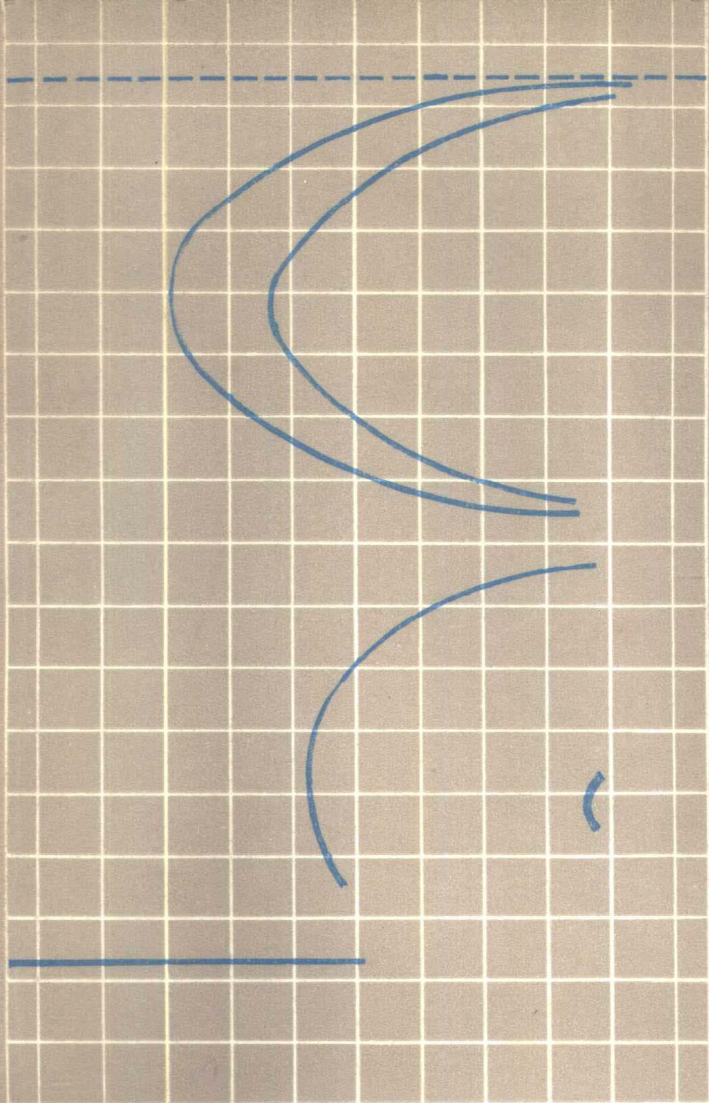




钢铁热处理

—— 原理 及 应用 ——

上海科学技术出版社

钢 铁 热 处 理

—原理及应用—

《钢铁热处理》编写组

上海科学技术出版社

钢 铁 热 处 理

——原理及应用——

《钢铁热处理》编写组

上海科学技术出版社出版

(上海瑞金二路 450 号)

新华书店上海发行所发行 上海群众印刷厂印刷

开本 787×1092 1/16 印张 21.75 字数 514,000

1979 年 1 月第 1 版 1979 年 1 月第 1 次印刷

印数 1—45,000

书号: 15119·1954 定价: 2.05 元

前 言

本书在系统阐述钢的相变基本原理基础上,详细分析了钢铁材料的热处理工艺、原理和应用。本书可作为工科院校金属材料热处理专业的教学用书,也可供有关金属材料及热处理方面的科技人员、技术工人参考之用。

在本书编写过程中,全国各地许多工厂的工人师傅和科技人员提供了大量资料和宝贵的实践经验;参加了大纲的讨论和教材的审编工作。参加本书编写工作的院校有:陕西机械学院、上海交通大学、上海机械学院、广东工学院、山东工学院、太原工学院、东北重型机械学院、西安交通大学、吉林工业大学、合肥工业大学、河北工学院、洛阳农机学院、哈尔滨工业大学、湖北农机学院。此外,还有北京工业大学、北京工业学院、浙江大学、甘肃工业大学、河北机电学院、大连铁道学院、沈阳机电学院、黑龙江工学院参加了教材的会审和修改工作。

由于我们政治思想水平和专业水平的限制,在编写工作中不可避免地存在着不少缺点和错误,热诚地希望广大读者批评、指正。

《钢铁热处理》编写组

1977年7月

目 录

第一章 钢在加热时的转变	1
第一节 奥氏体的形成	1
一、奥氏体形成的热力学条件	2
二、奥氏体的形成过程	2
三、奥氏体的形成速度	5
四、奥氏体中原子的扩散	6
第二节 各种因素对奥氏体形成的影响	8
一、温度的影响	8
二、成分的影响	9
三、原始组织的影响	10
第三节 连续加热时奥氏体的形成	10
第四节 奥氏体晶粒长大及其控制	12
一、奥氏体晶粒度的概念	12
二、奥氏体晶粒长大及其影响因素	13
三、控制奥氏体晶粒长大和细化晶粒的措施	14
第五节 奥氏体晶粒的再结晶	15
第六节 奥氏体形成规律的应用	17
第七节 钢的加热缺陷及其防止措施	18
一、欠热、过热及过烧	18
二、氧化、脱碳	19
第二章 奥氏体在冷却时的转变	20
第一节 过冷奥氏体的等温转变	20
一、奥氏体等温转变的测定与转变图的建立	20
二、奥氏体等温转变图的特点	21
三、奥氏体等温转变图的基本类型	23
四、各种因素对奥氏体等温转变曲线的影响	25
第二节 过冷奥氏体的连续冷却转变	26
一、过冷奥氏体连续冷却转变图与等温转变图的比较	27
二、过冷奥氏体连续冷却转变图的应用举例	28
第三章 钢的珠光体转变	32
第一节 珠光体的组织形态及性能	32
一、珠光体的组织形态	32
二、珠光体的性能	33

第二节 珠光体形成过程	35
一、片状珠光体的形成过程	35
二、粒状珠光体的形成过程	37
第三节 亚共析和过共析钢的珠光体转变	39
一、块状自由铁素体、网状自由铁素体、网状自由渗碳体和伪共析组织的形成	39
二、魏氏组织的形成	40
第四节 珠光体转变动力学	42
一、珠光体的形核率和长大率	42
二、珠光体等温转变图及其影响因素	43
第五节 珠光体转变的实际应用	47
一、退火	47
二、正火	50
三、钢在退火(正火)后的不良组织	51
四、珠光体的形变强化处理	52
第四章 钢的马氏体转变	54
第一节 马氏体的组织形态、结构和性能	54
一、马氏体的组织形态	54
二、马氏体的晶体结构	59
三、高碳片状马氏体中的显微裂纹	61
四、马氏体的机械性能	62
五、马氏体的物理性能	64
第二节 马氏体的形成	65
一、马氏体的形成条件及转变特点	65
二、马氏体相变的热力学分析	69
三、马氏体的开始形成温度(M_s 点)及其影响因素	70
第三节 恒温马氏体和奥氏体的稳定化	71
一、马氏体的恒温形成	71
二、奥氏体的稳定化现象	73
第四节 马氏体转变规律的应用	75
一、微变形淬火	75
二、钢的冷处理	75
三、马氏体形态变化规律在生产中的应用	77
四、钢的形变热处理	79
第五章 钢的贝氏体转变	83
第一节 贝氏体的组织形态和性能	83
一、贝氏体的组织形态	83
二、贝氏体组织与性能间的关系	88
第二节 贝氏体的形成	90
一、贝氏体的等温形成过程	90
二、贝氏体形成的动力学特点	92

第三节 贝氏体形成的影响因素·····	93
第四节 贝氏体相变规律的实际应用·····	96
一、贝氏体淬火工艺参数的确定·····	96
二、贝氏体相变规律的应用·····	98
第六章 钢的淬火工艺 ·····	101
第一节 淬火加热温度和保温时间·····	101
一、加热温度·····	101
二、加热时间的选择·····	102
第二节 淬火介质·····	103
一、淬火介质的分类和要求·····	103
二、淬火时发生物态变化的淬火介质·····	104
三、淬火时不发生物态变化的淬火介质·····	110
四、几种新的淬火介质·····	112
第三节 钢的淬透性·····	114
一、淬透性的实质和评定·····	114
二、淬透性和组织、性能之间的关系·····	115
三、淬透性的测定及表示方法·····	117
四、各种因素对钢材淬透性的影响·····	120
五、淬透性在实际生产中的应用·····	122
第七章 钢的回火转变 ·····	127
第一节 淬火钢回火时的组织变化·····	127
一、碳的偏聚和聚集·····	128
二、马氏体的分解·····	129
三、碳化物类型的变化·····	129
四、碳化物的聚集球化和长大·····	130
五、 α -相的回复与再结晶·····	130
六、残余奥氏体的转变·····	133
第二节 回火钢的机械性能·····	139
一、低碳低合金钢回火时机械性能的变化·····	139
二、高碳钢回火时机械性能的变化·····	141
三、中碳及中碳低合金钢回火时机械性能的变化·····	143
第三节 合金元素对淬火钢回火组织和性能的影响·····	144
一、提高钢的回火稳定性·····	144
二、碳化物类型变化及二次硬化现象·····	147
第四节 回火脆性·····	148
一、第一类回火脆性及其防止方法·····	148
二、第二类回火脆性及其防止方法·····	151
第五节 非马氏体组织的回火·····	154
第六节 回火转变规律的应用·····	155

一、回火工艺的制订	155
二、回火规律的应用举例	159
第八章 淬火变形及裂纹	162
第一节 淬火内应力	162
一、热应力	163
二、组织应力	164
三、各种因素对淬火钢件中应力分布的影响	165
第二节 淬火变形	170
一、钢件淬火变形的类型	170
二、各种因素对淬火变形的影响	171
三、典型零件淬火变形的分析	175
第三节 淬火裂纹	180
一、纵向裂纹	180
二、横向裂纹和弧状裂纹	182
三、内孔壁纵向裂纹	182
四、网状裂纹	183
五、应力集中裂纹	184
六、过热淬火裂纹	185
第四节 减少淬火变形和防止淬火裂纹的方法	186
一、正确选用钢材	186
二、合理进行结构设计	186
三、合理制定热处理技术指标	187
四、正确锻造和预先热处理	187
五、做到冷、热加工密切配合	188
六、合理制定淬火工艺	188
七、做到热处理时均匀加热和均匀冷却	189
八、采用压床淬火	190
第九章 钢的表面淬火	191
第一节 表面淬火用钢的选择	191
第二节 感应加热表面淬火	192
一、感应加热的基本原理	192
二、感应加热对组织转变及工艺的影响	195
三、高、中频感应加热淬火后的组织、应力和性能	200
四、高、中频感应加热淬火工艺	205
五、感应器的设计	214
六、工频感应表面淬火	222
第三节 其它表面淬火方法	223
一、火焰加热表面淬火	223
二、铅浴加热表面淬火	225
三、电解液加热表面淬火	225

第十章 钢的化学热处理	227
第一节 钢的渗碳	227
一、渗碳的基本过程	228
二、渗碳用钢及合金元素的作用	231
三、渗碳工艺	232
四、渗碳件热处理	244
五、渗碳件的组织与性能	246
六、渗碳件的质量检查	249
七、渗碳方法的进展	253
第二节 钢的氮化	253
一、强化氮化	253
二、抗蚀氮化	263
三、离子氮化	264
四、其它氮化	267
第三节 钢的碳氮共渗	268
一、中温气体碳氮共渗	268
二、高温液体碳氮共渗	272
三、气体软氮化	272
四、液体软氮化	276
第四节 渗金属	277
一、固体法	277
二、液体法	277
三、气体法	278
第五节 其它化学热处理	279
一、钢的渗硼及碳氮硼三元共渗	279
二、碳化物覆盖表面强化法	283
三、低温电解硫化	286
第十一章 铸铁的热处理	287
第一节 铸铁热处理的基础	287
一、铸铁在加热时的转变	287
二、铸铁在冷却时的转变	288
三、铸铁热处理的特点	288
第二节 灰口铸铁的热处理	290
一、消除内应力退火	290
二、软化退火	291
三、正火	292
四、电接触加热自冷表面淬火	293
第三节 球墨铸铁的热处理	293
一、球铁的石墨化退火	294
二、球铁的正火	295

三、球铁的等温淬火	296
四、球铁的调质处理	298
五、球铁的表面淬火	300
六、球铁的化学热处理	300
第十二章 典型零件的热处理工艺	302
第一节 轴类零件热处理工艺	302
一、SH380 汽车半轴的热处理	302
二、X62W 铣床主轴的热处理	305
第二节 齿轮热处理工艺	309
一、齿轮的工作条件及损坏形式	310
二、齿轮热处理工艺方案的概述	311
三、汽车、拖拉机渗碳(或碳氮共渗)齿轮的热处理工艺	314
第三节 模具热处理工艺	318
一、工业缝纫机梭芯冷挤压凹模的热处理工艺	318
二、拖拉机齿轮坯锻模的热处理工艺	320
第四节 小农具热处理工艺	323
一、镰刀用钢及其热处理工艺	323
二、锄板用钢及其热处理工艺	325
三、铁锹用钢及其热处理工艺	327
附 录	329
表一 常用钢的临界点	329
表二 常用结构钢的热处理规范	330
表三 常用工具钢的热处理规范	331
表四 淬火后硬度与截面、厚度的关系	332
表五 钢的临界直径 D_0	332
表六 圆棒油冷至预定温度的时间	333
表七 不同尺寸试样水冷至预定温度所需时间	334
表八 常见钢硬度与回火温度的关系	335
表九 各种硬度换算表	337

第一章 钢在加热时的转变

劳动人民在长期的生产斗争实践中，早已认识到：钢件通过加热，保温和冷却，可以在很大范围内改变它的组织和性能。无论是退火、正火、淬火、渗碳，都首先要把钢件加热到奥氏体状态。奥氏体是碳原子固溶于铁的面心立方晶格间隙中的固溶体。

奥氏体的成分，均匀性，晶粒大小，以及在加热以后仍保留在钢中的其它相（未溶入奥氏体的碳化物、氮化物等）的数量、分布状况等，对在以后冷却时奥氏体的分解过程和分解产物及其性能都有很大的影响。同时，钢在加热过程中，也会引起表面质量和成分的变化（氧化和脱碳），这些都会影响工件的热处理效果。

为了保证热处理能够达到预期的目的，我们就需要掌握钢在加热时奥氏体形成和晶粒长大的规律，并运用这些规律去控制加热工艺。

第一节 奥氏体的形成

钢在加热时形成奥氏体的温度范围，一般可以根据铁-碳合金状态图（图 1-1）来说明。

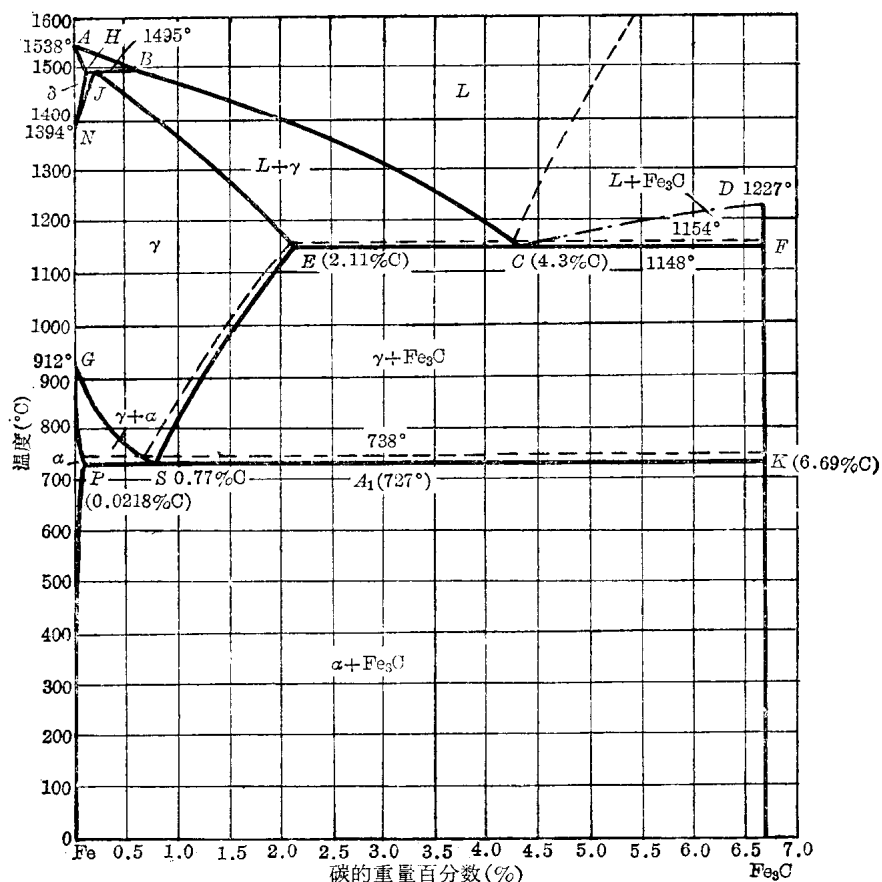


图 1-1 铁-碳合金状态图(图中虚线表示为铁-石墨状态图;点划线表示为推测线段)

从图 1-1 中可以看出,组织为珠光体的共析钢,由室温加热到 A_1 温度以下时,除铁素体的含碳量有微量的增高之外,没有其它组织转变。当温度极缓慢地升高到 A_1 稍上时,珠光

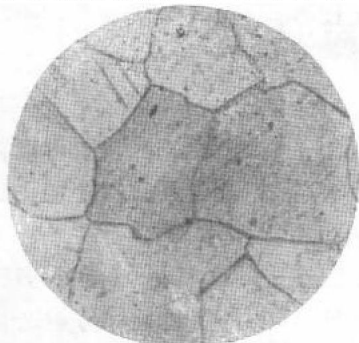


图 1-2 高温奥氏体(500×)

体就转变为奥氏体。同样,具有自由铁素体和珠光体的亚共析钢,加热到 A_1 稍上时,珠光体转变为奥氏体,自由铁素体则未发生转变,而随着加热温度继续升高,自由铁素体不断转变为奥氏体。当温度升高到 A_3 时,铁素体全部转变为奥氏体。总之,钢件加热到稍高于一定临界温度时,将获得单相奥氏体组织。用高温金相显微镜观察,其组织形态如图 1-2 所示,它的晶粒呈多边形,并在晶粒内部常出现孪晶。

但也要指出,奥氏体的形成过程、成分均匀和晶粒大小等的变化情况在铁-碳合金状态图中是反映不出来的。

一、奥氏体形成的热力学条件

为了便于讨论,现以共析钢为例说明。

从铁-碳合金状态图中我们知道,加热温度高于 A_1 点时,珠光体才能转变为奥氏体。在 A_1 点时并不能发生奥氏体转变。这是因为在 A_1 点时,奥氏体的自由能 F_A 与珠光体的自由能 F_P 相等。图 1-3 表示珠光体和奥氏体的自由能与温度的关系。由图可知,只有当温度高于 A_1 点时,奥氏体的自由能低于珠光体的自由能,奥氏体才会形成。珠光体向奥氏体转变的相变驱动力是二者的化学自由能差。奥氏体形成温度与 A_1 温度之差称为过热度。加热时,必须有足够的过热度,使体积自由能(奥氏体新相体积与单位体积化学自由能差的乘积)的降低达到足以克服因奥氏体形成时增加的表面能和弹性畸变能(因固态相变时体积变化而消耗的能量),奥氏体才能形成。在手册中列出的各种钢的 A_{c1} 温度,是指在规定的加热速度(0.125°C/分)条件下,奥氏体开始形成的温度。它总比钢的共析温度 A_1 要高。

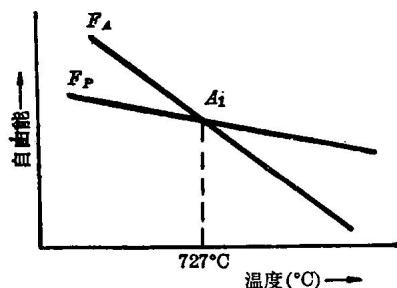


图 1-3 珠光体、奥氏体自由能与温度的关系

F_P —珠光体自由能; F_A —奥氏体自由能

二、奥氏体的形成过程

珠光体到奥氏体的转变,大致可以分四个阶段,即奥氏体晶核的形成、晶体的长大、残余碳化物的溶解和奥氏体的均匀化,其示意图如图 1-4 的(a)、(b)、(c)、(d)所示。

1. 奥氏体晶核的形成

奥氏体的晶核,通常优先地产生于珠光体中铁素体与渗碳体的相界面上。因为在相界面上的位错、空位密度较高,原子排列较不规整,容易获得形成奥氏体时所需要的能量和浓度的条件。在等温条件下,随着时间的增长,奥氏体晶核从无到有,从少到多,在铁素体和渗碳体相界面上长大。图 1-4 所示为具有粒状渗碳体的亚共析钢(0.20%C)组织加热到 845°C 向奥氏体转变的过程。图中深色区域为不同保温时间时所形成的奥氏体(试样经淬火后所

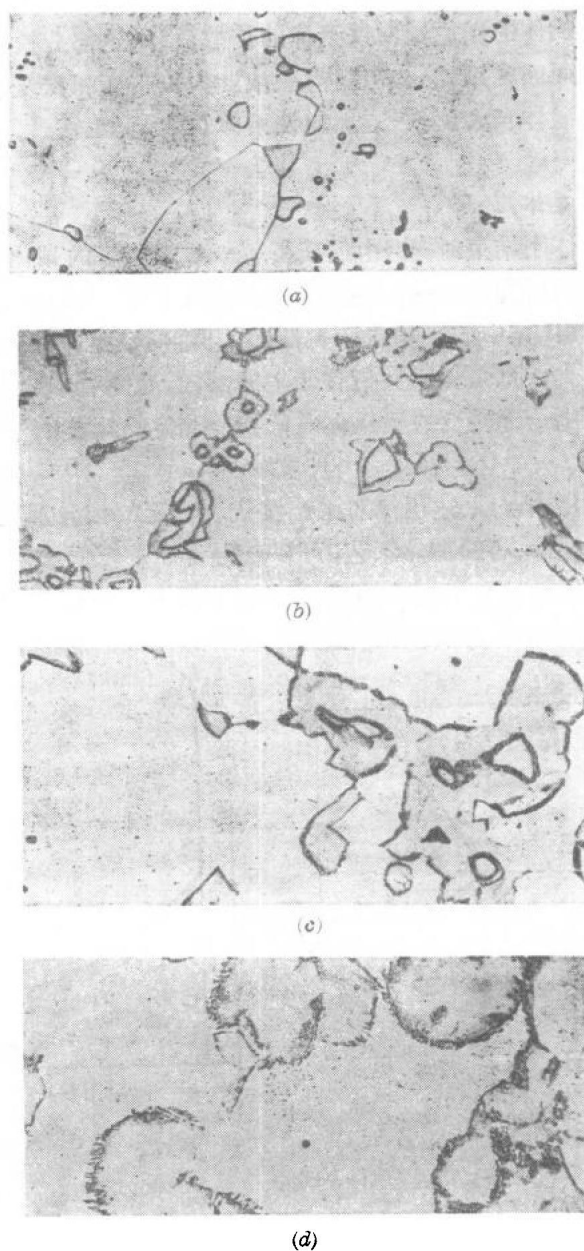


图 1-4 奥氏体在铁素体和粒状碳化物(渗碳体)
两相界面上形核并长大的显微组织(1000×)
形核长大过程(a)→(b)→(c)→(d)

见到的已是马氏体),白色区域为铁素体。渗碳体在铁素体完全消失之前已被奥氏体包围。

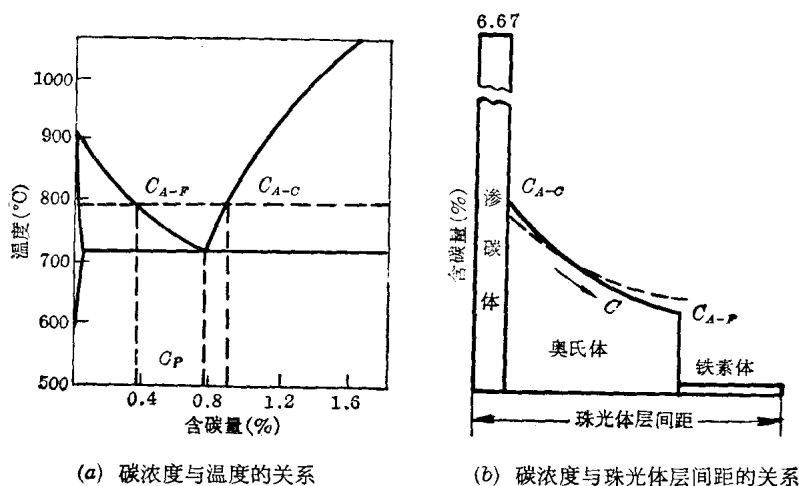
2. 奥氏体的长大

如图 1-5 所示在 A_{c1} 以上的 t_1 温度,奥氏体晶核形成之后,它一面与渗碳体相接,另一面便与铁素体相接。在靠近铁素体处的含碳量 C_{A-F} 较低,因此在奥氏体中出现了碳浓度梯度,引起了碳在奥氏体中不断地由高浓度向低浓度的扩散。随着碳扩散的进行,奥氏体与铁素体接触处的碳浓度增高,而使奥氏体与渗碳体接触处的碳浓度降低。因此失去了平衡,为了恢复平衡,渗碳体势必不断地溶解,又有碳原子溶入奥氏体,使其含碳量升高而恢复到

C_{A-C} ; 与此同时,发生奥氏体的碳原子向铁素体的扩散,促进这部分铁素体转变为奥氏体,并使其自身的含碳量降低而回复到 C_{A-F} 。这样,碳浓度失去平衡和恢复平衡的反复循环过程,就使奥氏体逐步地向渗碳体长大,另一方面向铁素体长大,直至铁素体消失而全部转变为奥氏体。

3. 残余碳化物(渗碳体)的溶解

珠光体转变为奥氏体刚结束时,钢中还残留着一些未溶解的碳化物(渗碳体)。新生成的奥氏体有含碳量高于共析含碳量的,也有含碳量低于共析含碳量的,由于高含碳量低得较多(见图 1-5),因此奥氏体中的平均含碳量低于共析含碳量,即在珠光体中的全部铁素体转变为奥氏体所需要的含碳量是低于共析含碳量的,并且是随着形成温度的增高而加剧的。当珠光体中的铁素体刚刚全部转变为奥氏体时,实验测定奥氏体的平均含碳量随形成温度的增加而降低,如 735°C 为 0.77% C, 760°C 为 0.69% C, 780°C 为 0.61% C, 850°C 为 0.51% C; 900°C 为 0.46% C。上述规律对生产实践有一定的指导意义,譬如对高碳钢工件(如 GCr15 轴承零件),采用适当的加热工艺,可以获得含碳量较低(0.5~0.6% C)的奥氏体,从而提高工件淬火回火后的综合机械性能。但是对中碳调质钢工件,如果加热后有残余碳化物存在,则将由于基体含碳量过低,而降低热处理后的机械性能。



(a) 碳浓度与温度的关系

(b) 碳浓度与珠光体层间距的关系

图 1-5 共析钢加热时奥氏体碳浓度的分布

共析钢加热到 A_{c1} 以上温度时,开始形成奥氏体,但还残余着碳化物,随着时间的增长,碳化物不断溶解,直至全部消失。

4. 奥氏体均匀化

当残余碳化物全部溶解时,奥氏体中的碳浓度仍是不均匀的,在原来碳化物的区域,含碳量较高,在原来铁素体的中心地带,含碳量较低。这就是有时在淬火钢的金相组织中,发现有类似珠光体的痕迹的原因。如果继续延长保温时间,通过碳的扩散,可使奥氏体的含碳量逐渐趋于均匀。

应当指出,工业上钢件的热处理加热,并不都要求达到奥氏体均匀化的程度,而是根据热处理目的,控制在奥氏体形成的不同阶段。

亚共析和过共析钢中,奥氏体的形成过程,基本上与共析钢相同,但是还具有过剩相溶解的特点。

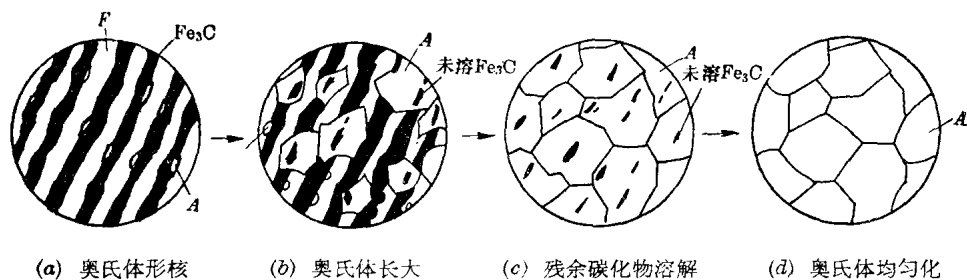


图 1-6 共析碳钢中奥氏体形成过程

亚共析钢的退火组织为珠光体和过剩铁素体。当缓慢加热到 A_{c1} 点时, 珠光体转变为奥氏体, 成为奥氏体和自由铁素体的组织; 如果进一步提高加热温度和延长保温时间, 则自由铁素体将逐渐转变为奥氏体。在温度超过 A_{c3} 时, 自由铁素体完全消失, 全部组织为较细的奥氏体晶粒。若继续提高加热温度或延长保温时间, 奥氏体晶粒将长大。

过共析碳钢在室温时的退火组织为珠光体和过剩渗碳体。其中过剩渗碳体往往呈网状分布。当缓慢加热到 A_{c1} 时, 珠光体转变为奥氏体, 成为奥氏体和过剩渗碳体的组织。如果进一步提高加热温度和延长保温时间, 则过剩渗碳体将逐渐溶解于奥氏体。在温度超过 A_{cm} 时, 过剩渗碳体完全溶解, 全部组织为奥氏体, 此时奥氏体晶粒已经粗化。

因此对于选用过共析碳钢制造的工具或模具, 在加热时应当注意, 不可使渗碳体完全固溶于奥氏体, 否则因奥氏体晶粒粗大, 导致淬火钢脆性显著增高, 甚至容易产生淬火裂纹。为了防止这类缺陷的产生, 常采取的具体措施是:

- 1) 将淬火加热温度控制在 $A_{cm} \sim A_{c1}$ 的范围内;
- 2) 将淬火前原始过共析组织进行球化退火, 使片状渗碳体都变成球状或粒状。

这样在淬火加热时, 球化了的渗碳体局部溶解而变细, 并作为过剩相保存下来。这种细小的粒状渗碳体, 一方面, 在加热时可阻碍奥氏体晶粒长大; 另一方面, 在淬火后均匀地分布在淬火组织中, 可获得较高的硬度和耐磨性。

三、奥氏体的形成速度

为了能够控制钢件奥氏体化状态, 必须了解奥氏体的形成速度。

奥氏体的形成速度可在奥氏体等温形成图中反映出来。图 1-7 为共析钢奥氏体等温形成图。从图的左面起, 第一条线表示有 0.5% 奥氏体形成, 可作为奥氏体开始形成线; 第二条线表示有 99.5% 奥氏体形成, 可作为奥氏体形成终了线; 第三条线表示残余碳化物溶解完了; 第四条线表示奥氏体碳浓度基本达到均匀。

从图 1-7 可见:

1) 加热到 A_1 以上某一等温转变的温度, 奥氏体并不是立即形成的, 而是要持续保温一定时间之后, 才开始形成。如加热到 780°C 等温转变时, 大约需要持续保温 4 秒后才开始形成奥氏体。这一段持续保温时间常称为孕育期。同一钢种孕育期长短与等温转变温度有关。在稍高于 A_1 温度进行等温转变时, 其孕育期最长, 随着等温转变温度的提高, 孕育期相应地缩短。

2) 奥氏体化所需要的时间与等温转变温度有密切关系。在稍高于 A_1 温度时, 奥氏体化所需时间较长; 随着温度的提高, 奥氏体化过程加快。

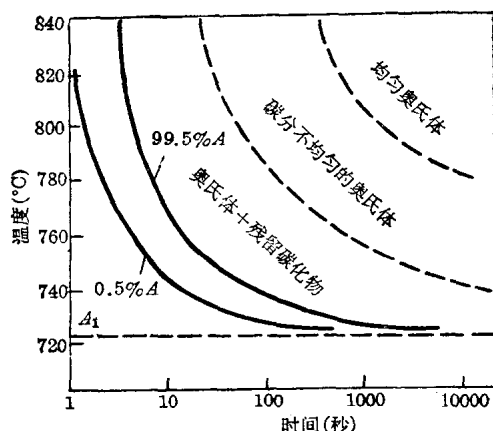


图 1-7 共析钢的奥氏体等温形成图
(原始组织为细珠光体)

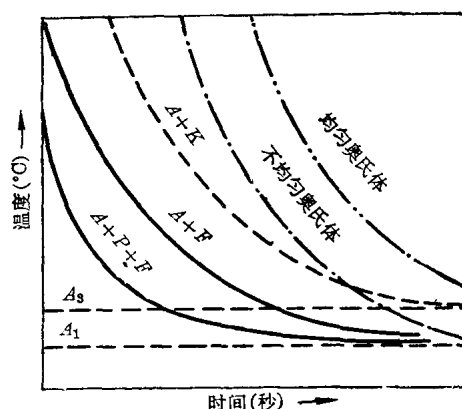


图 1-8 亚共析钢奥氏体等温形成图
A—奥氏体；K—残余碳化物；F—铁素体；
P—珠光体；A₁, A₃—临界点

3) 奥氏体形成的时间较短,残余碳化物溶解的时间较长,而奥氏体均匀化的时间更长。以 780°C 等温为例,形成奥氏体还不到 10 秒,要完全溶解碳化物却要几百秒,要实现奥氏体均匀化就要 10000 秒(约 3 小时左右)。

在亚共析钢和过共析钢中,奥氏体等温形成图基本上与共析钢相同。但亚共析钢有其特点,如图 1-8 所示,即在含碳量较高的亚共析钢中,铁素体转变终了线与残余碳化物溶解线有交叉的特征,当温度较高时,自由铁素体溶解之后,仍有碳化物残余;而当温度较低时,残余碳化物先溶解,而后自由铁素体再溶解,在 A₃ 温度以下,当残余碳化物溶解之后,仍有铁素体存在,而且不能全部溶解。

四、奥氏体中原子的扩散

1. 原子扩散概述

前述珠光体向奥氏体的转变,残余碳化物的溶解以至奥氏体的均匀化都是伴随着碳原子重新分配的扩散过程。固态金属原子扩散是指原子离开其在晶格的平衡位置,统计地沿着一定方向进行迁移。固溶体中溶质原子的迁移称为异扩散;而溶剂原子的迁移称为自扩散。在奥氏体形成过程中,存在着碳原子的异扩散和铁原子的自扩散。固态金属原子扩散的基本规律可用下列公式(扩散第一方程式,即费克(Fick)第一定律)表示:

$$J = -D \frac{dc}{dx}, \quad (1-1)$$

式中 J ——扩散通量,表示单位时间内通过单位截面积的物质数量(克原子数);

$\frac{dc}{dx}$ ——沿 x 方向浓度(c)的变化,称为浓度梯度,在这里假定它是不随时间改变的;

D ——扩散系数,表示于单位时间内在单位浓度梯度的条件下,通过单位截面积的物质数量,常用单位是厘米²/秒;

负号表示原子由高浓度向低浓度方向扩散,即扩散是向浓度降低方向进行的。

(1-1)式表明扩散通量与扩散系数、浓度梯度之间的关系。扩散通量随着扩散系数和浓度梯度的增大而增加。扩散的结果是造成浓度梯度的减小,浓度分布趋向均匀。

实验证明, 扩散系数(D)与温度(T)之间存在着以下关系:

$$D = D_0 e^{-Q/RT}, \quad (1-2)$$

式中 D_0 ——通常是一个常数, 它与温度无关, 主要与溶剂晶格和溶质原子种类有关;

Q ——扩散激活能, 表示使一克原子物质离开其平衡位置所需要的能量, 单位是卡/克原子, 可以把它看成是不随温度变化的参量;

R ——气体常数(1.987 卡/度·克分子);

T ——绝对温度($^{\circ}\text{K}$)。

由(1-2)式可见: 随着温度增加, 扩散系数将明显增大, 原子在晶格中的扩散就易于进行。因此在奥氏体形成过程中提高加热温度可以加速残余碳化物溶解和奥氏体均匀化。

由(1-2)式还可见: 扩散激活能的增高, 会降低扩散系数值, 而不利于扩散。相反, 扩散激活能的降低, 会增高扩散系数值, 而有利于扩散。原子在晶界上的扩散速度大于晶粒内部, 这是与界面上存在强烈的晶格弹性畸变, 使激活能降低有关的。

上述按浓度梯度的扩散是扩散的一种情况。此外, 奥氏体组织中可以出现能量分布的不均匀, 如晶界、孪晶界面、位错线的间隙处或其它部位具有较低的自由能, 即在奥氏体中存在自由能梯度, 于是产生原子由高自由能向低自由能方向的扩散, 这时扩散的结果是造成溶质原子浓度分布的不均匀, 出现溶质原子的偏聚。这对于过冷奥氏体的扩散相变或从其中析出第二相是一个必不可少的过程。

除此以外, 还有溶质原子分布均匀的固溶体, 由于受了不均匀应力的作用产生晶格畸变, 这时较大原子半径的原子将移向晶格被拉伸的部分, 而较小原子半径的原子则移向晶格被压缩的部分, 因而使浓度分布趋于不均匀, 产生了所谓“上坡扩散”。

2. 在奥氏体中碳和合金元素的扩散

碳在奥氏体中呈间隙固溶, 碳原子的直径远比铁原子的直径小得多, 因此碳在奥氏体中扩散时, 碳原子在铁的晶格间跃迁, 即从一个间隙位置跳到相邻的另一个间隙位置, 碳以这种方式扩散所需要的扩散激活能, 要比铁原子自扩散及合金元素的互扩散所需的激活能小得多。

碳在奥氏体中的扩散系数 D_{γ}^{C} 可以下式来表示:

$$D_{\gamma}^{\text{C}} = (0.04 + 0.08\% \text{C}) \cdot e^{-\frac{31350}{RT}} [\text{厘米}^2/\text{秒}]. \quad (1-3)$$

从上式可以看出, 碳原子的扩散系数不仅与温度有关, 而且与奥氏体含碳量有关, 奥氏体含碳量越高, 碳在奥氏体中的扩散系数越大。

加入合金元素以后, 对碳在奥氏体中的扩散系数有很大的影响。一般说来, 形成稳定碳化物的元素(Cr、W、V、Ti 等)均使 D_{γ}^{C} 减慢, 锰和钼在高温时(1100~1200 $^{\circ}\text{C}$)使 D_{γ}^{C} 增大, 但低于 1100 $^{\circ}\text{C}$ 时又使其减慢, 其中锰的影响比钼要小得多。钴显著加快碳在奥氏体中的扩散, 而镍的加快作用不大。

含碳量的变化也影响着铁的自扩散, 实验指出, $\gamma\text{-Fe}$ 自扩散系数 $D_{\gamma\text{-Fe}}$ 与其含碳量 C 有以下关系:

$$D_{\gamma\text{-Fe}} = 10^{-\text{C}} \cdot e^{-\frac{69000 - 7000\text{C}}{RT}} [\text{厘米}^2/\text{秒}]. \quad (1-4)$$

除 C、N、B 以外, 合金元素在奥氏体中与铁形成置换固溶体。在置换固溶体中溶质原子(钢中的合金元素)将以空位换位的方式进行扩散(以间隙原子扩散方式来进行扩散所