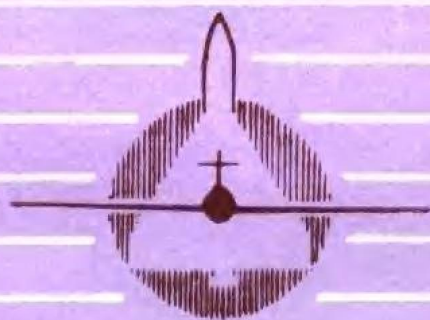


钢 的 热 处 理

(原理和工艺)

胡光立 李崇谟 吴锁春 编著



国防工业出版社

钢 的 热 处 理

(原 理 和 工 艺)

胡光立 李崇谟 吴锁春 编著

國防工業出版社

内 容 简 介

本书是根据航空工业部教材编审室审订的教学大纲编写的, 主要阐述有关钢的热处理的基本原理和工艺, 并适当反映了近年来在基本原理和工艺方面的某些新观点和新成果。

本书是金属材料及热处理专业的教材, 也可供从事金属材料及热处理工作的工程技术人员参考。

钢 的 热 处 理

(原理和工艺)

胡光立 李崇谟 吴锁春 编著

*

国防工业出版社出版

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

国防工业出版社印刷厂印装

*

787×1092¹/₁₆ 印张21¹/₄ 494千字

1985年6月第一版 1985年6月第一次印刷 印数: 0,001—4,700册

统一书号: 15034·2901 定价: 3.90元

前 言

本书是根据航空工业部教材编审室于一九八二年九月审订的《钢的热处理》(原理和工艺)教学大纲而编写成的。

《钢的热处理》是金属材料及热处理专业的必修课程之一,课程应安排在学生学完《金属学原理》,完成专业认识实习并初步掌握了某些热处理基础知识(包括有关金属固态相变基本概念)之后进行。

根据“打好基础、精选内容、逐步更新、利于教学”的原则,结合近年来教学实践的经验,我们在过去教材的基础上,对内容作了较大的修改,力图体现“原理与工艺相结合”的特点,在加强阐述热处理基本原理的同时,注意紧密联系实际应用。但由于篇幅的限制,某些最近发展起来的热处理工艺如离子沉积、电子束热处理等未能编入。

本书不仅供金属材料及热处理专业学生学习《钢的热处理》课程时使用,也可供从事金属材料及热处理工艺研究和生产的技术人员参考。

全书共分九章。其中第一、二、七、八章由北京航空学院李崇谟编写;第五、六(部分)章由南昌航空工业学院吴锁春编写;第三、四、六(部分)、九章由西北工业大学胡光立编写。全书由胡光立主编,西安交通大学刘静华主审,在编写过程中,西北工业大学康沫狂、管敦惠同志在有关贝氏体转变方面曾提供了宝贵的资料并给予了热情的帮助,同时还得到许多部门和同志的大力支持,在此一并表示衷心感谢。

由于编者水平所限,加之编写时间十分仓促,书中的错误和缺点在所难免,敬希广大师生和读者批评指正。

编 者

目 录

第一章 钢的加热转变

§ 1-1 奥氏体的形成	1
一、奥氏体的性能	1
二、奥氏体形成的条件	2
§ 1-2 奥氏体形成的机理	3
一、珠光体类组织向奥氏体的转变	4
二、马氏体类组织向奥氏体的转变	9
§ 1-3 奥氏体形成的动力学	13
一、奥氏体等温形成的动力学	13
二、连续加热时奥氏体形成的动力学	17
三、奥氏体形成动力学的理论处理	20
四、影响奥氏体形成速度的因素	22
§ 1-4 奥氏体晶粒的长大及其控制	24
一、研究奥氏体晶粒大小的必要性	24
二、奥氏体晶粒度的概念	24
三、奥氏体晶粒的长大及其影响因素	25
四、奥氏体晶粒大小的控制及其在生 产中的应用	29
五、粗大奥氏体晶粒的遗传及其割断	31
参考文献	32

第二章 珠光体转变与
钢的退火、正火

§ 2-1 钢的冷却转变概述	34
§ 2-2 珠光体的组织和性能特点	34
一、珠光体的组织形态	34
二、珠光体组织的晶体学	37
三、珠光体的机械性能	37
§ 2-3 珠光体转变机理	39
一、一般描述	39
二、珠光体转变中的领先相	40
三、珠光体的长大方式	41
§ 2-4 珠光体转变的动力学	44
一、珠光体转变的动力学特点和动力学图	44
二、珠光体转变的动力学研究	45
三、影响珠光体转变动力学的因素	49
§ 2-5 先共析转变	53
一、奥氏体过冷时发生先共析转变的 条件和哈特格林(Hultgren)外推法	53

二、先共析相的形态	55
§ 2-6 合金钢中其它类型的奥氏体高 温分解转变	56
一、特殊碳化物珠光体	57
二、纤维状碳化物与铁素体的聚合体	57
三、相间沉淀	58
四、各种组织形态出现的条件及其影响因素	62
五、直接转变(即不经淬火回火, 奥氏体 直接在高温区转变)钢的机械性能	64
§ 2-7 钢的退火和正火	66
一、钢的退火	66
二、钢的正火	71
三、小结	71
参考文献	72

第三章 马氏体转变

§ 3-1 马氏体的晶体结构和转变特点	75
一、马氏体的晶体结构	75
二、马氏体转变的特点	77
§ 3-2 马氏体转变机理概述	82
一、贝茵(Bain)转变机理	82
二、K-S转变机理	82
三、西山转变机理	84
四、G-T转变机理	85
五、K-N-V转变机理	85
§ 3-3 马氏体的组织形态	86
一、马氏体的形态	86
二、影响马氏体形态和内部亚结构的因素	93
§ 3-4 马氏体转变的热力学分析	94
一、马氏体转变的驱动力	94
二、 M_s 点的物理意义	95
三、影响 M_s 点的因素	95
§ 3-5 马氏体转变的动力学	99
一、马氏体转变的形核	99
二、马氏体转变动力学的类型	100
§ 3-6 马氏体的性能	103
一、马氏体的硬度和强度	103
二、马氏体的塑性和韧性	105
三、马氏体的物理性能	107
四、马氏体的相变诱发塑性	107
§ 3-7 奥氏体的稳定化	108

一、奥氏体的稳定化现象	108
二、奥氏体的热稳定化	108
三、奥氏体的机械稳定化	110
四、奥氏体稳定化规律在生产中的应用	111
参考文献	112

第四章 贝氏体转变

§ 4-1 贝氏体的组织形态和亚结构	114
一、上贝氏体	114
二、下贝氏体	116
三、其它各类贝氏体	119
§ 4-2 贝氏体转变的特点和晶体学	123
一、贝氏体转变的特点	123
二、贝氏体转变的晶体学	123
§ 4-3 贝氏体转变过程及其热力学分析	124
一、贝氏体转变过程	124
二、贝氏体转变的热力学分析	126
§ 4-4 贝氏体转变机理概述	127
一、切变机理	128
二、台阶机理	131
§ 4-5 贝氏体转变的动力学	132
一、贝氏体转变动力学的特点	132
二、贝氏体等温转变动力学图	134
三、影响贝氏体转变动力学的因素	135
§ 4-6 贝氏体的机械性能	137
一、贝氏体的强度	137
二、贝氏体的韧性	140
§ 4-7 魏氏组织	142
一、魏氏组织的形态和基本特征	142
二、魏氏铁素体的形成条件和转变机理	143
三、魏氏铁素体对钢机械性能的影响	145
参考文献	145

第五章 钢的过冷奥氏体等

温转变图与连续冷却转变图

§ 5-1 过冷奥氏体等温转变图	147
一、过冷奥氏体等温转变图的建立	147
二、影响过冷奥氏体等温转变图的因素	150
三、过冷奥氏体等温转变图的基本类型	155
§ 5-2 过冷奥氏体连续冷却转变图	156
一、过冷奥氏体连续冷却转变图的建立	156
二、过冷奥氏体连续冷却转变图的分析	158
三、过冷奥氏体连续冷却转变图的基本类型	158
§ 5-3 过冷奥氏体等温转变图与连续 冷却转变图的比较和应用	160

一、两类图形的比较	160
二、过冷奥氏体转变图的应用	160
参考文献	163

第六章 钢的淬火

§ 6-1 淬火方法及工艺参数的确定	164
一、各种淬火方法	164
二、淬火工艺参数的确定	166
三、等温淬火工艺	169
四、冷处理	170
§ 6-2 淬火介质	171
一、淬火介质的分类	171
二、有物态变化的淬火介质	171
三、无物态变化的淬火介质	174
四、其它新型淬火介质简介	175
§ 6-3 钢的淬透性	176
一、淬透性的意义	176
二、淬透性的确定方法	178
三、淬透性曲线的应用	181
§ 6-4 淬火缺陷及其防止	184
一、淬火内应力	186
二、淬火变形	188
三、淬火开裂	192
四、减少淬火变形和防止淬火开裂的措施	194
五、其它淬火缺陷及其防止	195
§ 6-5 淬火工艺的新发展	197
一、奥氏体晶粒的超细化处理	197
二、碳化物的超细化处理	199
三、控制马氏体、贝氏体组织形态及 其构成的淬火	199
四、使钢中保留适当数量塑性第二相的淬火	200
参考文献	203

第七章 回火转变与

钢的回火

§ 7-1 淬火钢在回火时的组织变化	204
一、第一阶段($-40\sim 100^{\circ}\text{C}$)	205
二、第二阶段($100\sim 200^{\circ}\text{C}$)	207
三、第三阶段($200\sim 300^{\circ}\text{C}$)	209
四、第四阶段($200\sim 450^{\circ}\text{C}$)	209
五、第五阶段($450\sim 700^{\circ}\text{C}$)	214
六、关于回火过程的阶段划分问题	217
§ 7-2 淬火钢回火后机械性能的变化	218
§ 7-3 合金元素对回火的影响	221
一、合金元素提高钢的回火抗力	221
二、合金元素引起二次硬化	224

§ 7-4 回火脆化现象	227
一、回火马氏体脆性(TME)	227
二、回火脆性(TE)	232
§ 7-5 回火工艺	237
一、回火温度的选定	237
二、回火时间的确定	239
参考文献	241

第八章 钢的化学热处理

§ 8-1 化学热处理概述	243
§ 8-2 钢的渗碳	244
一、渗碳原理(以气体渗碳为例)	244
二、气体渗碳工艺	251
三、固体和液体渗碳简介	254
四、渗碳后的热处理	255
五、渗碳层深度的测量	260
六、渗碳热处理的常见缺陷	261
七、渗碳后钢的机械性能	263
§ 8-3 钢的氮化	266
一、氮化的特点和分类	266
二、铁氮相图和纯铁氮化层的组织	267
三、气体氮化原理	268
四、气体氮化工艺	274
五、氮化前的热处理	278
六、氮化零件的检验和常见缺陷	279
七、离子氮化	279
八、软氮化	283
§ 8-4 钢的碳氮共渗	285
一、概述	285
二、高温碳氮共渗原理和工艺	286
三、渗层的组织和性能	288

§ 8-5 钢的渗硼	289
§ 8-6 钢的渗铝	293
一、渗铝后钢的性能特点及应用	293
二、渗铝工艺原理	294
三、渗层组织和性能	294
参考文献	295

第九章 特种热处理

§ 9-1 表面热处理	297
一、感应加热表面热处理	297
二、激光热处理	304
§ 9-2 真空热处理	306
一、关于真空的基本知识	306
二、真空热处理的特异效果和伴生现象	307
三、真空热处理的应用	310
§ 9-3 形变热处理	314
一、形变热处理的分类和应用	314
二、形变热处理强韧化的机理	318
三、影响形变热处理强韧化效果的工艺因素	320
§ 9-4 钢的时效	322
一、时效过程的一般原理	322
二、影响时效的因素	323
三、低碳钢的形变时效	324
四、马氏体时效钢的时效	326
参考文献	327

附录

附录一 常用钢临界点、淬火加热 温度及 M_s 点	328
附录二 钢的硬度与强度换算表	331
附录三 常用物理单位换算系数	332

第一章 钢的加热转变

热处理是在固态下将工件于一定的介质中进行恰当的加热、保温、冷却，以取得需要的组织，从而获得所需性能的一种工艺过程的总称。同一种材料经过不同的热处理后，可以获得不同的性能，以满足加工和使用的不同要求。因此热处理是零件生产中不可缺少的工序。在航空工业中，未经热处理而将零件投入使用是不允许的。性能的变化是因为组织发生了变化，因此了解热处理过程中的组织变化，是正确进行热处理的基础。本书仅讨论钢的热处理。

任何热处理均以加热为其第一步。对于钢的大多数热处理工艺而言，奥氏体的形成和奥氏体晶粒的大小都非常重要，因为它们对奥氏体的转变特点和转变产物的组织和性能有着显著的影响。因此，本章首先要研究钢在加热时的转变。

§ 1-1 奥氏体的形成

一、奥氏体的性能

奥氏体是碳在 γ -Fe中的间隙固溶体，具有面心立方点阵。由于体积因素的限制〔碳的原子半径为0.077纳米（0.77埃）， γ -Fe的最大间隙半径即八面体间隙半径为0.052纳米（0.52埃）〕，碳在 γ -Fe中的最大溶解度只能达到2.1%（重量）。

面心立方的晶体结构，决定了奥氏体具有高的塑性和低的屈服强度，在相变过程中容易发生塑性变形，产生大量位错，或出现孪晶，从而造成相变硬化和随后的再结晶，造成高温下晶粒的反常细化，或低温下马氏体相变的一些相变特点和组织特点^{〔1〕}。

奥氏体的比容在钢中可能出现的各种组织中为最小。例如在含0.8C的钢中，奥氏体、铁素体和马氏体的比容分别为 1.2399×10^{-4} 、 1.2708×10^{-4} 和 1.2915×10^{-4} 米³/公斤^{〔2〕}。这样，在奥氏体形成或由奥氏体转变成其它组织时，都会有较大的体积变化，引起残余内应力和一系列的相变特点。

奥氏体的线膨胀系数也比其它组织大，例如在0.8C的碳钢中，奥氏体、铁素体、渗碳体和马氏体的线膨胀系数分别为 23×10^{-6} 、 14.5×10^{-6} 、 12.5×10^{-6} 和 11.5×10^{-6} 米/米·开尔文^{〔2〕}。奥氏体是顺磁性的，这一特点提供了使用磁性法研究钢中相变的可能性。

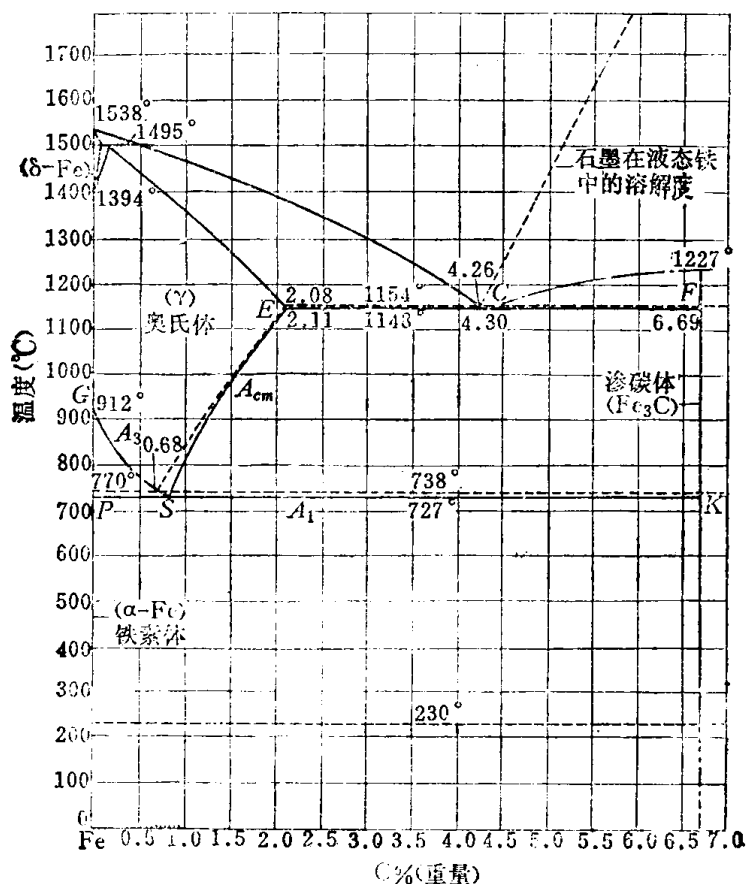
在铁碳合金中，奥氏体只在 A_1 温度以上才稳定，所以只有用高温显微镜才能观察到它那等轴状的、并带有以{111}面为孪晶界的孪晶的晶粒结构（图1-1）。但如果加入量足够的话，合金元素锰、镍、钴等可以使奥氏体在室温下稳定。奥氏体的成分和晶粒大小对于它向其它组织转变的动力学影响很大，从而对钢的性能也有很大的影响。这一点以后将详细讨论。



图1-1 奥氏体的显微组织^[8], 1000×(×7/10)

二、奥氏体形成的条件

根据铁-碳相图 (图 1-2), 在极缓慢加热时珠光体向奥氏体的转变是在 PSK 线即 A_1 温度以上开始的, 而先共析铁素体和渗碳体向奥氏体的转变则始于 A_1 而分别结束于 A_3 (GS 线) 和 A_{cm} (ES 线)。然而当加热速度提高时, 上述转变是在过热情况下发生的, 即实际转变温度分别高于 A_1 , A_3 和 A_{cm} 。事实上, 没有过热, 上述转变就不可能



发生，而且过热度与加热速度有关。图 1-3 给出了在加热和冷却速度为 $0.125^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 时，相变点的移动情况。其中加热时的相变点标以脚注“c”，冷却时的相变点标以脚注“r”。

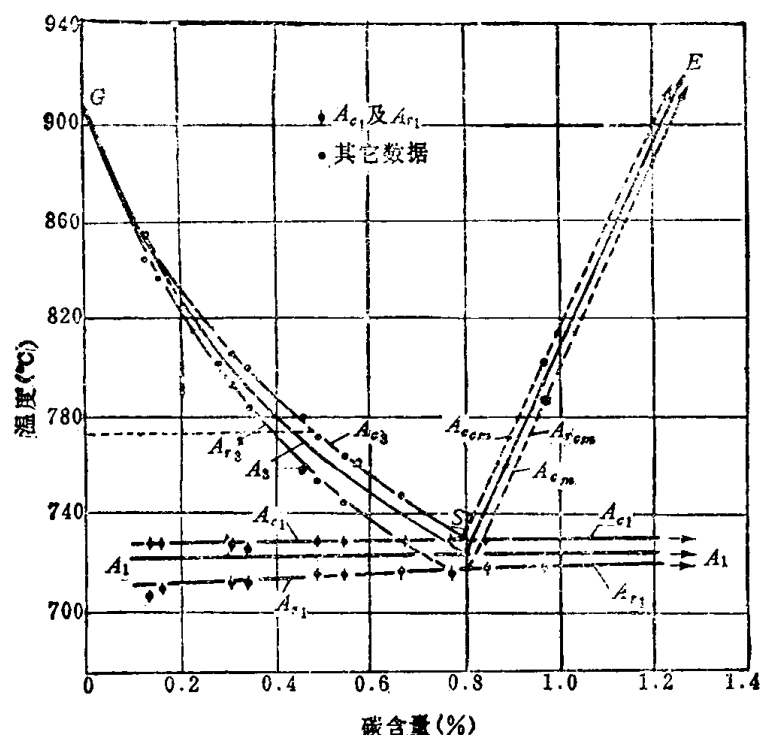


图1-3 在加热和冷却速度为 $0.125^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 时， A_1 、 A_3 和 A_{c1} 变动的情况⁽⁸⁾

奥氏体形成的这一温度条件决定于铁-碳系中的热力学平衡。已知珠光体和奥氏体的自由能随温度的变化如图 1-4 所示。由图可以看出，这两种组织的自由能相等的温度就是临界点 A_1 ，只有当温度高于 A_1 、即有一定程度的过热时，才存在作为转变驱动力的珠光体与奥氏体间的自由能差，使珠光体向奥氏体的转变成为可能。

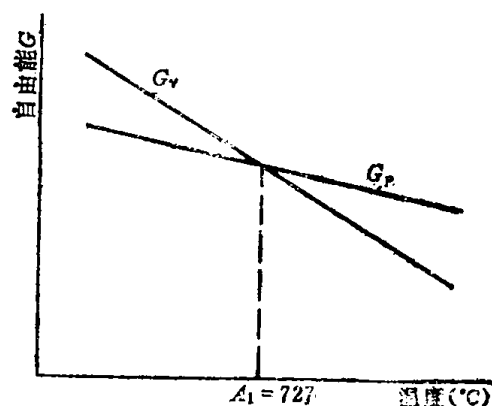


图1-4 珠光体和奥氏体的自由能随温度变化的示意图

§ 1-2 奥氏体形成的机理

奥氏体的形成，遵循着相变的一般规律，即包括形核和长大两个基本阶段。但由于珠光体向奥氏体转变本身的特点所决定，一个完全的转变还应包括残留碳化物溶解和奥氏体成分均匀化的阶段。奥氏体形成前的原始组织不同，故在形核和长大方面都表现出不同。

的特点。下面仅对原始组织为珠光体类和马氏体类两种情况进行研究,并着重研究前者。

一、珠光体类组织向奥氏体的转变

这里我们把各种片层状的铁素体和渗碳体的混合组织都称为珠光体类组织。

(一) 形核 斯派克 (Speich) 等工作⁽⁴⁾表明,对于不同的原始组织,奥氏体优先形核的位置是不一样的,见图 1-5。对于球化体(即球状渗碳体和铁素体的混合物),奥氏体优先在渗碳体和铁素体结合处形核,而不与晶界连接的铁素体-渗碳体界面上的形核则是次要的,见图 1-5 b,其中 2、3 是最优先的位置,而 1 次之。对于(片状)珠光体,奥氏体优先在珠光体团的界面上形核(图 1-5 c 中的位置 2),同时也在渗碳体和铁素体片的界面上形核(图 1-5 c 中的位置 1)。归纳以上形核位置的特点可以看出:在珠光体向奥氏体的转变中,最优先的形核位置是铁素体和渗碳体的相界面,以及与珠光体相接触的铁素体晶界或珠光体团间的界面。渗碳体与铁素体的晶界或珠光体团的结合处,实际上是渗碳体同时与两个铁素体晶粒结合的地方。以上不难看出,奥氏体形核最根本的条件,是要在渗碳体与铁素体的界面上,而与渗碳体的形状无关。

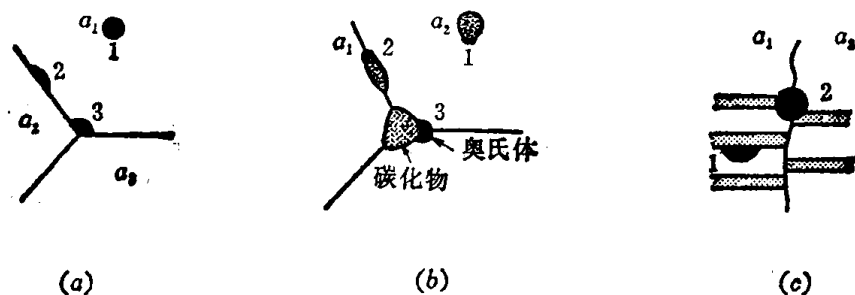


图1-5 奥氏体的形核位置示意图

(a) 在铁素体中; (b) 在球化体中; (c) 在珠光体中⁽⁴⁾。

奥氏体晶核一般只能在渗碳体与铁素体的界面上生成,是由以下几方面的因素决定的:(1)在该相界面上易于获得形成奥氏体所需的浓度起伏。从 Fe-Fe₃C 相图的细部(图 1-6)可以看出,奥氏体的平衡含碳量在 727°C 为 0.77%, 738°C 为 0.68~0.79%,

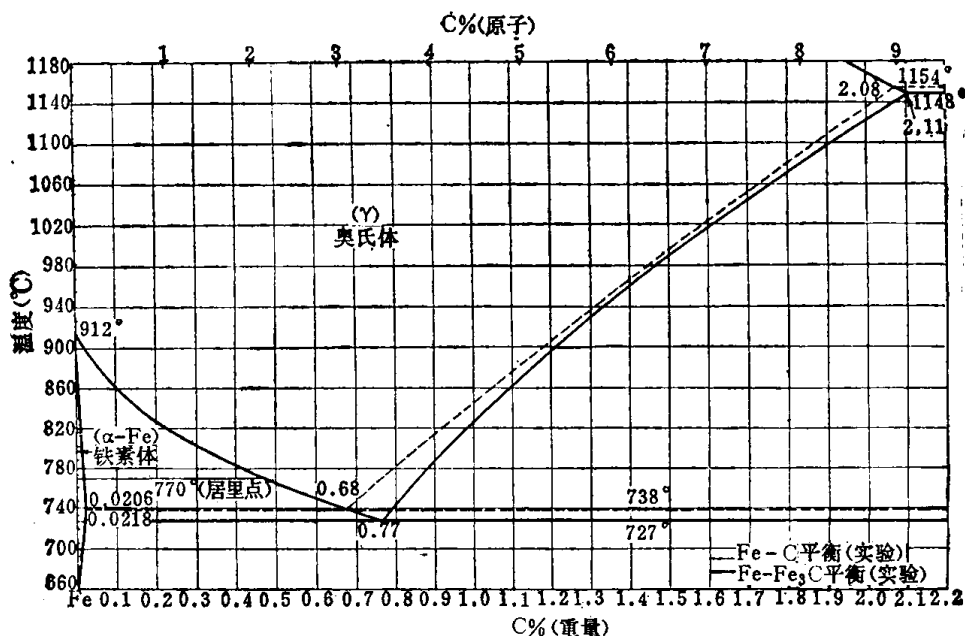


图1-6 Fe-C相图共析部分的细部⁽⁵⁾

780°C为0.41~0.89%，820°C为0.23~0.99%等等。如果我们假定在奥氏体形成时可以达到局部平衡，那么新核的含碳量就应该落入上述与温度相应的范围内。而由此所需的浓度起伏，只有在铁素体和渗碳体的界面上才能达到。（2）从晶体结构的观点来考虑，由铁素体和渗碳体的点阵变成一个面心立方点阵的奥氏体晶核，需要结构的起伏，而上述相界面最便于提供这种结构起伏。（3）从能量的观点考虑，在相界面上的形核，不仅可以使界面能的增加（ ΔG_s 项）减小（因为在生成新界面的同时，使原有的一部分界面消失），而且也使应变能的增加（ ΔG_E 项）减小（因为一个原子排列紊乱的相界更易于容纳一个新生相，也可以说形核时产生的应变能会因界面流变而部分释放）。这样，因形核引起的系统总自由能变化

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_E \quad (1-1)$$

会因右边第二、三项的减小而减小，使热力学条件

$$\Delta G < 0 \quad (1-2)$$

更容易满足（式中 ΔG_v 为体自由能变化）。

图1-7可以比较清楚地显示奥氏体优先在珠光体团界上形核的情况。

在研究珠光体向奥氏体的转变时，还有人认为^[7]，奥氏体的核是由珠光体铁素体（即珠光体中的铁素体）以无扩散方式形成的，然后通过渗碳体的溶解和奥氏体的成分均匀化完成奥氏体的扩散长大。由Fe-Fe₃C相图可知，在727°C以上，与渗碳体共存的铁素体是不稳定的，有变为奥氏体的趋势；而单单铁素体本身，如果加热温度超过910°C，也会变为奥氏体。因此上述机理并非毫无道理，由此刺激了人们去单独研究铁素体向奥氏体的转变。图1-5a表明，当铁素体向奥氏体转变时，铁素体晶界是形核的有利位置。这一研究同时也证明，在高速加热时的这一转变并非以无扩散机理进行，相反，原子是有扩散的，只不过是一种短程扩散而已。



图1-7 显示奥氏体在珠光体团的交界处形核的照片^[6]

（二）长大 当稳定的奥氏体晶核在珠光体和渗碳体的界面上生成以后，便开始了奥氏体的长大过程。对于球化体来说，奥氏体的长大将会首先包围渗碳体，形成一层奥氏体组织的外套，把渗碳体和铁素体隔开。然后借渗碳体-奥氏体界面向渗碳体一方推移，铁素体-奥氏体界面向铁素体一方推移，使所有的铁素体消失来实现其长大过程，见图1-8。对于珠光体来说，在珠光体团交界处生成的核会向各个方向长大，但基本上是两个方向：垂直于渗碳体-铁素体片的方向以及平行于这些片的方向。图1-9显示了珠光体中奥氏体长大的过程。

由珠光体形成的奥氏体向垂直于片的方向长大时的情况和由球化体形成的奥氏体的长大完全一样，即铁素体与渗碳体被奥氏体隔开，没有直接接触。因此，为了获得使奥

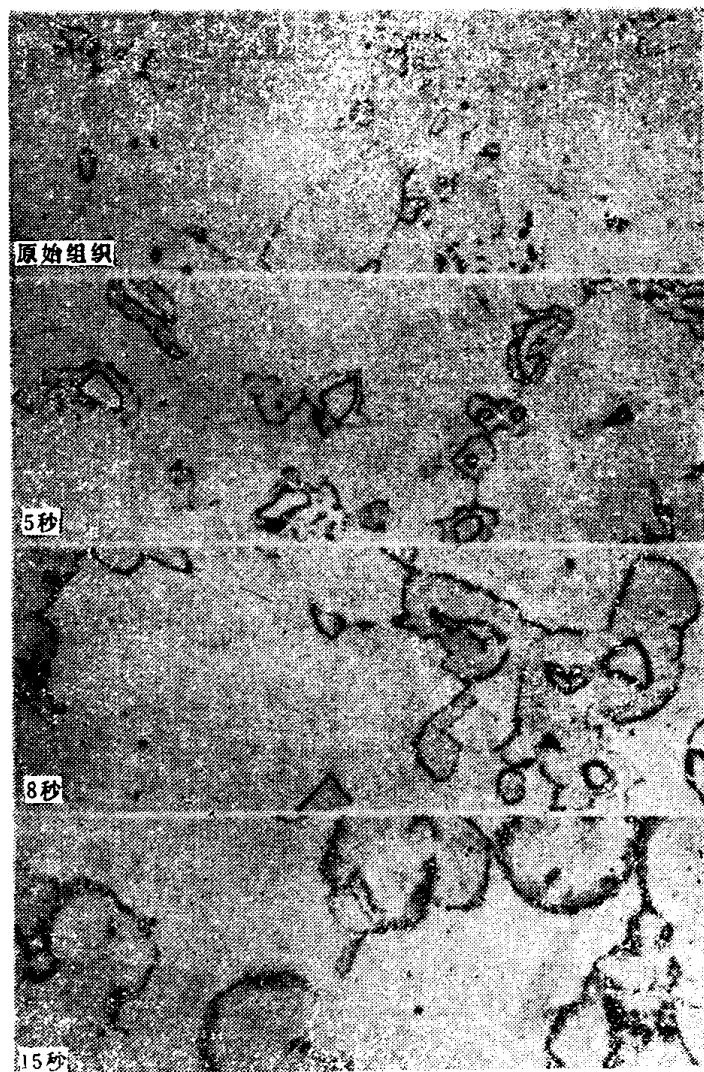


图1-8 球化体组织向奥氏体的转变〔6〕

素体向奥氏体转变所必需的碳量，只有通过碳在奥氏体中的体扩散，由近渗碳体一侧转移到近铁素体一侧进而供给铁素体。图1-10示意地表示了这种情况。由图可以看出，正是由于奥氏体与渗碳体和铁素体之间的平衡浓度差，提供了必要的驱动力，使碳原子不断从 $\gamma\text{-cem}$ (奥氏体-渗碳体) 界面向 $\gamma\text{-}\alpha$ (奥氏体-铁素体) 界面扩散，从而提供了使铁素体转变为奥氏体所需的碳浓度。

然而，当新生成的奥氏体是沿着渗碳体片的方向成长时，情况即如图1-11所示。这时碳原子的扩散可能有两种途径：①在奥氏体中的体扩散；②在奥氏体-铁素体间的界面扩散。尽管间隙扩散的碳原子，在这两种情况下的扩散系数没有很大差别，但由于晶界扩散时有短的路程（见图1-11）和较大的扩散系数，所以可认为途径②是主要的扩散机制。由此导出的必然结论是：奥氏体沿渗碳体片方向的长大速度要比垂直于片方向的速度来得高。图1-12很好地证实了这一推论。

图1-13是 En42 钢(70 钢)在 739°C 加热 120 秒后水淬的组织。它不仅说明了图1-11中模型的正确性，也说明了奥氏体在不同方向长大速度的差异，还说明了在奥氏体形成过程中，珠光体中的铁素体总是先消失，剩下的渗碳体随后或溶解或球化（取决于加热温度）。

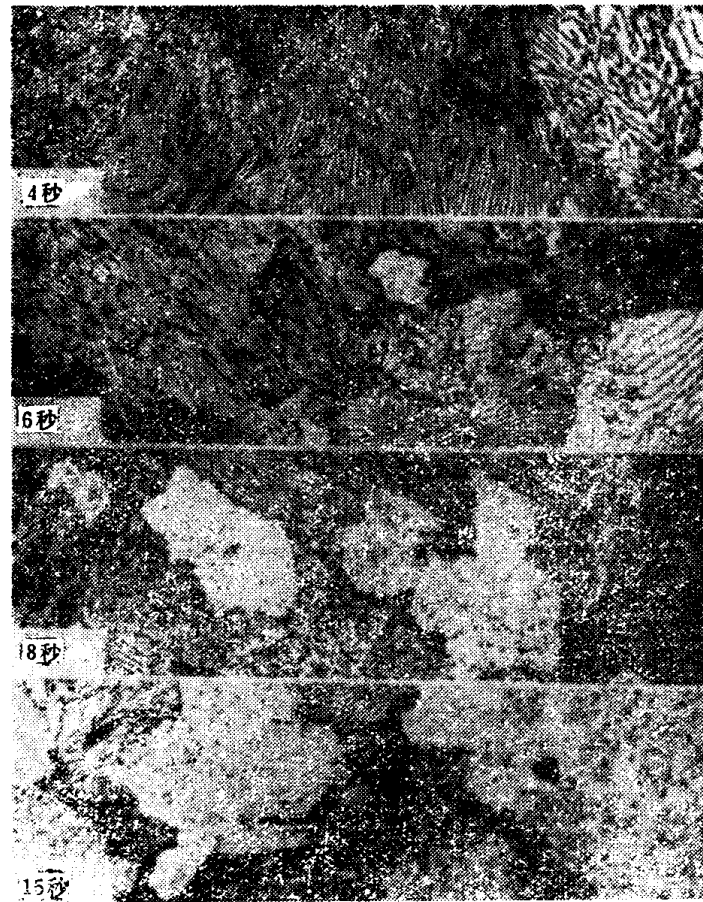


图1-9 珠光体向奥氏体的转变⁽⁸⁾

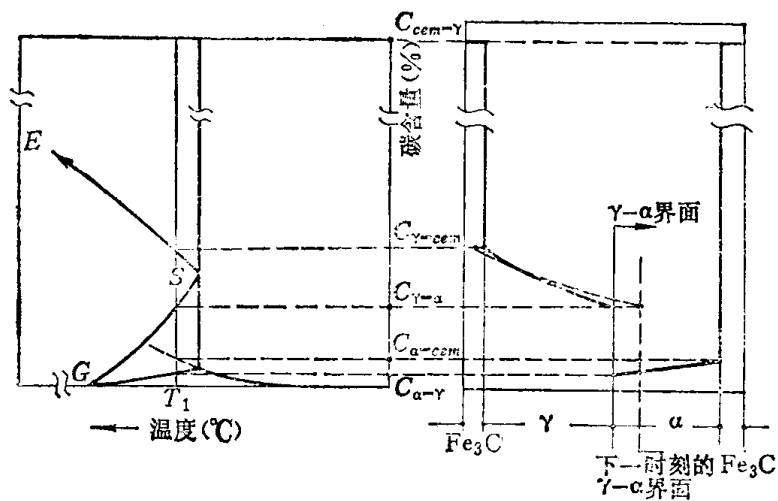


图1-10 奥氏体由珠光体组织垂直于片层生长的某时刻各相的浓度和扩散情况

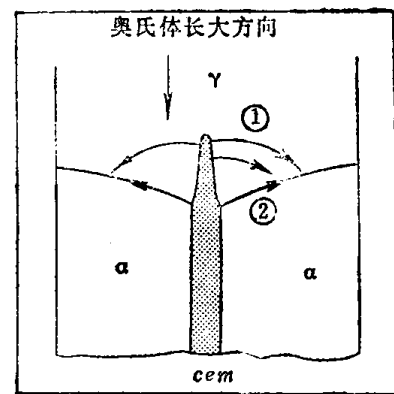


图1-11 当奥氏体的长大方向与渗碳体平行时的扩散情况

归纳起来，奥氏体的长大是一个由（碳原子）扩散控制的过程。在多数情况下，可能是一种沿 $\gamma-\alpha$ 界面的扩散起主导作用。高的温度和晶界扩散的机制，使得奥氏体可以以很高的速度形成。

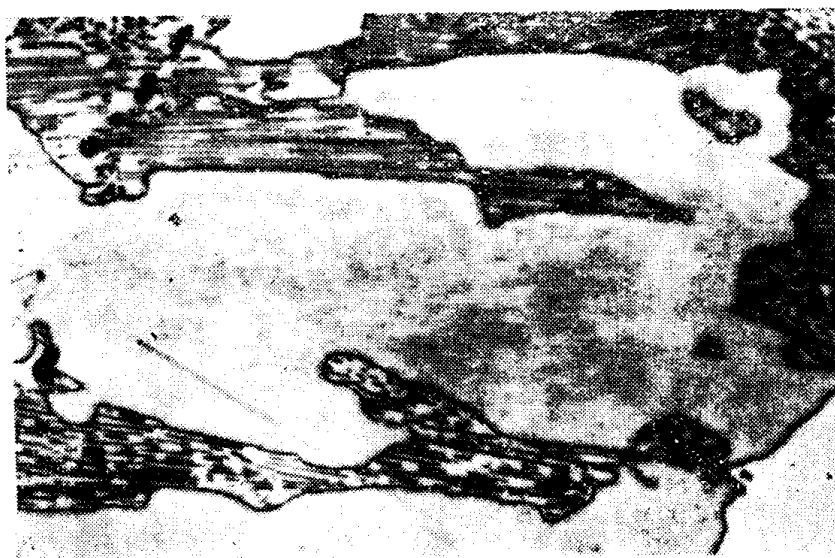


图1-12 En8D钢(45钢) 在735°C加热 10 分钟后水淬的组织, 15000×
【照片中部的奥氏体(现在是马氏体)区说明沿渗碳体片方向的长大要比垂直方向快些】



图1-13 En42钢(70钢) 在739°C加热 120秒后水淬
的组织, 6750×

(三) 残留碳化物的溶解和奥氏体的成分均匀化 奥氏体的长大是通过奥氏体-铁素体界面与奥氏体-渗碳体界面分别向铁素体和渗碳体的迁移来实现的。由于前者向铁素体的迁移远比后者来得快, 因此当铁素体已完全转变为奥氏体后仍然有一部分渗碳体没有溶解。图1-13证明了这一点。这部分渗碳体即是所谓残留碳化物。

残留碳化物的暂时存在, 还可以从 Fe-Fe₃C相图得到进一步理解。例如, 由图可见, 如果在738°C进行奥氏体化, 则新生成的奥氏体的含碳量将由0.68%(与铁素体平衡的一

边) 变到0.79% (与渗碳体平衡的一边)。如果我们假定奥氏体中的碳含量是直线变化的, 则其平均含碳量将为0.735%。然而, 在刚形成的奥氏体中含碳量是按误差函数分布 (即由高碳量很快降到低碳量, 曲线是向上弯的) 而不是直线变化的, 所以平均值比0.735%还要低许多。显然, 由平均含碳量为0.8%的珠光体转变为平均含碳量低于0.735%的奥氏体后, 必然会有碳化物残留下来。从 Fe-Fe₃C 相图还不难看出, 过热度越大, 奥氏体刚形成时的平均含碳量越低, 因而残留碳化物也越多。

残留碳化物的存在是暂时的。当继续延长奥氏体化保温时间时, 它们会进一步溶解, 并且随着保温时间延长, 碳原子不断扩散, 还会使刚刚溶解完碳化物的成分不均的奥氏体, 变成为含碳均匀的奥氏体。

二、马氏体类组织向奥氏体的转变

(一) 在 $A_s \sim A_f$ 温度之间马氏体向奥氏体的转变 早在1932年, 德国的瓦瑟曼 (Wasserman)^[8] 就研究了 Fe-30%Ni 合金中的这种逆向马氏体转变。五十年代, 一些苏联的研究者作了进一步的研究^[9,10]。六十和七十年代, 对这个问题的研究才更为广泛和深入^[11~15]。

为了研究由马氏体直接转变成奥氏体的现象, 主要采用了 Fe-Ni 和 Fe-Ni-C 两类合金, 其含碳量最高达到0.6%。含镍量的选择是使之既保证 M_s 点 (马氏体开始转变温度) 低于室温, 又保证淬冷到-190°C时主要得到马氏体组织。由 Fe-Ni 和 Fe-Ni-C 得出的一些主要规律如下:

1. 马氏体向奥氏体的转变 ($\alpha' \rightarrow \gamma$ 转变) 是加热时在一个温度范围内发生的, 起始温度称为 A_s , 终了温度称为 A_f 。 A_f 高于 A_s 。

2. 影响 A_s 和 A_f 温度值的因素主要是加热速度和含碳量。含碳量愈高, A_s 愈高; A_f 也相应地增高。加热速度增加时使 A_s 略有降低, 而 A_f 先是增高, 随后又有所降低。图1-14表明加热速度对 A_s 和 A_f 温度的影响。可以看出, 随加热速度的提高, A_f 和 A_s 的差值增大。

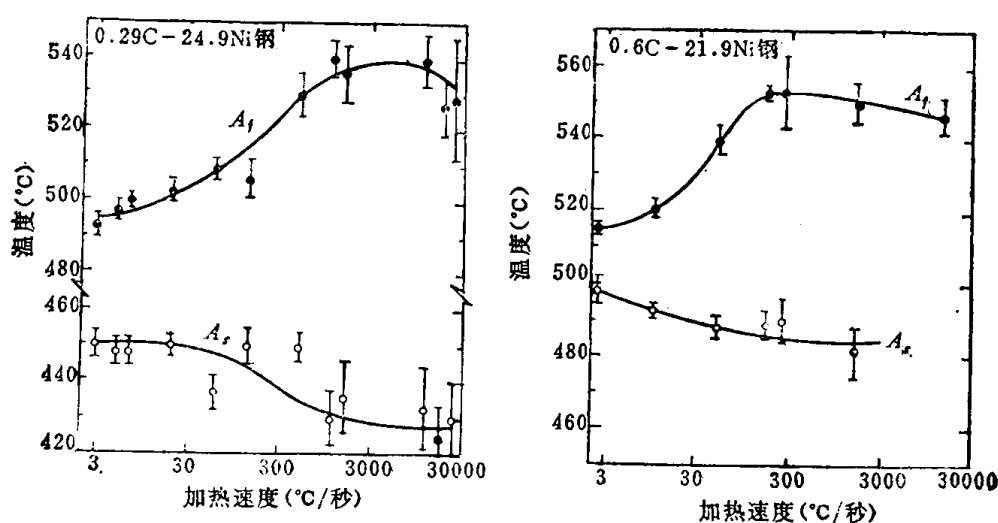


图1-14 加热速度对 A_s 和 A_f 的影响^[15]

3. 马氏体向奥氏体的转变 ($\alpha' \rightarrow \gamma$ 转变) 可以在马氏体片的边缘上形核, 也可以在马氏体片中形核, 还可以在马氏体-奥氏体的界面上生成诱发的核 (见图1-15)。

4. 马氏体向奥氏体的转变 ($\alpha' \rightarrow \gamma$ 转变) 的长大有两种机理, 取决于加热速度。高加热速度 (例如 $1500^{\circ}\text{C}/\text{秒}$) 下的转变是无扩散的共格切变型 (详见第三章), 即真正的逆向马氏体转变 (见图1-15); 而低加热速度 (例如 $3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$) 下的转变是一种热激活型的, 实际上是要求原子作短程扩散的块状转变。前者的产物——奥氏体呈针状或片状, 位错密度很大; 后者的产物则呈团块状, 位错密度较小, 见图1-16和1-17。现在还不知道由块状转变机构过渡到马氏体转变机构的临界加热速度是多少, 但从图1-14来看, 可能是在 $200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 附近。

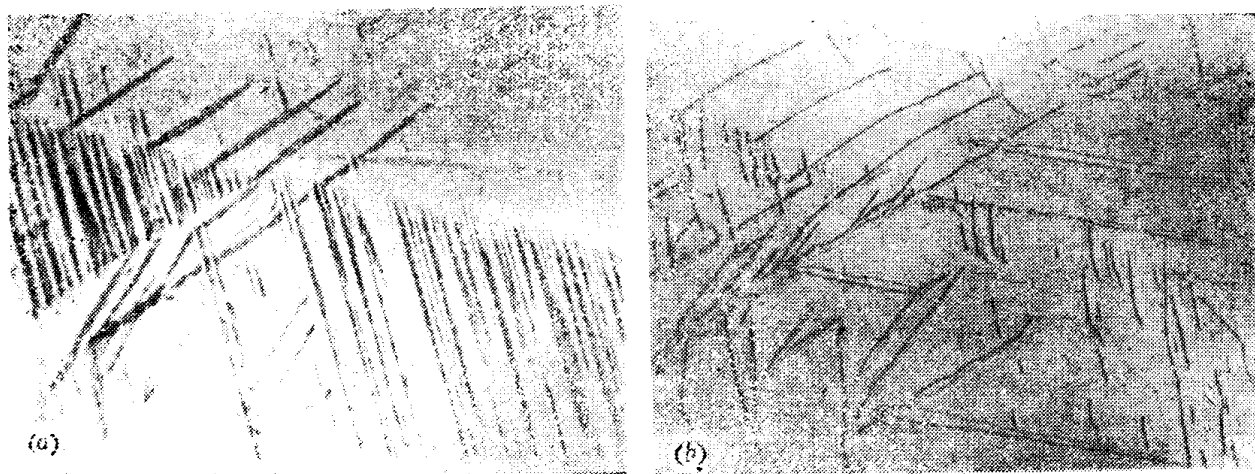


图1-15 Fe-Ni合金中奥氏体形成时的表面浮凸和针状特点⁽¹⁶⁾

由此可见, 把马氏体向奥氏体的转变一概称之为逆马氏体转变, 不太全面, 因为在低速加热时, 这种转变并不是以无扩散的共格切变方式即马氏体转变方式进行的。



图1-16 含碳0.05%的Fe-Ni-C合金以 $1500^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的速度加热并水淬后的组织⁽¹⁶⁾

5. 当把逆转变奥氏体进一步加热时, 它会像经过冷加工的金属那样发生再结晶。