- 3-6 珠光体、索氏体、屈氏体、上贝氏体、下贝氏体和马氏体在显微镜下的形态特征有何不同?它们的性能有何差异?
- 3-7 简述钢的普通热处理的种类。
- 3-8 表面淬火和渗碳分别靠什么方法来提高钢的性能?
- 3-9 现有低碳钢和中碳钢齿轮各一个,为了使齿面具有高的硬度和耐磨性,试问各进行何种热处理?并比较它们经热处理后在组织和性能上的不同之处。