



石油高等院校特色教材

热处理原理及工艺

毕凤琴 张旭昀 主编

The background of the cover is a photograph of an industrial setting. In the foreground, a large, glowing orange-red metal part is being processed, likely in a furnace. The background shows various industrial structures and equipment, including a large blue machine.

石油工业出版社
Petroleum Industry Press

石油教材出版基金资助项目

石油高等院校特色教材

热处理原理及工艺

毕凤琴 张旭昀 主编

石油工业出版社

内 容 提 要

本书主要介绍了金属材料热处理的基本原理和工艺,内容包括:奥氏体转变、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变、回火转变、等温转变曲线、连续冷却转变曲线、退火及正火、淬火及回火、表面淬火、化学热处理、形变热处理、真空热处理等,此外还对热处理工艺设计进行了简要介绍。

本书可作为金属材料工程专业本科生的教材,也可供从事金属材料热处理相关技术人员参考。

图书在版编目(CIP)数据

热处理原理及工艺/毕凤琴,张旭昀主编.

北京:石油工业出版社,2009.6

石油高等院校特色教材

ISBN 978-7-5021-7188-9

I. 热…

II. ①毕…②张

III. 热处理

IV. TG15

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2009)第 086519 号

出版发行:石油工业出版社

(北京安定门外安华里 2 区 1 号 100011)

网 址: www.petropub.com.cn

编辑部: (010)64523574 发行部: (010)64523620

经 销: 全国新华书店

印 刷: 中国石油报社印刷厂

2009 年 6 月第 1 版 2009 年 6 月第 1 次印刷

787×1092 毫米 开本: 1/16 开 印张: 14.5

字数: 367 千字

定价: 24.00 元

(如出现印装质量问题,我社发行部负责调换)

版权所有,翻印必究

前 言

本书是根据普通高等学校金属材料工程专业“热处理原理及工艺”课程教学大纲编写的，是金属材料工程专业的核心教材之一。

本书从固态相变的基本理论出发，重点阐述了钢在加热、保温和冷却过程中的相变规律，比较全面地介绍了奥氏体化、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变和回火转变等热处理基本理论。在此基础上，结合钢的冷却转变曲线，阐述了如何从工艺上实现热处理的原理，系统介绍了钢的常用热处理工艺，如退火、正火、淬火、回火、表面热处理和化学热处理等，并结合热处理技术的发展现状，介绍了形变热处理、真空热处理、激光和电子束热处理等新工艺。在编写过程中，参考了部分国家标准，还介绍了一些国内外热处理方面的最新成果，以使内容具有一定前沿性。

本书内容主要包括两部分，即热处理原理和热处理工艺，共分为 14 章，其中第 1 章至第 7 章由毕凤琴主编，第 8 章至第 14 章由张旭昀主编。在本书的成书过程中，王勇、王力霞、马春阳、叶卫东等也做了大量工作，其中王勇编写了第 2 章第 4 节和第 5 节、第 9 章第 6 节和第 10 节以及第 10 章第 5 节，王力霞编写了第 4 章第 6 节、第 7 节和第 5 章第 4 节，马春阳编写了第 6 章第 3 节和第 7 章第 3 节，叶卫东编写了第 13 章第 4 节和第 14 章。郝文森教授对教材的内容进行了审阅。

本书在编写过程中参阅了哈尔滨工业大学等著名高校的相关教材和热处理方面的一些最新的研究成果，在此对相关专家、学者表示衷心的感谢。

一部优秀的教材需要编者付出大量心血，虽然编者兢兢业业、字斟句酌，但错误和纰漏在所难免，希望读者批评指正。

编者

2009 年 4 月

目 录

第 1 章 绪论	1
1.1 热处理的概念及其在金属材料生产中的作用	1
1.2 热处理技术的发展历史	1
1.3 热处理的基本过程	2
1.4 热处理的分类	3
1.5 本课程的任务、要求和学习方法	3
第 2 章 钢的奥氏体加热转变	5
2.1 概述	5
2.2 珠光体向奥氏体的转变机制	7
2.3 奥氏体等温形成动力学	9
2.4 钢在连续加热时珠光体向奥氏体的转变.....	14
2.5 奥氏体晶粒度及其控制.....	16
第 3 章 珠光体转变	19
3.1 珠光体的组织形态与晶体结构.....	19
3.2 珠光体的形成过程.....	22
3.3 珠光体转变动力学.....	25
3.4 合金元素对珠光体转变的影响.....	28
3.5 亚(过)共析钢的珠光体转变.....	30
3.6 珠光体的机械性能.....	34
第 4 章 马氏体转变	39
4.1 钢中马氏体的晶体结构.....	39
4.2 马氏体转变的主要特点.....	42
4.3 钢中马氏体的组织形态.....	45
4.4 马氏体转变的热力学条件.....	50
4.5 马氏体转变动力学.....	55
4.6 马氏体转变机理.....	57
4.7 马氏体的机械性能.....	61
第 5 章 贝氏体转变	66
5.1 贝氏体转变的基本特征.....	66
5.2 钢中贝氏体的组织形态.....	67
5.3 贝氏体转变的热力学条件及转变过程.....	71
5.4 钢中贝氏体的机械性能.....	76
第 6 章 钢的过冷奥氏体转变图	82
6.1 过冷奥氏体转变图.....	82

6.2	过冷奥氏体连续冷却转变图	86
6.3	过冷奥氏体转变图的应用	90
第7章	淬火钢回火时的转变	93
7.1	淬火钢回火时的组织转变	93
7.2	合金元素对回火转变的影响	100
7.3	钢在回火时机械性能的变化	105
第8章	钢的退火及正火	111
8.1	钢的退火	111
8.2	钢的退火工艺	111
8.3	钢的正火	118
8.4	退火、正火后的组织和性能	119
8.5	退火、正火缺陷及预防	120
第9章	钢的淬火及回火	123
9.1	钢的淬火	123
9.2	淬火介质	123
9.3	钢的淬透性	129
9.4	淬火应力、变形及开裂	135
9.5	钢的淬火工艺规范及应用	142
9.6	淬火新工艺的发展与应用	148
9.7	钢的回火	151
9.8	钢的回火特性	151
9.9	钢的回火工艺制定	152
9.10	钢的淬火、回火缺陷及其预防	155
第10章	表面热处理	158
10.1	表面热处理的目的、分类及应用	158
10.2	感应加热表面淬火	159
10.3	火焰加热表面淬火	163
10.4	激光束、电子束热处理	166
10.5	其他表面热处理方式	172
第11章	化学热处理	174
11.1	钢的渗碳	175
11.2	钢的渗氮	184
11.3	钢的碳氮共渗	197
11.4	其他化学热处理方法	200
第12章	形变热处理	201
12.1	形变热处理的分类和应用	201
12.2	形变热处理强韧化的机理	203
12.3	影响形变热处理强韧化效果的工艺因素	205

第 13 章 真空热处理	206
13.1 真空在热处理中的作用	206
13.2 真空热处理的优越性	207
13.3 真空热处理工艺	208
13.4 真空化学热处理	210
第 14 章 热处理工艺设计	214
14.1 热处理工艺与机械零件设计的关系	214
14.2 热处理工艺与其他加工工艺的关系	217
14.3 加工工艺之间的组合与复合热处理	219
14.4 热处理工艺设计的步骤和方法	220
参考文献	223

第 1 章 绪 论

1.1 热处理的概念及其在金属材料生产中的作用

金属热处理是将金属或合金工件放在一定的介质中，通过加热、保温和冷却的方法，使金属或合金的内部组织结构发生变化，从而获得所需性能的技术。

金属热处理是金属材料生产和机械制造过程的重要组成部分之一，相对于其他加工工艺，热处理过程一般不改变材料或工件的形状和整体的化学成分，而是通过改变材料或工件的显微组织和结构，或改变工件表面的化学成分，达到赋予或改善材料及工件不同使用性能的目的。

金属热处理是金属材料加工过程中的重要工序，主要作用有两大方面：

(1) 改善工艺性能。例如，在机械加工之前常需进行退火处理，以调整硬度，改善冷加工性能；对于高碳钢工具来说，为了改善其机加工性能，往往要进行正火和球化退火处理；对于某些存在较严重成分偏析的铸锭，在热加工之前还需进行均匀化退火。

(2) 改善材料或工件的使用性能。例如，对齿轮如果采用正确的热处理工艺，使用寿命可以比不经热处理的齿轮成几倍或几十倍地提高；低碳钢通过渗入某些合金元素可以得到“外强内韧”的性能；白口铸铁经过长时间退火处理可以获得可锻铸铁，塑性提高很多。

1.2 热处理技术的发展历史

我国热处理技术的历史很悠久，在青铜器时代，我们的祖先就已经开始认识到热处理的作用，早在殷商时期(约公元前 1600—公元前 1100 年)，就已经发明了用退火方法软化金属箔的技术。在春秋战国时期(公元前 770—公元前 221 年)，已经掌握了常用的热处理工艺如退火、正火、淬火和渗碳等技术，白口铸铁的柔化处理就是最早出现的热处理工艺之一，其实质包括石墨化退火和脱碳退火工艺，这种方法到西汉时期已发展得比较成熟。到公元前 6 世纪，钢铁兵器被逐渐使用，为了提高钢的硬度，淬火工艺得到了迅速的发展。1974 年在河北省易县燕下都出土了战国中、晚期的两把剑和一把戟，金相分析表明其显微组织中都有马氏体存在，说明是经过淬火处理的。

到西汉时期，我国的热处理技术水平已经达到较高水平，在我国出土的西汉中期刘胜(中山靖王)墓中的宝剑，心部含碳量最低处为 0.05%，一般为 0.15%~0.4%，而表面含碳量却高达 0.6%以上，具有一定的碳浓度梯度，说明当时已经使用了渗碳工艺。但当时这种技术作为个人的“手艺”，属于绝对秘密，是不肯外传的，因而限制了该技术的发展。

在汉代热处理技术已经有了文字记载，在西汉司马迁所著的《史记·天官书》中记载有：“水与火合为焠”，在《汉书·王褒传》中则有：“巧冶铸干将之璞，清水淬其锋”。随着淬火技术的发展，人们逐渐发现淬火介质对淬火质量的影响。三国时期蜀人蒲元曾在今陕西

斜谷为诸葛亮打制 3000 把刀，他说道“汉中水钝弱，不任淬，蜀水爽烈”，于是派人到成都取水淬火，制得的刀锋利异常，“称绝当世，因曰神刀”。这说明我国在古代就已经注意到不同水质的冷却能力了。在南北朝时期，綦母怀文改进了金属热处理工艺，他在淬火时，“浴以五牲之溺，淬以五牲之脂”，因为牲畜尿中含有盐类，具有比水高的冷却速度，所以能使淬火后的钢获得较高的硬度；牲畜油脂冷却速度较低，能避免钢淬火时脆裂，提高钢的韧性，减少它的变形。可以看出当时已采用含盐的水和油作为具有不同冷却速度的淬火剂，表明当时已清楚地认识到淬火剂同淬火后钢的性能之间的关系。明代宋应星在《天工开物》中记载了大量热处理工艺方法，特别是对渗碳工艺的记载相当成熟。

在国外，热处理技术发展得较晚，但是在产业革命以后，热处理技术却得到了迅速的发展。特别是在 1841 年出现了光学显微镜技术，为研究金属内部的组织提供了可能。1863 年，英国谢菲尔德(Sheffield)的索尔比(H. C. Sorby)和德国夏罗腾堡(Charlottenburg)的马顿斯(Martens)展示了钢铁在显微镜下的 6 种不同的金相组织，证明了钢在加热和冷却时内部会发生组织改变，钢中高温时的相在急冷时转变为一种较硬的相。法国人奥斯蒙德(F. Osmond)确立的铁的同素异构理论，英国人罗伯茨(W. C. Roberts)和奥斯汀(Austen)制定的第一张铁碳平衡图，以及洛兹本(H. W. Bakhuus Roozeboom)将吉布斯(Gibbs)相律应用于合金系统，于 1990 年制定出较完整的铁碳平衡图，这些都为现代热处理工艺初步奠定了理论基础。与此同时，人们还研究了在金属热处理的加热过程中对金属的保护方法，以避免加热过程中金属的氧化和脱碳等。1850—1880 年，对于应用各种气体(如氢气、煤气、一氧化碳等)进行保护加热技术曾有一系列专利。1889—1890 年，英国人莱克获得多种金属光亮热处理专利。

进入 20 世纪以来，热处理学科突飞猛进。金属物理的发展和其他新技术的移植应用，使金属热处理技术得到更大发展。1901—1925 年，在工业生产中应用转筒炉进行气体渗碳；20 世纪 30 年代出现露点电位差计，使炉内气氛碳势达到可控，以后又研究出用二氧化碳红外仪、氧探头等进一步控制炉内气氛碳势的方法；20 世纪 60 年代，热处理技术运用了等离子场的作用，发展了离子渗氮、渗碳工艺；激光、电子束技术的应用又使金属获得了新的表面热处理和化学热处理方法。随着检测手段的进步，人们应用定量金相技术、电子显微技术、X 射线与俄歇谱仪等揭示出金属及合金更微观的结构，在金属学及热处理的一些基础理论的研究方面发挥了巨大的作用。热处理工艺方法的新进展，已完全改变了古老的热处理的面貌。如可控气氛热处理、真空热处理、离子轰击与特殊表面硬化技术、复合热处理、感应加热技术、新型化学热处理技术、新型冷却技术等，均已进入实用化阶段。计算机及电子技术的发展，也带动了热处理设备及检测仪器的智能化，使得热处理工艺参数的控制更精确、更合理。

1.3 热处理的基本过程

热处理工艺一般包括加热、保温、冷却三个过程，有时只有加热和冷却两个过程。这些过程互相衔接，不可间断。

加热是热处理的重要工序之一。金属热处理的加热方法很多，最早是采用木炭和煤作为热源，进而应用液体和气体燃料。电的应用使加热易于控制，且无环境污染。利用这些热源可以直接加热，也可以通过熔融的盐或金属，直至浮动粒子进行间接加热。金属加热时，工

件暴露在空气中，常常发生氧化、脱碳(钢铁零件表面含碳量降低)，这对于热处理后零件的表面性能有很不利的影响。因而金属通常应在可控气氛或保护气氛中、熔融盐中和真空中加热，也可用涂料或包装方法进行保护加热。

加热温度随被处理的金属材料 and 热处理的目的不同而有所差异，但一般都加热到相变温度以上，以获得高温组织。此外，转变需要一定的时间，因此当金属工件表面达到要求的加热温度时，还必须在此温度保持一定时间，使内外温度一致，使显微组织转变完全，这段时间称为保温时间。采用高能量密度加热和表面热处理时，加热速度极快，一般就没有保温时间，而化学热处理的保温时间往往较长。

冷却也是热处理工艺过程中不可缺少的步骤，冷却方法因工艺不同而不同，主要是控制冷却速度。一般退火的冷却速度最慢，正火的冷却速度较快，淬火的冷却速度更快。冷却速度还因钢种不同而有不同的要求。

1.4 热处理的分类

金属热处理大体可分为整体热处理、表面热处理和化学热处理三大类。根据加热介质、加热温度和冷却方法的不同，每一大类又可以分为若干种不同的热处理工艺。同一种金属采用不同的热处理工艺以后，可以获得不同的显微组织，从而具有不同的性能。

整体热处理是对工件的整体进行加热，在保温足够长时间后，以适当的速度进行冷却，通过组织的变化，以改变工件的整体力学性能的热处理方法。对钢铁材料来说，整体热处理又可以分为退火、正火、淬火和回火四种基本工艺。具体的热处理工艺方法将在后面的热处理工艺部分详细介绍。

表面热处理是只对工件的表层进行加热，以改变工件表层力学性能的热处理方法。为了控制工件表层被加热而不使过多的热量传入工件内部，使用的热源必须具有高的能量密度，即在单位面积的工件上给予较大的热能，使工件表层或局部能短时或瞬时达到高温。表面热处理的主要方法有火焰加热表面淬火和感应加热表面淬火，常用的热源有乙炔或氧丙烷等火焰、感应电流、激光和电子束等。

化学热处理是通过改变工件表层的化学成分，从而控制表面层组织结构和性能的热处理方法。化学热处理与表面热处理不同之处是前者改变了工件表层的化学成分。常用的化学热处理方法有渗碳、渗氮、碳氮共渗和渗各种金属等。

此外，近年来随着科学技术的进步，热处理技术也有了新的发展，在热处理过程中将多种热处理工艺相结合的方法得到了快速发展，可以统称为复合热处理技术。

1.5 本课程的任务、要求和学习方法

本课程是金属材料工程专业的一门专业课，通过本课程的学习，学生应主要掌握如下内容：

(1) 掌握钢铁材料的热处理原理，包括加热转变、冷却转变、回火转变等，掌握过冷奥氏体冷却转变曲线；

(2) 掌握钢铁材料热处理的基本工艺，包括整体热处理、表面热处理、化学热处理等的基本原理、工艺实现方法等；

(3) 熟悉钢铁材料热处理后的组织形态和性能特点，能够对不同零件和构件进行热处理工艺的合理选择；

(4) 了解热处理技术的发展趋势，熟悉新型热处理技术的原理和特点。

本课程的实践性很强，因此在学习时应特别注重理论联系实际，通过试验，如具体的热处理工艺过程、热处理后组织结构的分析过程、性能的测试过程等，来掌握热处理的基本原理，掌握具体热处理工艺过程对组织结构与性能的影响规律，从而达到认识与实践的统一。

第 2 章 钢的奥氏体加热转变

热处理过程一般是由加热、保温和冷却三个阶段组成的，其目的在于改变金属及合金的内部组织结构，使材料满足服役条件提出的性能要求。

为了使钢件在经过热处理后能够得到符合要求的组织和性能，大多数热处理工艺(如淬火、正火和普通退火)都需要将钢件加热至临界点 A_1 或 A_3 以上，见图 2-1，形成奥氏体组织，称为奥氏体化，然后再以一定的方式(或速度)冷却。因此，钢在加热时的转变是钢热处理的基础，而且热处理钢件的组织和性能与其加热时形成的奥氏体相有很大关系。如果过热将引起奥氏体晶粒长大，会导致钢件热处理后冲击韧性降低，表现出明显的脆化倾向。研究加热转变对改进钢的热处理工艺有重要意义，掌握加热转变规律是学习各种冷却相变的理论基础。本章将着重讨论平衡加热时奥氏体的形成规律。

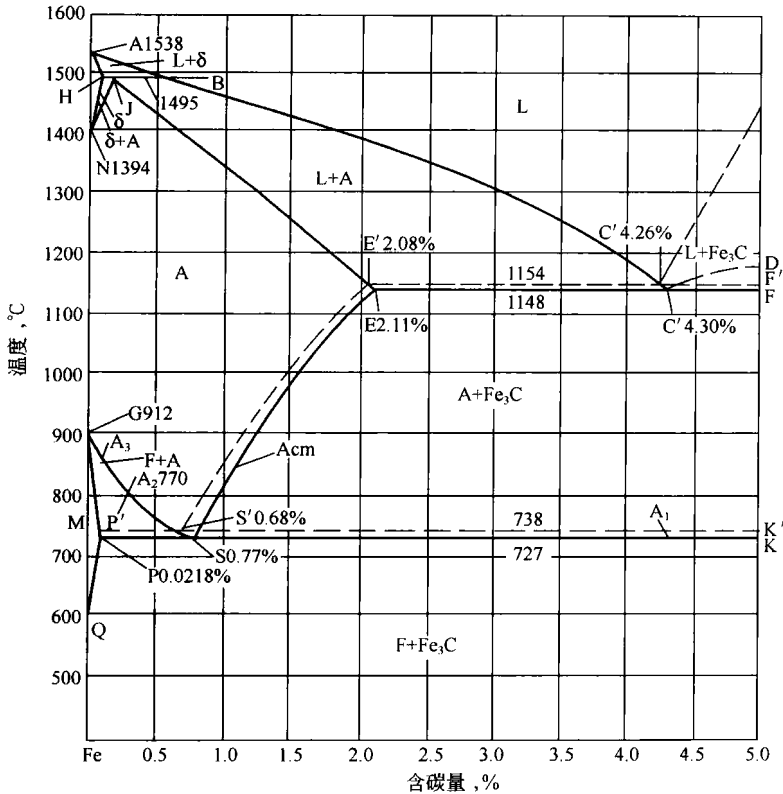


图 2-1 Fe-Fe₃C 相图(实线)及 Fe-石墨相图(虚线)

2.1 概 述

在实际热处理的加热过程中，发生的常常是非平衡相变，不能完全用 Fe-Fe₃C 相图来分析。因此，为了掌握奥氏体的形成规律，必须对奥氏体形成的热力学条件、形成机理、动力学及影响因素进行研究。

2.1.1 奥氏体形成的热力学条件

根据 Fe-Fe₃C 相图(见图 2-1), 温度在 A₁ 以下时, 共析碳钢的平衡组织为珠光体, 亚共析碳钢为珠光体加铁素体, 过共析碳钢为珠光体加渗碳体。而珠光体组织是由铁素体与渗碳体构成的机械混合物, 所以从相的组成来说, 碳钢在 A₁ 温度以下的平衡相为铁素体和渗碳体。当温度超过 A₁ 后, 珠光体将转变为单相奥氏体。随着温度继续升高, 亚共析碳钢中的先共析铁素体将转变为奥氏体, 过共析碳钢的先共析渗碳体溶入奥氏体, 使奥氏体量逐渐增多。奥氏体的化学成分分别沿 A₃ 和 A_{cm} 线变化。当加热温度超过 GSE 线以上时, 平衡相均为单相奥氏体。

由热力学可知, 钢加热时发生相变的动力是新相奥氏体与母相之间的体积自由能之差 $V \cdot \Delta g_v$, 奥氏体成核时, 系统的自由能变化为

$$\Delta G = V \cdot \Delta g_v + S\sigma + \epsilon V \quad (2-1)$$

式中 $S\sigma$ ——形成奥氏体时所增加的界面能;

ϵV ——形成奥氏体时所增加的应变能。

因为奥氏体在高温下形成, 其相变的应变能较小, 所以相变的阻力主要是界面能。

图 2-2 示出共析钢奥氏体和珠光体的自由能随温度的变化曲线, 交点为 A₁ 点(727°C)。当温度等于 727°C 时, 珠光体与奥氏体自由能相等, 相变尚不会发生。当温度高于 A₁ 时, Δg_v 为负值, 即式(2-1)右侧第一项为负值, 这时才有可能发生相变。 $V \cdot \Delta g_v$ 为奥氏体形成的驱动力, 它随加热温度升高而增大。只有在 A₁ 点以上, 当珠光体向奥氏体转变的驱动力 $V \cdot \Delta g_v$ 能够克服奥氏体形成所增加的界面能和应变能时, 奥氏体才会自发地形成, 即奥氏体形成必须要有一定的过热度(ΔT)。

因此当加热和冷却时, 相变并不按相图中所示的温度进行, 通常是在一定的过热或过冷的情况下进行的。过热度或过冷度随加热速度或冷却速度升高而加大。这样, 就使加热和冷却时的临界点不在同一温度上。通常把加热时的临界点标以字母 c, 如 Ac₁、Ac₃、Accm 等; 而把冷却时的临界点标以字母 r, 如 Ar₁、Ar₂、Arcm 等。图 2-3 示出了在加热速度和冷却速度均为 0.125°C/min 时临界点的移动。

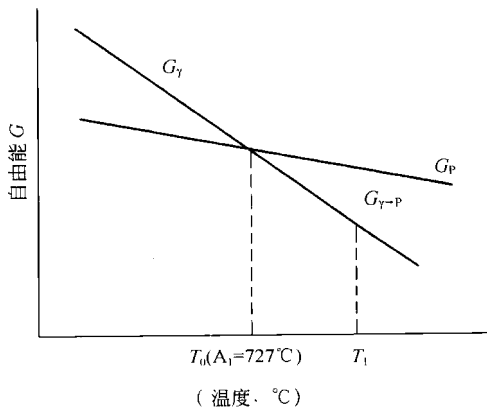


图 2-2 珠光体(P)和奥氏体(γ)自由能与温度的关系示意图

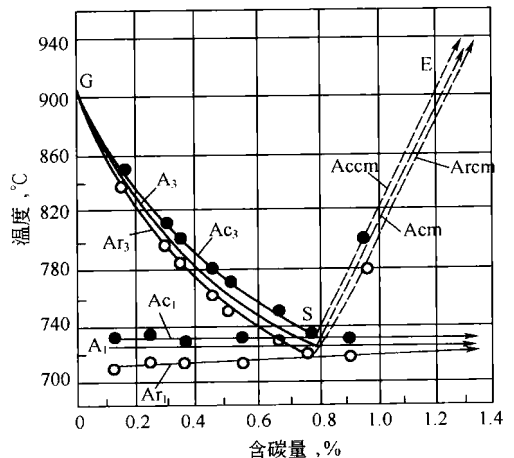


图 2-3 Fe-Fe₃C 相图中临界点的移动

2.1.2 奥氏体的组织、结构和性能

奥氏体组织通常是由等轴状的多边形晶粒所组成，常可在晶内观察到孪晶，见图 2-4。奥氏体为 C 在 γ -Fe 中的固溶体。C 原子在 γ -Fe 点阵中处于由 Fe 原子组成的八面体间隙中心处，即面心立方晶胞的中心或棱边的中点，见图 2-5。若按所有八面体间隙位置均填满 C 原子计算，则单位晶胞中含有 4 个 Fe 原子和 4 个 C 原子，即其原子浓度为 50%，折合质量浓度为 20%，但实际上奥氏体的最大含碳量为 2.11% (质量)，折合原子浓度为 10%，即 25 个 γ -Fe 晶胞中才有 10 个 C 原子。这是因为 C 原子的半径为 0.77\AA ，^① 而 γ -Fe 点阵中八面体间隙的半径仅为 0.52\AA ，因此，当 C 原子进入间隙位置后，引起点阵畸变，使其周围的空隙不可能都填满 C 原子。实际上，C 在奥氏体中是呈统计性均匀分布的，存在浓度起伏。

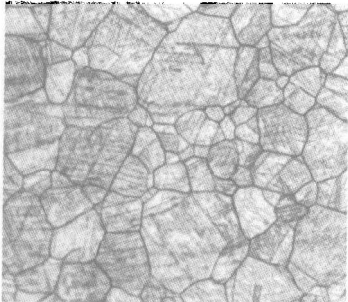


图 2-4 钢中的奥氏体(500×)

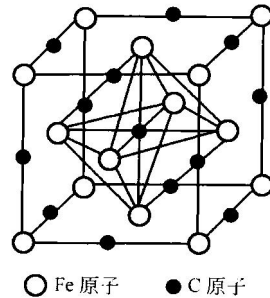


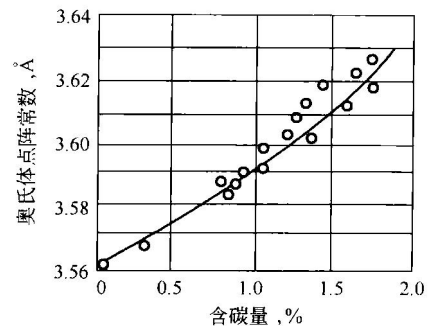
图 2-5 C 在 γ -Fe 中可能的间隙位置

C 原子的存在，使奥氏体点阵发生膨胀，因而点阵常数随含碳量升高而增大，见图 2-6。

合金钢中的奥氏体是 C 及合金元素溶于 γ -Fe 中的固溶体。合金元素如 Mn、Si、Cr、Ni、Co 等，在 γ -Fe 中取代 Fe 原子位置而形成置换式固溶体。它们的存在也引起晶格畸变和点阵常数变化。所以合金奥氏体的点阵常数除与其含碳量有关外，还与合金元素的含量及合金元素原子和 Fe 原子的半径差等因素有关。

在钢的各种组织中，奥氏体的比容最小，线膨胀系数最大，导热性差，塑性高，屈服强度很低，易于变形加工。对于含 0.8% C 的钢，奥氏体、铁素体和马氏体的比容分别为 $0.12399\text{cm}^3/\text{g}$ 、 $0.12708\text{cm}^3/\text{g}$ 和 $0.12915\text{cm}^3/\text{g}$ ，线膨胀系数分别为 $23 \times 10^{-6}\text{cm}/\text{K}$ 、 $14.5 \times 10^{-6}\text{cm}/\text{K}$ 和 $11.5 \times 10^{-6}\text{cm}/\text{K}$ 。工业上常利用奥氏体钢线膨胀系数大的特性制作仪表元件。在碳钢中，铁素体、珠光体、马氏体、奥氏体和渗碳体的导热系数分别为

$77.1\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 、 $51.9\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 、 $29.3\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 、 $14.6\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 和 $4.2\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 。除渗碳体外，奥氏体的导热性最差。所以，奥氏体钢加热时，不宜采用过大的加热速度，以免因热应力过大而引起工件变形。



2.2 珠光体向奥氏体的转变机制

下面以共析钢为例，讨论珠光体向奥氏体转变的机制。共析钢在室温下的组织为珠光体

^① $1\text{\AA} = 10^{-10}\text{m}$ 。

(渗碳体和铁素体的混合物)组成,当加热至 A_{c1} 以上温度时,珠光体将转变为单相奥氏体(0.77% C)。其中铁素体为体心立方点阵,渗碳体为复杂点阵,奥氏体为面心立方点阵,三者点阵结构相差很大。因此,奥氏体形成过程是由含碳量和点阵结构不同的两个相转变为另一种点阵的均匀相,它包括 C 的扩散重新分布和 $\alpha \rightarrow \gamma$ 的点阵重构。

2.2.1 奥氏体的成核

与通常的相变过程相似,奥氏体的形成也是通过成核和晶核长大进行的。成核位置一般在铁素体和渗碳体的两相界面上,并遵循固态相变的普遍规律。珠光体群边界也可以成为奥氏体成核部位。在快速加热时,因为相变过热度大,奥氏体临界晶核半径小,并且相变所需的浓度起伏小,这时也可以在铁素体的边界上成核。

2.2.2 奥氏体晶核长大

当奥氏体在铁素体和渗碳体两相界面上成核之后,便同时形成了 $\gamma \rightarrow \alpha$ 和 $\gamma \rightarrow Fe_3C$ 两个相界面。奥氏体长大过程即为这两个相界面向原有的铁素体和渗碳体中推移的过程。假设奥氏体在 A_{c1} 以上某一温度 T_1 成核,与渗碳体及铁素体相接触的相界面为平直的,见图 2-7(a),则相界面处各相 C 的浓度由 Fe- Fe_3C 相图确定,见图 2-7(b)。

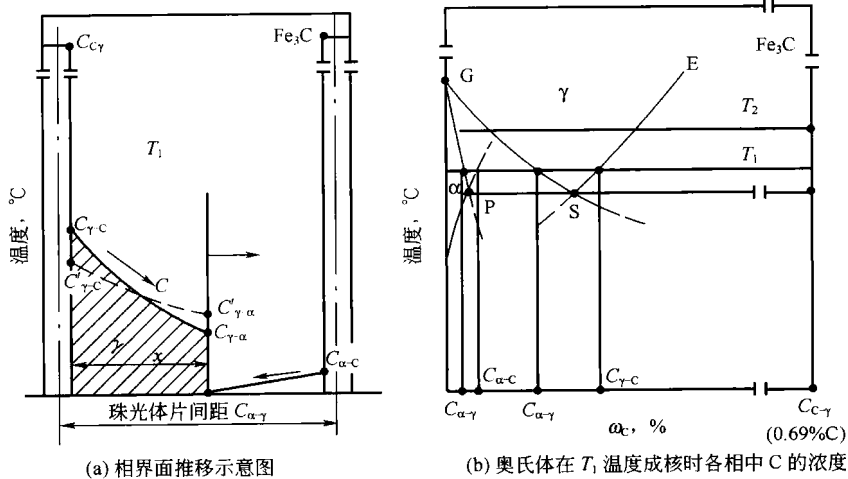


图 2-7 共析钢奥氏体晶核长大示意图

图中 $C_{\alpha-\gamma}$ 为与奥氏体相接触的铁素体的 C 浓度, $C_{\alpha-c}$ 为与渗碳体相接触的铁素体的 C 浓度, $C_{\gamma-\alpha}$ 为与铁素体相接触的奥氏体的 C 浓度, $C_{\gamma-c}$ 为与渗碳体相接触的奥氏体的 C 浓度, $C_{c-\gamma}$ 代表和奥氏体相接触的渗碳体的 C 浓度。

由图 2-7(b) 中可见,奥氏体两个相界面之间的 C 浓度不等, $C_{\gamma-c} > C_{\gamma-\alpha}$, 因此在奥氏体内存在 C 的浓度差,使 C 从高浓度的奥氏体—渗碳体相界面向低浓度的奥氏体—铁素体相界面扩散,结果破坏了在该温度下相界面的平衡浓度,同时奥氏体内 C 的浓度梯度趋于减小,见图 2-7(b) 中虚线。为了维持相界面处 C 浓度的平衡,渗碳体将不断溶入奥氏体中,并使渗碳体—奥氏体相界面处奥氏体的 C 浓度恢复至 $C_{\gamma-c}$ 。同时,在奥氏体—铁素体相界面处,铁素体将转变为奥氏体,以使界面处奥氏体的 C 浓度降低到 $C_{\gamma-\alpha}$ 。这样就使奥氏体的相界面同时向渗碳体和铁素体中推移,于是奥氏体晶核不断长大。

在奥氏体中 C 扩散的同时,铁素体中也存在着 C 的扩散,见图 2-7(a)。这种扩散也有

促进奥氏体长大的作用，但因其 C 的浓度差小，作用甚微。

通过以上分析可知，奥氏体中存在 C 的浓度差是奥氏体在铁素体和渗碳体两相界面上成核的必然结果，这种浓度差成为相界面推移的动力，界面推移的结果是 Fe_3C 不断溶解， α 相逐渐转变为 γ 相。在 Fe_3C 全部溶解、 α 相全部转变为 γ 相之后，奥氏体中 C 的浓度分布仍然是不均匀的，尚需通过扩散才能使奥氏体均匀化。奥氏体的形成过程可以分为四个阶段：奥氏体成核；奥氏体晶核向 α 及 Fe_3C 两个方向长大；剩余碳化物的溶解；奥氏体成分的均匀化。

此外，关于奥氏体的成核机制还有无扩散成核理论。该理论认为，珠光体转变为奥氏体时，奥氏体晶核是由铁素体以无扩散方式转变而来的，开始形成奥氏体的温度不受加热速度的影响，但是成核以后的长大过程及渗碳体的溶解和奥氏体均匀化，都需通过扩散来完成。有些研究结果指出，在共析钢中，当加热速度小于 $10^4\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时，珠光体向奥氏体的转变是属于扩散型的；而当加热速度大于 $10^5\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时，由于奥氏体的扩散成核和长大速度落后于加热速度，铁素体多以无扩散方式转变为奥氏体。

2.3 奥氏体等温形成动力学

奥氏体形成速度取决于成核率 N 和长大速度 G 。在等温条件下， N 和 G 均为常数。

2.3.1 成核率

在奥氏体均匀成核的条件下，成核率 N 与温度 T 之间的关系可表示为

$$N = C' e^{-\frac{Q}{RT}} \cdot e^{-\frac{W}{kT}} \quad (2-2)$$

式中 C' ——常数；

Q ——扩散激活能；

T ——绝对温度；

k ——玻耳兹曼常数；

W ——成核功。

由式(2-2)可见，当奥氏体形成温度升高时，成核率 N 将以指数函数关系迅速增大，见表 2-1。奥氏体形成温度升高时，还因相变驱动力增大，而使成核功 W 减小，因而使奥氏体成核率增大。同时，相变温度升高，还引起扩散系数增大，原子扩散速度加快，有利于铁素体向奥氏体点阵重构，因而促进奥氏体成核。此外，由图 2-7(b)还可以看出，随相变温度升高， $C_{\gamma-\alpha}$ 与 $C_{\alpha-\gamma}$ 之差减小，奥氏体成核所需要的 C 浓度起伏减小，也有利于提高奥氏体的成核率。因此，奥氏体形成温度升高，即相变的过热度增大，可以使奥氏体成核急剧增大，这对于形成细小的奥氏体晶粒是有利的。

表 2-1 奥氏体成核率 N 和长大速度 G 与温度的关系

转变温度, $^\circ\text{C}$	成核率 N , $1/(\text{mm}^3 \cdot \text{s})$	长大速度 G , mm/s	转变完成一半所需的时间, s
740	2280	0.0005	100
760	11000	0.010	9
780	51500	0.026	3
800	616000	0.041	1

2.3.2 长大速度

根据前述的奥氏体形成机制，奥氏体晶核形成后，其长大速度应等于相界面的推移速度，若忽略 C 在铁素体中的扩散对相界面移动速度的影响，则可由扩散定律导出奥氏体形成时的相界面推移速度为

$$G = -KD_{\gamma}^{\gamma} \frac{dC}{dx} \cdot \frac{1}{\Delta C_B} \quad (2-3)$$

式中 K ——常数；

D_{γ}^{γ} ——C 在奥氏体中的扩散系数；

$\frac{dC}{dx}$ ——相界面处奥氏体中 C 的浓度梯度；

ΔC_B ——相界面浓度差。

式中负号表示下坡扩散。在等温转变时， D_{γ}^{γ} 、 dC/dx (由相图确定)均为常数，则式(2-3)可改写成

$$G = \frac{K'}{\Delta C_B} \quad (2-4)$$

式(2-4)同时适用于奥氏体向铁素体和奥氏体向渗碳体中的推移速度计算，并且对片状珠光体和粒状珠光体均适用。因为在一个珠光体片层间距内形成奥氏体的同时，类似过程在其他片层中也在进行。所以，从大范围内看，可以用一个片层间距内的长大速度代替奥氏体长大的平均速度，并且 $dC/dx \approx (C_{\gamma\gamma} - C_{\gamma\alpha})/S_0$ (其中 S_0 为珠光体片层间距)， $C_{\gamma\gamma} - C_{\gamma\alpha}$ 为奥氏体两个相界面之间的浓度差 dC ，可根据奥氏体形成温度由相图中 GS 和 ES 线确定。这样便可按式(2-3)近似估算出奥氏体向铁素体及奥氏体向渗碳体中的移动速度。但是，由于式(2-3)忽略了 C 在铁素体中的扩散，所以计算值往往比试验值偏小，并且当温度升高时，试验值与计算值的误差增大。

由式(2-4)，当奥氏体形成温度为 780°C 时，则奥氏体向铁素体中的推移速度为

$$G_{\gamma\alpha} \approx \frac{K'}{C_{\gamma\alpha} - C_{\alpha\gamma}} = \frac{K'}{0.41 - 0.02} \quad (2-5)$$

奥氏体向渗碳体中的推移速度为

$$G_{\gamma\text{C}} \approx \frac{K'}{C_{\text{C}\gamma} - C_{\gamma\text{C}}} = \frac{K'}{6.69 - 0.89} \quad (2-6)$$

$$\frac{G_{\gamma\alpha}}{G_{\gamma\text{C}}} = \frac{6.69 - 0.89}{0.41 - 0.02} \approx 14.87 \quad (2-7)$$

即相界面向铁素体中的推移速度比向渗碳体中的推移速度快 14.87 倍。但是，在通常情况下，片状珠光体中的铁素体片厚度仅比渗碳体片厚度大 7 倍。所以，奥氏体在等温形成时，总是铁素体先消失，当 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变结束后，还含有相当数量的剩余渗碳体未完全溶解，还需要经过剩余渗碳体溶解和奥氏体均匀化过程才能获得成分均匀的奥氏体。

奥氏体长大速度随奥氏体形成温度升高而增大。因为相变温度升高时，C 在 γ 中的扩散系数 D_{γ}^{γ} 成指数函数关系增大，而且 C 在奥氏体中的浓度梯度增大[见图 2-7(b)， $T_2 > T_1$ ， T_2 温度下的 $C_{\gamma\text{C}}$ 与 $C_{\gamma\alpha}$ 之差大于 T_1 温度下的 $C_{\gamma\text{C}}$ 与 $C_{\gamma\alpha}$ 之差]，因而奥氏体形成速度增大。同时，相变温度升高时，还使奥氏体与铁素体的相界面浓度差和奥氏体与渗碳体的相界面浓度差减小[见图 2-7(b)，相变温度越高， $C_{\gamma\alpha} - C_{\alpha\gamma}$ 及 $C_{\text{C}\gamma} - C_{\gamma\text{C}}$ 的差值越小]，所以，奥氏