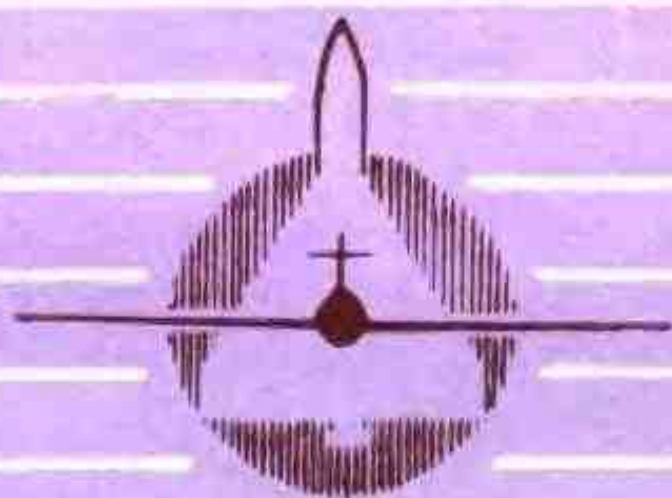


钢的热处理

(原理和工艺)

胡光立 李崇谟 吴锁春 编著



国防工业出版社

TG161

16

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

B 251831



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	63
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 淬火热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 淬火热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。

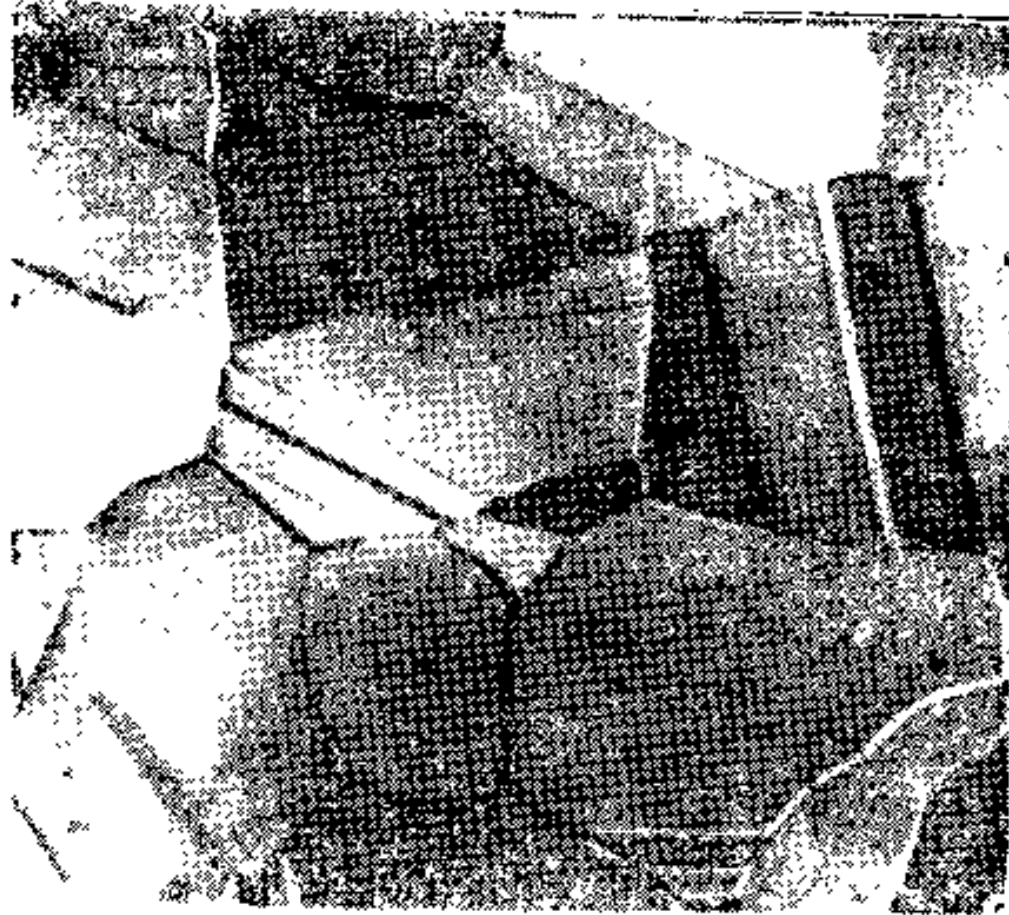


图1-1 奥氏体的显微组织⁽⁸⁾, $1000\times (\times 7/10)$

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

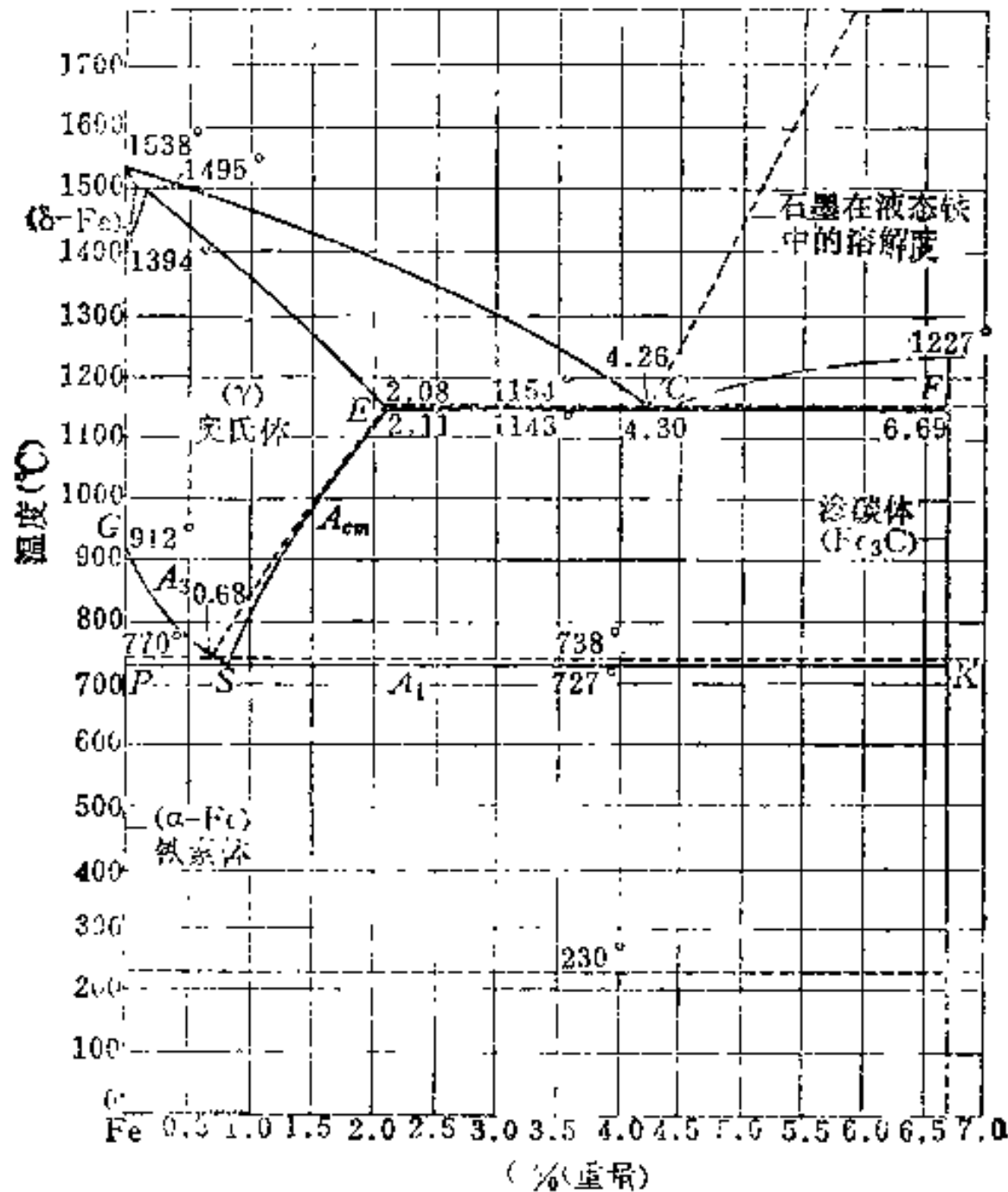


图1-2 Fe-C合金相图

--- 稳定的Fe-C系; — 介稳定的Fe-Fe₃C系。

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”。

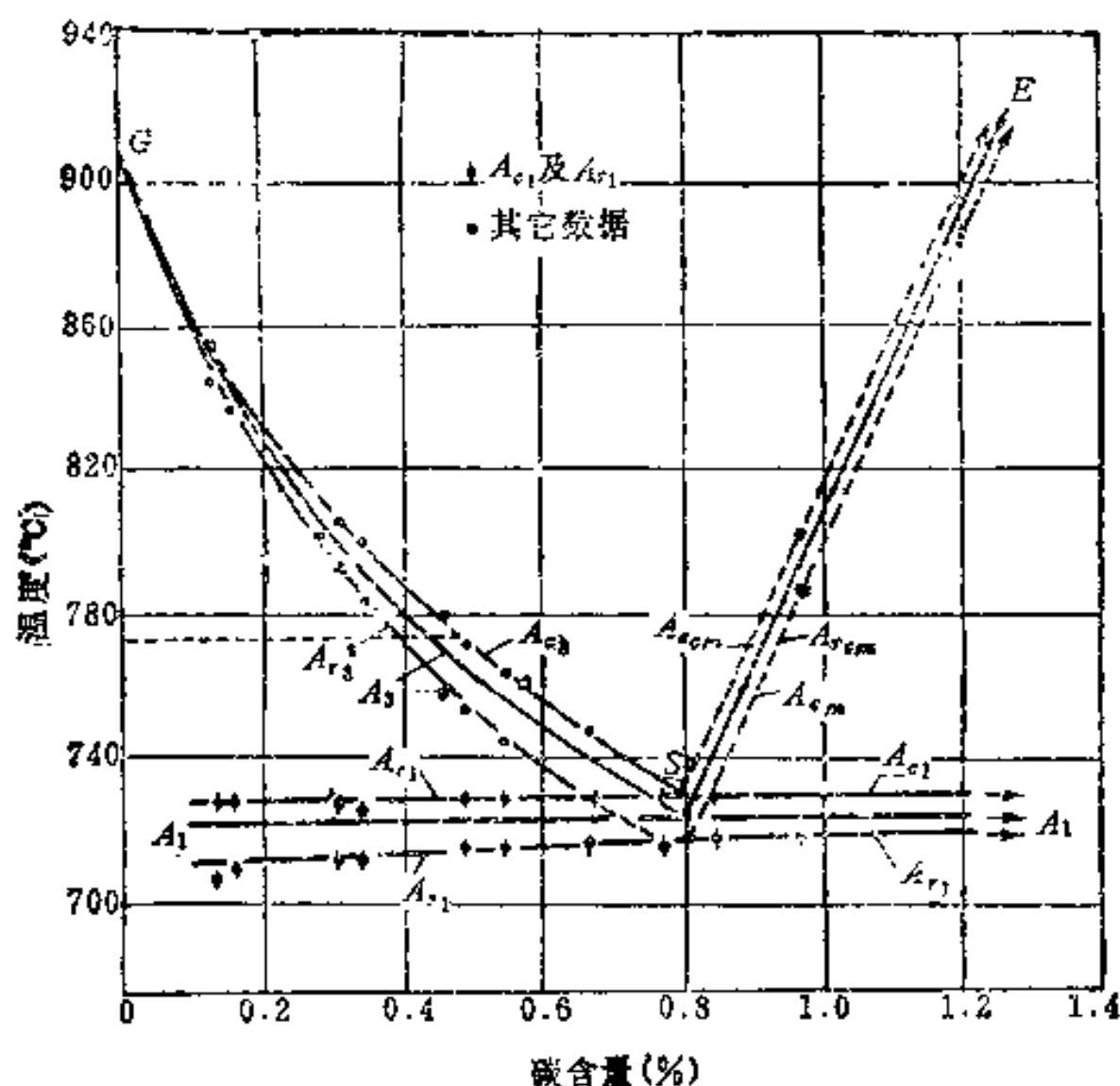


图1-3 在加热和冷却速度为 $0.125^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 时， A_1 、 A_3 和 A_{cm} 变动的情况⁽⁸⁾

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。

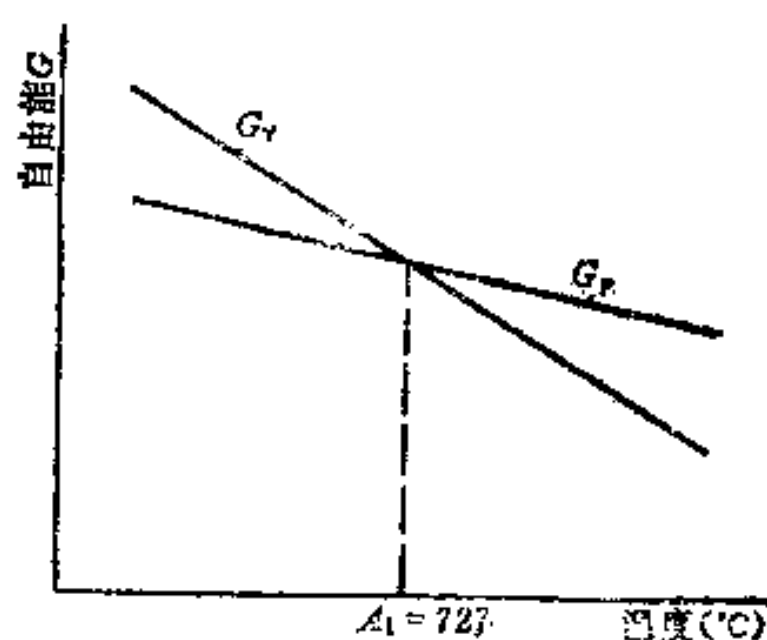


图1-4 珠光体和奥氏体的自由能随温度变化的示意图

§ 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,以及和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。

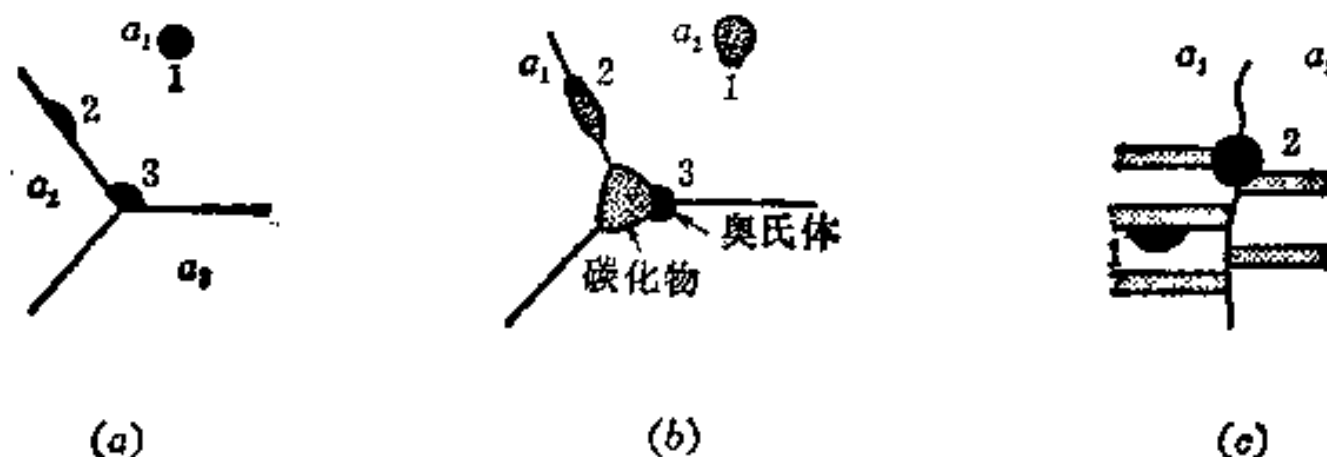


图1-5 奥氏体的形核位置示意图

(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%,

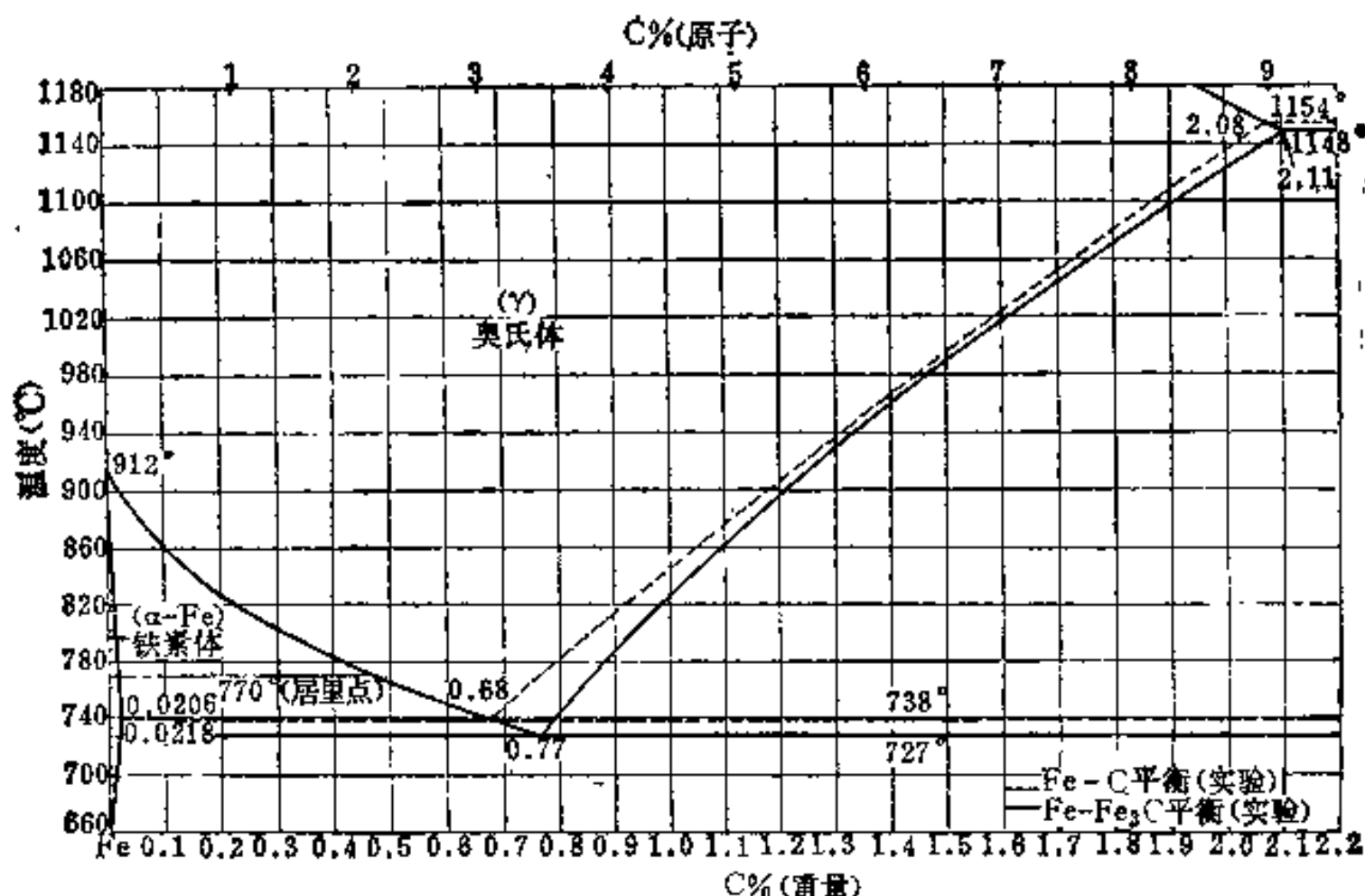


图1-6 Fe-C相图共析部分的细部^[6]

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

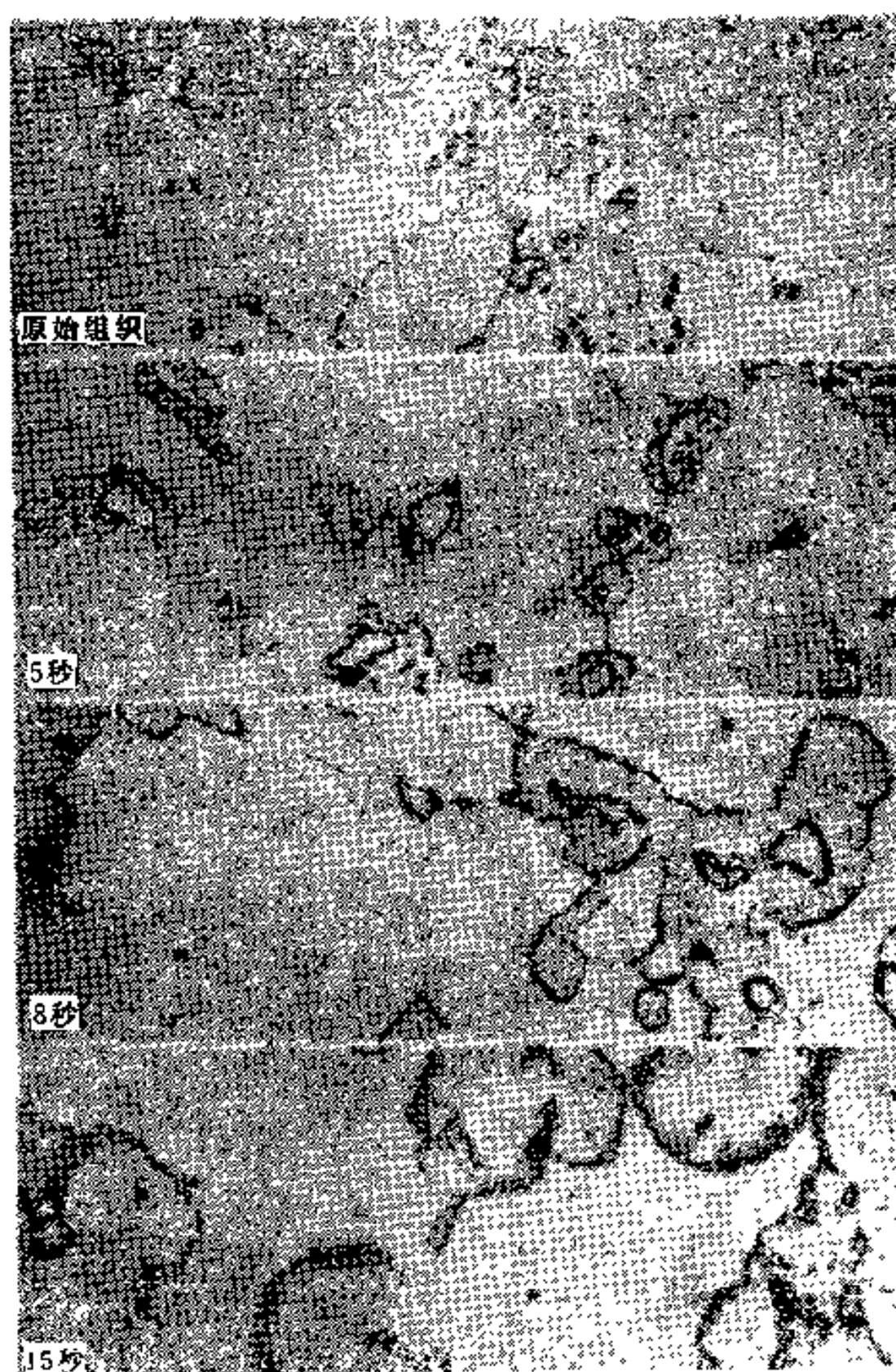


图1-8 球化体组织向奥氏体的转变⁽⁶⁾

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1-12 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

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。

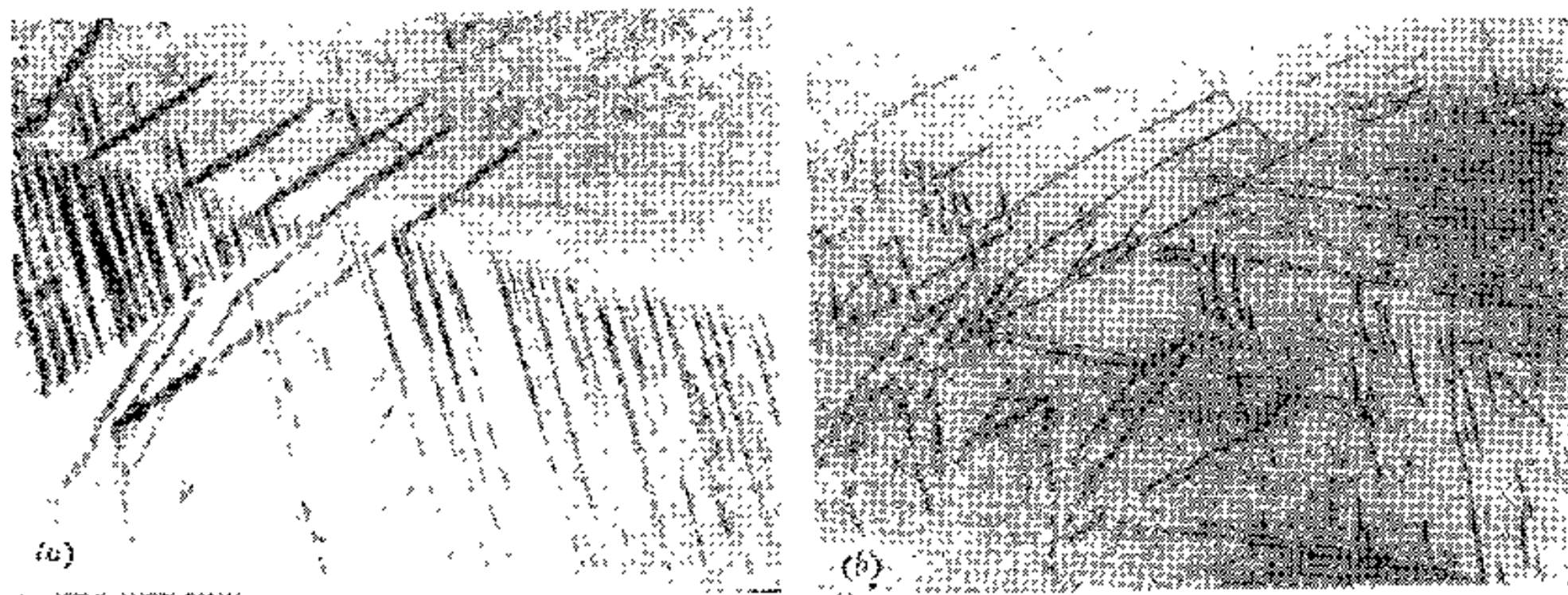


图1-15 Fe-Ni合金中奥氏体形成时的表面浮凸和针状特点^[16]

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。



图1-17 含碳0.6%的Fe-Ni-C合金^[15]以3°C/秒的速度加热并水淬后的组织

必须指出，人们研究逆马氏体转变的兴趣之所以历久不衰，主要是因为逆转变奥氏体的强度要比原奥氏体大；而由逆转变奥氏体在随后冷却时产生的第二代马氏体也比第一代马氏体强硬；此外，逆转变奥氏体在随后的马氏体转变中的稳定化现象也是非常有趣的课题。

(二) 在高温 ($>A_{c1}$) 下马氏体向奥氏体的转变 前段讲到的奥氏体形成，是通过逆马氏体转变或块状转变的机理在 $A_s \sim A_f$ 之间进行的。然而生产中常常是把非平衡组织也加热到 A_{c1} (或 A_{c3}) 温度以上来进行奥氏体化的。下面将对这种情况做简单介绍。

根据现有的资料^[17~22]，马氏体在 A_{c1} 以上温度加热时，会同时生成针状和球状两种形态的奥氏体，如图1-18所示。由图可见，针状奥氏体是在原始马氏体板条之间形核，当马氏体板条间有碳化物存在时（回火马氏体组织）， $\alpha'-Fe_3C$ 的交界处更是形核的优先位置。而球状奥氏体则是在马氏体板条束之间及原奥氏体晶界上形核的。这一结论对于低、中碳合金钢具有一定的普遍性。

加热温度和加热速度对奥氏体的形态有很大影响。当在 A_{c3} 附近及 A_{c3} 以上加热时，几乎没有针状奥氏体再形成。当加热速度较快（例如 $>100^\circ\text{C}/\text{秒}$ ）或很慢（例如 $<50^\circ\text{C}/\text{分}$ ）时易于形成针状奥氏体，而采取中间的速度（例如 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ ）却不容易导致针状奥氏体的形成。

总的来说，当将马氏体类组织加热到 A_{c1} 以上温度时，形成球状奥氏体是主流，针状奥氏体只不过是奥氏体化初始阶段的一种过渡性组织形态，在随后的继续保温或升温过程中，针状奥氏体会继续变化：或者通过再结晶变成球状奥氏体；或者通过一种合并长大的机理变成大晶粒的奥氏体，这种大晶粒往往会与原奥氏体晶粒重合，即产生所谓的“遗传”现象（指继续加热后得到的奥氏体晶粒就是前一次奥氏体化时所得到的奥氏体晶粒的一种现象）。如果原奥氏体组织粗大的话，这种“遗传”就将是极有害的。

合并长大之所以可能，是因为针状奥氏体与原始板条马氏体间保持着严格的晶体学位向关系：

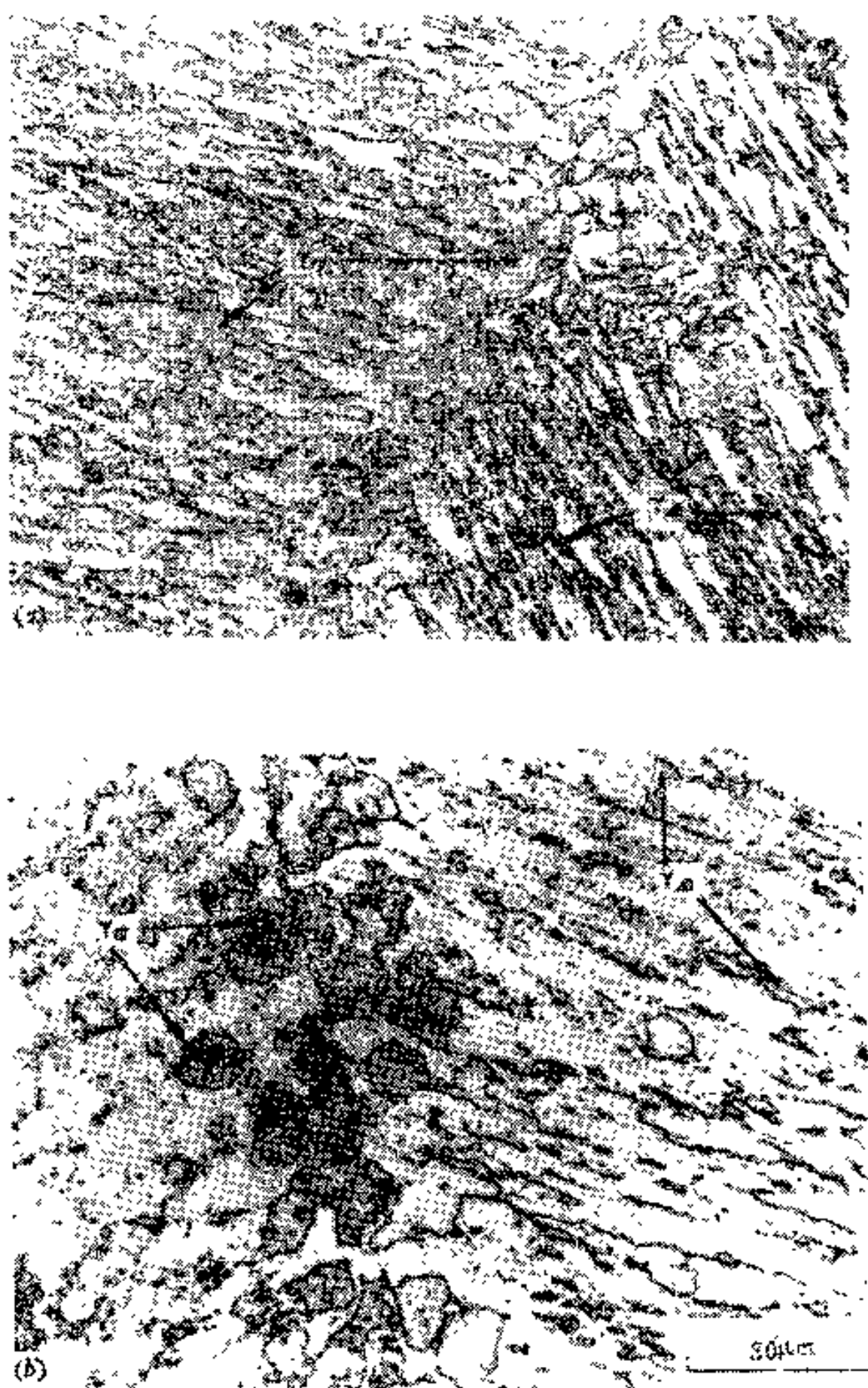


图1-18 0.12C-3.5Ni-0.35Mo钢在720℃保温10秒后（加热速度为100℃/秒，原始组织为回火马氏体）形成的两种形态的奥氏体
(a) 针状奥氏体 γ_A (b) 球状奥氏体 γ_G 。

$$\{111\}_{\gamma} \parallel \{110\}_{\alpha'}, \langle 110 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 111 \rangle_{\alpha'}$$

也就是说，在同一板条束内新生成的针状奥氏体具有完全相同的位向，而这种位向又通过原始板条马氏体与原奥氏体联系着，其扩展的区域还受原奥氏体晶界的限制。由此也不难理解合并机制的出现，往往会带来原奥氏体晶粒大小的恢复，即遗传现象，见图1-19。

关于针状奥氏体的形成机理，有两种看法，一种认为是逆马氏体转变^[18]，一种认为是扩散控制的相变^[21]，现在尚未取得一致的意见。

至于球状奥氏体的形成规律，与一般珠光体向奥氏体的转变类似，这里不再赘述。

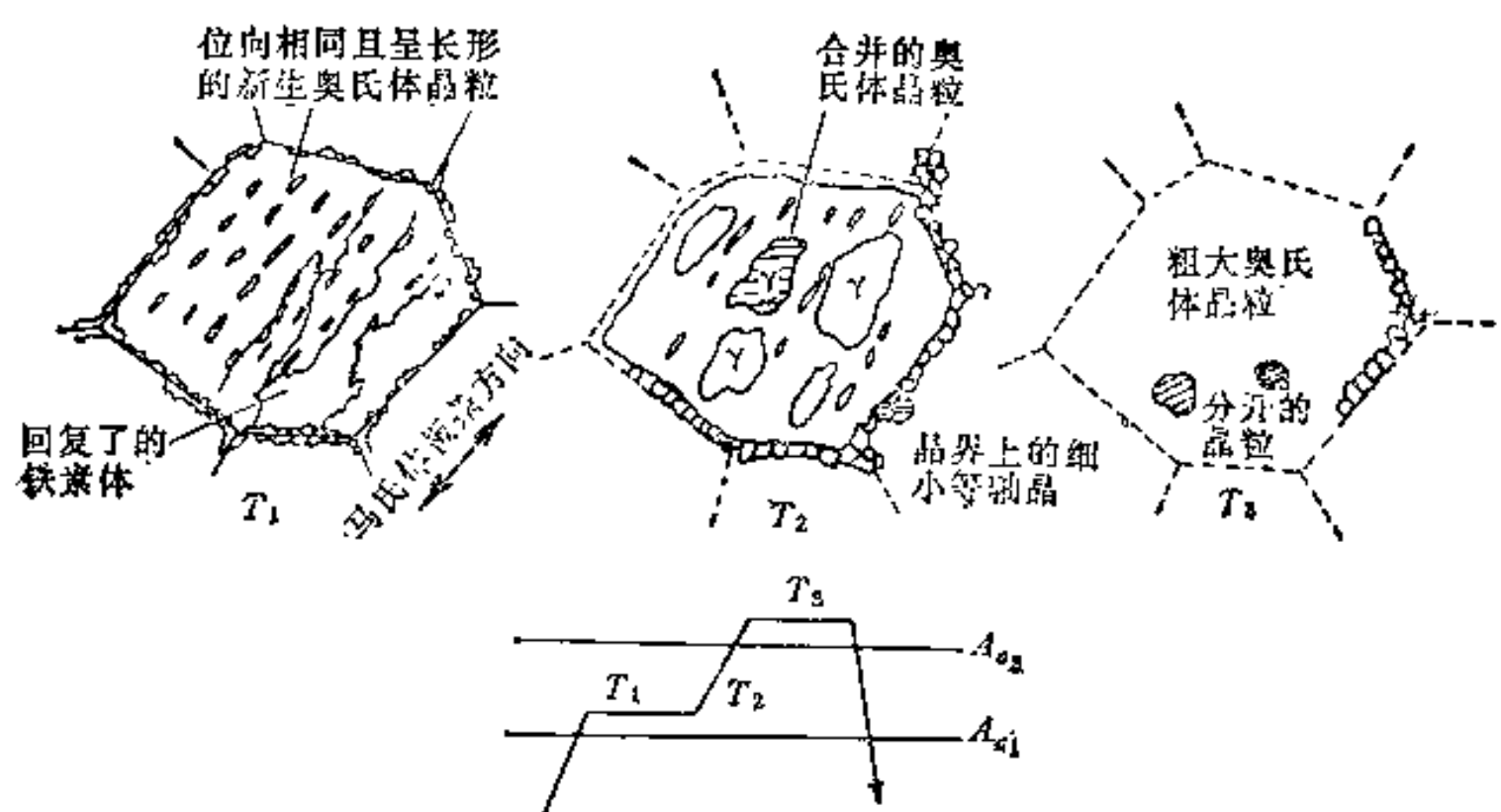


图1-19 针状奥氏体晶粒合并长大示意图

§ 1-3 奥氏体形成的动力学

本节主要研究奥氏体形成的速度，或转变量与时间的关系。奥氏体可在等温下形成，也可在连续加热条件下形成，为了叙述的方便，我们先从奥氏体等温形成的动力学开始。

一、奥氏体等温形成的动力学

研究奥氏体等温形成动力学的方法，通常是将试样迅速加热到 A_{c1} 以上的不同温度，并在每一个温度下保持不同的时间，迅速淬冷，然后测定奥氏体的转变量与时间的关系（实际上是测定奥氏体淬冷后转变成的马氏体的量与时间的关系）。图1-20表示了这种研究的一个简单结果，其中图1-20 a 的每条曲线代表在一个温度下转变的情况，而图1-20 b 则是把不同温度下转变的开始与終了时间综合在一个图上的结果。由图1-20可以看出：①奥氏体形成需要一定的孕育期。孕育期的作用是等待临界晶核的形成，亦即等待出现适当的能量、浓度和结构的起伏，以满足形成一定尺寸晶核的要求。②在等温转变时，开始转变速度渐增，后来则速度渐减，在转变量约为50%时速度最大。这是因为开始时已形成的核不断长大，同时又不不断形成新的晶核，新的核也不断长大，所以单位时间内形成的奥氏体越来越多；当转变量超过50%时，未转变的珠光体越来越少，而形核率不变，所以新生成的核越来越少；同时新生成的奥氏体会越来越多地彼此相接触，使这一部分的长大速度降至零，因此单位时间内形成的奥氏体越

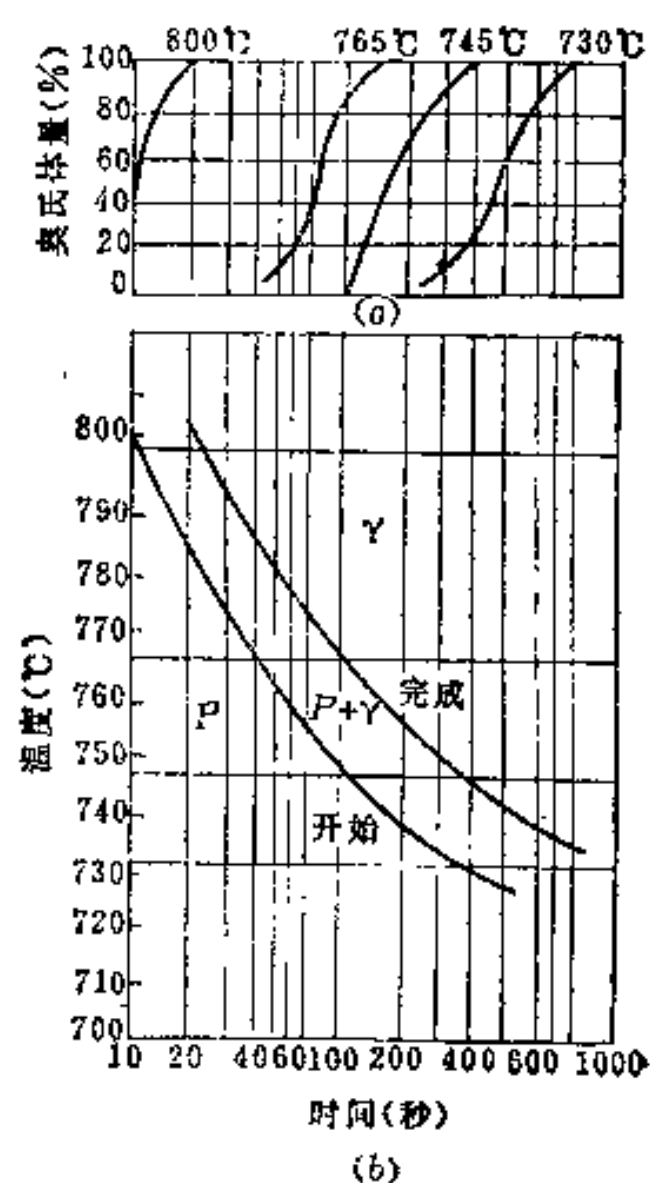


图1-20 0.86 C 钢的奥氏体形成动力学曲线

来越少。③温度越高，奥氏体的形成速度越大。因为温度越高，则过热度越大，临界晶核半径越小，奥氏体晶核所需之碳浓度越小（见 Fe-Fe₃C 相图），所需浓度起伏越小，所以孕育期越短。

图1-20将温度、时间和转变量情况综合地表示在一起，称为奥氏体形成动力学曲线图，也称为奥氏体形成的 T(Time)-T(Temperature)-A(Austenitization) 图。测出各种工业常用钢的 TTA 曲线，对于指导热处理生产具有重要意义。在这方面，德国的科学工作者做了大量工作^[23]。

图1-21、1-22和1-23是三个工业常用钢的恒温 TTA 曲线，从这些曲线中还可以看出另外一些特点：①珠光体向奥氏体转变时，总是铁素体先消失（见前），因此总有一个阶段会得到奥氏体+渗碳体的组织。②残留的渗碳体随后将逐渐溶入奥氏体（但当渗碳体量很大时，例如在过共析钢中，它们不可能全部溶解，故有一部分会发生球化），从而形成含碳量不均匀的奥氏体。为使奥氏体成分均匀化，还需要继续保温一段时间。③在亚共析钢的情况下，即原始组织为铁素体+珠光体时，最后溶入奥氏体中的相是渗碳体还是铁素体，取决于钢的含碳量、加热速度和加热温度，残留相是渗碳体或铁素体的两

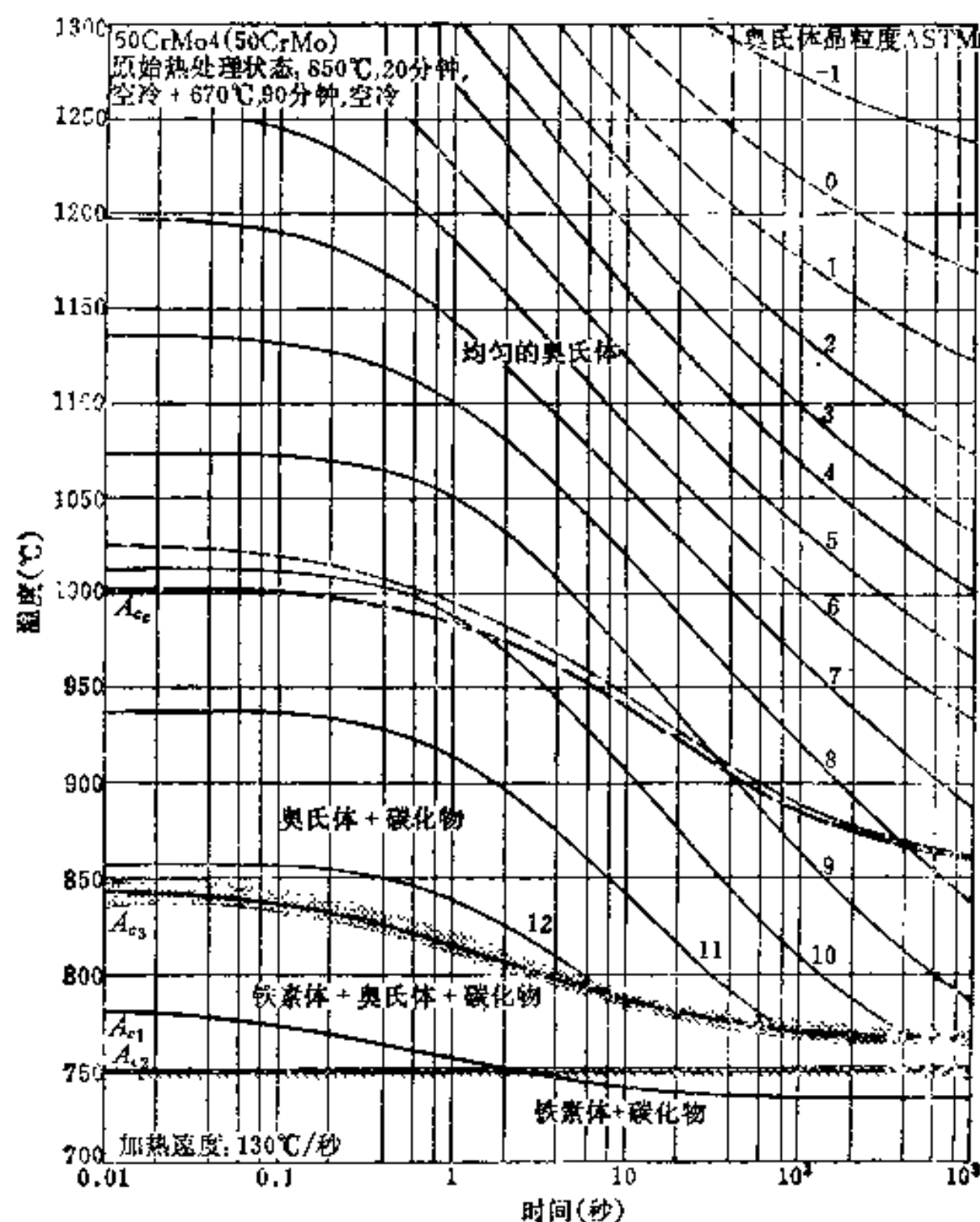


图1-21 50CrMo4●(50CrMo) 钢的TTA曲线（等温转变）

● 德国牌号，括号内为用我国编号法表示时相应的牌号。

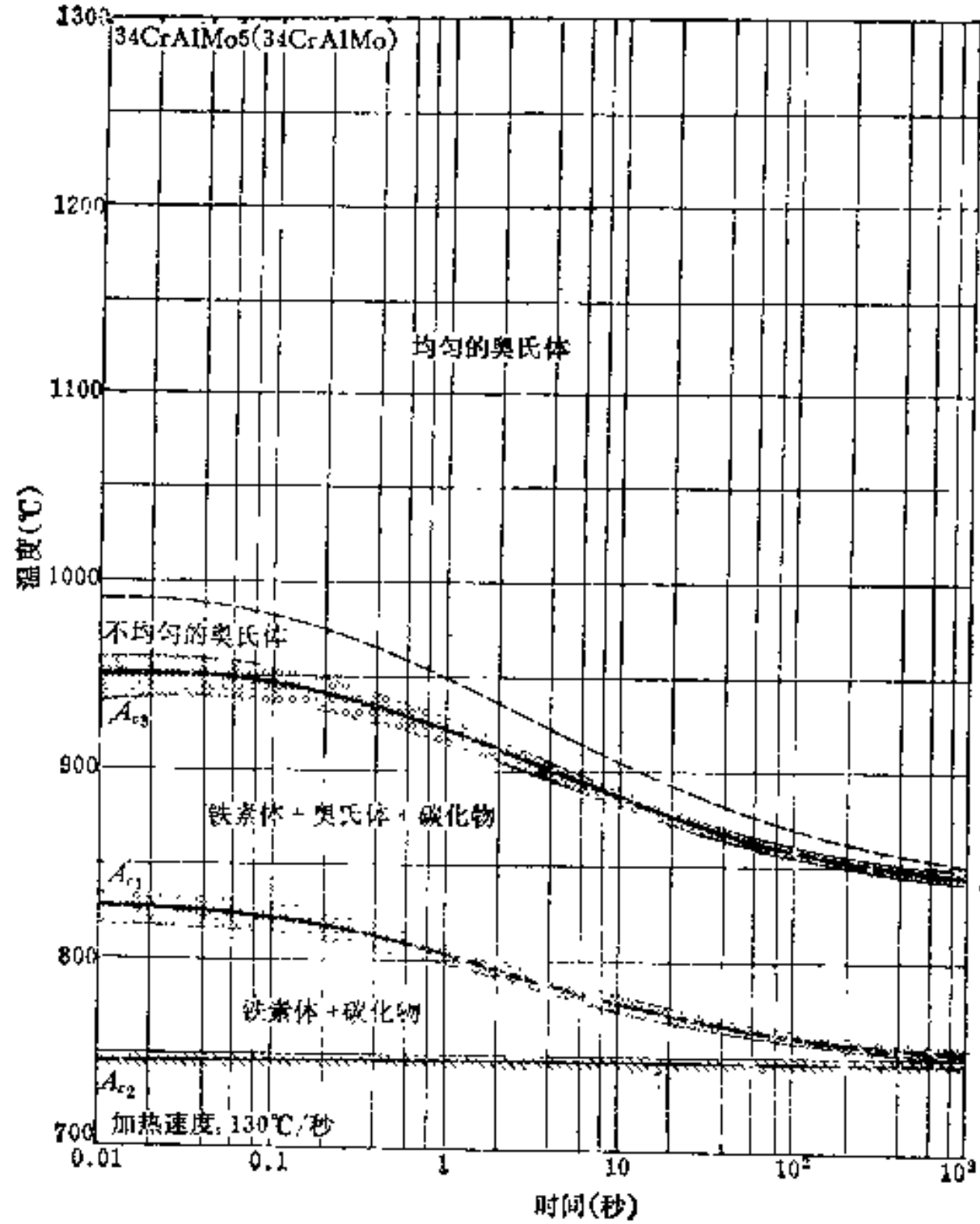


图1-22 34CrAlMo5●(34CrAlMo) 钢的TTA曲线 (等温转变)

种情况都有可能。④从三个图还可以看出，在保温时间很短时，铁素体消失的温度几乎不变，或 A_{c3} 温度几乎不再上升。关于这一点，文献[23]认为是与加热速度有关的，即当加热速度较高时，由于某种无扩散转变的机制起作用，而使得 A_{c3} 温度不再升高。图1-24^[23]可用以说明 A_{c3} 温度与加热速度和含碳量之间的关系。从图中可以看出，在含碳量一定时，加热速度的提高，会使 A_{c3} 提高。然而，当加热速度高达某一值时， A_{c3} 总是维持在纯铁的 A_3 点，不再提高。关于这个问题，在下一节中还将作些说明。

● 德国钢号，括号内为用我国编号法表示时相应的牌号。

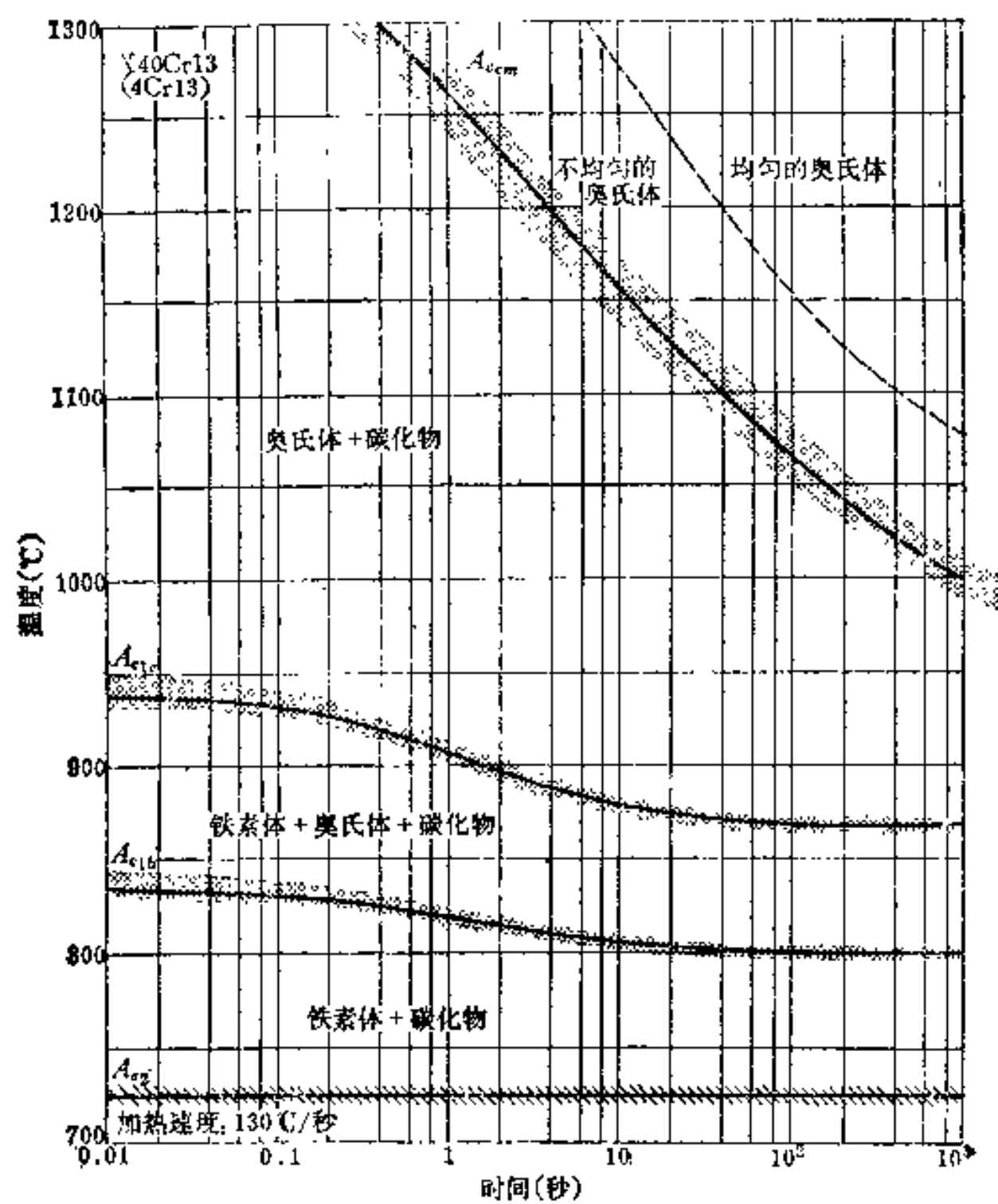


图1-23 X 40Cr13●(4Cr13) 钢的TTA曲线 (等温转变)

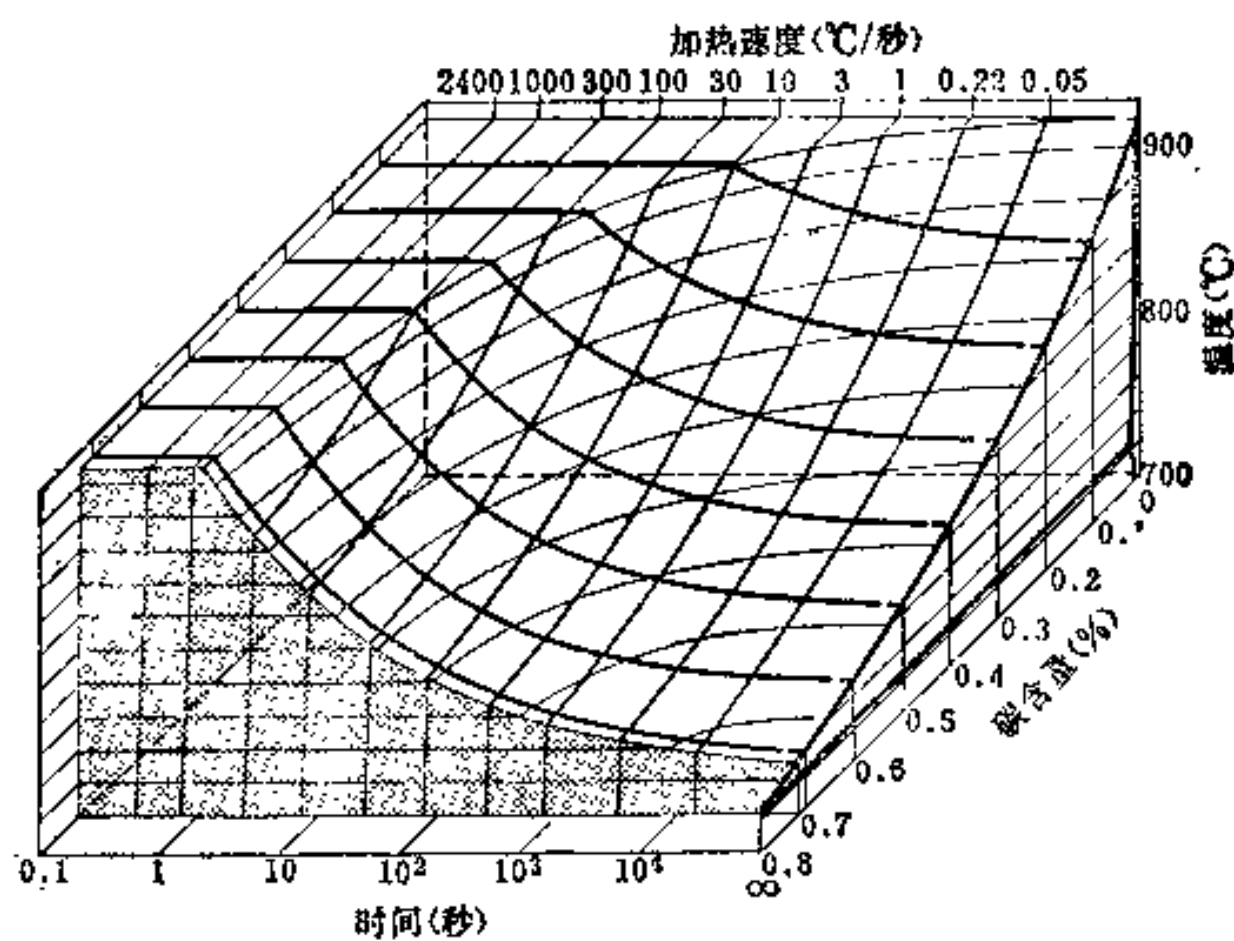


图1-24 加热时间、加热速度和含碳量对 A_3 温度的影响

● 德国钢号, 括号内为用我国编号法表示时相应的牌号。

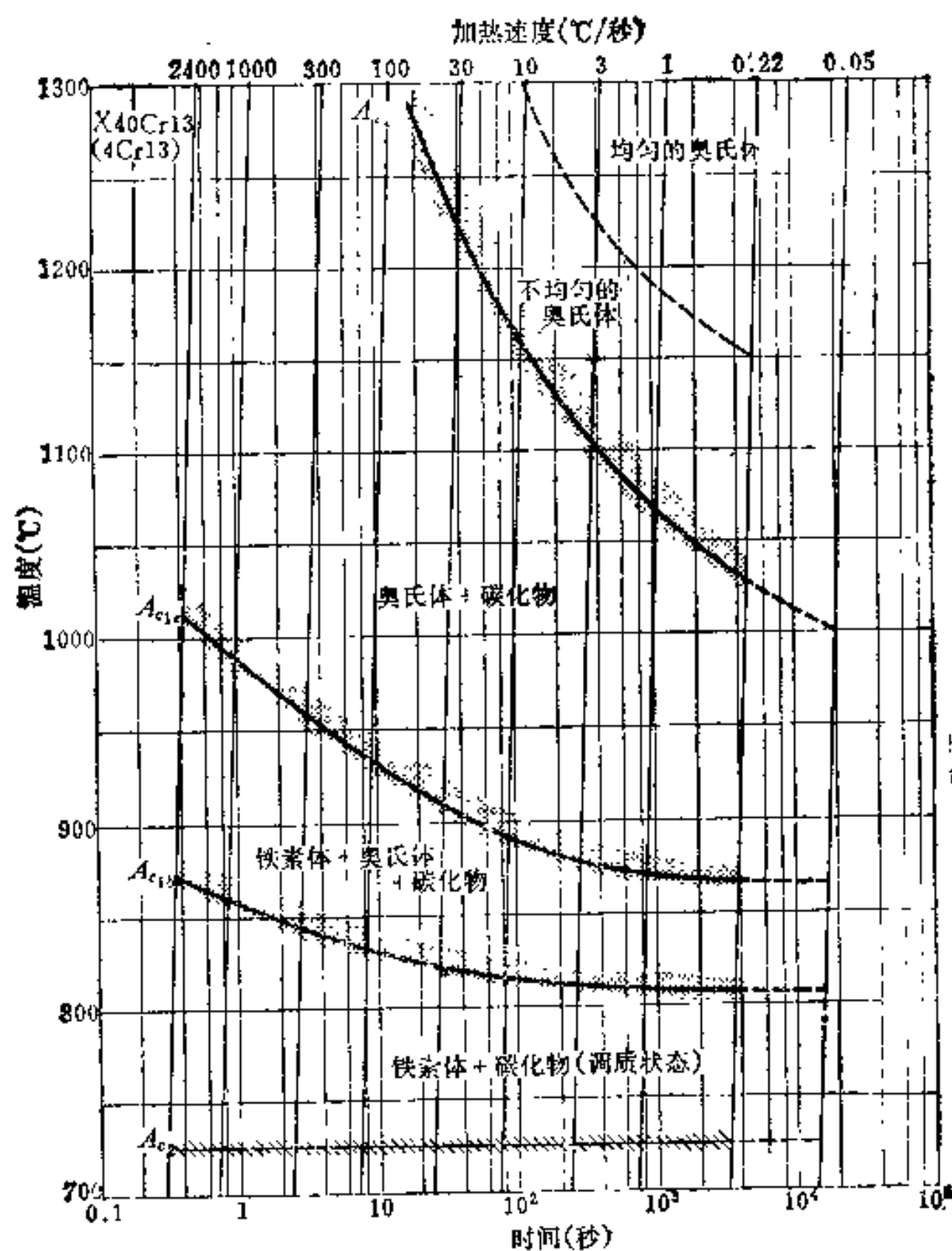


图1-27 连续加热时 X 40Cr13 (4Cr13) 钢的TTA曲线

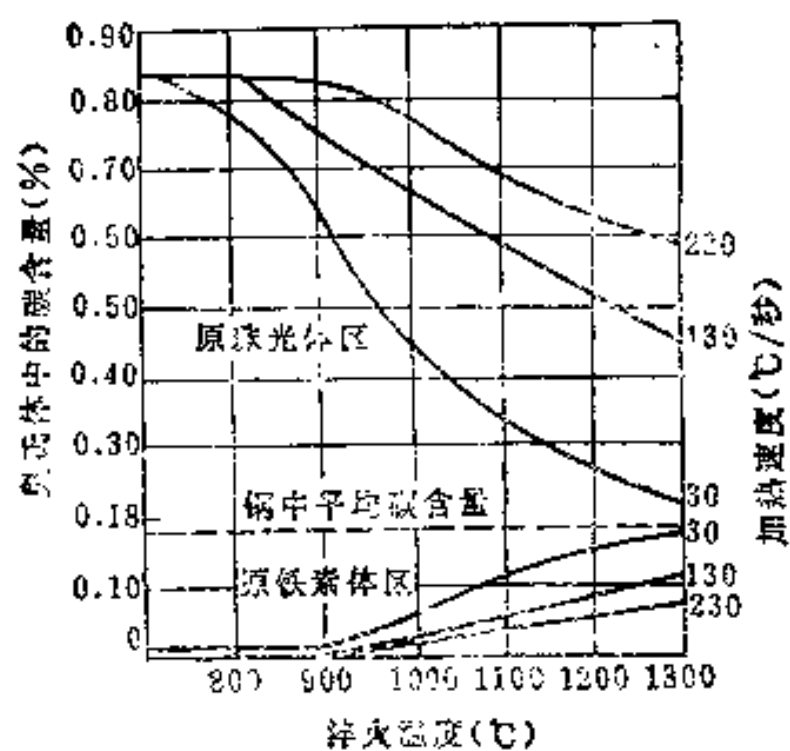


图1-28 温度和加热速度对0.18C钢中奥氏体含碳量不均匀性的影响

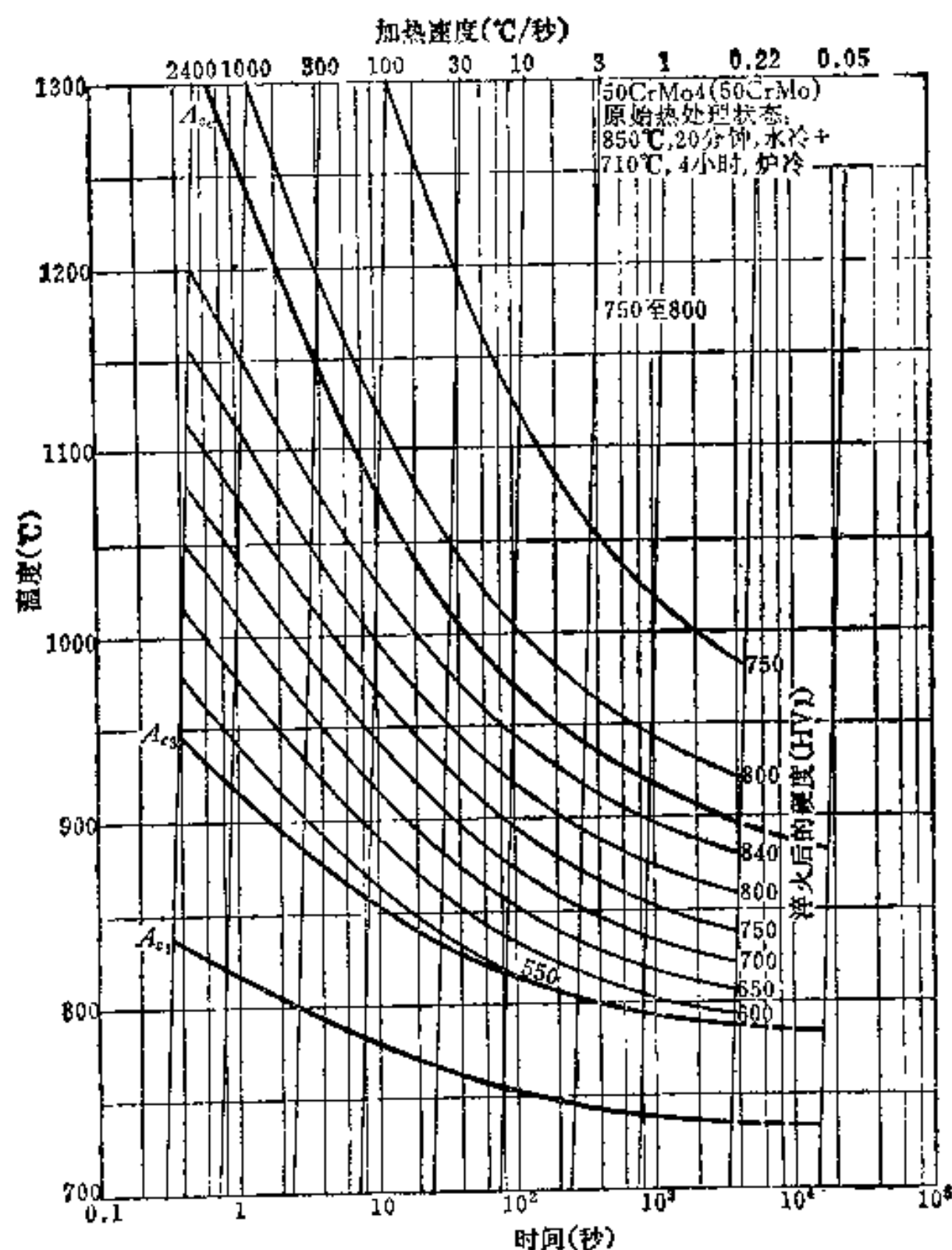


图1-29 连续加热时50CrMo4(50CrMo)的TTA-淬火硬度曲线

最后，应强调指出，不论是在等温或连续加热条件下，奥氏体形成动力学都有一个共同的、最基本的特点，即奥氏体形成所需要的时间都非常短（见图1-22~1-28）。对常用钢，在现行加热温度下，通常在若干秒内即可完成。在处于节能时代的今天，我们应该以新的眼光来看待这一点，即考虑缩短加热时间的可能性。零保温概念的提出和利用不均匀奥氏体中低碳区形成板条马氏体以提高钢的性能的所谓强韧化处理，都是能动地利用奥氏体形成动力学特点的例子，值得研究。

三、奥氏体形成动力学的理论处理

虽然对固态相变动力学的理论研究已经持续进行了数十年，专门研究奥氏体形成的最早工作也已经出现了40年^[25]，但由于所处理的问题的复杂性和已掌握的方法的局限性，目前所得到的结果只是在一定的条件下才与实验有较好的吻合，因而只能看作是对问题的近似解，或者是一种半定性的数学处理。

前面曾经指出，孕育期就是等待临界晶核形成所必需的时间。但是在讨论形核动力学时，仅仅有一个临界晶核还是不够的。就目前的理解，通常认为^[26]：为了使临界晶核成为一个稳定的核并能够长大，至少还要往上面增加一个原子，使系统自由能降低。因

此, 在单位时间、单位体积内形成的晶核数目, 即形核率, 应与以下三个因素有关: ①波尔兹曼因子 $\exp(-\Delta G^*/KT_A)$, 其中 ΔG^* 为临界晶核形成功; K 为波尔兹曼常数; T_A 为奥氏体形成温度, 这个因子代表在 T_A 温度出现能量涨落 ΔG^* 的几率。②单位体积中可供形核地点的数目 N_0 , $N_0 \cdot \exp(-\Delta G^*/KT_A)$ 代表了能形成临界晶核的地点占可供形核地点的百分数。③单位时间内与临界晶核相碰撞的 (或由旧相进入奥氏体的) 原子数 n_0 。这样, 形核率可表示为

$$dN/dt = Z \cdot n_0 \cdot N_0 \cdot \exp(-\Delta G^*/KT_A) \quad (1-3)$$

其中 Z 是常数, n_0 值与原子的扩散有关, 可以表示为

$$n_0 = C \cdot \exp(-Q/KT_A) \quad (1-4)$$

其中 C 为常数, Q 为在受扩散控制的奥氏体形成中的体扩散激活能。在受界面控制的奥氏体形成中, 即在只需要原子作短程的越界面扩散的块状转变型的奥氏体形成中, Q 是短程扩散的激活能, 它显然比前一种情况要小得多。因此(1-3)式可以改写为

$$dN/dt = A \cdot n_0 \cdot \exp(-Q/KT_A) \cdot \exp(-\Delta G^*/KT_A) \quad (1-5)$$

其中

$$\Delta G^* = \frac{4}{27} \eta \cdot \sigma^3 / (\Delta G_v + E_s)^2 \quad (1-6)$$

式中, σ 是新旧相间的界面能; ΔG_v 为体自由能差; E_s 是弹性能; η 是与核的形状和界面性质有关的一个常数。从(1-5)和(1-6)式可以明显地看出: 当温度升高时, 不仅 KT_A 增大, 而且 ΔG^* 减小(这是因为过热度加大, ΔG_v 增大, 而温度升高, E_s 的变化相对较小), 原子扩散加快; 同时, 形成奥氏体晶核所必须的浓度起伏也减小, 因此, 形核率会随温度升高而大大增加, 且孕育期缩短。

在研究球化体中奥氏体的形成时, 对于奥氏体核的长大, 贾德 (Judd) 和帕克斯顿 (Paxton)⁽²⁵⁾ 曾经提出了如下公式:

$$-v_a = -\frac{dr_a}{dt} = \frac{(D_c^y)_{r_a} \left(\frac{dc}{dr} \right)_{r_a}}{c_c - c_2} \quad (1-7)$$

$$v_b = \frac{dr_b}{dt} = -\frac{(D_c^y)_{r_b} \left(\frac{dc}{dr} \right)_{r_b}}{c_1 - c_a} \quad (1-8)$$

式中, v_a 和 v_b 分别为奥氏体向渗碳体和铁素体推进的速度; r_a 和 r_b 分别为渗碳体颗粒的半径和围绕着它的奥氏体环的外径; $(D_c^y)_{r_a}$ 和 $(D_c^y)_{r_b}$ 分别为在 r_a 和 r_b 处的碳浓度下, 碳在奥氏体中的扩散系数; $(dc/dr)_{r_a}$ 和 $(dc/dr)_{r_b}$ 分别为在界面 r_a, r_b 处奥氏体中碳的浓度梯度。 c_c 和 c_a 分别为渗碳体和铁素体的碳浓度, c_2 和 c_1 分别为奥氏体与渗碳体平衡、奥氏体与铁素体平衡的碳浓度。

上述两个式子是假定奥氏体的长大完全受碳在奥氏体中的扩散所控制而导出的。其基本出发点是 $v = J/\Delta C$ 或 $J = v \cdot \Delta C$, 即界面移动速度 v 与跨过界面的碳浓度差 ΔC 的乘积等于碳在奥氏体中的扩散流 J 。同时, 还有两个重要的假定是: ①在 γ/cem 和 γ/α 界面达到了局部平衡, 因此, 相应的碳浓度可以根据 Fe-Fe₃C 相图查得。局部平衡的假设在对固态转变进行理论分析时是使用得非常普遍的。②整个长大 (或碳在奥氏

体中扩散)的过程达到了一个“准稳态”,因此可以只使用费克第一定律的公式,避免了使用费克第二定律时带来的许多复杂的数学问题。这样做的有效性,文献[27]也进行了论证。很明显,如果将相应的半径用渗碳体片的厚度和珠光体的片层间距来代替的话,上述公式应该也可以适用于珠光体。实验证实^[27],这两个公式用于区域熔炼的铁碳合金时,与实验吻合得很好;而用于普通碳钢时则实验所得孕育期要长些,转变速度也要慢些。这说明了杂质和合金元素对奥氏体形成动力学的影响。

斯派克等人^[28]处理了珠光体向奥氏体转变的问题。他们说明了奥氏体的形成也同样可以适用于一般固态相变的阿弗拉密(Avrami)方程,从而把新形成的奥氏体的体积百分数 F_v 、奥氏体边界的迁移速度 v 、单位体积的核心数 N 以及时间联系起来:

$$F_v = 1 - \exp\left(-\frac{4\pi}{3} N v^3 t^3\right) \quad (1-9)$$

公式(1-9)的曲线实际上就是图1-19 a中的曲线,当然与实验值多少总有一些差距。根据片状珠光体向奥氏体转变的几何特点和扩散第二定律他们又进一步求出了

$$v = \frac{4(c_\gamma^e - c_\gamma^a)}{\pi(c_a - c_\gamma^a)} \cdot \frac{D}{S} \quad (1-10)$$

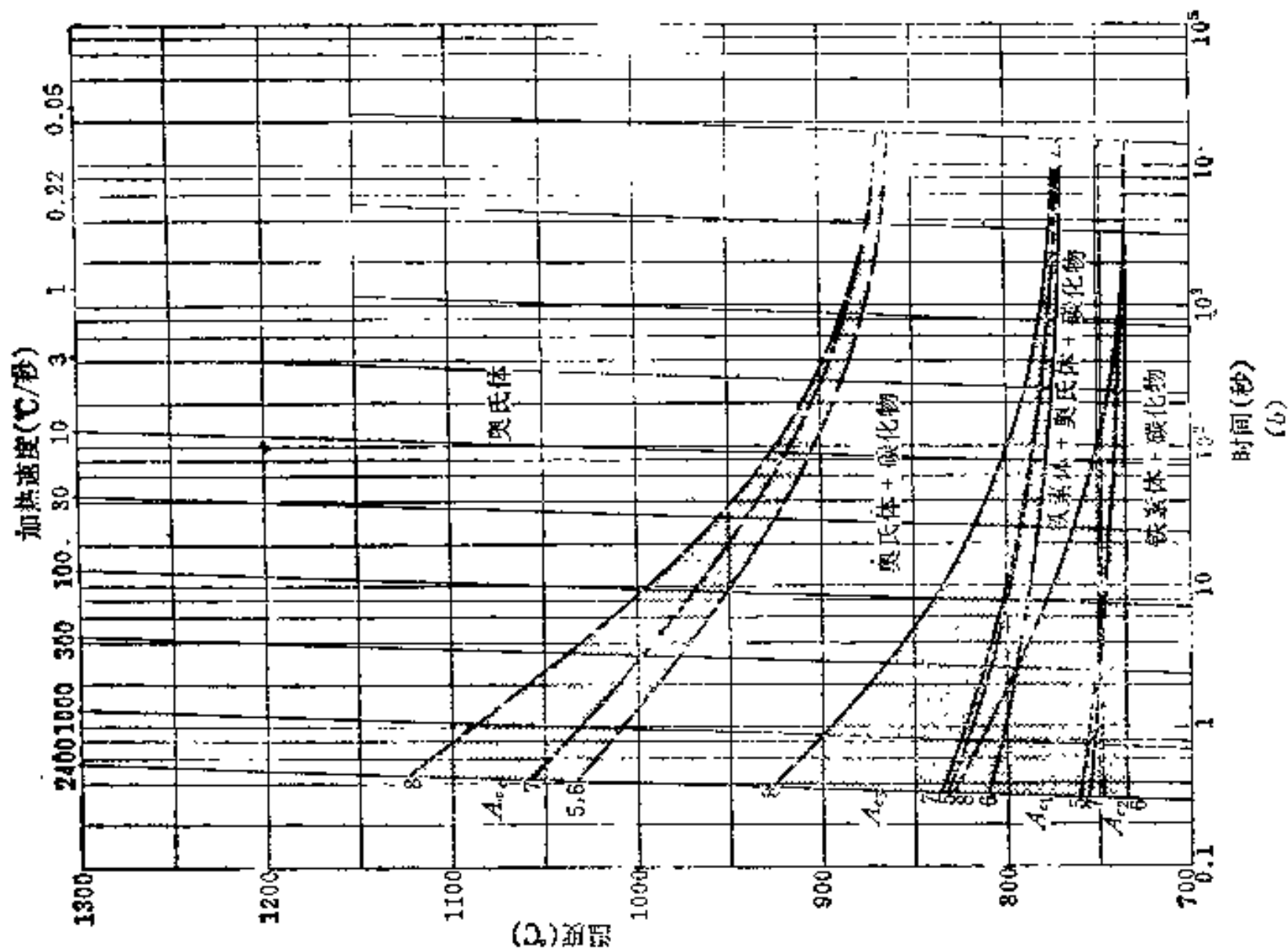
式中, v 为奥氏体界面迁移速度, D 为碳在奥氏体中的体扩散系数, S 为珠光体的片层间距, C_γ^e 为与渗碳体相平衡的奥氏体中的含碳量, C_γ^a 为与铁素体相平衡的奥氏体中的含碳量, C_a 为与奥氏体相平衡的铁素体中的含碳量。用此式计算的值与实验结果在800°C以下符合得较好,而在820~920°C之间则有较大差值。

总起来看,目前已出现的动力学公式都还不能很好地反映各种钢的实际情况,或者说,定性上正确,定量上还不能非常令人满意。

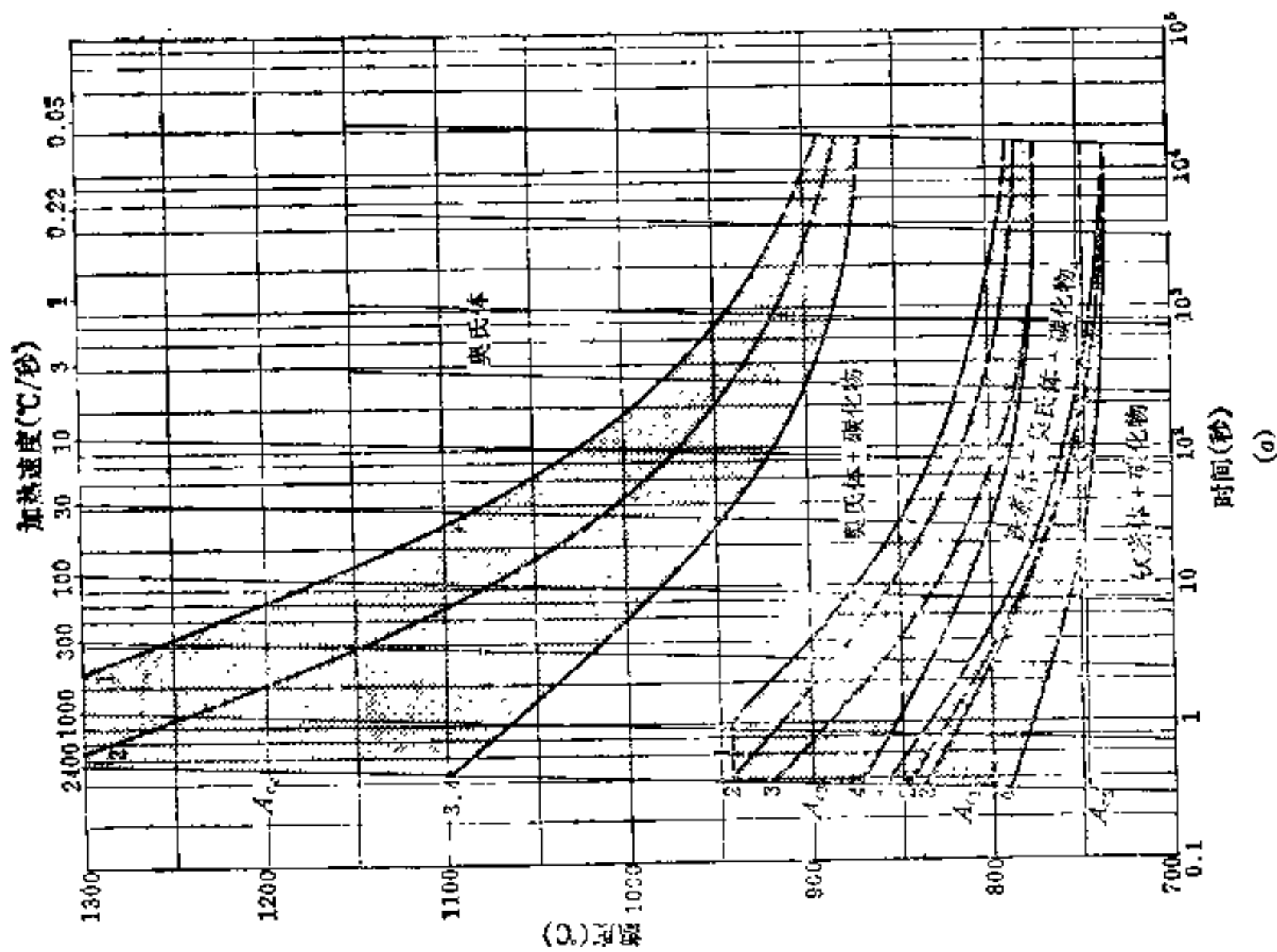
四、影响奥氏体形成速度的因素

在影响奥氏体形成速度的因素中,主要有温度、钢的成分和原始组织,其中温度则是最主要的因素。随着温度升高,形核率增加,扩散加速,长大速率也提高。因此,温度的影响十分强烈。

至于钢的成分(碳和合金元素)的影响,在亚共析钢中,随含碳量增加,奥氏体形成速度加快,这显然与渗碳体-铁素体界面之增加(从而形核率增加)和碳在奥氏体中的扩散系数随含碳量有所增加有关。合金元素的影响比较复杂,但大体上可归纳为以下几个方面:①改变奥氏体的形成温度:扩大 γ 区的元素如锰、镍、氮、铜等使 A_{c1} 、 A_{c3} 降低,缩小 γ 区的元素如铬、钼、钨等使之提高。②通过影响碳的扩散系数而影响奥氏体的长大速率。例如铬、钼、钨等减低碳在奥氏体中的扩散系数,从而减低奥氏体的长大速率,而镍钴等则因增加碳的扩散系数而使奥氏体长大速率提高。③合金碳化物通常较稳定,因此增加了碳化物在奥氏体中溶解和奥氏体成分均匀化的时间。④合金元素本身的扩散很慢,因此,不管原来合金元素是固溶于铁素体还是形成碳化物,奥氏体成分均匀化的时间都会加长。应该指出,这些分析只是定性的而不是定量的,而且也没有考虑各个元素间的交互作用,所以最切实的办法仍然是对各个钢都测出相应的TTA曲线,用以指导生产。



原始状态	原始组织	原始热处理规范
5	中间组织	850°C, 20分/310°C, 1500秒, 空冷
6	马氏体	850°C, 20分, 油冷
7	调质组织	850°C, 20分, 油冷 + 500°C, 90分, 空冷
8	调质组织	850°C, 20分, 空冷 + 670°C, 90分, 空冷



原始状态	原始组织	原始热处理规范
1	软化退火组织	850°C, 30分, 炉冷 + 745 ± 20°C, 7小时, 周期退火或 720°C, 16小时, 炉冷
2	软化回火组织	850°C, 20分, 水冷 + 710°C, 4小时, 炉冷
3	珠光体	850°C, 20分/650°C, 1500秒, 空冷
4	淬火体	850°C, 20分/540°C, 61000秒, 空冷

图1-30 50CrMo4(50CrMo) 钢原始状态对连续加热时TTA曲线的影响

钢的原始组织对奥氏体的形成速度也有明显的影响。作为一个很好的例子,图1-30中给出了50CrMo4(德国牌号,用我国编号法表示即为50CrMo)在8种不同的原始状态下连续加热时奥氏体形成动力学曲线的比较。可见,原始组织越接近于平衡组织,奥氏体越不易形成(表现为形成温度高),亦即原始组织为珠光体、贝氏体、马氏体时,奥氏体形成速度相应地越来越快;珠光体的片层间距越小(从珠光体→索氏体→屈氏体),奥氏体形成速度越快;原始组织为球化体时,奥氏体形成速度最慢。以上规律可以根据奥氏体形成的机理很好地予以解释,这里不再多说。

§ 1-4 奥氏体晶粒的长大及其控制

当奥氏体形成后,碳化物还没有全部溶解以前,奥氏体的晶粒就可能已经开始长大,而当碳化物全溶后,随着奥氏体化温度的提高或时间的延长,这种晶粒长大现象就变得越来越明显。晶粒长大是一个自发过程,因为晶粒愈大,晶界面积就愈小,因而界面能或整个系统的自由能也愈低。这和再结晶时的晶粒长大很有类似之处。

一、研究奥氏体晶粒大小的必要性

人们之所以研究奥氏体晶粒长大问题,是因为晶粒的大小对钢的性能有很大的影响。例如,钢的屈服强度与晶粒大小就遵循所谓的霍尔-皮奇(Hall-Petch)关系:

$$\sigma_s = \sigma_i + K_y d^{-1/2} \quad (1-11)$$

其中, d 为晶粒直径; σ_s 为屈服强度; σ_i 为抵抗位错在晶粒中运动的摩擦阻力; K_y 为常数。对抗拉强度也可以写出这种类型的方程。细晶粒还可以降低韧脆转化温度,并可定量地描述如下式:

$$\beta T = \ln \beta - \ln C - \ln d^{-1/2} \quad (1-12)$$

式中, T 为韧脆转化温度; β 、 C 为常数; d 为晶粒直径。应当说明,在上述两式中,晶粒指的是室温下稳定组织的晶粒,例如可以是铁素体晶粒或奥氏体晶粒,但它们都是由高温奥氏体转变或留存下来的,而高温下奥氏体晶粒越小,室温组织也越细小,所以可用来说明奥氏体晶粒的影响。此外,奥氏体晶粒大小还会影响钢在冷却时的转变特点,从而影响钢的淬透性等等。总之,可以不夸大地说,经过加热,对钢的性能影响最大的组织因素是奥氏体的晶粒大小,因此,对它进行详细研究是十分必要的。

二、奥氏体晶粒度的概念

有两种方法描述奥氏体晶粒的大小:一种是用晶粒的尺寸,例如晶粒的平均直径、一个晶粒的平均面积或单位面积(如1平方毫米)内所含晶粒数来描述,其描述用语是晶粒(粗)大或晶粒(细)小;另一种是用晶粒度来描述。根据冶标(YB27-77)规定,晶粒度号与晶粒尺寸有如表1-1所示的关系(或服从公式 $N = 2^{n-3}$, 式中 N 为放大100倍时每毫米²视场中的晶粒数, n 为晶粒度号数)。在用晶粒度描述晶粒大小时,通常是具体指明几级晶粒度,晶粒度(号)数越大者晶粒越细。这一点,需要十分注意。

脱氧方法不同的钢,在加热时奥氏体晶粒长大有不同的特点。以铝脱氧的钢,含有适当量和适当尺寸的 AlN 颗粒时,在一定的温度下晶粒不易长大,称为细晶粒钢。以硅脱氧的钢,不含有抑制晶粒长大的第二相颗粒,所以晶粒是随加热温度升高而逐渐长大

的,称为粗晶粒钢。两种钢的奥氏体晶粒长大的特点示于图1-31^[30]。可见,所谓粗晶粒钢和细晶粒钢,只是表示晶粒长大的一种倾向或特点,至于钢的奥氏体晶粒的实际大小,主要还是取决于具体的加热规范,当加热温度太高时,细晶粒钢也可以获得很大的奥氏体晶粒。反之,如果加热温度不高,粗晶粒钢也可以获得很小的奥氏体晶粒。然而,细晶粒钢毕竟在常用的热处理加热温度范围内(800~930℃)保证了细小的奥氏体晶粒,所以在生产上理所当然地欢迎细晶粒钢。

表1-1 晶粒度号与晶粒尺寸的对照 (YB27-77)

晶 粒 度 号	计示的晶粒平均直径 (毫米)	弦的平均长度 (毫米)	一个晶粒的平均面积 (毫米 ²)	在1毫米 ² 内晶粒 的 平 均 数 量
-3	1.000	0.875	1	1
-2	0.713	0.650	0.5	2.8
-1	0.500	0.444	0.25	8
0	0.353	0.313	0.125	22.6
1	0.250	0.222	0.0625	64
2	0.177	0.157	0.0312	181
3	0.125	0.111	0.0156	512
4	0.088	0.0783	0.00781	1448
5	0.062	0.0553	0.00390	4096
6	0.044	0.0391	0.00195	11585
7	0.030	0.0267	0.00098	32381
8	0.022	0.0196	0.00049	92682
9	0.0156	0.0138	0.00024	262144
10	0.0110	0.0098	0.000122	741458

由于历史的原因,我国的教科书过去都引用了苏联书上的“本质晶粒度”的说法,把上述的粗晶粒钢称之为本质粗晶粒钢,细晶粒钢称之为本质细晶粒钢。事实上,加上本质二字,也并未说清楚本质,倒反而引入了不必要的概念,更何况各工业发达国家多年来都没有采用上述说法,足见其不必要。最近几年,我国许多单位对本质晶粒度一词也都提出了异议^[42,43,46]。为了确保重要产品(如航空产品)所用钢材为细晶粒钢,可以采用渗碳、氧化、腐蚀或利用相变造成的网状组织等方法,来检验钢在930℃加热后是粗晶粒还是细晶粒。详细做法可参见冶金部标准 YB27-77。

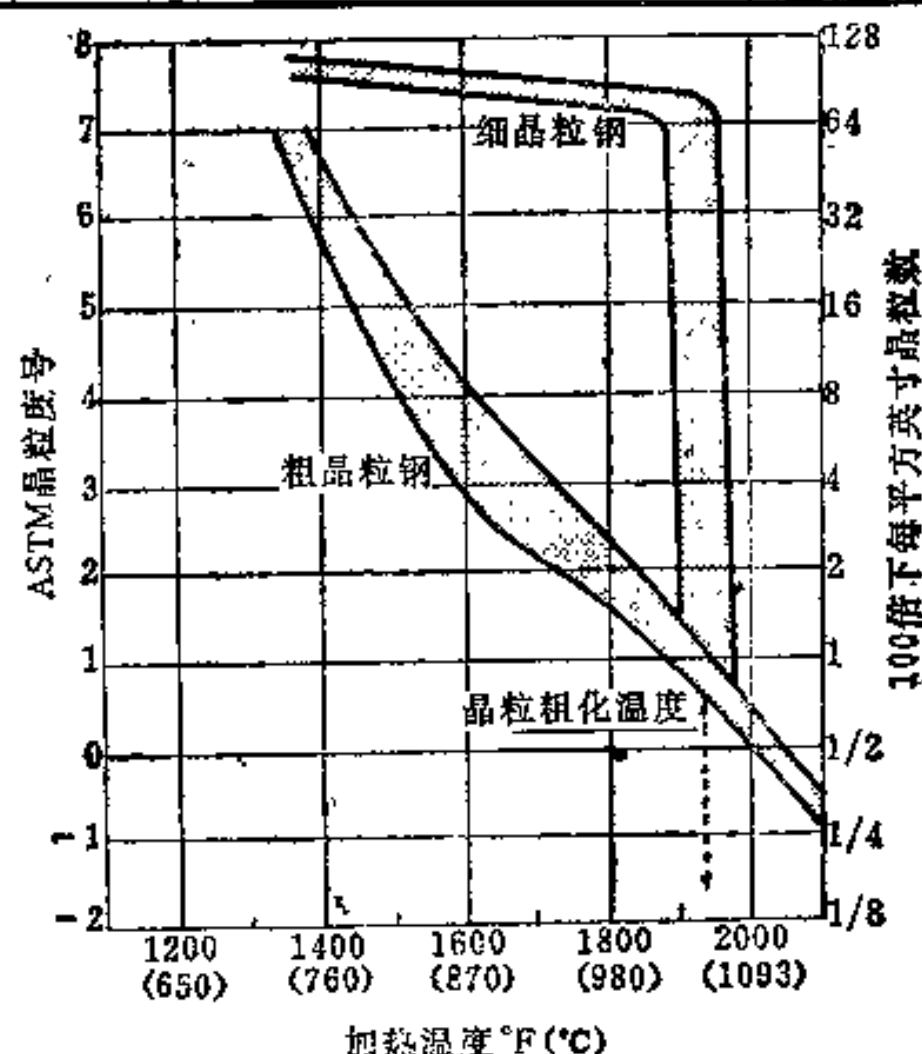


图1-31 粗晶粒钢和细晶粒钢的奥氏体晶粒大小与温度的关系^[30]

三、奥氏体晶粒的长大及其影响因素

当奥氏体转变刚刚完成,即到新生成的奥氏体晶粒互相接触为止,奥氏体的晶粒是

很细小的, 其平均尺寸为

$$\bar{d} = K \left(\frac{\dot{N}}{V} \right)^{-1/2} \quad (1-13)$$

式中, K 是常数; \dot{N} 是形核率; V 是长大速度。但新生成的晶粒又很不均匀 (先形核的晶粒长得大些), 晶界弯曲, 能量很高、不稳定, 因此, 在随后的保温或加热过程中, 晶粒会长大。其长大过程, 首先是大晶粒通过晶界迁移吞并 (或吃掉) 小晶粒, 然后是大晶粒 (仍然通过晶界迁移) 均匀长大。在高温显微镜下有时可以看到这种晶界迁移方向变换两三次之多 (即新的晶粒还会被更新的晶粒代替)。

影响奥氏体晶粒长大的因素主要有温度、时间、第二相的颗粒等。钢的原始组织 (奥氏体化前的组织) 虽然也有影响, 但影响甚微。例如对 50CrMo 钢来说, 最稳定的球化体组织在各个温度加热所得晶粒度只比最不稳定的马氏体组织在相同条件下所得晶粒度高一级^[28]。因此下面仅讨论那些主要因素。

(一) 温度的影响 一般来说, 晶界的迁移速度 v 与晶界的迁移率 (或移动性) M 和驱动力 P 有如下关系:

$$P = v / M \quad (1-14)$$

因表面能 (张力) σ 而产生的压力差 (即晶界移动的驱动力) P 为:

$$P = K_1 \frac{\sigma}{\rho} \quad (1-15)$$

式中 ρ 是晶界的曲率半径或晶粒的半径。而晶界的迁移率与温度有如下关系:

$$M = M_0 \exp(-Q/RT) \quad (1-16)$$

式中, M_0 为常数; Q 为晶界迁移的激活能; T 为温度 (K); R 为气体常数。合并式 (1-14)~(1-16) 得

$$v = K \frac{\sigma}{\rho} \exp(-Q/RT) \quad (1-17)$$

式中 $K = K_1 M_0$, 是一个新的常数。由式 (1-17) 可见, 奥氏体晶粒的长大速度, 也就是晶界迁移的速度随温度增高呈指数式的增长。因此, 晶粒大小随温度的变化也应该服从这个关系。

(二) 时间的影响 密勒 (Miller)^[31] 曾发现, 在温度一定时, 平均晶粒直径 \bar{d} 与时间呈下列关系:

$$\bar{d} = Kt^n \quad (1-18)$$

式中 K 为常数, 与温度成阿累尼乌斯 (Arrhenius) 关系 [即 $K = K_0 \exp(-K_1/RT)$], 这与上面的分析完全一致。 n 也是常数, 但 $0 < n < 1$, 因此随时间增加晶粒长大速度越来越慢, 不会无限制地长大下去。这与 (1-17) 式也是一致的, 因为随着晶粒长大, 晶界越来越平直, ρ 将急剧增加, 从而使 v 急剧下降。实验结果也证明正是这样一种情况。

(三) 第二相颗粒的影响 第二相颗粒的存在会减小晶界面积, 从而降低总的界面能。当晶界要离开这些颗粒而迁移时, 总界面能就会提高, 因此使迁移变得困难。人们通常用钉扎效应来描述第二相颗粒的这种作用。曾纳 (Zener)^[32] 曾经提出球状晶粒的半径 R 与第二相颗粒的半径 r 及其体积百分数 f 有如下关系:

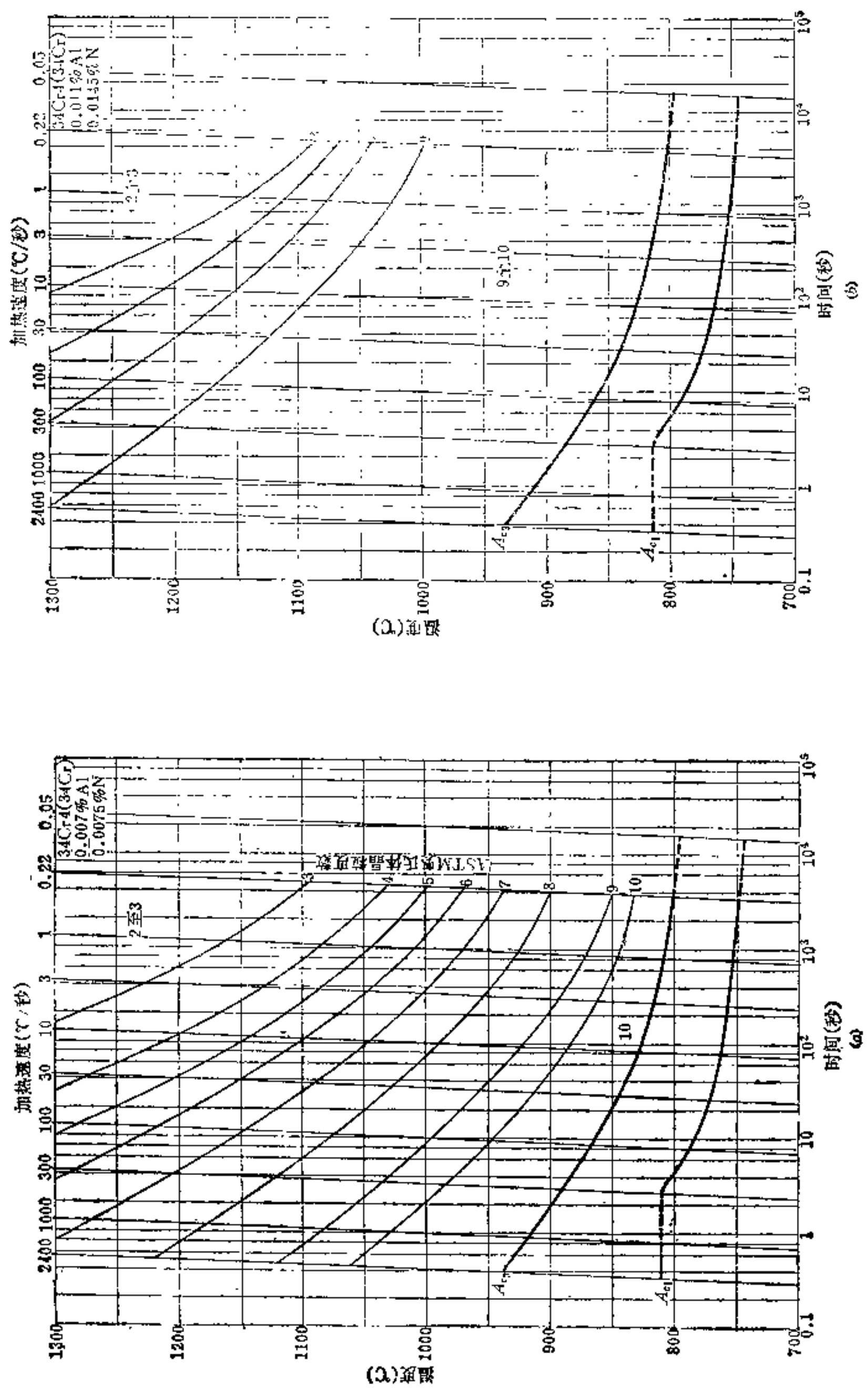


图1-33 铝和氮含量对34Cr4(34Cr) 钢奥氏体晶粒长大趋势的影响⁽²³⁾
(a) 含0.007%Al、0.0075%N; (b) 含0.011%Al、0.0145%N。

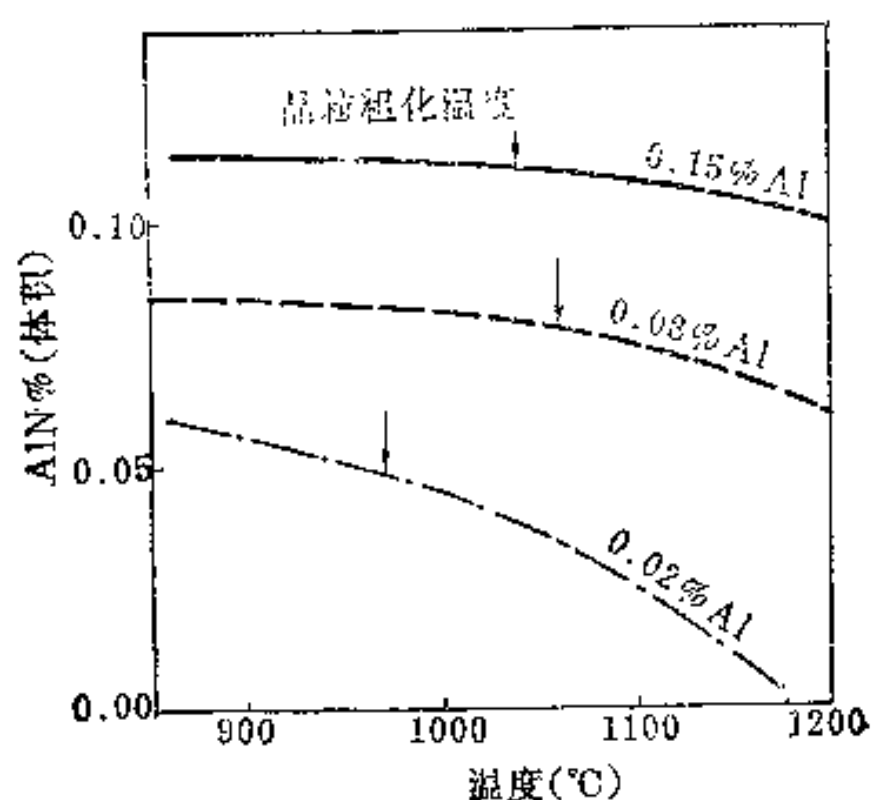


图1-34 氮化铝在奥氏体中的溶解度 (软钢, 含氮0.01%)^[34]

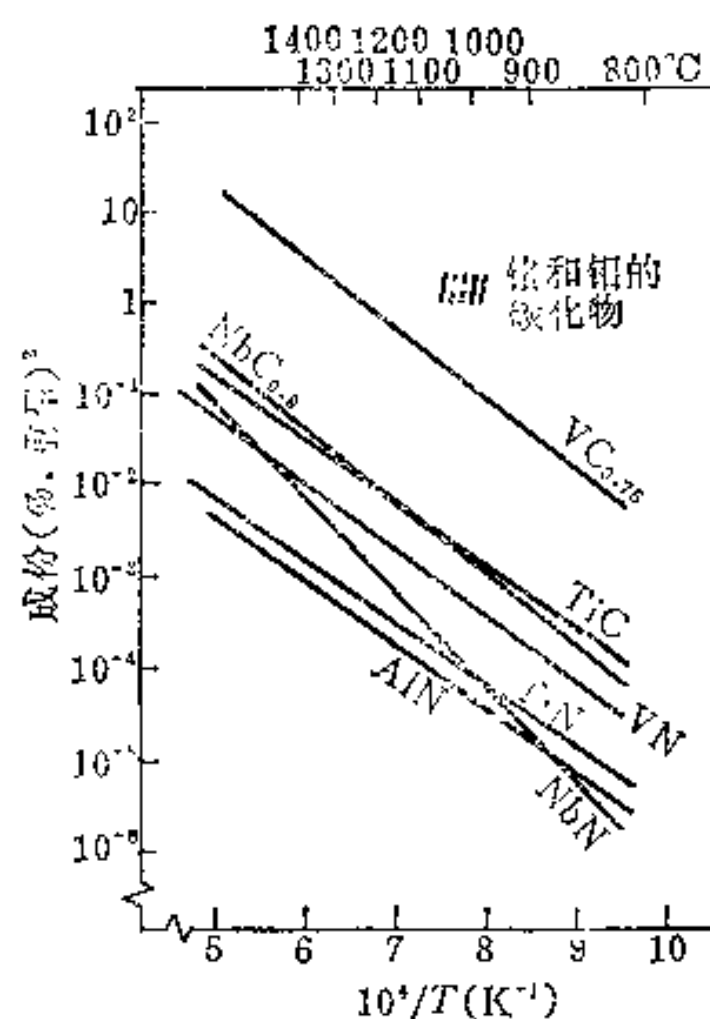


图1-35 各种碳化物和氮化物在奥氏体中的溶度积

上和 AlN 同样的作用, 但它们不会比 AlN 带来更高的奥氏体晶粒粗化温度。

至于钢中的其它合金元素, 对奥氏体的晶粒长大也都有一定影响, 如钨、钼、铬等略使之受阻, 而锰、磷等略使之加速, 但影响都比较微弱, 镍、钴、硅、铜等则基本上无影响。

四、奥氏体晶粒大小的控制及其在生产中的应用

根据前面所分析影响奥氏体晶粒大小的三个主要因素及其相应的作用原理, 自然可以得出细化奥氏体晶粒的方法, 而且目前它们都已经在生产上得到很好的应用。

(一) 利用 AlN 颗粒细化晶粒, 这是应用最广泛的一种方法。事实上, 目前几乎所有的重要钢种都是以铝脱氧的。

(二) 利用其它过渡族金属碳化物 (如 TiC、NbC 等) 来细化晶粒, 不仅在工具钢等方面得到了广泛应用, 目前还广泛用于一类较新的钢——高强度低合金 (HSLA, High-Strength-Low-Alloy) 钢上。这类钢中, 通常只加入小于 0.05% 的铌、钒、钛等元素, 因此也获得了“微合金化钢”的名称。HSLA 钢的含碳量很低, 因此组织中的铁素体含量很大, 按理钢的强度似乎应该很低。然而, 由于非常细的铁素体晶粒和合金碳氮化合物沉淀的共同作用, 使其屈服强度得到很大的提高。一般软钢的屈服强度大约为 207 兆帕, 而 HSLA 钢却可达到 345~550 兆帕。HSLA 钢的细铁素体晶粒是通过控制热轧与合金碳化物的共同作用而得到的。图1-36示意地表示了这种处理过程。在高温时, 碳化物溶于奥氏体中, 有利于形变; 在低温时碳化物析出并阻止奥氏体晶粒长大。如果控制最终轧制的温度和形变量使得形变后来不及再结晶, 而在碳、氮化合物的阻碍下刚好得到很细的奥氏体晶粒, 那么随后在 $A_{r3} \sim A_{r1}$ 间生成的铁素体就可以有极细的晶粒。

(三) 能动地利用温度和时间对奥氏体晶粒长大的影响, 采用高温短时间加热的办法以细化晶粒, 也是一种很有效的方法。事实上, 高频淬火就是利用了这一原理得到细晶粒的, 并获得一定的所谓超硬度。

值得着重指出的是, 不管是粗晶粒钢还是细晶粒钢, 在获得大晶粒后, 只要晶界上没有很多难溶析出物, 通过一次或多次奥氏体化, 总是可以在一定程度上使晶粒细化的。这是因为, 每一次奥氏体化都经历着奥

氏体重新形核和长大的过程, 所以, 只要加热温度不过高, 保温时间不过长, 所得奥氏体晶粒都应该接近正常大小, 或者至少比原来的奥氏体晶粒要小些。这便是热处理细化晶粒的作用, 也是热处理工作者手中有力的武器之一。

尽管决定细化晶粒作用的主要是加热温度和时间, 而冷却速度无关紧要, 实际上采用的细化晶粒工艺仍多为正火, 因为退火太费时而淬火易引起变形和开裂。渗碳后零件的重复加热淬火, 既能细化晶粒又能淬硬, 更是一举两得了。

(四) 最近国内的研究成果 近年来, 为了解决航空结构钢奥氏体晶粒度的问题, 国内许多单位进行了大量的工作^[42~47], 所得结果可以初步归纳如下。

1. 炼钢时以铝脱氧, 生成 AlN , 是得到细晶粒钢的基础。残余铝含量与奥氏体晶粒度合格率 (5 级以上晶粒度为合格) 的关系如图 1-37^[45] 所示。

2. 并不是任何尺寸和分布状态的 AlN 粒子都能阻止晶粒长大, 只有线尺寸小于 500 埃的、分布在奥氏体晶界的 AlN 粒子才有上述作用^[48]。

3. 为了控制 AlN 粒子的尺寸, 必须注意两点: ①钢在热轧或热锻时应该在较高温度 (即 $1200 \sim 1250^{\circ}C$) 开轧 (锻)、较高温度 ($900 \sim 950^{\circ}C$) 停轧 (锻)。这样做有两个好处, 一是高温加热可以得到较多的固溶铝, 为随后析出较大量 AlN 做好准备; 二是避免停轧温度过低时钢中留下的缺陷增多, 从而使随后的 AlN 粒子长得过大。②锻后最终热处理前的

预处理或钢厂的出厂热处理最好是在 $730 \sim 750^{\circ}C$ 左右的正火 (或回火) 处理。在这个温度的处理, 可以使 AlN 呈细的颗粒析出, 并在以后的最终热处理加热中发挥阻碍奥氏体晶粒长大的作用。值得注意的是, 有些粗晶粒钢, 经过这样的预处理后可以变成细晶

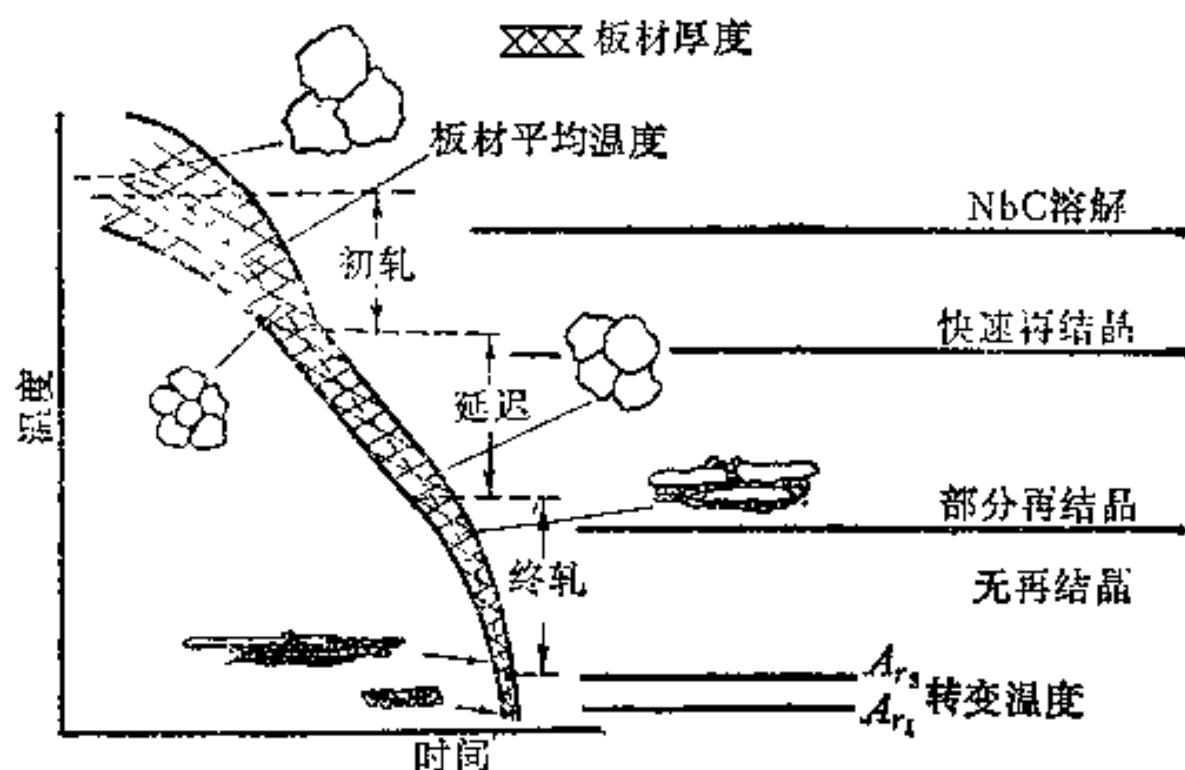


图1-36 在HSLA钢中造成极细铁素体晶粒的温度、时间、形变示意图

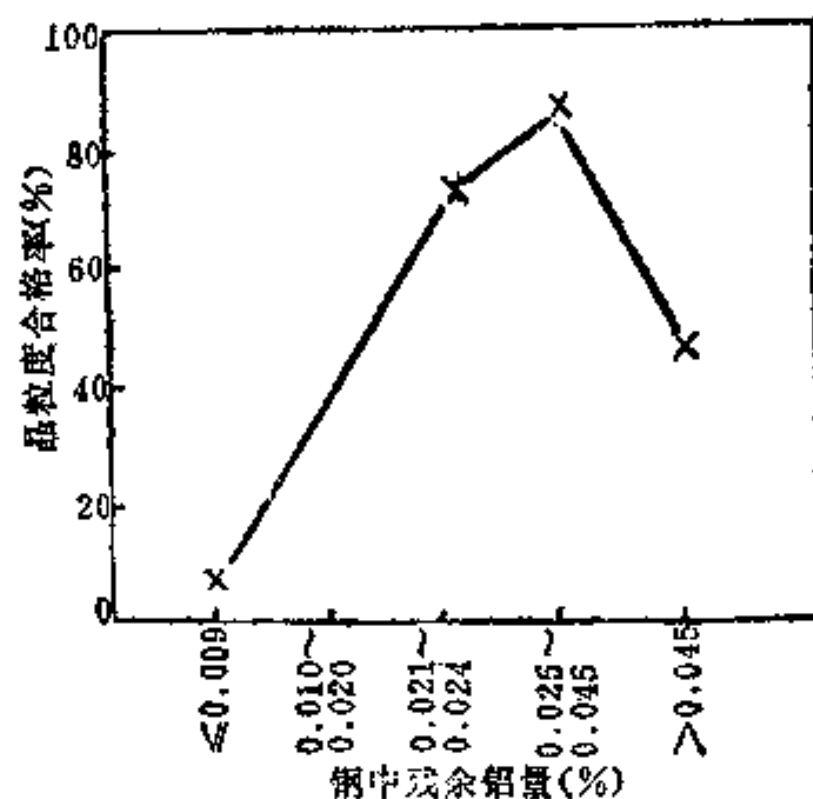


图1-37 残余铝与晶粒度合格率

粒钢。

4. 在钢的含铝量相同时,热成形工艺和预备热处理同样影响奥氏体晶粒的长大倾向这一事实,更进一步证明“本质晶粒度”的提法并不能反映钢的任何本质和本性。

5. 所有的实验都证明, AlN 阻止晶粒长大的确是通过钉扎机理起作用的^[42,44]。

由于以上的工作,目前国内对结构钢的奥氏体晶粒已经能够很好地加以控制。

五、粗大奥氏体晶粒的遗传及其割断

在生产中有时能发现这样的情况,即过热后的钢(过热是指加热温度超过临界点太多,从而引起了奥氏体晶粒的长大,在冷却后所得到的组织如马氏体、贝氏体也十分粗大)在第二次正常加热后,奥氏体仍保留了原来的粗大晶粒、甚至原来的位向和原来的晶界。这种现象,称之为组织的遗传。显然,这种遗传是应该避免和消除的。也有另外一种遗传,指的是母相中的晶体缺陷和不均匀性被新相继承下来,例如马氏体继承奥氏体中的晶体缺陷。这种遗传往往被称为相遗传。这种遗传可以用来强化合金,形变热处理就是一个突出的例子。但是这里要讨论的,是前面一种组织遗传。

粗大晶粒之所以会遗传下来,其根本的原因是在大晶粒生成后的组织转变中维持了严格的晶体学位向关系。例如,如果过热后的粗晶奥氏体随后发生了马氏体转变,由于马氏体转变的特点,新旧相之间必须维持严格的位向关系(见第三章)。当将所生成的马氏体再以合适的速度加热时,马氏体向奥氏体的转变可能以逆马氏体转变的方式变为奥氏体,这样生成的奥氏体,就极有可能恢复到原来奥氏体的位向,而原来奥氏体晶界上的杂质、第二相颗粒等等在两次无扩散相变中也都没有移动。因此,新生成的奥氏体极有可能还是受它们的限制,使原来的晶界得以恢复。这就是遗传。

可见,要消除(或割断)这种遗传的关键,在于破坏两次转变中新旧相晶体的严格位向关系。为此,可以采取如下措施。

1. 避免由不平衡组织(即马氏体或贝氏体)直接加热奥氏体化。为此,对于淬火的过热钢,可以先进行一次高温回火或中间退火,然后再以正常温度加热淬火。高温回火后会得到铁素体和碳化物的两相混合物,且铁素体会发生再结晶(详见第七章)。中间退火后则会得到更接近于平衡组织的铁素体和渗碳体的两相混合物。这两类组织都会使原来的位向关系遭到破坏。

2. 避免新的奥氏体以无扩散机理形成。为此应该控制加热速度和温度,使马氏体的逆转变不发生。可惜现在还提不出一个一般的规律来指导这种参数的选择。大体说来,温度要略高一点,速度不能太快,时间要短。有人认为在较高速度加热时,铁素体向奥氏体转变的体积变化会使奥氏体发生加工硬化(并称之为相变硬化),随后导致奥氏体的再结晶,从而破坏严格的晶体位向关系,并得到细小的奥氏体晶粒。考虑到在高温下区分新生成的奥氏体和再结晶的奥氏体的困难,这种说法是很难得到直接的实验证明的。

3. 通过多次加热-冷却的循环来破坏新旧相之间的位向关系,从而获得细小的奥氏体晶粒。但这种方法主要用于直接获得细晶粒的奥氏体,未见用于改正过热组织的报道。

加热或奥氏体化,可说是一切钢件热处理的第一步;加热时所得到的组织——奥氏

体, 又是随后在冷却时发生的各种转变的母相, 因此, 奥氏体化的情况对钢件的机械性能有着很大的影响。尽管冶金学者们早就知道这些, 但真正在奥氏体化方面做较多研究工作还是近一、二十年来的事, 因此目前还有大量工作需要进行。首先, 对转变的机理和动力学的研究还必须大大加强, 尤其是奥氏体形成的逆马氏体转变机理、块状转变机理和发生的条件以及其动力学特点等, 都有许多不明之处。其次, 对于工业常用的甚至全部钢种, 都应该测出它们在加热时的 TTA 曲线 (包括等温的、连续的), 用以指导生产, 在这方面文献〔24〕的工作是很值得参考的。第三, 由于目前大部分工业常用钢都是试配摸索而产生的, 热处理规范自然也是早先制定的。然而由于物理冶金的发展, 对很多问题有了新的认识, 从而使得通过寻找新的热处理规范以充分发挥这些钢的潜力有了可能。例如许多高强度钢在常规热处理时往往表现出低的断裂韧性, 而经高温奥氏体化后断裂韧性却有很大提高^{〔37, 38〕}。又如用循环加热法可以使奥氏体晶粒细化到 ASTM14 $\frac{1}{2}$ 级^{〔39~41〕}, 从而使钢进一步强化。又如为了充分利用铁素体的韧性, 国内外都在进行在 $\alpha + \gamma$ 两相区内加热淬火即所谓亚温淬火的研究, 并已取得初步成效。所有这些都充分说明, 通过改变奥氏体化条件, 可以使现有钢的潜力得到进一步发挥。

在钢的热处理发展的初期, 人们的精力主要是放在加热上, 因此导致了临界点 A_1 、 A_2 等的发现、铁碳相图的建立, 以及许多加热规律的确立。以后的长时期内, 人们着重研究了冷却时发生的组织转变和相应的性能变化, 导致了热处理工艺的大发展和钢材的更好的应用。近年来新的加热方法和加热工艺的出现, 不仅进一步提出了研究加热转变的必要性, 而且也突出说明了一种深入研究加热工艺和原理的倾向。当前, 热处理的发展可能正在进入一个新的螺旋。我们相信在这个广阔的领域内会有更大的收获。

参 考 文 献

- 〔1〕 М. А. Садовский, МнТОМ, 1977, 8, стр. 26.
- 〔2〕 Б. Т. Лившиц, 金属与合金的物理性能, 中译本, 王润译, 1959.
- 〔3〕 E. Bain, Alloying Elements in Steels, 1961, P. 21.
- 〔4〕 G. R. Speich and A. Szirmai, Trans. TMS-AIME, 245(1969), 1063.
- 〔5〕 Metals Handbook, Vol. 8, 8th Ed., 1973, P. 186.
- 〔6〕 M. A. Grossmann and E. C. Bain, Principles of Heat Treatment, 5th Ed., ASM, 1964.
- 〔7〕 А. П. Гуляев, Термическая Обработка Стали, 1960.
- 〔8〕 G. Wassermann, Arch. Eisenhüttenw., 6 (1932~33), 347.
- 〔9〕 О. П. Максимова и Л. И. Никонорова, Вопросы Металлографии и Физика Металли, 1955.
- 〔10〕 В. Н. Грийнев, МнТОМ, 1957, P. 7.
- 〔11〕 G. Krauss and M. Cohen, Trans. AIME, 224(1962), 1212.
- 〔12〕 G. Krauss, Acta Metall., 11(1963), 499.
- 〔13〕 W. L. Haworth and J. G. Parr, Trans. ASM, 58(1965), 477.
- 〔14〕 K. J. Albutt and S. Garber, JISI, 204(1966), 1217.
- 〔15〕 C. A. Apple and G. Krauss, Acta Met., 20(1972), 849.
- 〔16〕 G. Krauss, Principles of Heat Treatment of Steel, ASM, 1980, P. 171.
- 〔17〕 S. Kinoshita, Iron and Steel Institute of Japan, 14(1974), 6, 411.
- 〔18〕 S. Matsuda et al., ibid, 14(1974), 6, 363.
- 〔19〕 R. Homma, ibid, 14(1974), 6, 434.
- 〔20〕 S. Matsuda et al., ibid, 14(1974), 6, P. 444.
- 〔21〕 S. Watanabe et al., New Aspects of Martensitic Transformation, JIMIS-1, 1976, P. 369.

- [22] 渡辺征一等, 鉄と鋼, 61(1975), 1, 96.
- [23] Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Band 3, 1973.
- [24] 井口信洋等, 日本金属学会誌, 39(1975), 1, 3.
- [25] G. A. Roberts and R. F. Mehl, Trans. ASM, 31(1943), P. 613.
- [26] J. W. Christian, The Theory of Transformations in Metals and Alloys, Pergamon Press, 1965, P. 377.
- [27] R. R. Judd and H. W. Paxton, Trans. AIME, 242(1968), 2, 206.
- [28] G. R. Speich et al., Trans. AIME, 245(1969), 1063.
- [29] F. B. Pickering, Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publishers, 1978, P. 15.
- [30] G. F. Melloy, Austenite Grain Size—its Control and Effects, ASM, Metals Park, 1968, P. 25.
- [31] O. O. Miller, Trans. ASM, 43(1951), 260.
- [32] C. Zener, Reported in the literature as Private Communication, 转引自文献[31].
- [33] T. Gladman, Proc. Roy. Soc. A., 294(1966), P. 298.
- [34] T. Gladman, Metallurgical Developments in Carbon Steels, Special Report 81, ISI, London, 1963, P. 68.
- [35] B. Aronsson, in Steel Strengthening Mechanisms, Climax Molybdenum Co., 1969, P. 77, 引自[31].
- [36] T. M. Scoonover et al., Metals Engineering Quarterly, 12(1972), 41.
- [37] G. Y. Lai et al., Met. Trans., 5 (1974), 1663.
- [38] R. O. Ritchie et al., Met. Trans., 7A(1976), 831.
- [39] L. F. Porter et al., 王燕文等译, 超细晶粒金属, 国防工业出版社, 1982, 123页。
- [40] R. A. Grange et al., US Patent No. 3178324, 1965.
- [41] R. A. Grange, Trans. ASM, 59(1966), 26.
- [42] 肖纪美等, 特殊钢——航结钢奥氏体晶粒度专辑, 1982, 1页。
- [43] 刘正才等, 同上文集, 14页。
- [44] 胡德林等, 同上文集, 24页。
- [45] 李永吉等, 同上文集, 52页。
- [46] 何成修等, 同上文集, 67页。
- [47] 罗培令等, 同上文集, 75页。

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

钢的热处理基本上由加热和冷却两个阶段组成。加热和冷却过程中所发生的转变和最终所得到的组织决定着钢的性能。加热时的组织转变已在第一章中讨论过。从本章开始,将对钢在冷却时发生的转变进行讨论。

钢在冷却时发生的组织转变,既可在某一恒定温度(亦称等温)下进行,也可在连续冷却过程中进行。但不论怎样,它们所发生的转变都不能完全依据铁-碳相图来判定,因为这不是一个平衡过程。根据铁-碳相图,奥氏体在冷到 727°C 以下时,都应该转变为珠光体,然而,实际上,随着冷却条件不同,钢在冷却时可能发生三种不同的基本转变,即在 A_1 以下 200°C 的温度范围内的奥氏体向珠光体的转变,在中温区的奥氏体向贝氏体的转变和在低温区的奥氏体向马氏体的转变。由于转变的温度不同,转变的热力学条件和原子扩散能力都不一样,因而转变的机理和动力学特点也不一样。事实上,珠光体转变属于受扩散控制的转变;马氏体转变属于所谓无扩散的、切变式的转变;而贝氏体转变则兼具这两者的特点,既是受扩散控制的,又是一种切变式的转变(但近年也有人认为贝氏体转变是一种纯粹扩散型的转变,因此目前尚无定论)。

三种转变的温度范围可能发生两两互相重叠的情况,即在某一温度下,可能先发生一种转变(如珠光体转变),随着时间的延长再发生另一种转变(如贝氏体转变)。三种转变之间也可能产生互相诱发或抑制的影响。

除此之外,非共析成分的钢在冷却时还可能发生先共析转变;某些合金钢中还可能有所谓相间沉淀的转变发生,等等。

总之,钢在冷却时发生的转变是相当复杂的,至今还有许多问题不够清楚。下面我们将分别给以较详细的介绍。

§ 2-2 珠光体的组织和性能特点

一、珠光体的组织形态

根据铁-碳相图,共析成分的铁碳合金在冷到 727°C 以下时,将得到珠光体。然而实际上,只有在共析点至其以下 200°C 左右的温度范围内发生转变,才会得到珠光体组织。

珠光体得名于它在抛光和腐蚀后表面的珠母般的条状光泽,最早(1886年)被索拜(Sorby)^[1]称为“珠母状混合物”(Pearly Compound),而后又被豪(Howe)^[2]在1896年称为珠光体(pearlite),并一直沿用到现在。

珠光体是由片层相间的铁素体和渗碳体所组成,二者的体积比约为7:1,因此铁素体片的厚度总是比渗碳体片大很多。有的教科书中提出珠光体分两类,一类是片状珠光体,一类是球状(或粒状)珠光体。应该指出,按这样分类,就意味着把珠光体定义为“铁素体和渗碳体的两相混合物”,而不管这两相的形态。然而,如果考虑到珠光体

一词来自于片层相间的组织特点，似乎仍以用珠光体来代表片层相间的铁素体和渗碳体的混合物为好。这样，珠光体就是指片状组织，自然也就不允许“球状珠光体”这种自相矛盾的术语存在。至于粒状（球状）渗碳体与铁素体的混合物，四十年代就已经为它取了一个球化体（Spheroidite）的名字^[4]，我们完全可以沿用，何况目前国际上也通用Pearlite和Spheroidite两词来分别代表两种组织。

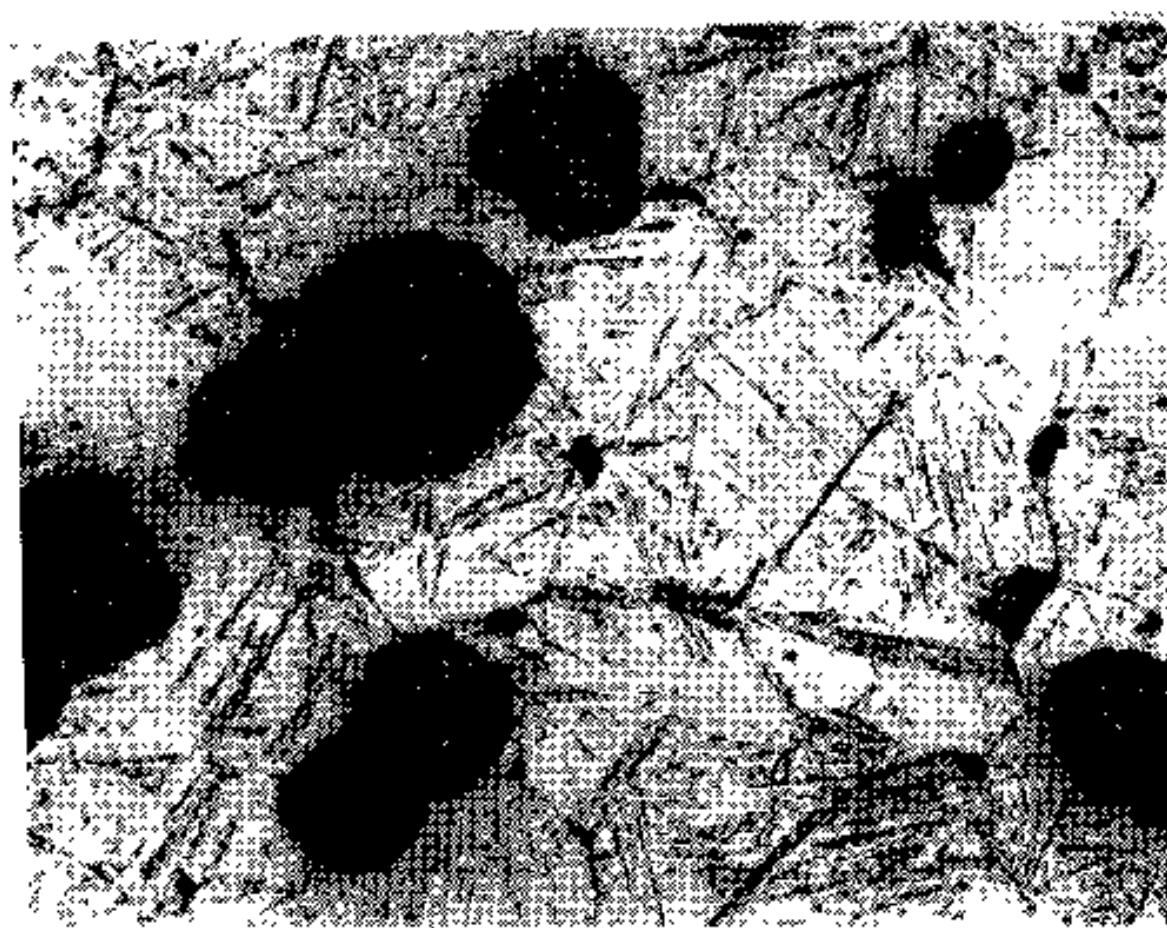


图2-1 珠光体球团

在形核率较小而珠光体有时间充分长大的情况下，如果珠光体转变没有进行完全，则可明显看出珠光体长大成球团状，称为珠光体团(Pearlite Nodule或Pearlite Group Nodule)，见图2-1。这种球团，或者受原奥氏体晶界限制而成半球状，或者不受限制而成球团状。每一个球团又是由一些小区域组成，在这些小区域中，铁素体和渗碳体片大体上维持相同的位向。这种小区域，通称珠光体领域 (Colony)，见图2-2。



图2-2 珠光体领域(每个领域中片层方位大体是一致的)

含碳量或渗碳体含量对铁素体机械性能的影响。由图可见，珠光体与铁素体相比，虽然有高的抗拉强度和较高的屈服强度，但韧脆转化温度^①大大提高（约提高200℃），缺口冲击试验时吸收的最大能量（储存能）也大大降低。因此珠光体的断裂强度较低，珠光体中裂纹的扩展也较快。

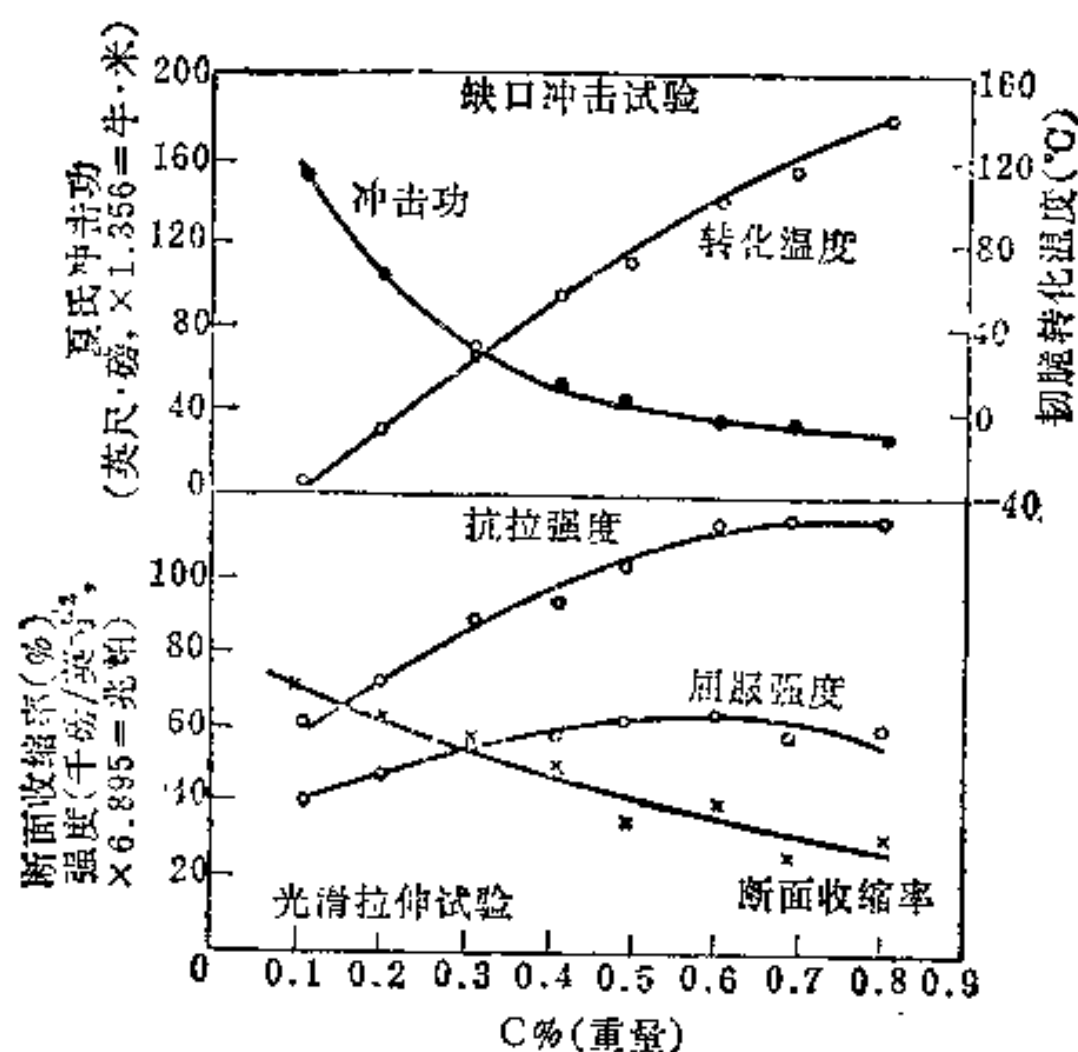


图2-4 含碳量或渗碳体含量对铁素体机械性能的影响

影响珠光体强度和塑性的基本因素是其片层间距，其它组织因素如原奥氏体晶粒大小、珠光体球团直径大小等影响都可以忽略^[23]。根据实验，片层间距的影响可表达为下列公式^[23]：

$$\sigma_s \text{ (公斤/毫米}^2\text{)} = 14.2 + 0.005s^{-1} \quad (2-2)$$

或 $\sigma_s \text{ (兆帕)} = 139 + 46.4s^{-1} \quad (2-3)$

$$\sigma_b \text{ (公斤/毫米}^2\text{)} = 44.5 + 0.010s^{-1} \quad (2-4)$$

或 $\sigma_b \text{ (兆帕)} = 436.5 + 98.1s^{-1} \quad (2-5)$

式中， σ_s 为屈服强度； σ_b 为断裂强度； S 为片层间距，单位分别为毫米（对于式2-2和2-4）和米（对于式2-3和2-5）。片层间距对断面收缩率的影响与对强度的影响相似，即断面收缩率随片层间距的减小而成反比地增加，但还没有总结出相应的公式。

顺便应当指出的是，渗碳体的形状对性能也有影响。通常，对于含碳量相同，即渗碳体量相同的钢，球化体组织的强度和硬度要比珠光体组织的低，但塑性较好，断裂强度和疲劳抗力都较高，韧脆转化温度也较低^[7]。

如果将珠光体与其它非平衡组织作一比较，那么，一般说来，将同一含碳量的钢处理成不同组织时，以马氏体组织的强度、硬度为最高、塑性韧性最低，贝氏体次之，珠光体则刚好相反。表2-1列出了0.84C-0.29Mn钢在不同温度等温后的组织和硬度。由表可见，珠光体的硬度是较低的。较低的强度和硬度，较高的塑性和韧性，虽然使珠光

① 详见 §7-4。

体能够满足一些不太高的使用要求，但在航空工业中将珠光体作为使用状态的组织则十分罕见，而更多地是用于切削加工。当然，在建筑、桥梁、船舶等工业中大量地使用着非淬火钢（使用状态是珠光体组织），但这并非是因为珠光体组织最好，而是因为对这些钢材进行热处理太困难。

表2-1 0.84C-0.29Mn 钢经不同温度等温后的组织和硬度

等温温度(°C)	组 织	硬 度 (HB)
720~680	珠 光 体	170~250
680~600	索 氏 体	250~320
600~550	屈 氏 体	320~400
550~400	上贝氏体	400~460
400~240	下贝氏体	460~560
240~室温	马 氏 体	580~650
		(由HRC58~62换算)

§ 2-3 珠光体转变机理

一、一 般 描 述

珠光体转变是含碳0.77%的过冷奥氏体，主要依靠碳原子的扩散，分解为含碳量很高（6.67%）的渗碳体和含碳量很低（<0.02%）的铁素体的转变。转变中同时完成着原子扩散和点阵重构两个过程。因此珠光体转变是以扩散为基础并受扩散所控制的。

珠光体转变也可分为形核和长大两个阶段。当钢为共析成分时，珠光体在奥氏体晶界上形核；当钢的成分偏离共析成分时，则珠光体在通常位于奥氏体晶界处的先共析相（铁素体或渗碳体）上形核。而长大则是由碳原子在奥氏体中或在奥氏体-珠光体界面中的扩散，奥氏体向铁素体和渗碳体的点阵改组以及奥氏体-珠光体界面的迁移等几个过程的综合而实现的。珠光体长大的基本方式是沿着片的长方向长大，称为纵向长大（edgewise growth），但也不排斥通过重复形核的横向长大（sidewise growth），其实横向长大的实质是横向形核，纵向长大。

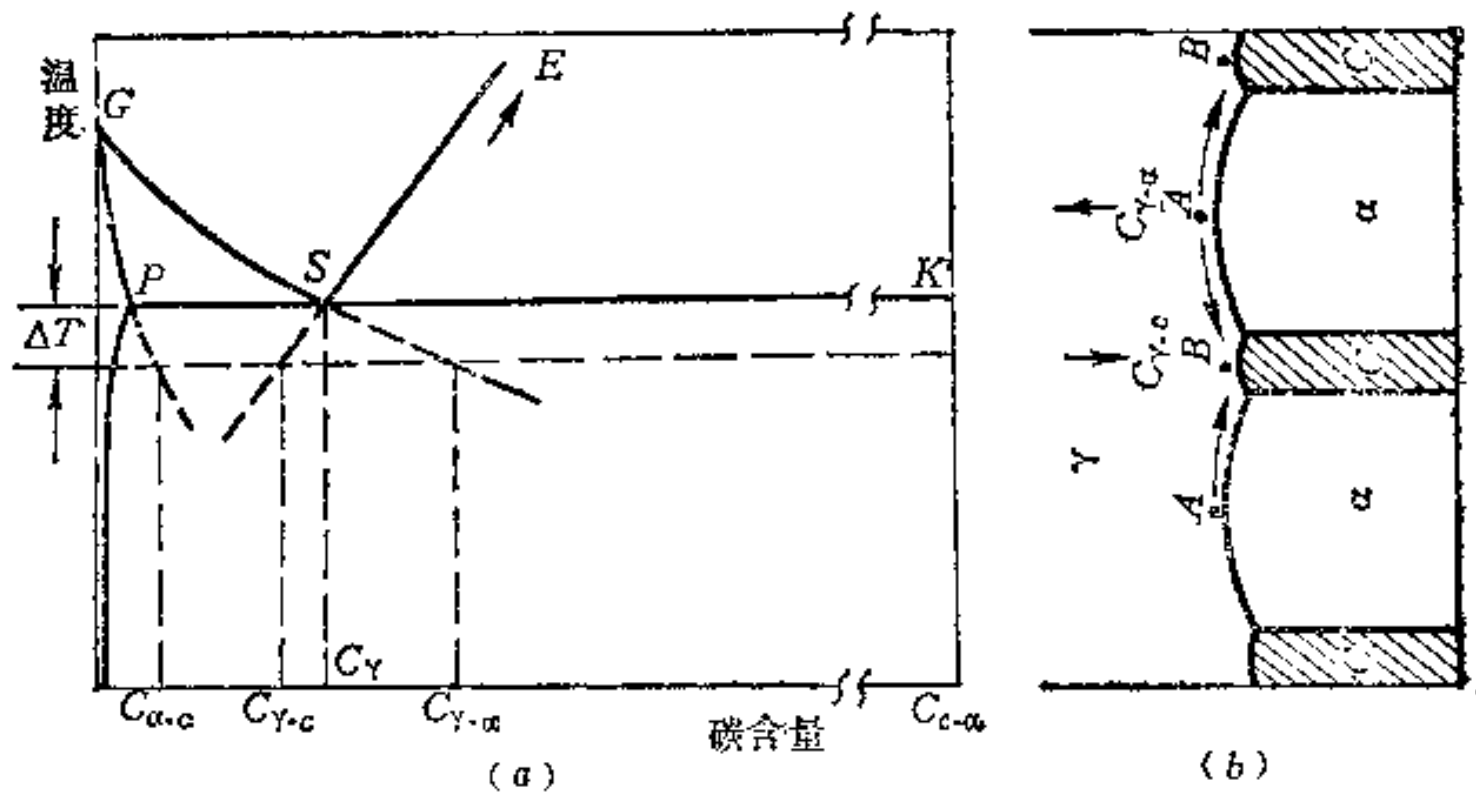


图2-5 珠光体长大时碳的扩散示意图

(a) Fe-Fe₃C相图的局部(表明各处的平衡浓度)；(b) 碳的扩散方向示意。

图2-5是表明在珠光体纵向长大时碳在奥氏体中扩散的示意图。运用这一图形来分析问题的前提是假定在奥氏体与珠光体的界面附近始终维持着局部平衡。在珠光体晶核形成后,奥氏体中的含碳量是不均匀的,与铁素体相接处(A处)为 $C_{\gamma-\alpha}$,与渗碳体相接处(B处)为 $C_{\gamma-\text{Fe}_3\text{C}}$,由于 $C_{\gamma-\alpha} > C_{\gamma-\text{Fe}_3\text{C}}$,因此产生了由A处向B处的扩散。同时,由于 $C_{\gamma-\alpha} > C_{\gamma}$, $C_{\gamma} > C_{\gamma-\text{Fe}_3\text{C}}$,所以也会有碳原子离开A向奥氏体内的扩散和由奥氏体内向B的扩散。扩散的结果,界面处的平衡遭到破坏,所以一定要在A和B处分别析出铁素体和渗碳体,使浓度分别提高和降低到 $C_{\gamma-\alpha}$ 和 $C_{\gamma-\text{Fe}_3\text{C}}$,以维持平衡。这就导致了珠光体的不断长大。

然而这只是假定扩散是在奥氏体中进行的情况。事实上,人所共知,原子在界面上的扩散速度,远大于在晶内的扩散速度,因此界面是一个短路的通道。根据森德奎斯特(Sundquist)^[14]归纳,在不含合金元素的共析钢中,珠光体长大的实测速度约为50微米/秒,而仅考虑晶内扩散时的理论计算速度:铁素体为0.16微米/秒,渗碳体为0.046微米/秒。尽管到目前为止,通过界面扩散进行珠光体转变的机理还不是完全清楚,但不少人还是相信这是主要的扩散机制^[15,16]。也有人提出,只是在过冷度较大时,界面扩散才可能起较明显的作用。例如,帕尔斯(Puls)和柯卡尔迪(Kirkaldy)^[17]得出结论,珠光体在650°C以下长大时,晶界扩散是碳重新分布的主要机理。

二、珠光体转变中的领先相

珠光体既是一个两相混合物,珠光体核自然也包括铁素体和渗碳体两者。但是,设想这两个相会在同一时间内并排出现是非常困难的,因此出现了哪一个相先生成,即领先相的问题。

早期关于珠光体转变领先相的观点,是由霍尔(Hull)与梅尔^[3]1942年提出来的。他们认为珠光体转变以渗碳体为活性核(active nucleus),即现在通称的领先相,当时的根据是:①珠光体中的铁素体与先共析铁素体的晶体学位向不同,而珠光体中的渗碳体与先共析渗碳体的晶体学位向相同;②珠光体铁素体与先共析铁素体间有晶界,而珠光体渗碳体与先共析渗碳体间却没有。这一观点得到了普遍的承认。

1962年,希勒特(Hillert)^[18]根据自己和其他人^[19]的实验,证明铁素体和渗碳体一样可以成为领先相(活性核)。他的根据是:①对以前发表的金相图集的研究表明,在相当多的照片中,在先共析铁素体与珠光体铁素体间并没有晶界;②对亚共析钢组织的研究表明,60~80%的珠光体铁素体与先共析铁素体具有相同的晶体学位向关系。然而,正如前面所介绍的,梅尔他们的结论却是两种铁素体具有不同的位向关系。那么究竟那一个实验事实是对的呢?

根据史密斯^[20]的假说,希勒特对此作了如下解释。如果一片铁素体存在于两个奥氏体晶粒的界面上,那么它通常只与其中的一个维持某种位向关系(虽然另外两种极端情况,即与两者都有位向关系或与两者都没有位向关系也可能存在),因此该铁素体晶体与一个奥氏体晶粒形成的是部分或完全共格界面,而与另一个的界面是非共格的。非共格界面的可动性(mobility)要比部分共格界面大得多,所以当过冷度不太大时,这片铁素体总是向没有位向关系的那个奥氏体晶粒中生长;只在过冷度大,驱动力足够大时,才有可能同时向两边生长。他专门进行的一项研究还进一步表明(见图2-6 a、b),

只有非共格界面的一侧才能诱发珠光体，而在部分共格的一面则诱发贝氏体。梅尔等人的结果，就是因为他们用了单晶奥氏体，使珠光体长大时在这唯一的晶粒中没有一定的位向关系（如果邻近还有一个晶粒的话，这团珠光体中的铁素体本来应该与邻近晶粒有一定的位向关系），而先共析铁素体却与之保持着一定的位向关系。由此可以看出，我们在前面讲位向关系时，指的实际上是渗碳体和铁素体与其对面的那个奥氏体晶粒的关系。事实上，珠光体中的铁素体和渗碳体可以与它们在其中长大的那个奥氏体晶粒有任意的位向关系。

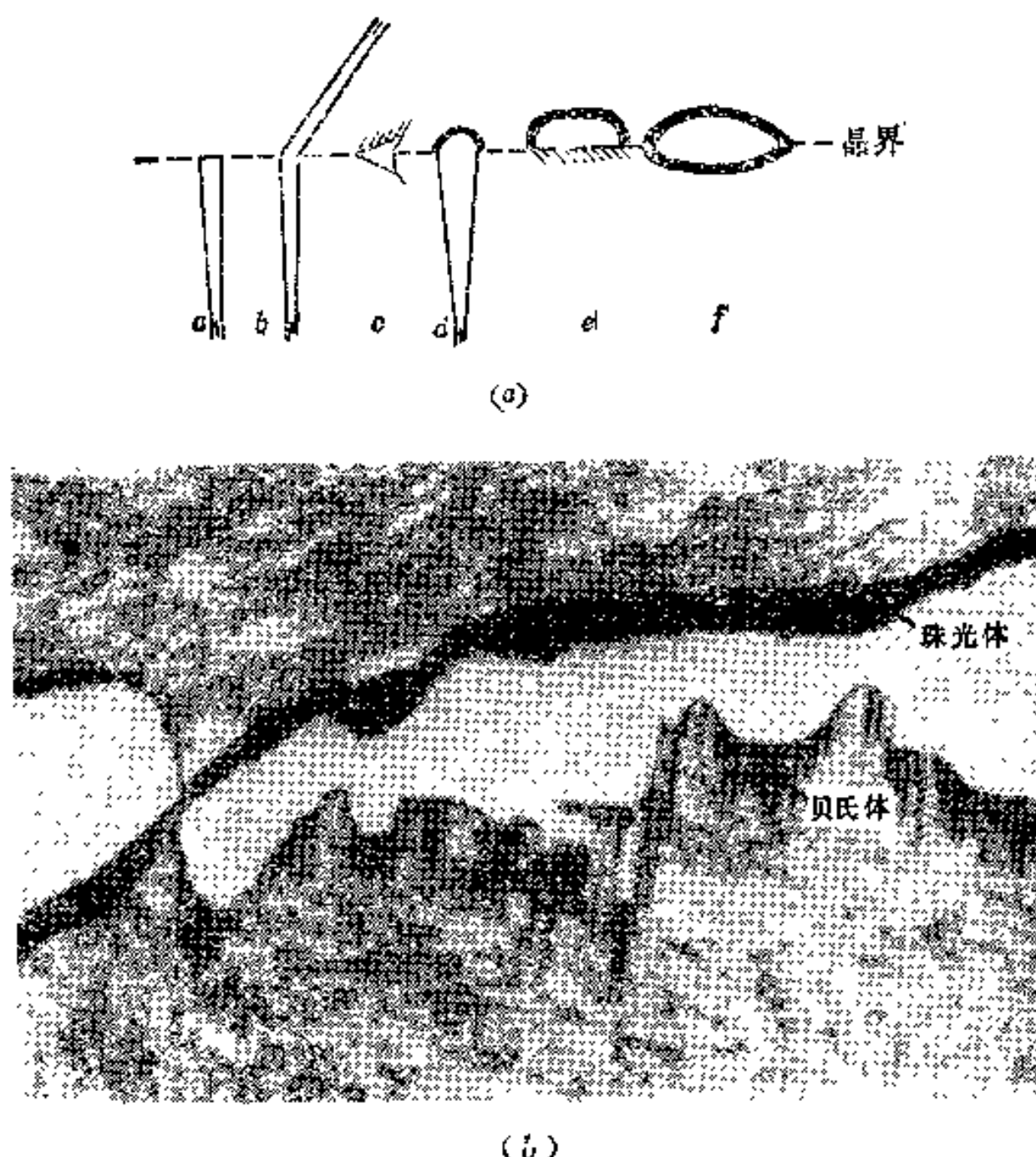


图2-6 晶界铁素体与两边奥氏体晶粒的各种可能的晶体学位向关系及其所诱发的组织^[18]

(a) 示意图；(b) 相应的金相照片〔亚共析钢(0.6% C)在710°C部分转变30分钟后以小于 V_c ●的冷速淬火，上部是珠光体，下部是贝氏体〕，1800×。

目前得到公认的是：渗碳体和铁素体是珠光体中两个相当的组成部分，他们都可以作为珠光体转变的领先相。通常在亚共析钢中以铁素体为领先相，在过共析钢中以渗碳体为领先相，而在共析钢中，两者都有可能。

三、珠光体的长大方式

梅尔与霍尔在早期提出的珠光体长大的机理^[8]曾长期被普遍引用。这个机理认为，珠光体的长大是通过横向形核和长大(Sidewise growth)，随后又以纵向长大(Edgewise growth)方式完成的。认为横向形核的理由是，当奥氏体中出现一片渗碳体后，必然

● 参见 §5-2。

会使其两侧产生贫碳区，这个贫碳区随后就会变成铁素体的核。铁素体核的出现，使其邻近的奥氏体内富碳，又有利于生成一个渗碳体的核。如此交替，造成了横向形核和长大。这一长大机理可示意地如图2-7所示。

1962年，希勒特根据自己的工作证明^[18]，珠光体只是以纵向长大的方式成长，至于横向的展宽，并不是通过横向重复形核，而是以分枝（branching）的方式进行，因此经典意义上的横向长大是不存在的。希勒特的长大机理可示意地表示为图2-8。希勒特的根据有两个事实：①他曾将局部转变为粗珠光体的试样快冷到更低的温度以获得细珠光体，结果发现薄的间距小的渗碳体片是由粗的渗碳体片分枝出来的（如图2-8b和图2-9所示）。②他还曾经将一个珠光体领域每隔1微米取磨面拍了240层的照片，结果发现所有这领域中的渗碳体片都是从一个晶界渗碳体片上分枝出来的；而侧向形核的情况却从来未观察到。

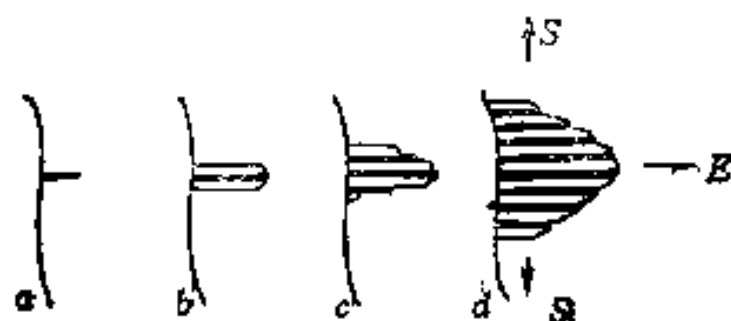


图2-7 早期提出的珠光体形核和长大机理⁽³⁾

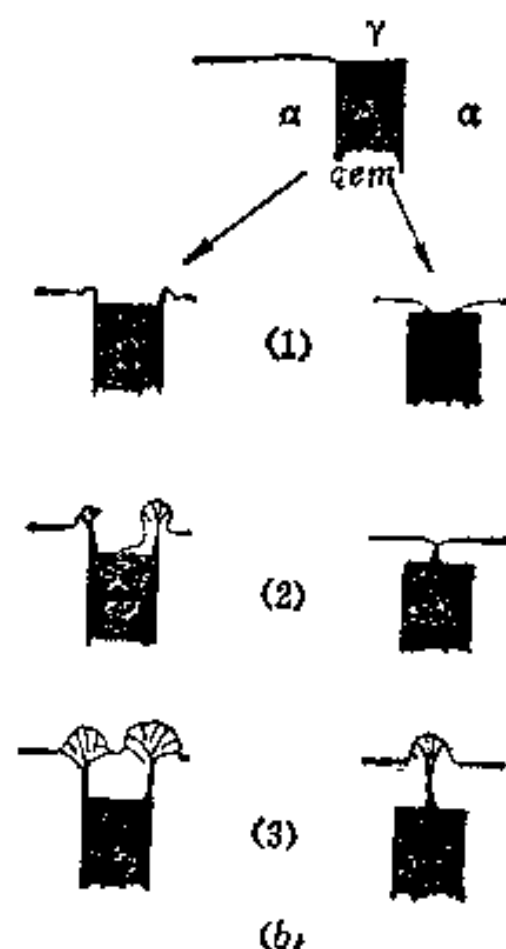
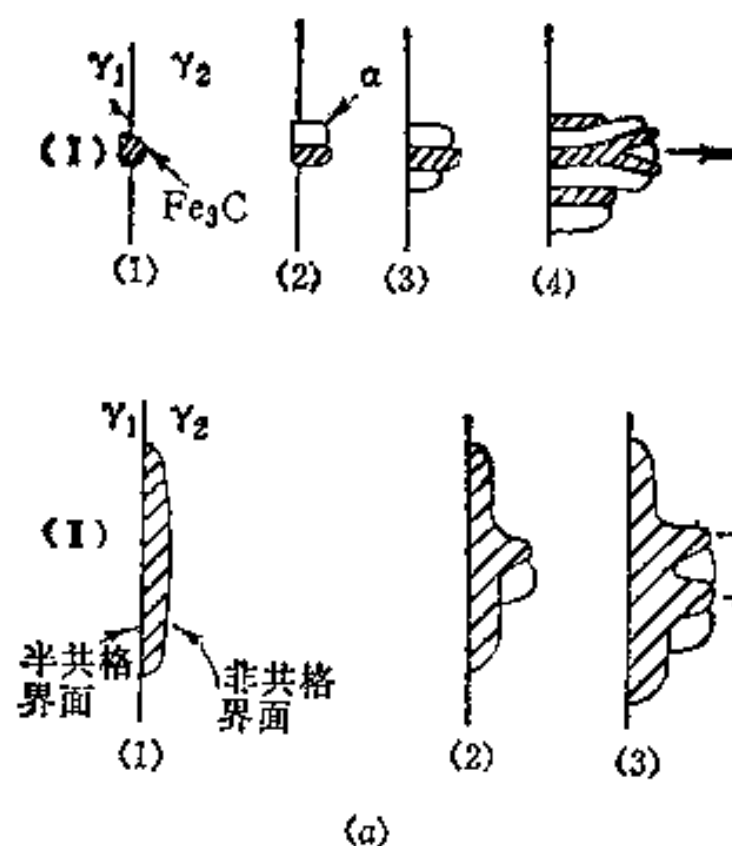


图2-8 珠光体长大的分枝机理示意图

(a) 自晶界渗碳体长大；(b) 自一个渗碳体片长大。

然而1973年迪彭纳尔和霍尼科姆^[13]却提出了新的透射电镜观察结果（见图2-10），证明侧向重复形核机理和分枝机理是同时存在的。

目前人们普遍认为，横向长大与纵向长大是同时起作用的机理，尤其是在晶界不存在先共析相时更是这样，但纵向长大应是主要的方式。

实验结果表明，不论长大机理如何，珠光体的片层间距总是随过冷度增大而减小的。对此我们可以初步解释如下。首先，过冷度加大使原子的活动能力下降，原子的扩散距离减小，倾向于生成较薄的铁素体和渗碳体片。然而，片层间距的减小会使表面能加大，但由于新旧组织的自由能差也随过冷度加大而增加，从而可以提供必要的表面能。从浓度条件来看，过冷度越大转变温度越低时，当形成某一领先相——例如渗碳体后，在其两侧的过冷奥氏体界面上的碳浓度 $C_{\gamma-\alpha}$ 将比在较小过冷度下的为小（参见图2-5），这就

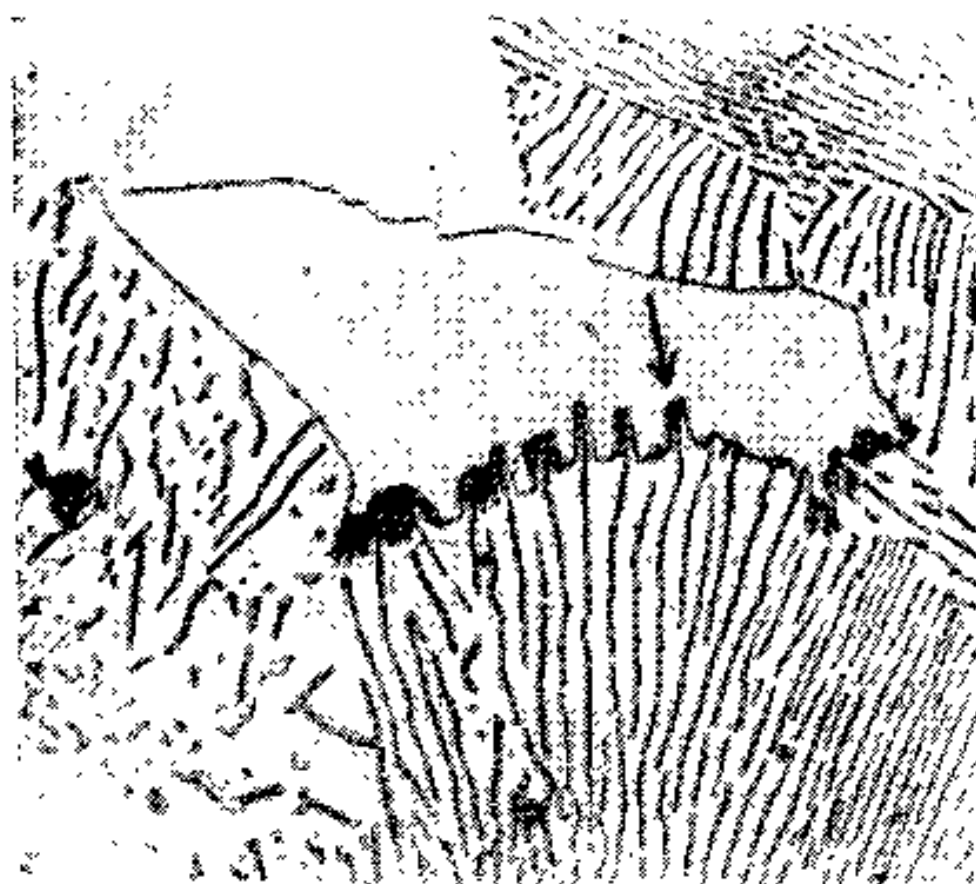


图2-9 亚共析钢先在713°C恒温转变20分钟，然后在645°C保温2秒钟后淬火，1800×



图2-10 0.8C-12Mn钢中珠光体在奥氏体晶界的形核

(a) 渗碳体与铁素体的交替形核 (A、C、E为渗碳体，B、D为铁素体)；(b) 分枝
(注意渗碳体与晶界渗碳体是连续的)。

更有利于在该处形成铁素体，所以当渗碳体片的长大厚度尚较小时即可在其两侧形成铁素体片；同理，在该较大过冷度下形成铁素体片后，在与其交界处的过冷奥氏体的碳浓度 $C_{\gamma-\alpha}$ 将比在较小过冷度下的为大（参见图2-5），这将更有利于渗碳体片的形成，所以当铁素体片长大的厚度尚较小时即可在其一侧形成渗碳体片。如此循环往复，便得到了片层间距较小的珠光体组织。总之，随着过冷度的加大，既因原子活动能力下降出现了减小片层间距的必要，又因自由能差增加和平衡碳浓度的变化保证了能量和浓度条件，从而使减小片层间距成为可能。系统就是在这种必要和可能间进行自动调节，最终呈现

了过冷度与片层间距成反比的规律。

§ 2-4 珠光体转变的动力学

一般对固态相变的研究，往往是从形态学的研究入手，并通过对晶体学、机理和动力学的反复研究逐步引向深入。然而无论从理论或实际的角度来看，动力学研究总是相变研究的核心。

一、珠光体转变的动力学特点和动力学图

珠光体转变有如下动力学特点：

- (1) 和马氏体转变（见第三章）相比，转变速度较低，合金元素对其影响很显著；
- (2) 转变开始之前有一个孕育期，孕育期实际上是一个等待期，等待浓度、结构和能量的起伏刚好适合于生成珠光体的稳定晶核；
- (3) 当温度一定时，转变速度随时间延长出现一个极大值；
- (4) 随着温度下降，珠光体转变的孕育期有一个极小值，在此温度下，转变速度具有极大值。

这些特点与转变的扩散型机理是分不开的，并可以很好地体现在珠光体转变动力学图上。珠光体转变动力学图是将钢在不同温度下发生转变，然后给出相应的温度、时间、

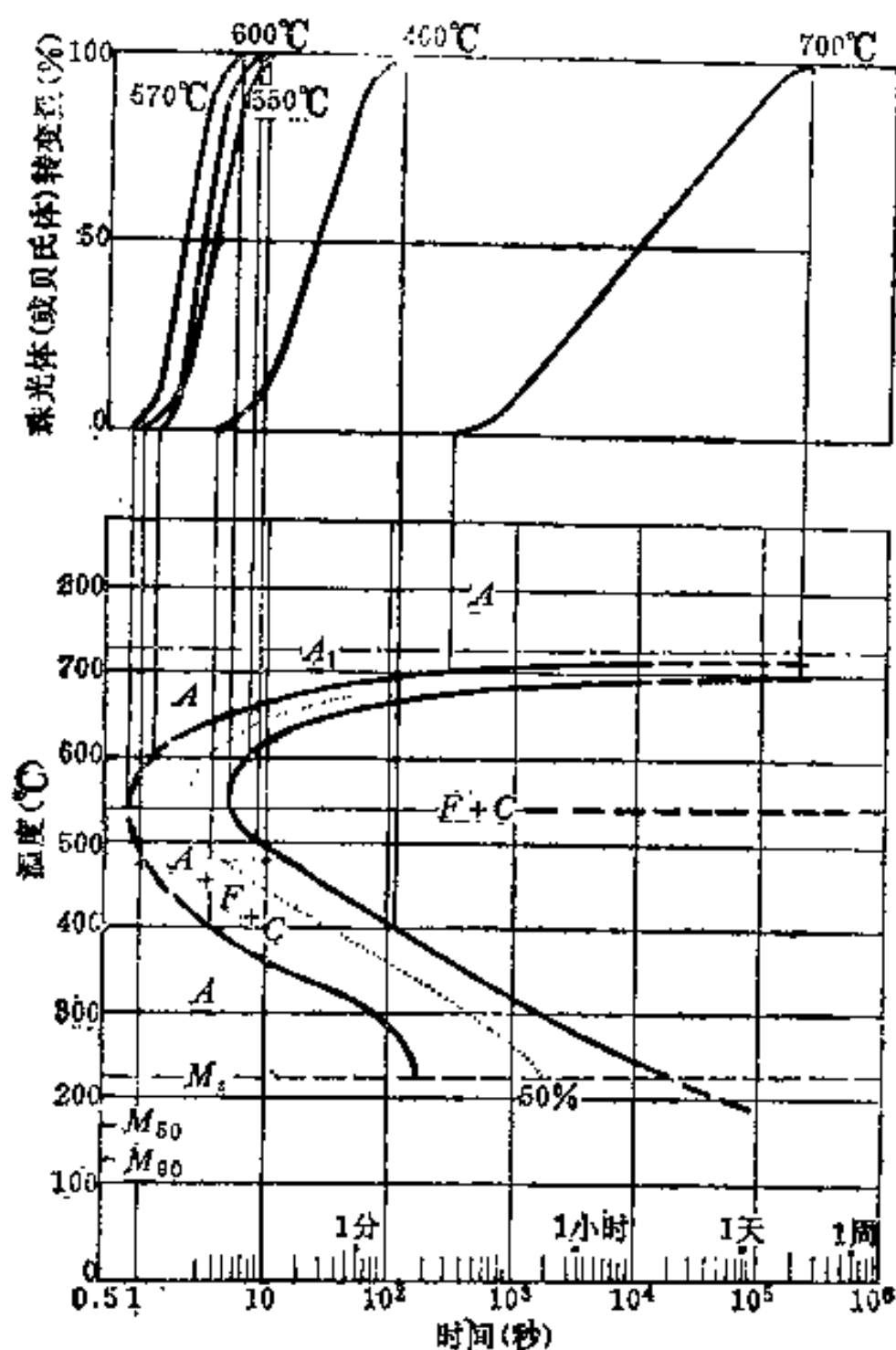


图2-11 共析钢的珠光体转变动力学图(IT曲线)

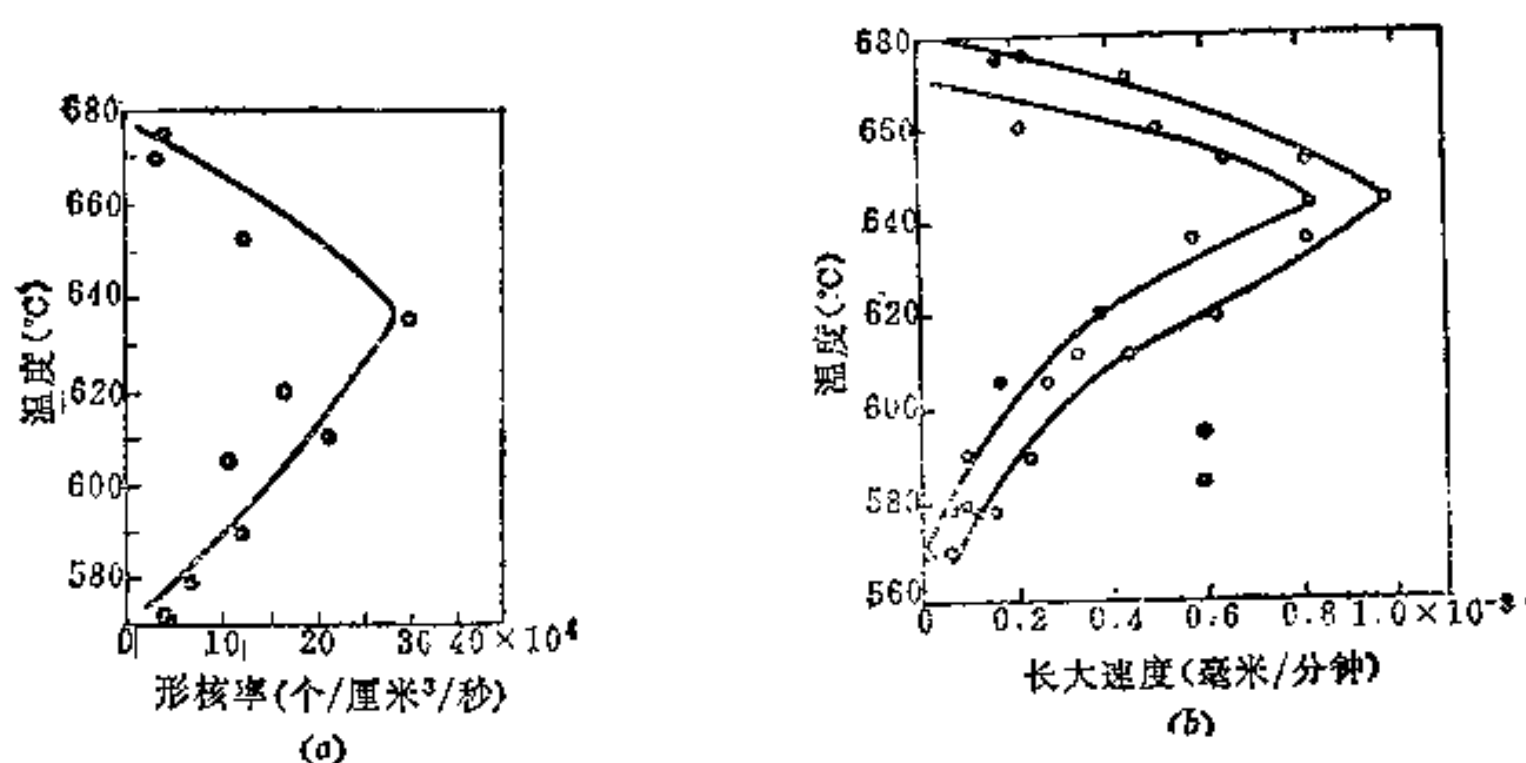


图2-13 60Cr2Ni2Mo 钢的珠光体形核率(a)及核长大速度(b)与温度的关系

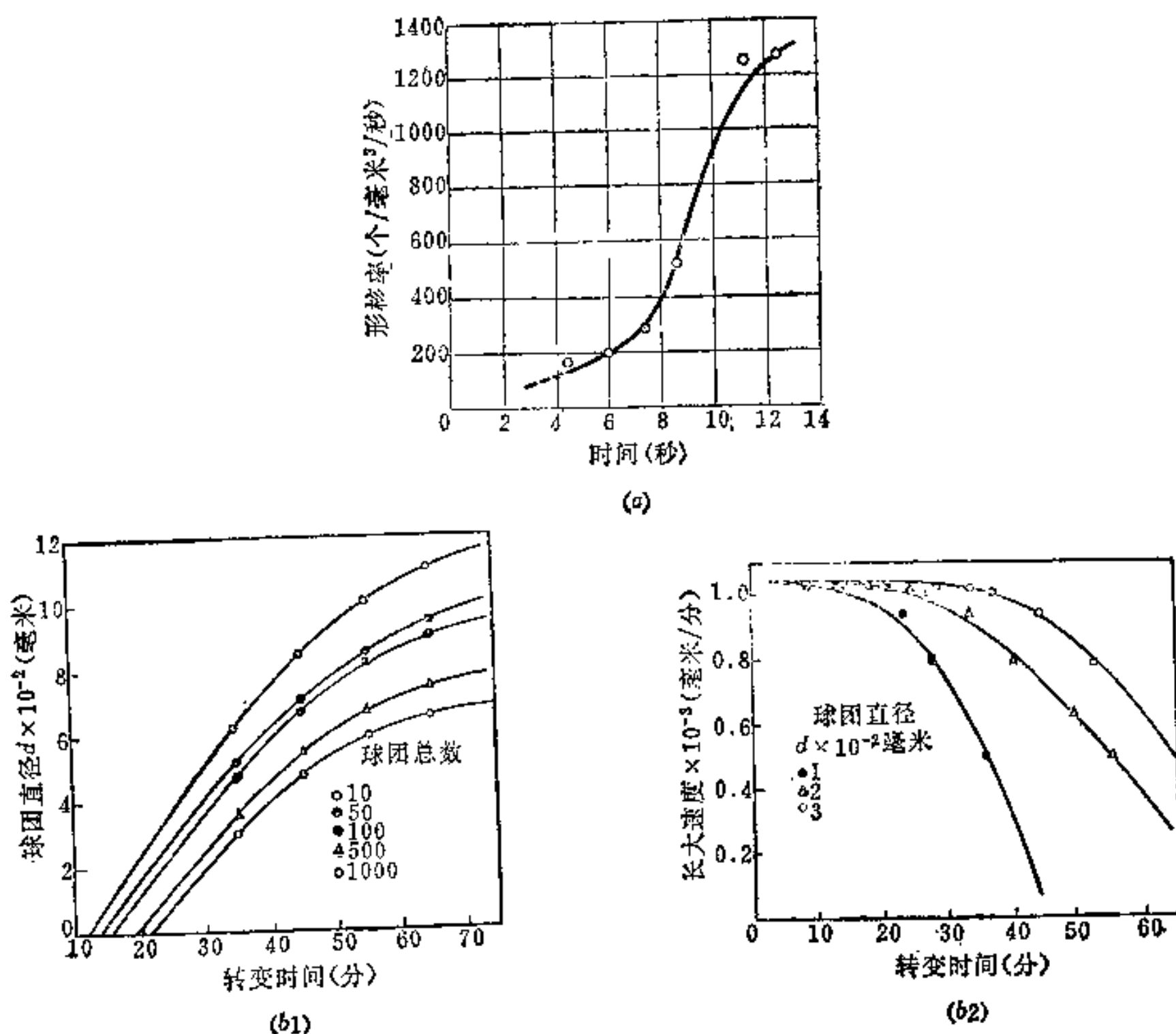


图2-14 珠光体转变时

(a) 形核率与时间的关系 (共析钢于680°C恒温转变); (b) 核长大速度与时间的关系 (60Cr2Ni2Mo于643°C等温转变⁽²⁴⁾)。

在温度恒定时, 时间对形核率和长大速度的影响如图2-14所示。由图可见, 随着时间延长, 在转变开始后的短时间内, 形核率是增加的 (图中只测了11秒内的数据); 而长大速度先是不变, 随后则下降。形核率在一段时间内随时间而增加, 主要因为形核是一个结构敏感的过程, 即形核位置主要在铁素体-渗碳体界面, 而时间越长 (在一定范围

内), 新形成的这种界面越多, 越有利于形核。由此我们还可以预料, 当转变进行到一定程度, 新形成的界面减少时, 形核率将会下降。

至于珠光体长大速度的问题, 要稍微复杂一点。首先要说明, 图2-14b₁、b₂是根据对许多球团(最少10个, 最多1000个, 见图中的注)的直径测量的平均值而绘出的。对于一个特定的球团, 其长大过程总要经历一段自由长大期, 随后是一段半自由长大期(即某些方向的长大因与邻近球团相接触而受阻, 而在另一些方向还可自由长大), 最后则因各个方向都受阻而停止长大。对于大量球团, 因各个球团的长大在某一时刻并不都处于同一阶段, 故其平均直径的数值虽略小, 但随时间起先增加得快, 随后增加得慢, 最后保持一定值而停止增加这样一个特点却不会变化。而这正是图2-14b₁、b₂所告诉我们的。珠光体长大速度随时间变化的这一规律具有普遍性, 与表示长大速度的方法无关。事实上, 文献[24]通过实验证明, 无论采用最大球团直径法, 单位时间体积增加法还是平均球团直径法, 所得变化规律都是一致的。

(二) 形核率和核长大速度的计算 关于形核率的计算, 目前尚无准确的定量公式。文献[16]提出形核率

$$\dot{N} = kt^n \quad (2-6)$$

式中, k 、 n 为常数, t 为时间。但在形核位置不同时 k 和 n 各取何值, 还需进一步研究。

对核长大速度的计算、研究工作进行得比较广泛^[12, 25~28], 也提出了许多计算公式。文献[28]使用含锰1%的高纯共析钢的测定值代入几个公式进行计算, 认为下式是比较准确的^[27]:

$$G = K \Delta T \cdot \Delta F \exp(-\Delta E^*/RT) \quad (2-7)$$

式中, G 为核长大速度; K 为常数; ΔT 为过冷度; ΔF 为奥氏体与珠光体的自由能差; ΔE^* 为某种速度控制过程的激活能; R 为气体常数; T 为绝对温度。公式(2-7)的物理意义是明确的: ΔF 代表了驱动力的大小; $\exp(-\Delta E^*/RT)$ 乘一个常数即代表某种扩散过程的扩散系数; ΔT 实际是反映了片层间距的影响, 因为片层间距与过冷度成反比关系, 而片层间距越小(即 ΔT 越大), 必需的扩散路程越短, 长大速度就越大。值得注意的是, 将实验数据代入式(2-7)后求出的 ΔE^* 值, 大于碳的扩散激活能, 因此该式的提出者认为^[27], 珠光体长大时的速度控制过程不是碳在界面前沿奥氏体中的扩散, 而可能是原子团或位错的运动等等。

(三) 珠光体转变总速度的计算 计算总速度的方程式有两类, 一类给出的是转变量和时间的关系, 一类给出的是转变速度和温度的关系。在前一类方程中, 经常被引用的是所谓约翰逊-梅尔(Johnson-Mehl)方程^[32]:

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} \dot{N} G^3 t^4\right) \quad (2-8)$$

式中, X 为珠光体转变量; \dot{N} 为形核率; G 为核长大速度; t 为时间。但应指出, 公式(2-8)是在下述假设下推导出来的, 即: ① 均匀形核; ② \dot{N} 和 G 均不随时间而变; ③ 短的时间, 因而各球团之间 G 没有差别。实际上, 珠光体通常在晶界形核且 \dot{N} 、 G 也并非常数, 因此应用上式必须谨慎。文献[30]在假定非均匀形核、形核率随时间而变且有位置饱和(即晶界被先生成的珠光体布满, 新核几乎不再形成)的情况下, 推导出下

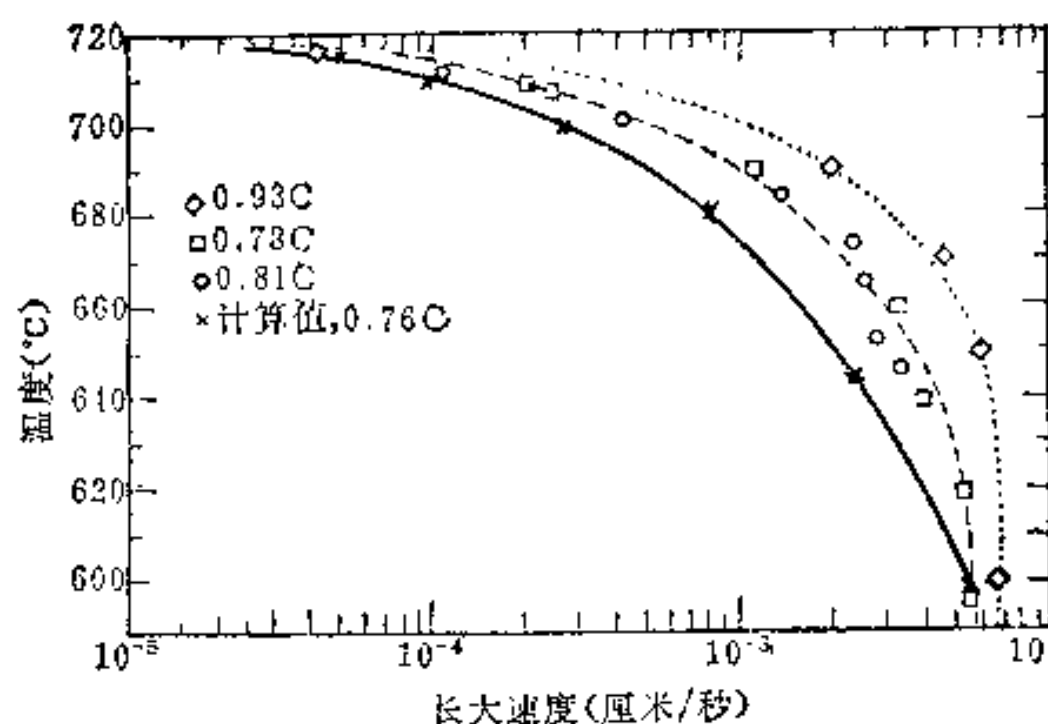


图2-15 普通碳钢中珠光体转变速度与温度的关系
(图中实线为计算值)

条件之一，则在界面扩散控制的珠光体转变的速度方程也可以表示为^[14]：

$$vS^3 = (\text{常数}) \cdot D_b \quad (2-17)$$

$$\text{或} \quad v = (\text{常数}) \cdot \Delta T^3 \exp(-Q_b/RT) \quad (2-18)$$

式中 Q_b 为碳的晶界扩散激活能。

三、影响珠光体转变动力学的因素

除了上述转变温度和时间以外，下述各点也对珠光体转变速度产生影响。

(一) 奥氏体的晶粒度

前已述及，奥氏体晶粒度主要影响形核率，而对长大速度无明显影响，这是因为珠光体基本上是晶界形核，而长大过程则由扩散所控制。

(二) 奥氏体的成分

1. 奥氏体的含碳量 含碳量的影响，有两个基本的特点：① 含碳量偏离共析成分，会使珠光体转变加速。换句话说，共析成分奥氏体的C曲线最靠右，随着含碳量的增加或减小，C曲线都不断地左移。② 总的来说，含碳量的影响与合金元素的影响相比，是较小的。例如，对碳钢来说，含碳量由0.2%增加到0.8%，转变速度才降低约1/2；含碳量由0.8%增加到1.2%，转变速度才增加约1/3，然而共析钢C曲线的鼻部（约550°C）的孕育期只有1/8秒，增加或降低1/2实际意义的确不大。

非共析钢的珠光体转变首先受先共析转变的控制，一旦先共析转变完成，珠光体转变就立即开始；先共析产物的存在还可以促进珠光体转变，所以可用先共析转变的快慢和孕育期的长短来解释碳的上述影响。对于亚共析钢来说，含碳量增加，意味着析出铁素体所要求的碳的浓度起伏加大，因此孕育期必然加长，C曲线右移。相反，对于过共析钢来说，含碳量增加，有利于先共析渗碳体的析出，所以碳越高C曲线越左移。

2. 奥氏体中的合金元素 奥氏体中合金元素对珠光体转变速度的影响，归纳起来，有如下规律：除了钴和大于2.5%的铝以外，所有的合金元素都降低珠光体的转变速度，使C曲线右移。具体地说，在常用合金元素中，依推迟珠光体转变的效果大小排列，其顺序应该是铝、锰、铬、钨、镍、硅。另一类强碳化物形成元素钒、钛、锆、铌等，当其溶入奥氏体中时也会推迟珠光体转变，但这类元素形成的特殊碳化物极难溶解，未溶

的碳化物则会促进珠光体转变，起相反的作用，所以它们的作用是可变的。还有一个值得注意的元素硼，只要在钢中加入百万分之几，就可以大大推迟铁素体和珠光体自奥氏体中析出的时间。但这种作用随含碳量的升高而下降，因此一般硼只用于亚共析钢中。

合金元素的另一个影响是改变发生珠光体转变的温度范围，甚至使发生珠光体转变和贝氏体转变的温度范围完全分离，从而造成一个奥氏体极其稳定的中温区。这在后面第五章还会讲到。

合金元素的这些影响是通过以下几个方面来实现的：

(1) 合金元素会改变奥氏体与珠光体的平衡温度和成分，即共析点的位置，如图2-16^[39]所示。

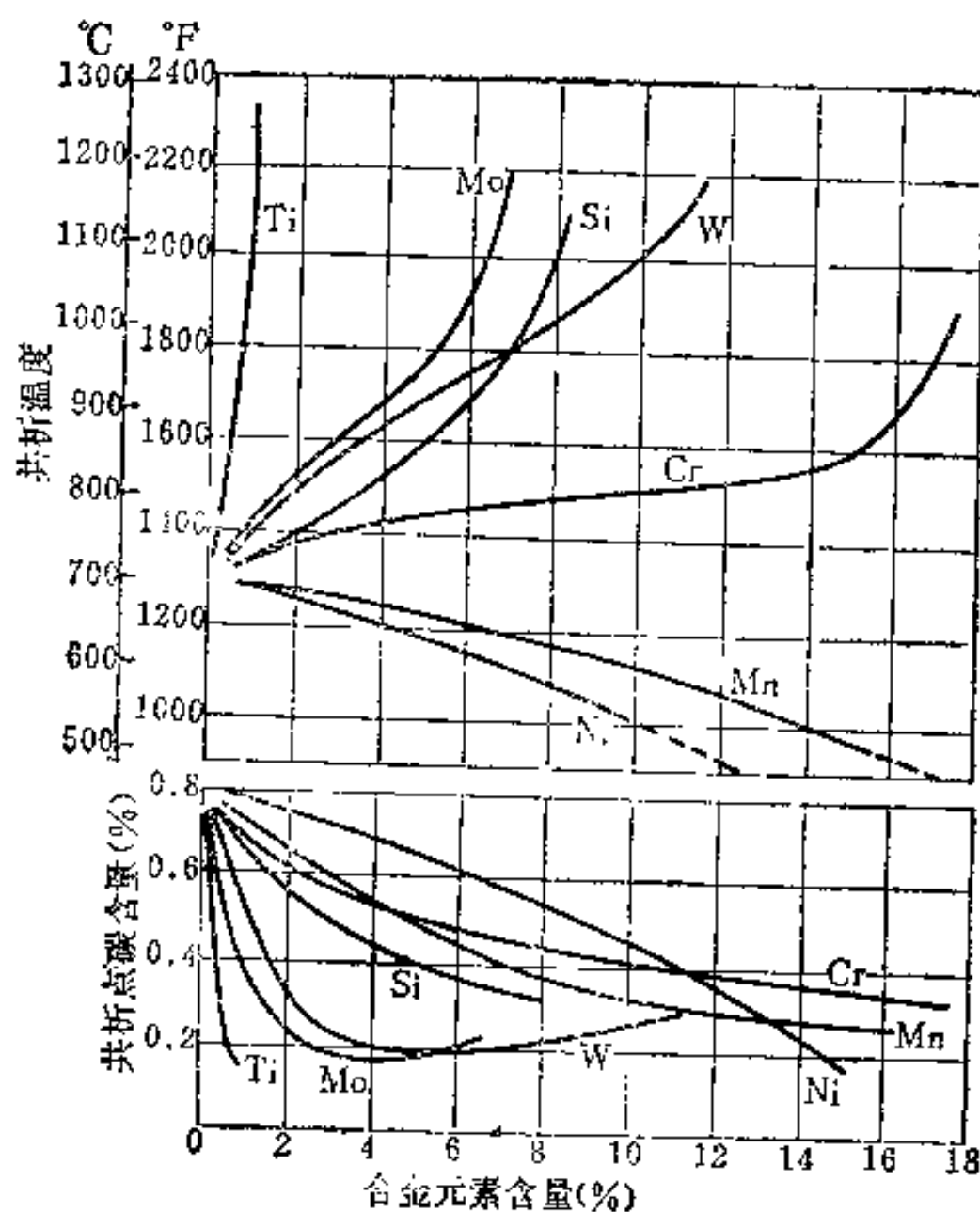


图2-16 常用合金元素对共析点位置的影响

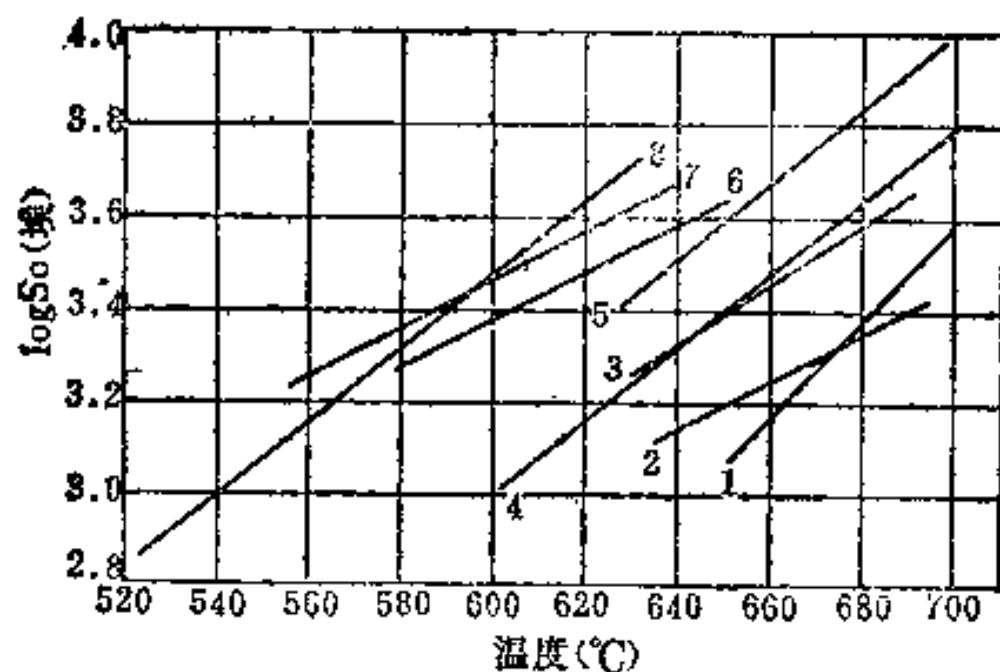


图2-17 部分合金元素对珠光体片层间距的影响

(图中1—1~2%Co, 2—0.26%Mn, 3—0.46%Mn, 4—0.63~0.80%Mn, 5—1%Ni, 6—1.56%Mn, 7—3%Ni, 8—3.5%Mn)

(2) 合金元素会改变珠光体的片层间距。而我们知道, 片层间距是与珠光体的转变速度有直接关系的。图2-17^[11]给出了部分合金元素的影响情况。

(3) 合金元素改变奥氏体向珠光体转变时的自由能的变化, 用图2-18^[40]可作为这方面的例证。

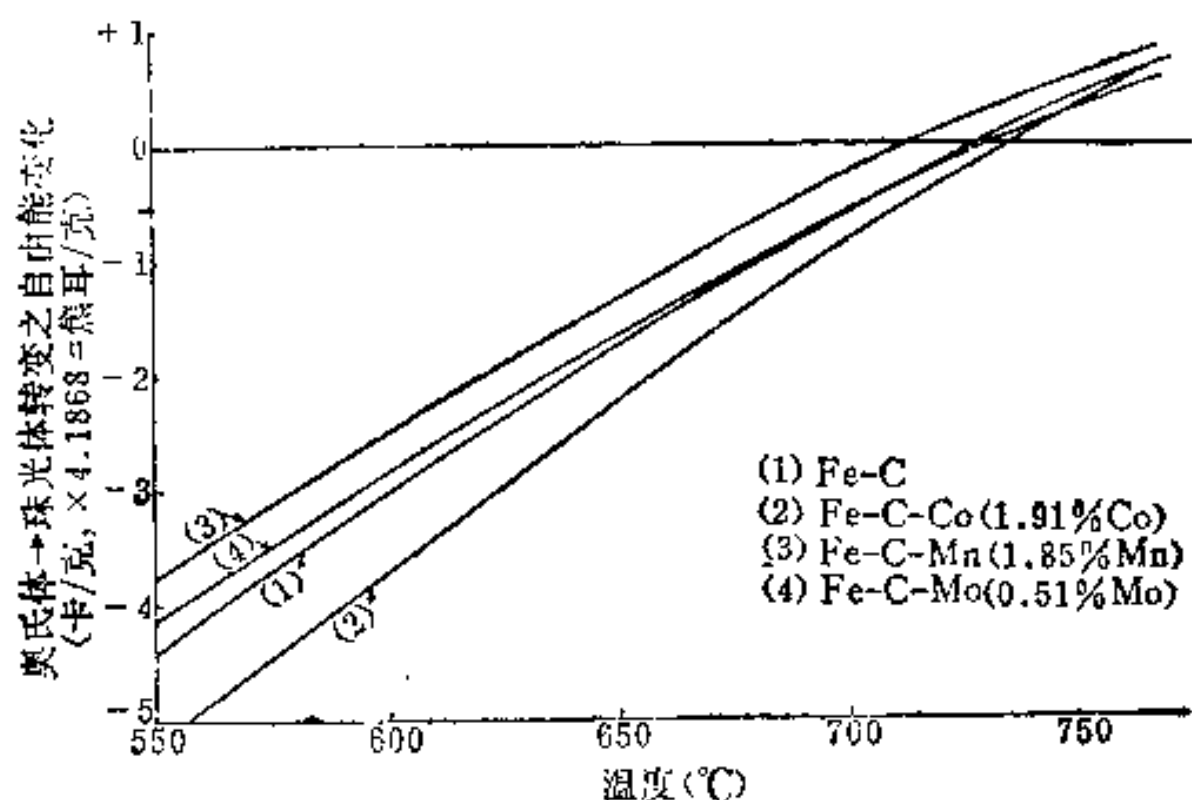


图2-18 碳钢和某些合金共析钢在奥氏体-珠光体转变时自由能随温度的变化

(4) 合金元素影响珠光体的形核率。文献[12]表明, 钴增加珠光体的形核率, 而其它元素都降低珠光体的形核率。

(5) 合金元素影响珠光体的核长大速度。图2-19给出了几种合金元素的影响。

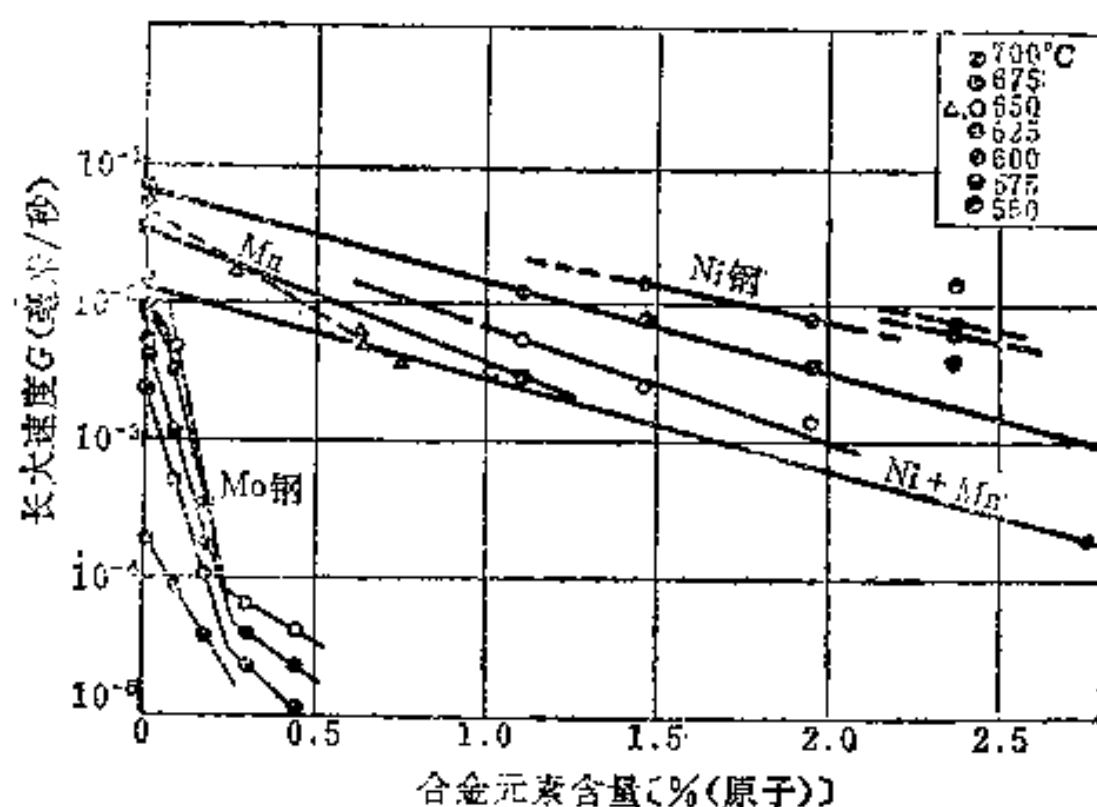


图2-19 几种合金元素对珠光体核长大速度的影响^[12]

(6) 合金元素降低碳在奥氏体中的扩散速度。除钴和< 3%的镍以外, 所有的合金元素均提高碳在奥氏体中扩散的激活能、降低扩散系数。但是由于少量添加元素的存在对溶质原子在溶剂金属中的扩散通常影响比较小, 所以, 可以断定, 钢中合金元素对于淬透性的强烈影响并不是由于碳的扩散速度大幅度改变的结果^[41]。

(7) 合金元素本身在奥氏体中的扩散很慢(例如钼、铬、钨、镍、锰等在奥氏体中的扩散系数要比碳的低3~5个数量级), 但进行珠光体转变时往往要求合金元素的再分配, 因此这也会减慢珠光体转变。

(8) 像硼这样的元素, 因为其原子半径与铁原子半径的相对大小既不宜于形成间隙型固溶体, 又不宜于形成置换型固溶体 (在这两种情况下系统的自由能都高), 只有存在于晶界时系统自由能最低, 因此有强烈的富集于晶界的倾向。这种元素一般称为内表面活性元素。内表面活性元素硼在晶界的富集 (另一种说法是硼在晶界形成 $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 化合物^[42]), 会使晶界的能量大大降低 (或上述化合物与奥氏体形成低能量的共格界面), 使铁素体 (从而使珠光体) 在晶界的形核非常困难, 故而大大推迟了 $\gamma \rightarrow \alpha$ [从而 $\gamma \rightarrow P$ (珠光体)] 的转变。

(9) 合金元素降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 同素异型转变的速度, 从而降低了珠光体转变的速度。例如格鲁金 (Грузин) 等人^[43]报道镍、锰、铬等提高铁的自扩散激活能, 并降低其扩散系数。

然而, 对合金元素究竟主要是通过上述影响中的哪一种起作用, 长期来都存在着争议。即令是对硼一个元素的作用, 直到目前也还有各式各样的看法^[44, 45]。至于钢中的常用合金元素, 争议就更多。梅尔在四十年代就提出合金奥氏体的共析分解要求合金元素的扩散再分配, 亦即碳化物形成元素向碳化物中富集, 非碳化物形成元素向铁素体中富集。正是因为要有扩散很慢的合金元素的扩散, 所以合金钢中珠光体转变会减慢。然而, 尽管大家都承认贝氏体转变时不需要合金元素的预扩散重新分配, 承认珠光体转变有些可能受碳的扩散的控制, 有些可能受合金元素扩散的控制, 但究竟哪些元素的作用是属于前者, 哪些属于后者, 仍然十分不清楚, 有待于进一步的研究。目前也还有证据表明, 同一个成分的奥氏体, 当其转变温度高于某一值时才产生合金元素的再分配, 低于此温度则不产生。

50年代中, 合金元素的作用问题也在苏联的学术界引起了争论。恩琴 (Энтин)^[49]认为碳化物形成元素由于要预先扩散再分配, 从而降低珠光体转变速度, 而非碳化物形成元素则主要是通过降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的同素异构转变速度起同样作用。1962年恩琴^[50]还列举了许多事实证明, 只要钢中含有碳化物形成元素, 渗碳体中总含有超过奥氏体中的该种元素, 或者当含量超过一定值时, 便直接析出特殊碳化物。布兰捷尔 (Блантер)^[51]认为奥氏体向珠光体转变不会有合金元素的预先再分配, 甚至碳化物形成元素也是如此。他的理由是相变时新旧相要符合结构、成分相适应的原理, 因此珠光体中先析出的碳化物一定是渗碳体, 只是在随后的过程中, 碳化物形成元素才向渗碳体中扩散, 变成合金渗碳体甚至特殊碳化物。依他的观点, 合金元素主要是通过降低碳在奥氏体中的扩散系数、减小过冷度等来使珠光体转变速度降低。看来, 布兰捷尔的理由是不充分的, 因为首先, 珠光体转变这类扩散型相变, 对所谓成分和结构的适应性并没有严格的要求, 即便是有, 也很难证明晶体结构较简单的合金碳化物与奥氏体的适应性比晶体结构更复杂的渗碳体与奥氏体的适应性还差。其次, 合金元素降低碳扩散系数的程度较小, 不足以解释有些元素在推迟珠光体转变方面的巨大影响。最后, 最重要的是, 实验证明在许多情况下的确有合金元素的预先再分配, 特殊碳化物可以直接形成^[50, 52, 53]。

总之, 合金元素的影响是综合的, 其中几个比较重要的方面大致是: ①合金元素本身的扩散预分配; ② 合金元素对点阵重构的影响; ③ 合金元素对转变热力学的影响; ④ 合金元素对晶界状态, 从而对珠光体形核的影响; ⑤ 合金元素影响碳的扩散。目前在合金元素的影响方面存在的问题尚多, 像合金元素的综合影响问题, 几乎尚无认真

的研究工作就是一例。

(三) 奥氏体的均匀化程度、未溶碳化物及其它夹杂物质点的影响 工程上钢在加热时, 由于温度和时间限制, 奥氏体的成分常常并不均匀。目前不仅过共析钢采用不完全淬火(参见第六章), 亚共析钢也已开始采用不完全淬火, 因此未溶碳化物及未溶铁素体的存在也很自然。所有这些, 包括其它非金属夹杂物在内, 都会促进珠光体的形核, 加速珠光体转变。

(四) 奥氏体的应力状态和塑性形变的影响 当奥氏体处于拉应力状态时, 先共析铁素体的形核和长大会加速, 珠光体的形核率会提高, 从而使珠光体转变速度提高。例如研究表明^[54], 90兆帕的拉应力会使共析钢中珠光体转变的速度提高两倍(或达到同样转变量所需时间是原来的 $1/3$)。而实验表明这主要是由于形核率的提高, 核长大速度则几乎不受影响。

当奥氏体处于受压(多向受压或在一定气压下)状态时, 珠光体转变会被推迟。随着压力增大, 这种推迟的效应也不断增加。例如希利亚德(Hilliard)和卡恩(Cahn)^[55]等发现, 在AISI1080碳钢中, 在34千巴的压力下($1\text{千巴}=987\text{大气压}=100\text{兆帕}$), 珠光体转变速度会降至1个大气压下的 $1/700$ 。尼兰(Nilan)^[56]则发现, 对于含碳0.44%的钢, 珠光体转变开始的时间(C曲线的鼻部)由1个大气压下的0.4秒延长到24千巴下的300秒。对于含碳0.82%的钢, 由1个大气压下的0.7秒延长到30千巴下的约1000秒。

至于塑性形变的影响, 详见第九章形变热处理节。

§ 2-5 先共析转变

工程上使用的绝大多数是非共析钢。在这些钢中, 在发生珠光体转变之前, 先有铁素体或渗碳体的析出, 使未转变的奥氏体的成分接近于共析成分, 然后才发生珠光体转变。珠光体转变前的这种析出, 称作先共析转变。

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

根据Fe-Fe₃C状态图, 在平衡状态下, 先共析铁素体的析出是在GPS区间内, 先共析渗碳体的析出是在E、S和E对PSK线的垂足E'这三点围成的区间内。但当亚共析钢被快冷到 A_{r1} 温度以下时, 究竟在什么温度内会发生先共析铁素体的析出, 则要根据所谓哈特格林外推法来决定(见图2-20)。哈特格林外推法假定状态图上各条相界(相区交界线)的延长线仍然具有其物理意义。例如, GS线是奥氏体与铁素体的平衡温度线, 也可说是奥氏体对铁素体的饱和线, 即凡奥氏体的成分与温度的代表点落在GS线以下时都要析出铁素体; 这一意义, 对GS的延长线SG' (虽然它已进入了另一个两相区)也仍然有效。同样, 作为奥氏体对渗碳体的饱和线ES, 其延长线SE'也代表同样的物理意义。这一想法是1938年哈特格林首先提出的, 它在相变的热力学和动力学研究中有很大意义, 而且已被广为采用, 尤其是在小过冷度时, 虽然在定量上不免有些偏差。

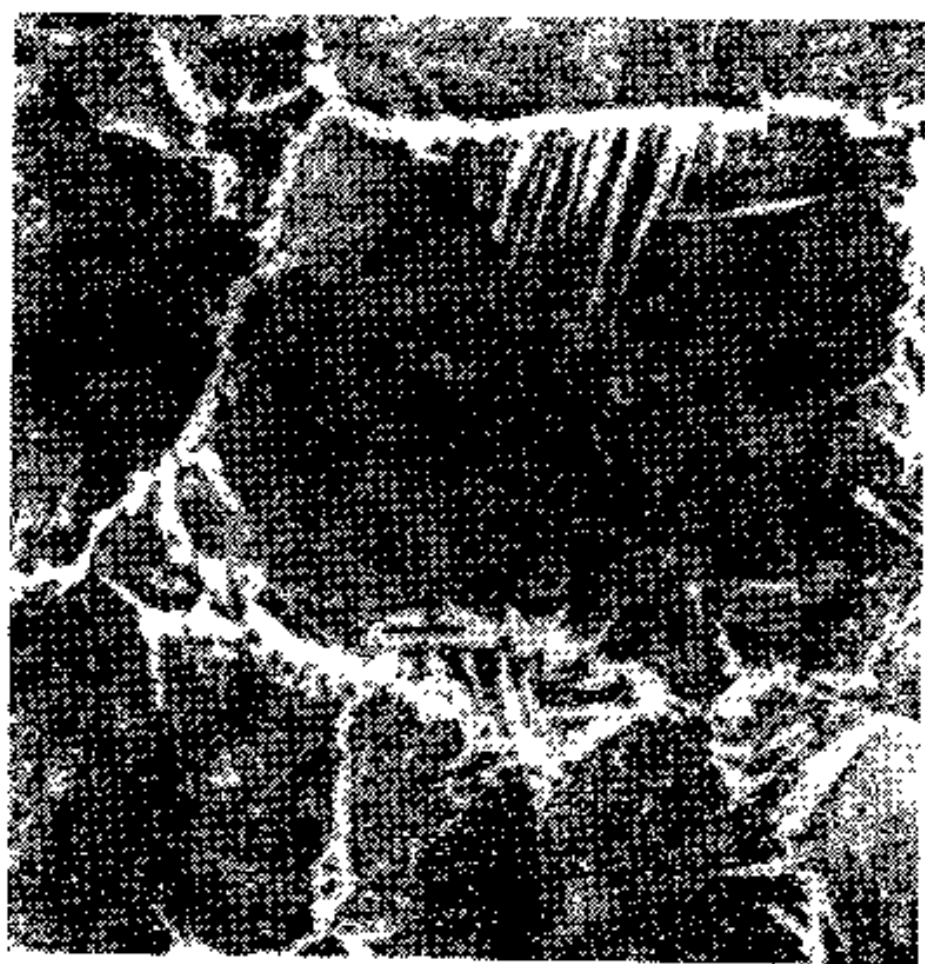
由SG'和SE'的物理意义可知, 当奥氏体被过冷时, 只有在 $\Delta PSE'$ 内才能发生先共析铁素体的析出, 在 $\Delta E'SG'$ 内才能发生先共析渗碳体的析出, 在 $\Delta E'SG'$ 内, 则会直接发生珠光体转变(如果温度不太低, 不至于发生贝氏体或马氏体转变的话)。这种非



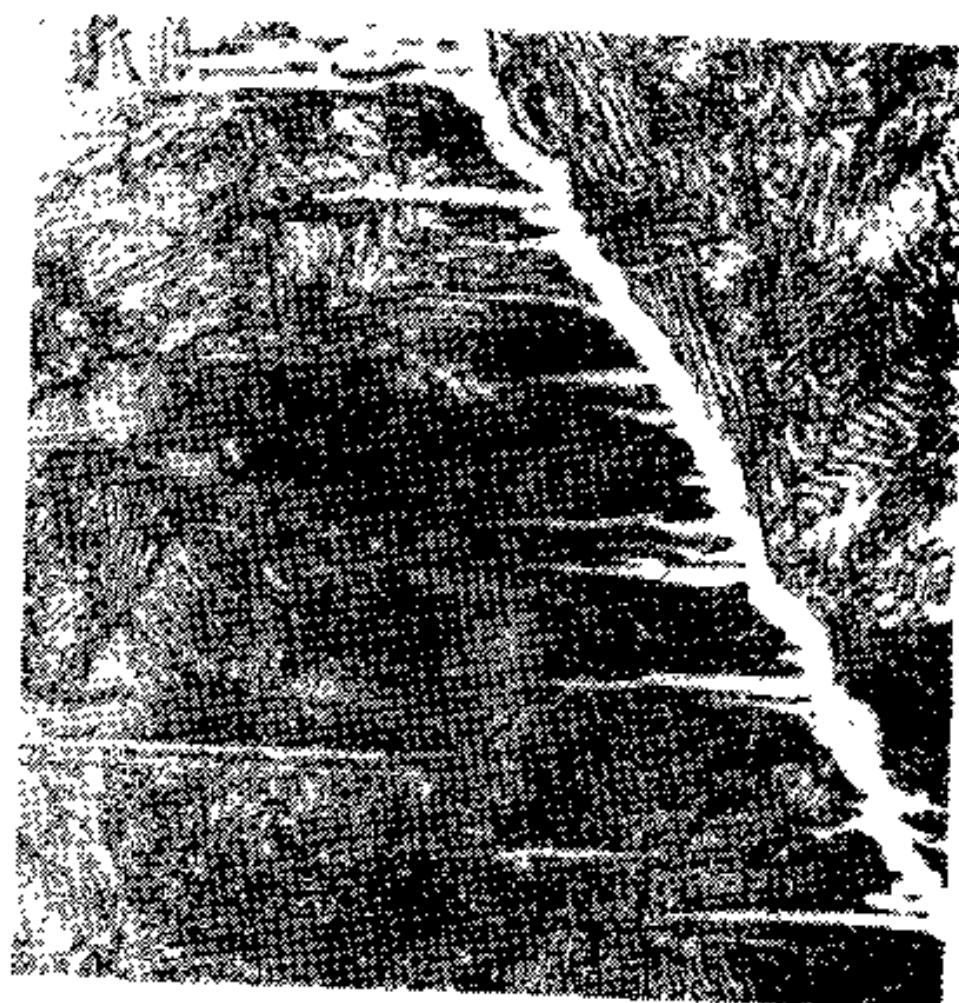
(a)



(b)



(c)



(d)

图2-24 先共析组织的几种形态, 1000×

(a) 网状铁素体; (b) 网状渗碳体; (c) 片状铁素体; (d) 片状渗碳体。

§ 2-6 合金钢中其它类型的奥氏体高温分解转变

近二十年来的研究发现, 与碳钢不同, 合金钢(含碳化物形成元素的亚共析合金钢)中奥氏体的分解转变, 除了得到常见的珠光体、贝氏体组织外, 还可能得到: ① 特殊碳化物与铁素体组成的珠光体; ② 纤维状碳化物与铁素体组成的聚合体; ③ 所谓相间沉淀物与铁素体的聚合体。而且, 在一定的条件下, 其中的两种(例如②、③)或三种组织可能同时存在于一个试样中。生成第②和第③类组织的转变都不是珠光体转变, 但又与珠光体转变关系密切, 尤其是它们在工程上, 例如在高强度低合金钢的生产中有

重大意义。因此，我们应当加以研究。

一、特殊碳化物珠光体

随着碳化物形成元素的增加，这些元素起先是固溶于渗碳体中形成合金渗碳体，但当含量增加到一定值时，从奥氏体中便直接析出特殊碳化物。例如，文献[50]报道，含0.4%碳和3.5%铬的钢中，珠光体渗碳体中含铬可达20%；文献[60]发现，当含碳0.2%、铬5%的钢在700~750℃转变时，珠光体中的碳化物是 Cr_7C_3 ；文献[61]则报道，当钢中铬含量达到11~12%时，珠光体中的碳化物是 Cr_{23}C_6 。

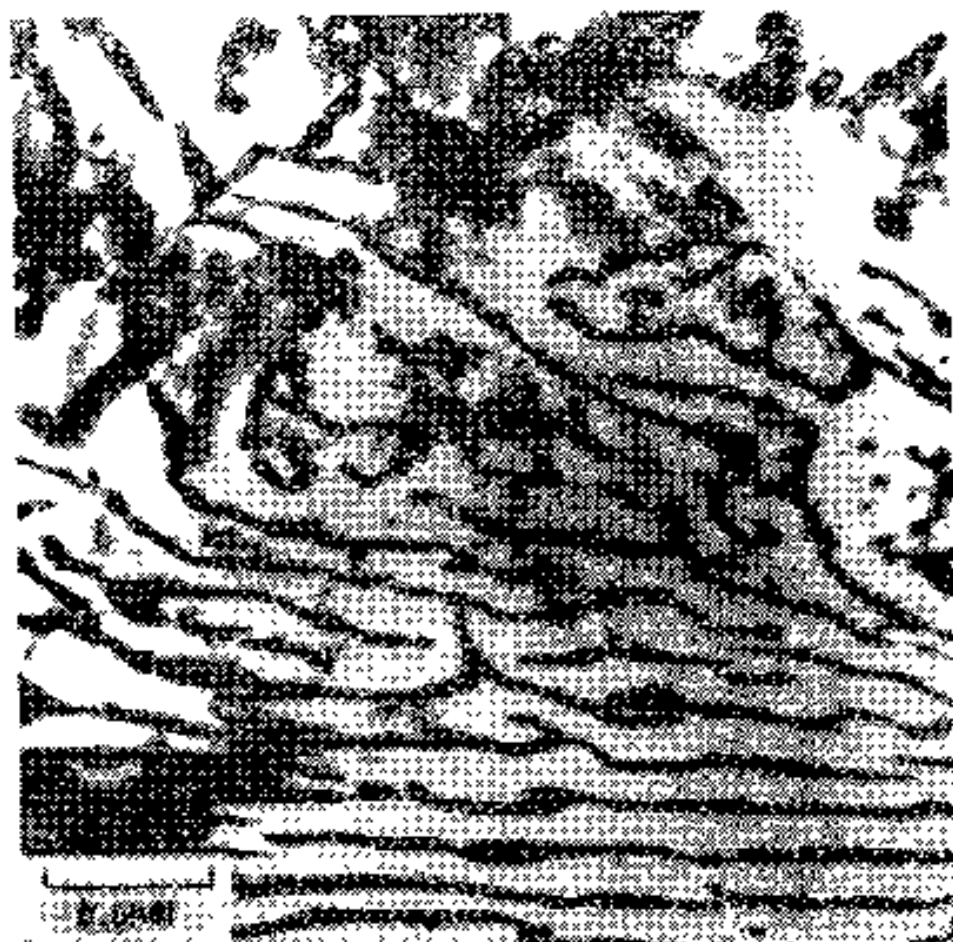


图2-25 0.4C-10Cr 钢在750℃转变10分钟后的组织
(图中碳化物为 Cr_{23}C_6)

这种特殊碳化物珠光体和普通渗碳体珠光体在转变机理上是相同的，在组织形态上是相似的（见图2-25^[21]），其片层间距一般在100~500纳米之间，和普通索氏体组织差不多。因此，这种珠光体的性能和普通珠光体也相近。可见如果仅是为了形成它而加入大量合金元素，那是毫无实际意义的。

二、纤维状碳化物与铁素体的聚合体

这种聚合体的外形变化较多^[62,63]，有的像珠光体那样有球团结构，有的直接从奥氏体长出且具有大体平行的边界，见图2-26 a^[62]，有的像枫树叶，纤维以一个中轴对称排列，如图2-26 b^[63]所示。

这种聚合体的纤维直径约为20到50纳米，其间距至少比普通珠光体组织小一个数量级，尤其是，尽管钢的含碳量为0.2%，却能使钢的组织成为“全共析”的组织，因此，这种组织有很好的机械性能。例如，0.2C-4Mo钢在600~650℃转变后，其屈服强度可达770兆帕。已经在许多钢中，主要在直接等温处理或有时在奥氏体的控制冷却中发现了这种纤维状组织。就目前所知，以这种形态存在的特殊碳化物可以是 Mo_2C 、 W_2C 、 VC 、 Cr_7C_3 和 TiC ，但是，究竟在何种条件下生成这种纤维状碳化物，目前还不十分清楚。

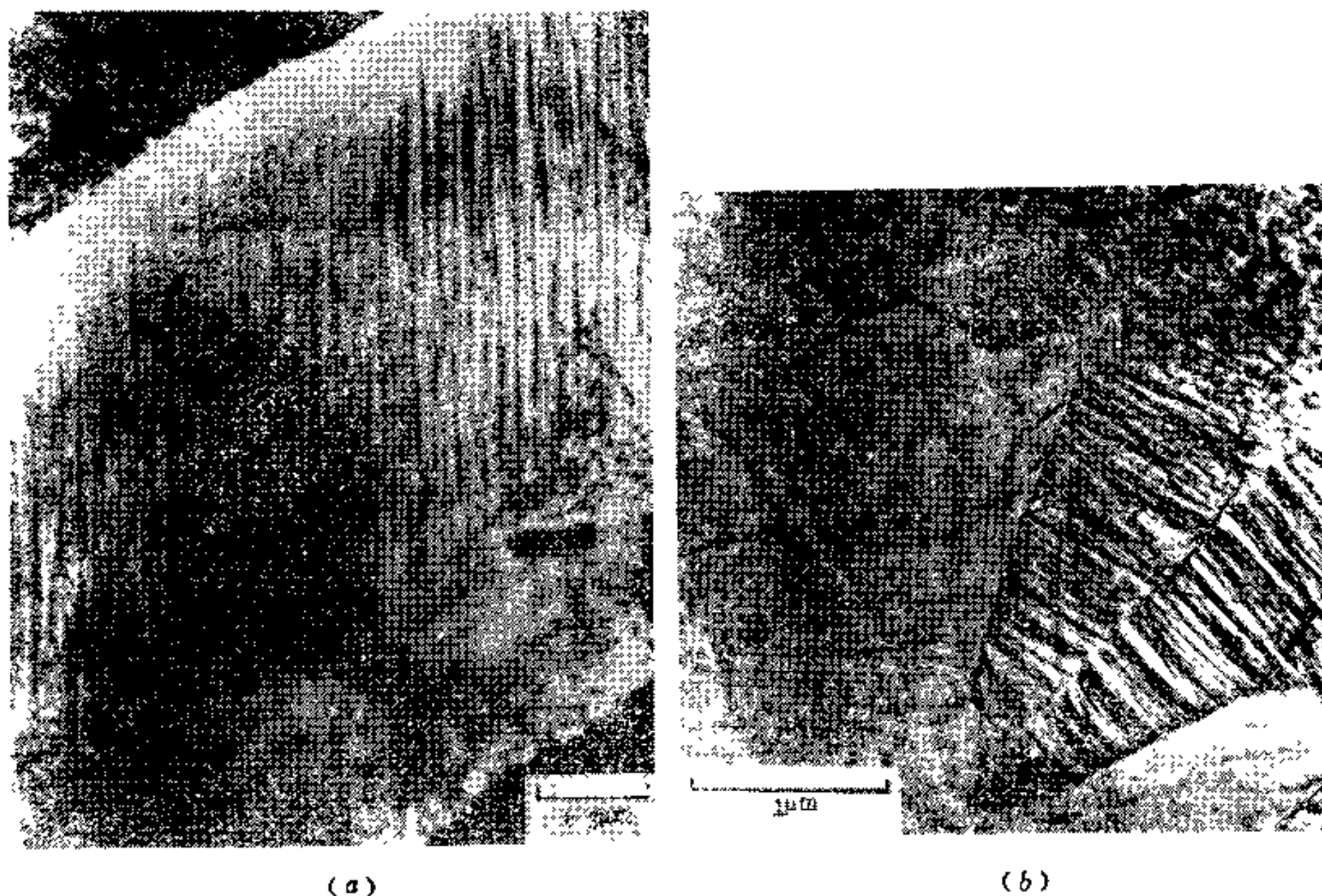


图2-26 0.2C-4Mo 钢在650°C转变后的组织
(a) 转变20分钟(薄膜透射); (b) 转变2小时(复型)。

三、相 间 沉 淀

近年来发现, 等温转变的合金钢常常具有一种介乎先共析铁素体和珠光体之间的显微组织。在低放大倍数下观察, 这种铁素体与先共析铁素体毫无差别(见图2-27 a)^[64], 然而在高分辨率的电子显微镜下, 却发现在铁素体中有极细小的合金碳化物的层状弥散析出(图2-27 b)^[64]。这就是在1968年由达文波特, 贝里和霍尼科姆提议后被广泛接受的所谓相间沉淀(或相间析出)^[46]。

早就发现, 用钒和铌细化晶粒的钢在控制轧制后, 根据霍尔-皮奇公式计算出的强度比实测的要低。直到1963年, 才发现这种额外的强化来自于NbC或VC的析出。进一步的电子显微镜研究表明, 这种现象对于含强碳化物形成元素的低碳钢是很普遍的; 同时发现, 这些碳化物沉淀的直径小于10纳米, 通常呈层状分布, 层间的距离约在5~50纳米间变化。析出的碳化物的成分自然取决于钢的成分, 但几乎所有熟知的特殊碳化物例如VC、NbC、TiC、Mo₂C、Cr₇C₃、Cr₂₃C₆、W₂C、M₆C等在经过适当的热处理后都可以呈现这种形态。

显然, 与普通的淬火、回火相比, 相间析出提供了一种直接转变以强化铁素体的经济方法, 因而引起了很大的重视。事实上, 所谓微合金化钢(Micro-Alloyed Steel)或高强度低合金钢(HSLA钢)的发展与应用, 就与相间沉淀的研究有密切的关系(见后)。

(一) 相间沉淀的机理

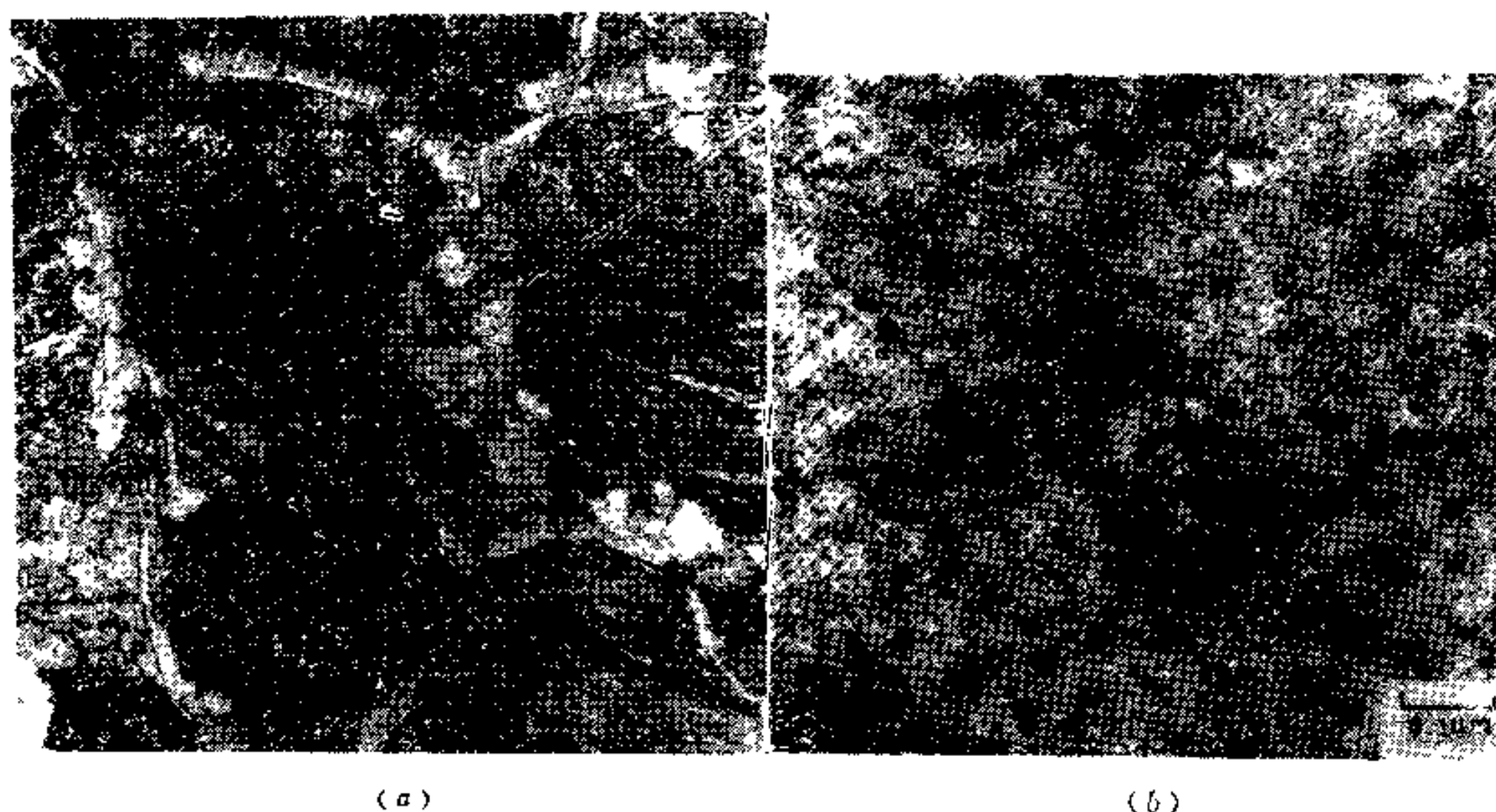


图2-27 0.5C-0.75V钢的显微组织
(a) 在680°C等温转变10秒钟, 125×; (b) 在725°C等温转变5分钟(薄膜透射)。

相间沉淀也是一个形核和长大过程, 并受扩散 (包括合金元素和碳的扩散) 所控制。现已初步查明, 当沉淀过程进行时, 铁素体的核先在奥氏体晶界上生成, 随着 $\gamma-\alpha$ 界面的推移即铁素体的长大, 合金碳化物的核周期地在 $\gamma-\alpha$ 界面上生成, 随后在铁素体中长大。由于转变温度相对地较低, 合金元素的扩散系数又小, 加之钢的含碳量很低, 也不可能提供很多碳原子, 因此, 这些碳化物必然成长为分散的小片或小棒, 而不可能成为大块状。

为了解释相间沉淀的机理, 曾有人提出碳化物是在铁素体或奥氏体中的位错处形核的^[65]。但是, 虽然位错处的确可以有碳化物形核, 却很难解释在大多数剖面上碳化物何以会这样成直线地排列, 且线间距离又如此规则。

关于相间沉淀时碳化物是在 $\gamma-\alpha$ 界面上形核, 有以下证据:

- (1) 碳化物层与 $\gamma-\alpha$ 界面平行, 当界面方向有改变时, 层也随着改变方向。
- (2) 对铬钢中 $\gamma-\alpha$ 界面的直接观察证明碳化物是在界面上形核的。
- (3) 碳化物常常是在铁素体的一定晶面上析出, 相当于魏氏组织关系的一种变体。例如碳化钒的小片, 经常在铁素体的 $\{100\}$ 面上析出, 而这是最接近平行于界面的晶面。
- (4) 碳化物与基体铁素体的晶体学位向关系与同种钢回火马氏体中的位向关系完全一样。例如等温转变的碳化钒与铁素体的关系为:

$$\{100\}_{\text{VC}} // \{100\}_{\alpha}; \quad \langle 110 \rangle_{\text{VC}} // \langle 100 \rangle_{\alpha}.$$

等温转变的 Mo_2C 小棒与铁素体的关系为:

$$(011)_{\alpha} // (0001)_{\text{Mo}_2\text{C}}; \quad (100)_{\alpha} // (2\bar{1}\bar{1}0)_{\text{Mo}_2\text{C}}; \\ [100]_{\alpha} // [2\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Mo}_2\text{C}}.$$

这与相应的回火钢中发现的位向关系完全一样。

阿若森等人^[66]提出了 (不含析出物的) 铁素体通过台阶沿界面移动而长大的机理, 而且已被广泛接受。根据这一机理和热离子发射显微镜的观察, 霍尼科姆^[21]提出了碳

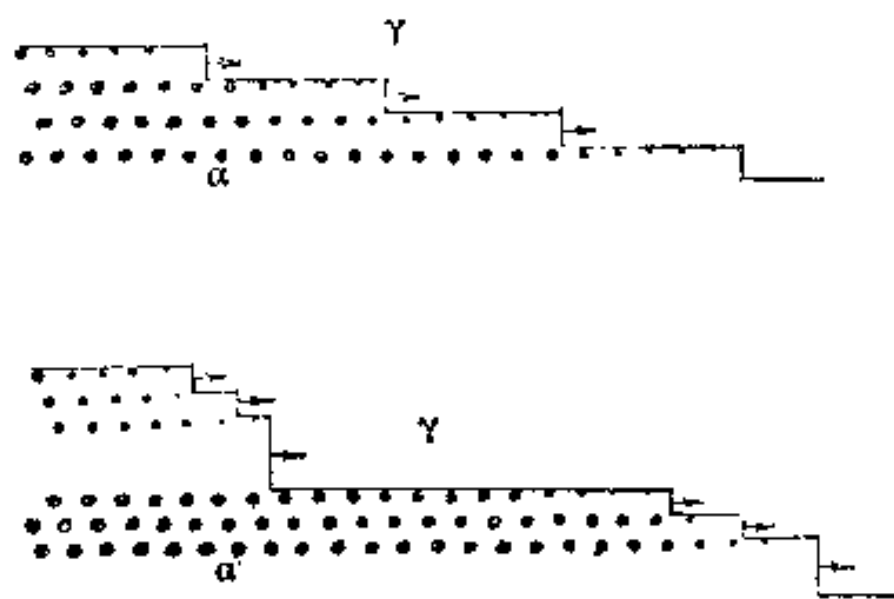
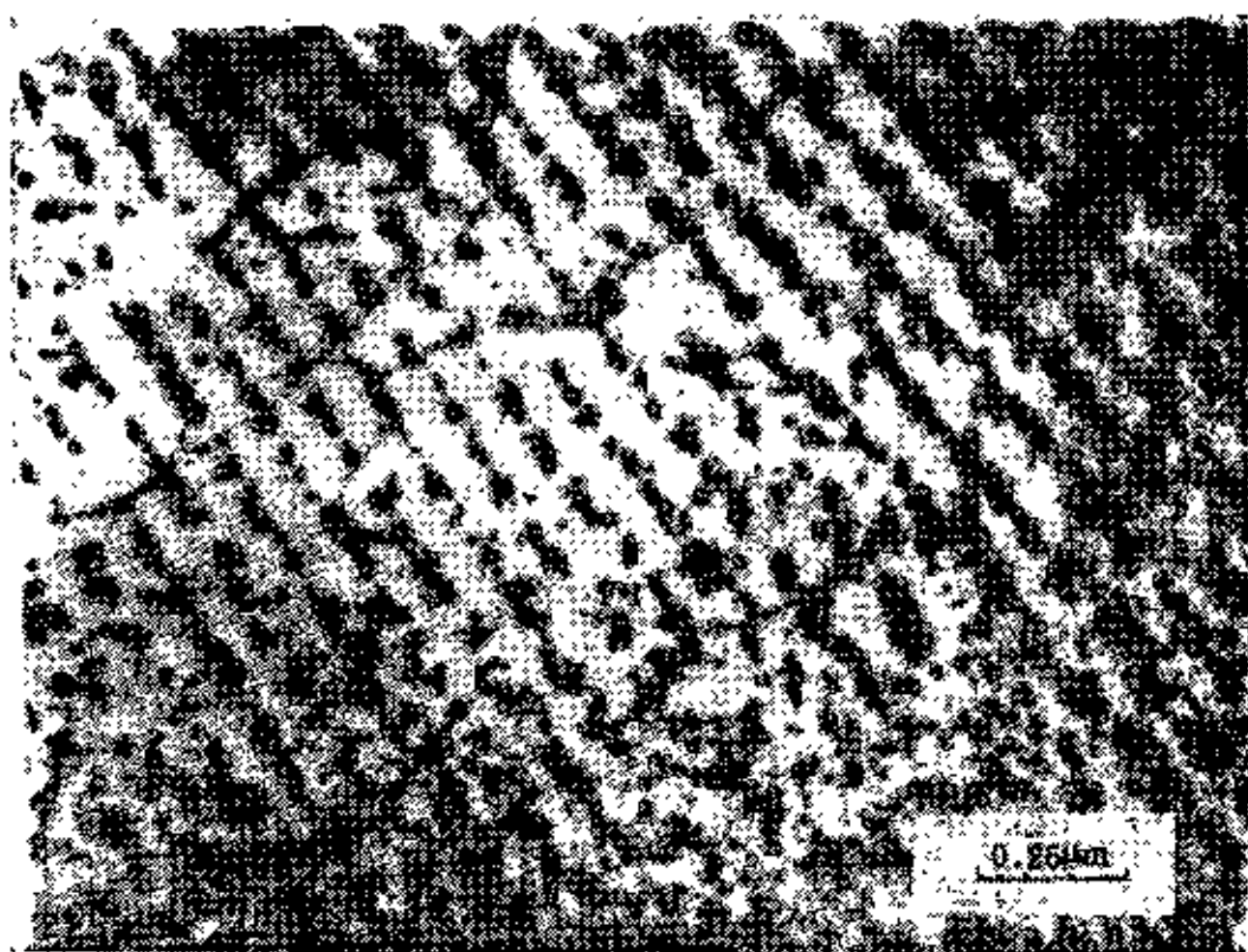


图2-28 碳化物在 γ - α 界面形核和长大机理的示意图



(a)



(b)

图2-29 金相磨面与 γ - α 相界面垂直和平行时相间沉淀分布的照片
(0.02C-0.032Nb钢在800°C等温转变40分钟后所得组织，沉淀物为NbC)
(a) 垂直时；(b) 平行时。

化物在 $\gamma-\alpha$ 界面形核和长大的机理,如图2-28^[21]所示。图中台阶沿箭头方向从左向右运动,而界面则由下向上移动。通常 $\gamma-\alpha$ 界面是低能量、低可动性、共格或半共格的平面,而台阶面(垂直于界面的小平面)则是非共格的高能量、高可动性的平面。由于台阶面太易移动,虽然能量高,在其上的形核也是困难的,因此碳化物只能在 $\gamma-\alpha$ 界面上形核。

透射电子显微镜分析确定,台阶的高度大约在50~400纳米之间变化。每一个台阶沿界面移动一次,界面就前进一个台阶的高度,同时一列(实际上是一层)碳化物沉淀也随之形核长大,因此碳化物列(层)之间的距离就是台阶的高度。如果中间有一个高度较大的台阶沿界面移过,则会导致两列碳化物间出现一个较大的距离。这种情况也示于图2-28中。因此很容易想像,当金相磨面垂直于界面时,我们看到的是一列列的碳化物;而当金相磨面平行于界面时,则将看到杂乱分布的碳化物颗粒。这种情况也得到了实验的证实,见图2-29^[87]。

(二) 相间沉淀的动力学及影响因素

根据钢中所含合金元素的不同,钢的临界点不同,相间沉淀可以发生在500~850°C中的某一范围内,而且在这个范围内的某一温度反应速度最大,即 IT 曲线也呈“C”形。例如钒钢,相间沉淀反应发生在650~850°C间,鼻部的温度为670°C。钼钢的反应在600~850°C之间,鼻部的温度为750°C。钨钢的对应数值则分别为650~850°C和800°C。图2-30中(a)和(b)^[88]分别为一种钒钢和一种铬钢的 IT 曲线。对比两图,可见两钢转变的孕育期有很大差别。这是由钢的成分所决定的。

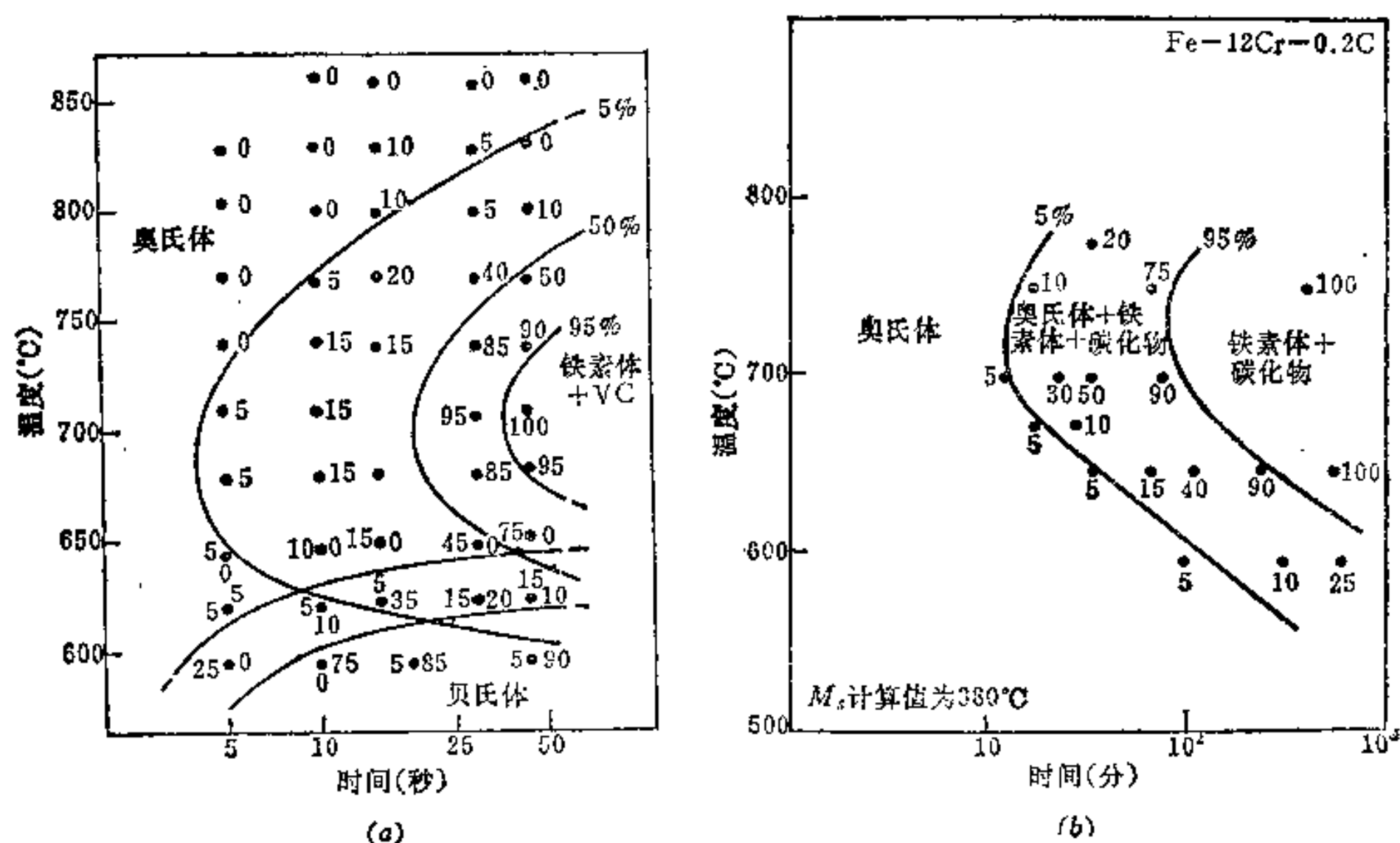


图2-30 两种钢的 IT 曲线

(a) 0.23C-0.85V钢; (b) 0.23C-11.8Cr钢。

除了温度以外,其它合金元素的加入和塑性形变也影响相间沉淀的转变动力学。镍、锰和铬的加入,会使钒钢中的相间沉淀转变减速,对钛钢和钒钢也有类似的影响。而塑

性形变一般都加速这种析出转变。

四、各种组织形态出现的条件及其影响因素

以上叙述了三种特殊碳化物的形态（珠光体类的大片状、纤维状和相间沉淀的粒状、针（棒）状或小片状），那么，究竟在各种钢中，在什么条件下出现什么组织形态呢？对文献^[21,68]作进一步归纳后，可以有如下初步结论：

1. 钒钢（0.05~0.3C、0.5~1.5V）、钛钢（0.05~0.12C、0.05~0.53Ti）、铌钢和钨钢属于第一个类型，即在650~850℃的范围内，基本上只生成相间沉淀组织。沉淀颗粒的尺寸和沉淀层间距离都随转变温度提高而增加，但随合金元素浓度增加而减小，见图2-31^[68]。钨钢的特点是沉淀相及其层间距离的尺寸都很大，例如在700℃转变后间距可达100~300纳米，但其它元素的加入会改变碳化物的形态。例如，2%的铬使组织中出现40%的纤维状碳化物，1.5%的锰使组织中出现20%的纤维状碳化物。

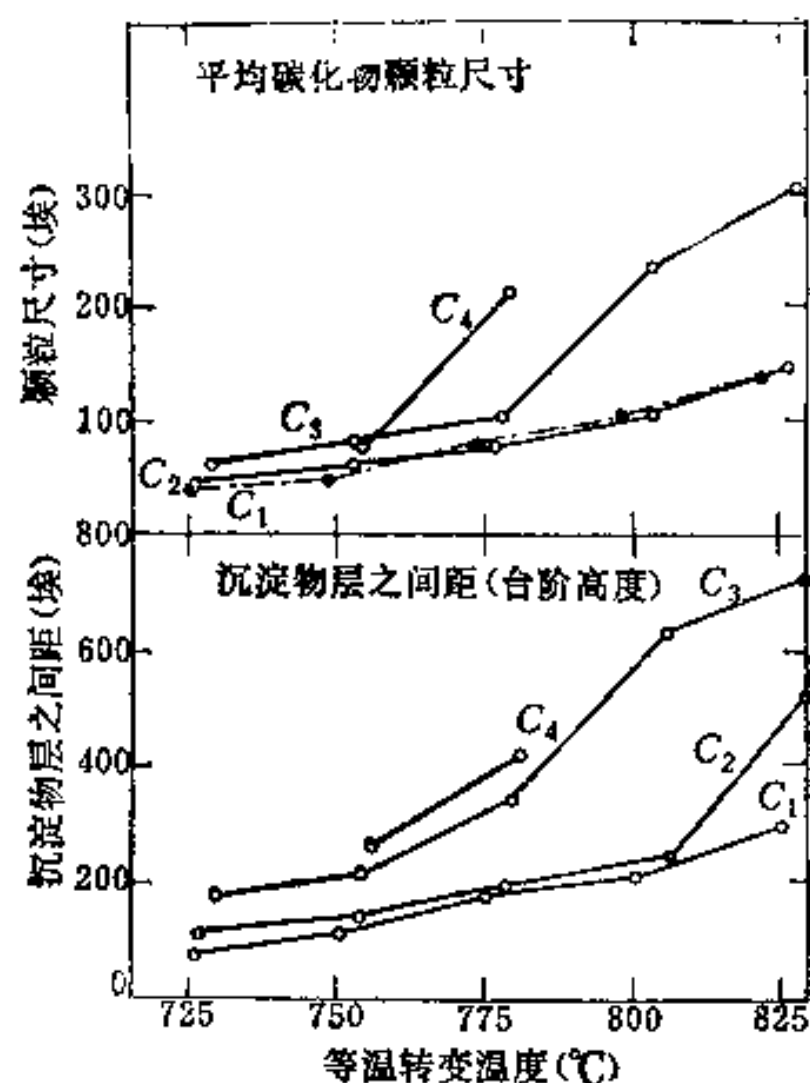


图2-31 钒钢在等温转变时温度对相间沉淀形态的影响，其中

钢种代号	V (%)	C (%)	Nb (%)	沉淀物体积百分比 (%)
C ₁	1.04	0.20	0.023	1.23
C ₂	0.75	0.15	0.020	0.93
C ₃	0.48	0.09	0.016	0.55
C ₄	0.55	0.04	0.020	0.23

2. 钼钢属于第二个类型。这种钢在600~850℃的范围内转变时，可以同时观察到两种类型的碳化物。其中一种是纤维状碳化物，可以在600~850℃整个范围内观察到，在600~750℃范围内转变后，纤维直径为10~30纳米，其间距为20~50纳米，最大长度可从600℃时的2~3微米增加到700℃时的10微米，然而当温度提高到850℃时，其间距会增加大约一个数量级。另一种是相间沉淀，即与基体铁素体有一定位向关系的 Mo_2C

似，只是碳化物为 Cr_{23}C_6 。在上述过渡温度下，也观察到三种组织同时存在的情况。

由以上三种组织可以在同一个钢中、在一定条件下共存的事实，可以看出三种组织具有密切的关系。也正因如此，有人把纤维状碳化物的聚集组织和相间沉淀类组织叫做变态珠光体。不过这个名称目前用得还不是十分普遍。

目前，含强碳化物形成元素的钢在工业上用得越来越多，而含铬 5% 和 12% 的钢则更为常用。如果不了解纤维状碳化物组织和相间沉淀组织，就很难说是对这些钢有了充分了解。更一般地说，在研究钢中的相变时，如果不了解纤维状碳化物组织和相间沉淀组织及其转变规律，也很难说是对奥氏体在高温区（即 A_1 以下附近的温度区）的转变有了充分的了解。可见，对这两种组织和相应的转变的了解是十分重要的。

究竟这三种组织（珠光体、纤维状组织、相间沉淀组织）各在什么条件下出现？这个问题曾长期困扰着，也吸引着物理冶金学家的探索。最早的一致结论是必须要在含强碳化物形成元素的钢中才能出现，碳钢中只发现有珠光体，这是事实。稍后，根据①钒钢的 C 曲线极靠左并且只存在相间沉淀，②当加入合金元素使 C 曲线右移时，就会同时增大纤维状碳化物的比例，③而钼钢的 C 曲线较靠右却以纤维状组织为主等各种事实，霍尼科姆提出：只有 C 曲线很靠左，没有时间让碳和合金元素进行长距离扩散的钢中才会出现相间沉淀。待到发现铬或钼钢中相间沉淀与纤维状组织可以在一个晶粒内共存时，才又认识到界面性质的重要性，从而提出了这样的解释：当 $\gamma-\alpha$ 界面为共格界面并以台阶机理迁移时则生成相间沉淀，当 $\gamma-\alpha$ 界面为非共格或半共格界面并以一种分离 (Break away) 机理垂直于界面而迁移时则生成纤维状组织。然而，目前还有许多问题，例如温度的影响、碳化物晶体结构的影响、合金元素的影响等等并不清楚。

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

一般低合金、直接转变钢的强化机理主要有三个：细化晶粒强化、固溶强化和弥散强化。晶粒细化是通过控制热轧和弥散分布的碳化物钉扎晶界阻止再结晶和晶粒长大而实现的。其贡献可用霍尔-皮奇公式来计算。固溶强化主要取决于化学成分，虽然热处理状态有一定的影响。至于弥散硬化，则可以用根据奥罗万-阿什比 (Orowan-Ashby) 模型导出的下式来计算（主要用于钒钢和铌钢）：

$$\tau = \frac{1.2Gb}{2.36\pi L} \ln \frac{\bar{x}}{2b} \quad (2-19)$$

式中， τ 为产生塑性流变所需的剪应力； G 为基体相的剪弹性模量； b 为柏氏矢量； L 为弥散微粒间的距离； \bar{x} 为微粒与观察平面相交所得的平均直径。如果取 $G = 80309$ 兆帕， $b = 0.28$ 纳米，则可对不同的微粒尺寸计算出相应的屈服强度增量，并表之如图 2-34。由图可以看出，当微粒足够细小、微粒量足够多时，弥散强化可以产生高达 500~600 兆帕的屈服强度增量，远远超出了其它机理对铁素体强化的贡献。对不同成分的 Fe-V-C 合金进行的研究^[64]很好地证明了这一点（见表 2-2）。表 2-2 中各合金都在 1200°C 进行奥氏体化，假定各强化机理的作用可以互相叠加，可有如下公式：

$$\sigma_s = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_{disp} + K_y d^{-1/2} \quad (2-20)$$

式中各符号之意义与表头中所列相同。实际上表中之 σ_0 即纯铁之屈服强度，约为 20 兆

而固溶强化的作用则微不足道。

总之,得到相间沉淀类组织后,钢的强度可以有很大的提高。例如一般软钢的屈服强度大约为 207 兆帕,正火后 45 钢的屈服强度约为 360 兆帕,调质后约为 400~700 兆帕,而 HSLA 钢的较好性能却可达 500~600 兆帕,可见这类组织是有广阔的应用前景的。这类组织的塑性和韧性自然也会有所变化,可惜现在还缺乏系统的数据。

§ 2-7 钢的退火和正火

在研究奥氏体的高温分解转变,特别是珠光体转变的基础上,就可以比较容易地讨论钢的退火和正火工艺。

一、钢 的 退 火

退火是钢的热处理工艺中应用最广、花样最多的一种工艺,因此给退火下一个一般的定义确实不易。根据我国冶金界的习惯和 ASTM 的术语定义,所谓退火是将钢加热到适当的温度保温,随后以适当的速度冷却,以降低硬度、改善组织、提高加工性(如冷变形、切削加工等)或获得所需之机械和物理性能的一种热处理工艺。退火的加热温度,一般在 A_{c1} 温度以上,但也有的在 A_{c1} 温度以下(如消除应力退火和再结晶退火),退火的冷却一般都是慢冷,但也有的需要快冷(如奥氏体钢的激冷退火)。然而就大部分退火工艺而言,我们可以说,退火的三个基本特点是:①加热温度在 A_{c1} 以上;②慢冷;③得到珠光体类的组织。

人们曾经从不同的角度对退火进行过分类,因此现在各种退火的名称几乎不下三十个。下面只介绍几种在机械制造业中用的退火工艺和相应的原理,而不管其命名是从哪个角度出发的。

(一) 完全退火 对完全退火一词有两种不同的定义法。国内一般是指加热使钢完全得到奥氏体后慢冷的工艺。这样,对于亚共析钢,加热温度则应高于 A_{c3} ;对于过共析钢,加热温度则应高于 A_{cm} 。但是过共析钢这样加热后会出现网状碳化物,所以不用完全退火。有不少国家把完全退火定义为得到最小硬度的退火,并不限定所采用的工艺参数^[76]。在这种定义下,对过共析钢,加热温度在 A_{c1} ~ A_{cm} 之间的退火也可以称为完全退火。一般来说,完全退火的目的主要是为了获得低的硬度,改善组织和切削加工性,以及消除内应力等。完全退火及所得的组织是珠光体或珠光体+铁素体或珠光体+渗碳体。完全退火可以有两种冷却办法:一种是随炉冷却,速度一般小于 30°C/小时;另一种是以某一种更低的冷却速度(一般为 10~15°C/小时)通过 A_{c1} 以下的一个温度范围,然后出炉空冷。在退火加热温度下的保温时间不宜过长,一般以每 25 毫米条件厚度保温 1 小时计。

(二) 等温退火 等温退火的加热温度与完全退火的大体相同,只是冷却方式不同。等温退火的冷却是使钢件在 A_{c1} 以下的某一温度等温,使之发生珠光体转变,然后出炉空冷到室温。这也正是等温退火名称的由来。等温退火一般可以缩短退火工艺的时间,所得组织也更为均匀。

国内目前对各种常用钢都规定了随炉冷却时的退火温度。但有的国家却对各种常用钢在随炉冷却、控制缓冷以及等温退火时的温度、时间等作了更细致的研究^[77],当冷却

方式不同时，对加热温度也作了调整。这是值得我们借鉴的，表 2-3 援引了几个实例。

表 2-3 几种钢的不同退火规范^[71]

SAE 钢号	相 应 的 中国钢号	奥氏体化温度 (°C)	冷 却 方 式						硬 度 (HB)
			随炉冷却	控制冷却			等 温		
				由 °C	至 °C	冷速°C/小时	温度(°C)	时间(小时)	
1040	40	788~870		788	619	28			137~207
1340	40Mn 2	844~899	28°C/小时						192
		830		732	610	11			193
		830					621	4.5	188
3140	40NiCr	820~871	28°C/小时						187
		830		732	649	11			187
		830					663	6	187
4140	40CrMo	788~844	28°C/小时						197
		844		754	666	14			197
		844					677	5	197
4340	40CrNiMo	788~844	28°C/小时						223
		830		704	566	8			223
		830					649	8	223
5140	40Cr	816~871	28°C/小时						187
		830		778	671	11			187
		830					677	6	187

(三) 球化退火 球化退火的目的是得到球化体组织，并因以得名。球化退火的应用很广泛。一般各种工具钢、轴承钢在机械加工前必须经过球化退火。许多合金结构钢，尤其是含碳量较高（0.5~0.6%）时，如得到部分球化组织，硬度会进一步降低，因之切削加工性会有很大改善。

球状碳化物的形成有三种途径：一种是由淬火马氏体在高亚临界温度（即在 A_1 以下附近的温度）分解而形成，我们将在第七章中作讨论；第二种是由珠光体在高亚临界温度长时间保温，使片状渗碳体变成球状；第三种是由奥氏体转变为铁素体 + 球状渗碳体，当然，这种转变是有条件的。

这里主要介绍第三种途径，不过第三种途径与第二种是密切相关的。实践证明，由成分均匀、不含有未溶碳化物的单相奥氏体转变为球化体是非常困难的。因此人们曾总结出如下规律^[71]：在奥氏体化后钢的组织愈均匀，钢在退火后愈易得到片状结构；反之，奥氏体化后钢的组织愈不均匀，退火组织则愈易得到球化体。所以，球化退火的加热温度应尽可能接近 A_1 （高于 A_1 不超过 50°C），冷却时速度必须尽可能慢，或者等温温度尽可能接近 A_1 （低于 A_1 不超过 50°C）。

当按上述规律加热时，奥氏体的含碳量是不均匀的，同时有未溶解的碳化物存在（对过共析钢）。在加热过程中，未溶碳化物就会由片状逐渐变为球状，而在随后的慢冷或等温保持中，不均匀的奥氏体中的高碳处，会成为渗碳体的均匀形核位置，从而使一部分渗碳体直接成长为球状。但仍有一部分不可避免地以片状方式成长，这一部分片状

碳化物则在随后的慢冷或等温过程中逐渐球化。这种说法的根据如图2-35^[72]。由图看出, 珠光体片在高亚临界温度(即临界温度 A_1 以下的高温区)退火时完全球化所需的时间是很长的, 即使是很细的珠光体(在580°C等温形成、片间距为0.14微米)也需要250小时以上才能完成。因此在普通球化退火的慢冷或等温转变(一般在10小时左右)中, 如果不从奥氏体直接形成一部分球状碳化物, 就根本不可能得到完全的球化。

片状渗碳体在高亚临界温度的球化(即第二种途径), 包括三个阶段^[72]: ①渗碳体片的破碎; ②碎片的变圆(即长宽比变小); ③颗粒的粗化。而整个过程自然可以假定是受某种原子的有效扩散所控制的。值得注意的是, 经计算, 这个“有效扩散”过程的激活能相当于铁原子的自扩散激活能。这说明, 是铁原子、而不是碳原子的扩散控制着球化过程的速度。

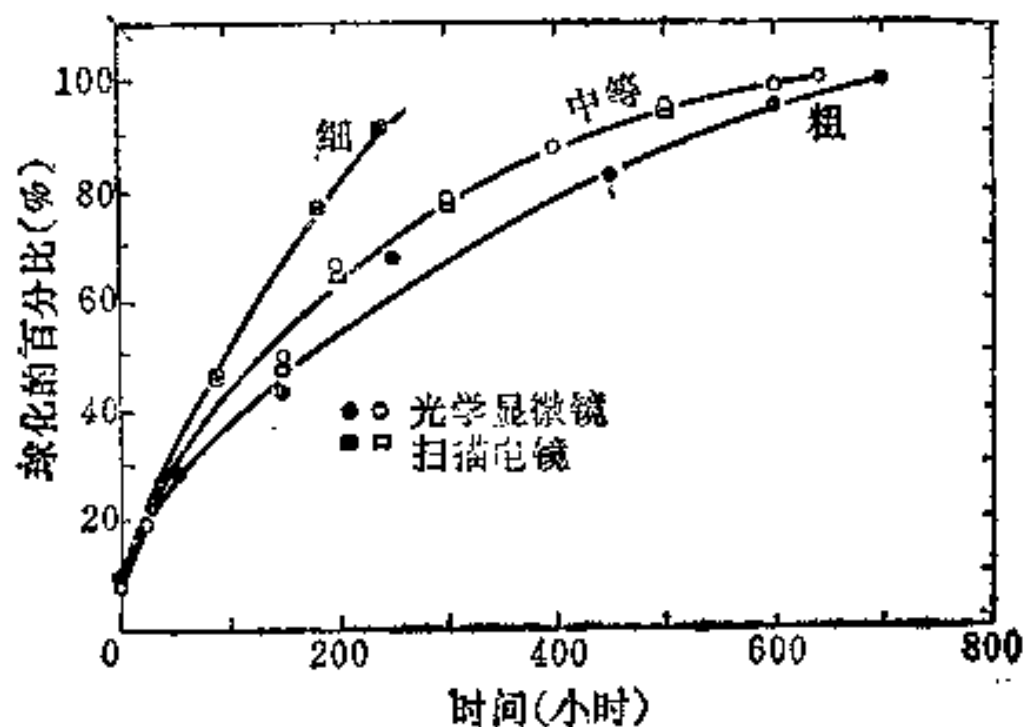


图2-35 粗细不同的珠光体片在700°C退火时, 已球化的体积百分比与时间的关系

对渗碳体片的破碎机理曾经进行过许多研究。一些研究认为: 这种破碎发生在渗碳片生长时产生的缺陷处^[73], 或在渗碳体片的亚晶界处^[74], 或在铁素体的亚晶界处, 或渗碳体片中的位错塞积处、片的端部^[47]等等。但与上述各种认为破碎起始于缺陷处的理论相反, 文献[72]观察到, 渗碳体片的破碎是通过许多沟槽(或裂缝)的扩展来进行的, 而这些沟槽经常是把一大片渗碳体破碎为一些长宽比(实际是片长与片厚之比)为8:1的小片, 而与渗碳片中原先存在的缺陷无关, 因为没有理由指望这些缺陷是等距离排列的。很明显, 对这个问题目前尚无定论。

碎片的变圆, 是由于沉淀相在基体中的溶解度与其曲率半径有关, 即曲率半径越小的沉淀相在基体中的溶解度越大。因而在大小不同的沉淀相共存时, 半径小的会溶解, 半径大的会长大。这种情况也发生在同一颗粒上。如果一个颗粒上有尖角或凸起, 另外的地方较平直, 则尖角处便会不断溶解, 而较平直处则沉淀出更多的物质。这样, 渗碳体片就会逐渐球化。至于颗粒的粗化, 也是基于上述原理, 即通过小颗粒的溶解, 原子的扩散, 而使大颗粒长大。图2-36是一组球化过程的金相照片。

塑性形变(与球化退火同时进行, 或在退火之前进行), 可以显著加速球化过程^[47, 73]。例如对共析钢以2.4%/秒的应变率同时形变, 可以使700°C时的球化在3分钟之内完成^[73], 更详细的介绍见第九章有关部分。至于球化退火的工艺, 目前主要有三种: ①接近 A_1 温度($A_1 + 20^\circ\text{C}$ 左右)的加热和以低速度(如3~5°C/秒)控制冷却通过某一温度区间, 即一般的球化退火; ②接近 A_1 温度的加热和随后在高亚临界温度(即 A_1 与 $A_1 - 20^\circ\text{C}$ 之间)的等温转变, 也称等温球化退火; ③在 A_1 上下20°C左右的温度交替保温, 也称周期球化退火。表2-4给出了与表2-3中相同的几种钢的球化退火工艺, 用以说明两种球化退火工艺在加热温度和冷却速度及等温时间等方面的特点。至于国产钢的具体工艺, 可参见有关的手册。表2-4中只给出了几种工具钢球化退火的例子。



图2-36 显示球化过程的一组金相照片, 1500×
球状渗碳体含量为, (a)9.5%; (b)37%; (c)57%; (d)80%。

表2-4 同表2-3的各种钢及某些工具钢的球化退火规范^[71]

SAE 钢号	相 应 的 中国钢号	奥氏体化 温度(°C)	冷 却 方 式					硬 度 HB
			控 制 冷 却			等 温		
			由°C	至°C	冷速(°C/小时)	温度(°C)	时间(小时)	
1340	40Mn 2	749	732	610	5.5	638	8	174
3140	40NiCr	743	732	649	5.5	663	10	174
4140	40CrMo	749	749	666	5.5	677	9	179
4340	40CrNiMo	749	704	566	2.8	649	12	197
5140	40Cr	749	/	/	/	690	8	174
	T 8	740~750	740	550	<30	650~680	6~4	<187
	T 12	760~770	760	550	<30	680~700	6~4	<207
	CrWMn	770~790	770	500	<30	680~700	6~4	207~255
	9 Mn2V	760~770	750	550	<30	670~690	6~4	<229
	GCr15	780~800	780	550	<30	700~720	6~4	179~207
	Cr12MoV	850~870	850	550	<30	730~750	6~4	207~255

工具钢的球化退火可能因原先存在的网状碳化物而变得困难,这时可先安排一道正火工序以消除网状碳化物,然后再进行球化退火。球化退火质量的检验可按GB1299-77进行。

(四) 扩散退火(或均匀化退火) 扩散退火的目的是消除钢锭或大型钢铸件中不可避免的成分偏析,尤其是高合金钢应用更为普遍。扩散退火温度远高于 A_1 ,一般为1100~1200°C,时间也相当长,保温时间一般以每25毫米截面厚度1小时计算。由于温度高、时间长,扩散退火是一种成本很高的处理工艺,而且对于钢中宏观偏析和夹杂物分布基本上也不起改善作用。为了更有效地进行扩散退火,一般都是在钢锭开坯后锻轧加热时,适当延长保温时间,这样既经济,又可收到扩散退火的效果。

(五) 低温退火(或消除应力退火) 这种退火的目的是消除因冷加工或切削加工以及热加工后快冷而引起的残余内应力,以避免可能导致的变形、开裂或随后处理的困难。碳钢和低合金钢退火温度为550~650°C,高合金钢、高速钢为600~750°C,时间约为1~2小时,退火后的冷却亦需注意,作为一般要求,须炉冷至500°C后再空冷。如果是大型零件或要求消除应力十分彻底的零件,则需炉冷至300°C后才行空冷。如果零件经过淬火回火后进行消除应力退火,则退火温度应低于原回火温度约25°C。在某些情况下消除应力退火与保持工件的硬度会发生矛盾,这时可利用霍洛门(Hollomon)回火参量(见第七章)加以估计^[69]。

(六) 再结晶退火 其目的是为了为了使已经冷形变的钢通过再结晶而恢复塑性、降低硬度,以利于随后的再形变或获得稳定的组织。再结晶退火的温度为650°C或稍高,时间为0.5~1小时。再结晶退火后的晶粒大小,对随后的冷形变有很大影响,而这又主要取决于原先的形变程度。众所周知,当形变量处于临界形变程度附近时退火后会获得粗大晶粒。低碳钢的临界形变程度为6~15%。再结晶退火通常用于冷轧的低碳钢板和钢带,18-8和Mn13奥氏体钢冷轧后也要进行再结晶退火(但它们有时用固溶后激冷,即所谓激冷退火来代替再结晶退火)。

(七) 其它形式的退火 ①扩氢退火——目的是消除钢中白点(一种冶金缺陷,即钢

在冶炼时溶解的氢在经过热加工后逐渐聚集而形成的一种特殊形式的裂纹), 退火温度为 $600\sim 650^{\circ}\text{C}$, 时间为数天。②除氢——为了避免经酸洗和电镀时吸氢而导致的氢脆, 通常进行这一处理。除氢处理的加热温度一般为 170°C 或 200°C , 相应的时间为15或5小时。如果在某些情况下需要在 300°C 除氢, 则必须使用保护气氛。零件的强度、硬度越高, 除氢则越需要尽快进行。当钢的硬度为HRC60时, 如果电镀后不立即除氢, 几小时之后便可能产生开裂。

二、钢的正火

正火是将钢加热到 A_{c3} 或 A_{cm} 以上 $30\sim 50^{\circ}\text{C}$ 保温, 然后在室温的静止空气中自然冷却的处理。对于过共析钢, 国外也有许多是在 $A_{c1}\sim A_{cm}$ 之间加热正火的。正火可以细化晶粒, 使组织均匀化, 改善铸件的组织和某些钢的切削加工性; 也可以作为预备热处理, 给随后的热处理作好组织准备; 还可以作为最终热处理, 用以改善一些钢种的板材、管材、带材和型材的机械性能, 并使之稳定在一定的水平上。

由于被处理的钢种不同, 淬透性可以有很大变化, 加之工件截面大小也可以相差悬殊, 因此, 正火后所得的组织 and 性能可以有很大的变化。对于低淬透性钢如碳钢制的重型零件, 正火所得为珠光体, 和退火组织一样; 对于高淬透性钢制的小零件, 正火后可得马氏体 (和残余奥氏体), 和淬火组织一样; 而当零件尺寸和钢种配合处于这两者中间的各种情况时, 正火后可得到索氏体或贝氏体或从珠光体到马氏体的各种混合组织。因此, 对于碳钢和低合金钢, 可用正火来代替退火, 以细化晶粒、均匀组织, 或改善其切削加工性 (对其中含碳量低的钢), 或赋予其最终性能; 对于高合金钢, 特别是形状复杂的零件, 则可用正火代替淬火, 以减小变形和防止开裂。

博福斯 (Bofors) 公司^[70]使用了一些公式来计算正火后钢的强度和硬度。例如, 对于抗拉强度有:

$$\text{对热轧钢} \quad \sigma_b = 265 + 549 \times C_p (\text{兆帕}) \quad (2-21)$$

$$\text{或} \quad \sigma_b = 27 + 56 \times C_p (\text{公斤/毫米}^2)$$

$$\text{对锻钢} \quad \sigma_b = 265 + 490 \times C_p (\text{兆帕}) \quad (2-22)$$

$$\text{或} \quad \sigma_b = 27 + 50 \times C_p (\text{公斤/毫米}^2)$$

$$\text{对铸钢} \quad \sigma_b = 265 + 470 \times C_p (\text{兆帕}) \quad (2-23)$$

$$\text{或} \quad \sigma_b = 27 + 48 \times C_p (\text{公斤/毫米}^2)$$

$$\text{式中} \quad C_p = C [1 + 0.5(C - 0.20)] + \text{Si} \times 0.15 + \text{Mn} [0.125 + 0.25(C - 0.20)] \\ + \text{P} [1.25 - 0.25(C - 0.20)] + \text{Cr} \times 0.2 + \text{Ni} \times 0.1 \quad (2-24)$$

C_p 为钢的碳势之和; C、Si、Mn、P、Cr、Ni分别为钢中该元素之百分含量, 代入时只代入百分值, 如含碳量为0.2%, 只代入0.2进行计算。

以上各式只适用于碳钢和低合金钢。该式的缺点是没有考虑尺寸的影响。

三、小 结

将以上几种主要退火、正火处理的加热温度加以归纳, 可得图2-37。从该图可获得更为清晰的概念。

尽管上面我们分别介绍了各种退火、正火工艺的特点和应用, 但对于工业上常用的

- [5] A. R. Marder et al., *Met. Trans.*, 7A (1976), 1801.
- [6] G. F. Bolling et al., *Met. Trans.*, 1 (1970), 2095.
- [7] A. R. Rosenfield et al., *Met. Trans.*, 3 (1972), 2797.
- [8] W. Pitsch, *Acta Met.*, 10(1962), 79.
- [9] L. S. Darken and R. M. Fisher, in *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, Ed. V. F. Zackay and H. I. Aaronson, 1962, P. 249.
- [10] G. V. Smith et al., *Trans. AIME*, 150 (1942), 211.
- [11] G. E. Pellissier et al., *Trans. ASM*, 1942, 1049.
- [12] R. F. Mehl and W. C. Hagel, *Progress in Metal Physics*, 6 (1956), 74.
- [13] R. J. Dippenaar and R. W. K. Honeycombe, *Proceedings of the Royal Society of London*, A333 (1973), 455.
- [14] B. E. Sundquist, *Acta Met.*, 16(1968), 1413.
- [15] J. W. Cahn, *Acta Met.*, 7 (1959), 18.
- [16] J. W. Cahn et al., *ibid* as in[9], P. 131.
- [17] M. P. Puls et al., *Met. Trans.*, 3 (1972), 2777.
- [18] M. Hillert, *ibid* as in[9], P. 197.
- [19] S. Modin, *Jernkontorets Ann.*, 142(1958) 37.
- [20] C. S. Smith, *Trans. ASM*, 45 (1953), 533.
- [21] R. W. K. Honeycombe, *Met. Trans.*, 7A (1976) 915.
- [22] R. W. K. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*, 1981.
- [23] A. R. Marder et al., *Met. Trans.*, 7A (1976), 365.
- [24] D. Brown et al., *J. ISI*, 1966, Aug., P. 811.
- [25] R. F. Mehl, *The Physics of Hardenability*, in *Hardenability of Alloy Steels*, ASM, 1938.
- [26] C. Zener, *Trans. AIME*, 167 (1946), 550.
- [27] J. H. Frye et al., *Trans. AIME*, 197 (1953), 219.
- [28] C. R. Brooks et al., *J. ISI*, 203 (1965), 514.
- [29] J. D. Verhoeven, *Fundamentals of Physical Metallurgy*, 1975, 中译者卢光熙, 赵子伟, 物理冶金学基础, 1980.
- [30] J. W. Cahn, *Trans. AIME*, 209 (1957), 140.
- [31] M. Hillert, *Jernkont. Ann.*, 141 (1957), 757.
- [32] W. A. Tiller, *Liquid Metals and Solidification*, ASM, Cleveland, 1958, P. 276.
- [33] W. A. Johnson et al., *Trans. AIME*, 135 (1939), 416.
- [34] D. Turnbull, *Acta Met.*, 3 (1955), 55.
- [35] J. W. Cahn, *Acta Met.*, 4 (1956), 499.
- [36] J. W. Cahn, *Acta Met.*, 4 (1956), 572.
- [37] M. Hillert, *Proceedings of International Symp. on The Mechanism of Phase Transformations in Crystalline Solids*, Monograph and report Series No. 33, Inst. of Metals, 1969.
- [38] M. Hillert, *Met. Trans.*, 3 (1972), 2729.
- [39] E. C. Bain et al., *Alloying Elements in Steel*, 2nd Ed. ASM, 1961.
- [40] W. C. Hagel et al., *Acta Met.*, 4 (1956), 37.
- [41] A. G. Guy et al., *Elements of Physical Metallurgy*, 1974, 徐纪楠等译, 物理冶金学原理, 1981, 251页.
- [42] R. C. Sharma et al., *Met. Trans.*, 4 (1973), 2303.
- [43] П. Л. Грузин, и др., *Вопросы Металловедения и Физика Металла*, 1955, стр. 350 и 362.
- [44] Ph. Maitrepierre et al., *Met. Trans.*, 6A(1975), 287.
- [45] J. E. Morral et al., *Met. Trans.*, 8A(1977), 1817.
- [46] A. T. Davenport et al., *Met. Sci. J.*, 1968. 2. 104.
- [47] H. Paqueton et al., *J. ISI*, 209 (1971), 991.
- [48] P. G. Snewmon, *Transformations in Metals*, McGraw-Hill Inc. 1969, p. 151.
- [49] Р. И. ЭНТИН, *Мном*, 1956, No. 9, 3.
- [50] R. I. Entin, in the same *Proceedings* as[9], P. 295.
- [51] М. Е. Блангер, *Мном*, 1955, No. 4, 1.
- [52] 张沛霖, *金属学报*, 1955, 第2卷, 367页.

- [53] N. A. Razik et al., *Acta Met.*, 22 (1974), 1249.
- [54] G. L. Kehl et al., *Trans. ASM*, 48 (1956), 234.
- [55] J. E. Hilliard et al., *Progress in Very High Pressure Research*, F. P. Bundy et al., Eds., New York, 1961. P. 109.
- [56] T. G. Nilan, *Trans. AIME*, 239 (1967), 898.
- [57] H. I. Aaronson, the Same Proceedings as[9], P. 387.
- [58] Y. C. Liu et al., *Met. Trans.*, 3 (1972), P. 1319.
- [59] S. Chattopadhyay et al., *Acta Met.*, 30 (1982), 157.
- [60] K. Campbell, Ph. D. Dissertation, Univ. of Cambridge, 1971 (自[21]).
- [61] V. K. Bungardt et al., *Arch. Eisenhutten.*, 29 (1958), 193 (自[21]).
- [62] F. G. Berry et al., *Met. Trans.*, 1 (1970), 3279.
- [63] D. V. Edmonds et al., *J. ISI*, 211 (1973), 209.
- [64] A. D. Batte et al., *J. ISI*, 211 (1973), 284.
- [65] M. Tanino et al., *Trans. ISI Japan*, 8(1968), 337.
- [66] H. I. Aaronson et al., in *Phase Transformations*, ASM, Metals Park, 1970.
- [67] 林栋梁, 上海交大学报, 1978, No. 1, 134页。
- [68] R. W. K. Honeycombe, *Structure and Strength of Alloy Steels*, Climax Molybdenum Co., 1974.
- [69] A. H. Rosenstein, *J. Met.*, 6 (1971), 265.
- [70] K-E Thelning, *Steel and Its Heat Treatment*, (Bofors Handbook), 1975.
- [71] *Metals Handbook*, ASM, 8th Ed., Vol. 2, 1964.
- [72] S. Chattopadhyay et al., *Metallography*, 10 (1977), 89.
- [73] J. L. Robbins et al., *J. ISI*, 202 (1964), 804.
- [74] I. I. Novikov, *Theory of Heat Treatment of Metals*, 1978
- [75] 1980 Buyers Guide and Directory, Metal Progress, 1980, "Glossary of Selected Terms Related to Heat Treating"

第三章 马氏体转变

前已述及,一般钢经奥氏体化后采取快速冷却,抑制过冷奥氏体发生珠光体和贝氏体等扩散性转变,在较低温度(低于 M_s 点)下便会发生马氏体转变。这种热处理操作称为“淬火”。可见,通常淬火钢的基本组织是马氏体。一般来说,马氏体组织具有较高的硬度,但却又较脆(低碳马氏体例外),倘若经受适当的回火,便可有效地降低其脆性,使钢获得较高的强度、硬度与足够的塑性、韧性相配合的优良使用性能。因此,淬火是使钢强韧化的一种重要手段,而获得马氏体组织则是使钢得以强韧化的重要基础。

实践表明,依钢的成分和热处理条件不同,马氏体的组织形态和内部亚结构会发生很大变化,因而对钢的性能便产生显著影响。长期以来,人们为了认识这些问题的实质,以便寻求通过改变钢的成分和热处理工艺充分发挥钢材潜力的途径,曾对马氏体转变问题进行了广泛而深入的研究。尤其是近二十年来,由于电子显微技术在马氏体研究中的应用,对于揭示马氏体转变的本质和规律起了巨大的推动作用,这无疑对指导热处理生产实践有着重要的意义。由此可见,马氏体转变的理论研究与热处理生产实践有着十分密切的关系。

鉴于马氏体转变问题的复杂性,有许多问题至今尚不清楚,而且马氏体一词的含义比早先更为广泛,它已成为具备这种相变基本特征的转变产物之统称,不仅限于钢中存在,在其它合金系(如铜、钛、钨等合金)中也存在,故本章仅限于讨论有关钢中马氏体转变的基本概念和基本规律,以便为正确分析和解决热处理生产中出现的各种问题奠定必要的理论基础。

§ 3-1 马氏体的晶体结构和转变特点

一、马氏体的晶体结构

由于Fe-C合金的马氏体是由奥氏体直接转变而来的,故马氏体与奥氏体的成分(含碳量)完全相同。X-射线衍射分析证实,马氏体是碳在 α -Fe中的过饱和固溶体。 α -Fe是体心立方点阵,其溶碳量极少(仅为0.01~0.02%),当发生马氏体转变时,奥氏体中的碳量即全部保留在马氏体点阵中,这就必然造成碳在 α -Fe中处于过饱和状态。

(一) 马氏体的点阵常数与其含碳量的关系 图3-1为马氏体的晶胞模型。图3-1(a)表明,碳原子在点阵中分布的可能位置是 α -Fe体心立方晶胞的各棱边的中央和面心处,这些位置实际上是由铁原子组成的扁八面体的空隙。

在体心立方点阵中有三组扁八面体空隙(三组扁八面体的短轴分别平行于Z、Y、X轴)。但在一个 α -Fe晶胞中只可能有某一组扁八面体空隙位置有碳原子存在。图3-1(b)表示碳原子处于Z轴方向上空隙位置的可能情况,实际上并非所有空隙皆被碳原子填满。因为若按奥氏体中最大含碳量的重量百分数为2%计,其原子百分数约相应为9%,也就是说,每10个铁原子中约有1个碳原子,即5~6个晶胞中才能分摊上1个

α 、 β 、 γ ——常数： $\alpha = 0.116 \pm 0.002$ ， $\beta = 0.013 \pm 0.002$ ， $\gamma = 0.046 \pm 0.001$ 。

实践表明，(3-1) 式所示的关系对许多合金钢也是适用的，并已被成功地作为定量分析马氏体含碳量的依据。

前已述及，在 α -Fe 点阵中有三组扁八面体空隙。如果碳原子在这三组扁八面体空隙位置上分布的几率相等，即呈无序分布，则马氏体应为立方点阵。如果碳原子无例外地同处于一组空隙位置，即呈完全有序分布，则此时点阵的正方度可达最大。如果碳原子中大部分处于某一组空隙位置，而小部分处于另两组空隙位置，即呈部分有序分布，其点阵的正方度便有所降低。事实上，这种部分有序化分布是最普遍存在的情况。以往曾认为，符合 (3-1) 式的体心正方马氏体内碳原子都呈有序分布，即完全处于同一组空隙位置上，但近来证明并非如此，实际上 (3-1) 式只是代表着有 80% 的碳原子呈有序分布的状况^[1]。

(二) 马氏体的反常正方度 1956 年以来，发现有些钢中马氏体的正方度与其含碳量的关系不符合 (3-1) 式，即出现所谓反常正方度。例如， M_s 点低于 0°C 的锰钢 (0.6~0.8C、6~7Mn)，制成奥氏体单晶淬入液氮，发现在液氮温度下马氏体的正方度比 (3-1) 式低得多，此即反常低正方度，这种马氏体的点阵往往是正交对称的，即 $a \neq b$ 。但当温度回升到室温时，则 c 轴增大、 a 轴减小，使正方度渐趋近于 (3-1) 式 (但仍未达到)。又如，在高碳铝钢 (1.5C、7Al) 和高镍钢 (1.0C、19Ni) 中新淬火态马氏体却呈反常高正方度，当温度回升到室温时，则 c 轴减小、 a 轴增大，使正方度下降。

上述现象可用碳原子在马氏体点阵中的分布情况来解释。当碳原子在马氏体点阵中呈部分无序分布时，即表现出正方度较低；无序分布程度愈大，正方度就愈低。这时如部分碳原子在另外两组空隙位置上分布的几率不等，就必然造成 $a \neq b$ ，即形成正交点阵。当温度回升至室温时，碳原子便重新分布，使有序度增大，从而使正方度增大，而正交对称性减小，甚至消失。此即碳原子在马氏体点阵中的有序化转变。至于马氏体在新淬火态呈反常高正方度，是因碳原子几乎都处于同一组空隙位置上，即呈完全有序态所致，而当温度回升至室温时，因发生无序转变而使正方度降低。甄纳 (Zener) 早就指出^[2]，在马氏体中碳原子存在有序化转变，并计算得出临界有序化温度 T_o 。研究确认^[3]，含碳量小于 0.2% 的马氏体的 T_o 接近室温。可见在室温下其点阵呈立方结构与碳原子呈无序态有关。由于有序化转变是一个依赖于原子迁移而重新排列的过程，故它还与冷速有关。当钢从高于 T_o 温度快冷时，有序化过程便可能受到抑制，甚至可完全保留高温的无序态，但随后的升温则有助于其继续或重新发生有序化过程。这可能就是为什么有些钢的新淬火态马氏体呈现反常低正方度，而温度回升后又使正方度增大的原因。

马氏体的反常正方度现象的发现，对于研究马氏体的形成过程和转变机理有着重要意义。

二、马氏体转变的特点

马氏体转变具有一系列特点，其中最主要的有以下几方面：

(一) 表面浮凸效应和切变共格性 人们很早就发现，在预先磨光的高碳钢表面上由于发生了马氏体转变而出现浮凸效应，见图 3-3^[4]。为清楚起见，可将该图放大示意地表示于图 3-4。从图 3-3、3-4 可看出，与马氏体相交的表面，一边凹陷，一边突起，

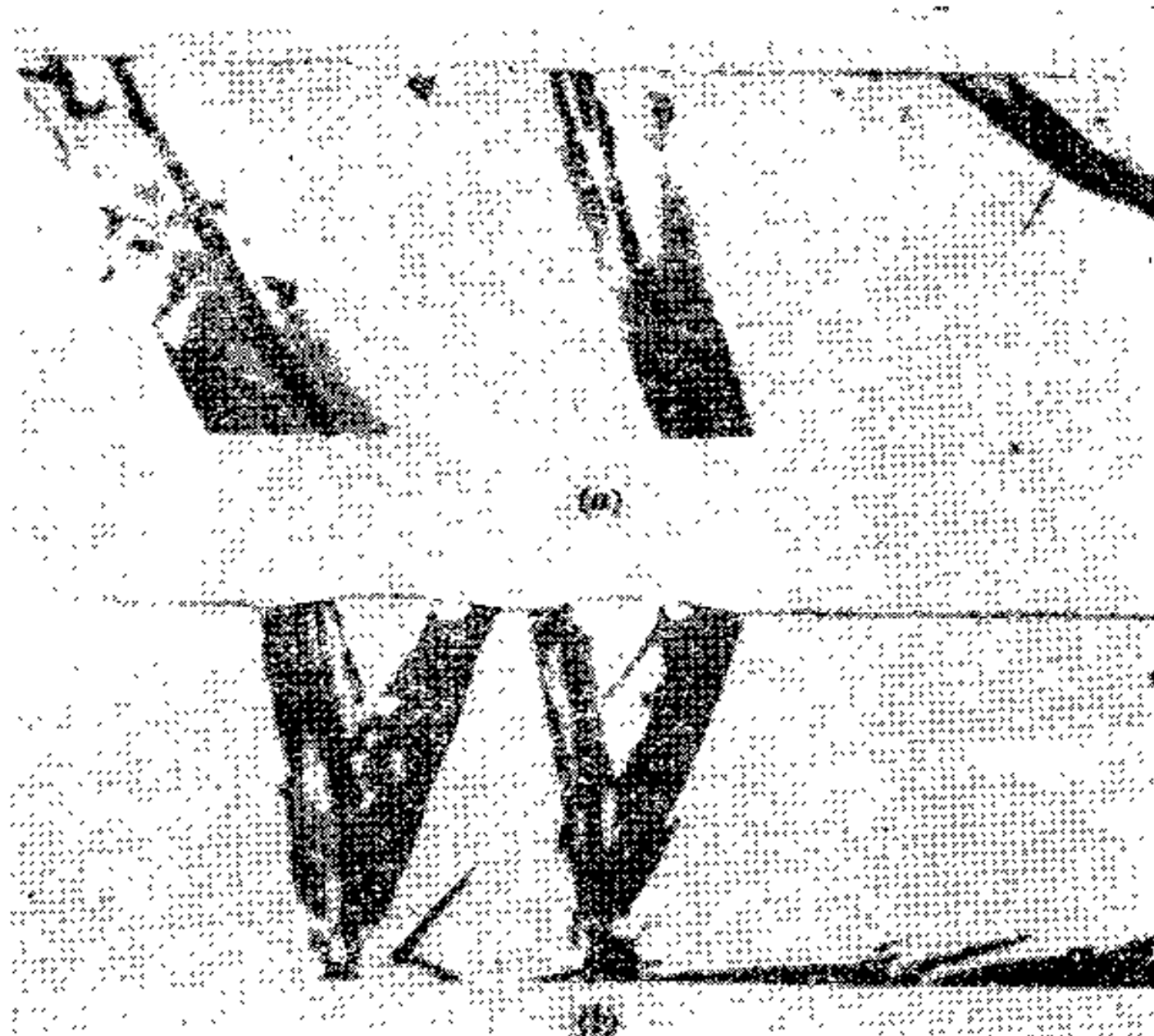


图3-3 高碳马氏体的表面浮凸, 1800×

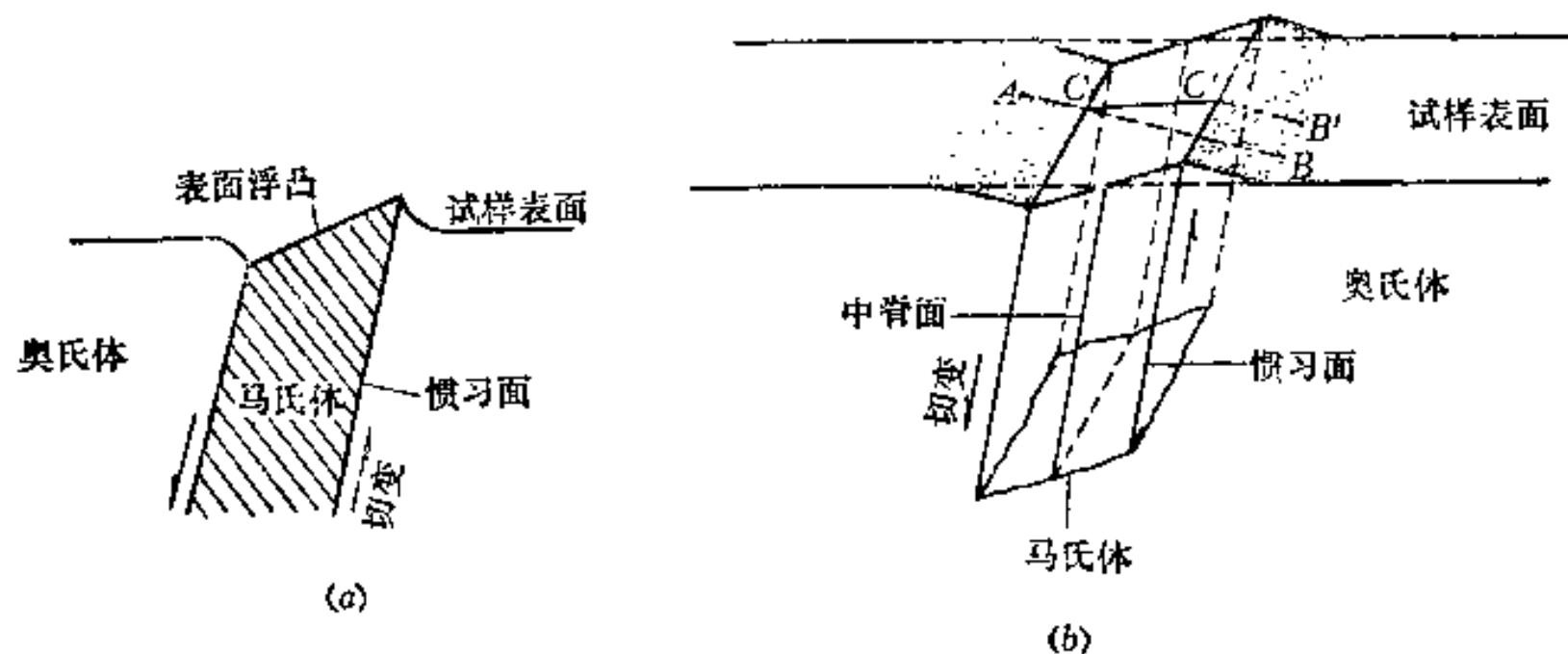


图3-4 马氏体形成时产生表面浮凸的示意图

并牵动相邻奥氏体也呈倾突现象；在预先磨光的表面上刻划的直线 (ACB)，在马氏体形成后则变成了折线 ($ACC'B'$)。出现这样的表面浮凸充分表明，马氏体转变是通过切变的方式实现的，同时，马氏体和奥氏体间界面上的原子是为两相所共有的，即新相与母相间保持着共格关系。由于这种界面是以切变维持的共格界面，故称为“切变共格”界面。马氏体的长大便是靠母相中原子作有规则的迁动（即切变）使界面推移而不改变界面上共格关系的结果。

共格界面的界面能比非共格界面小，但其弹性应变能却较大，因此随着马氏体的形成必定会在其周围奥氏体点阵中产生一定的弹性应变场（图3-5），从而积蓄一定的弹性应变能（或称共格弹性能），而且这种应变能随马氏体尺寸的增大而增大。但当马氏体

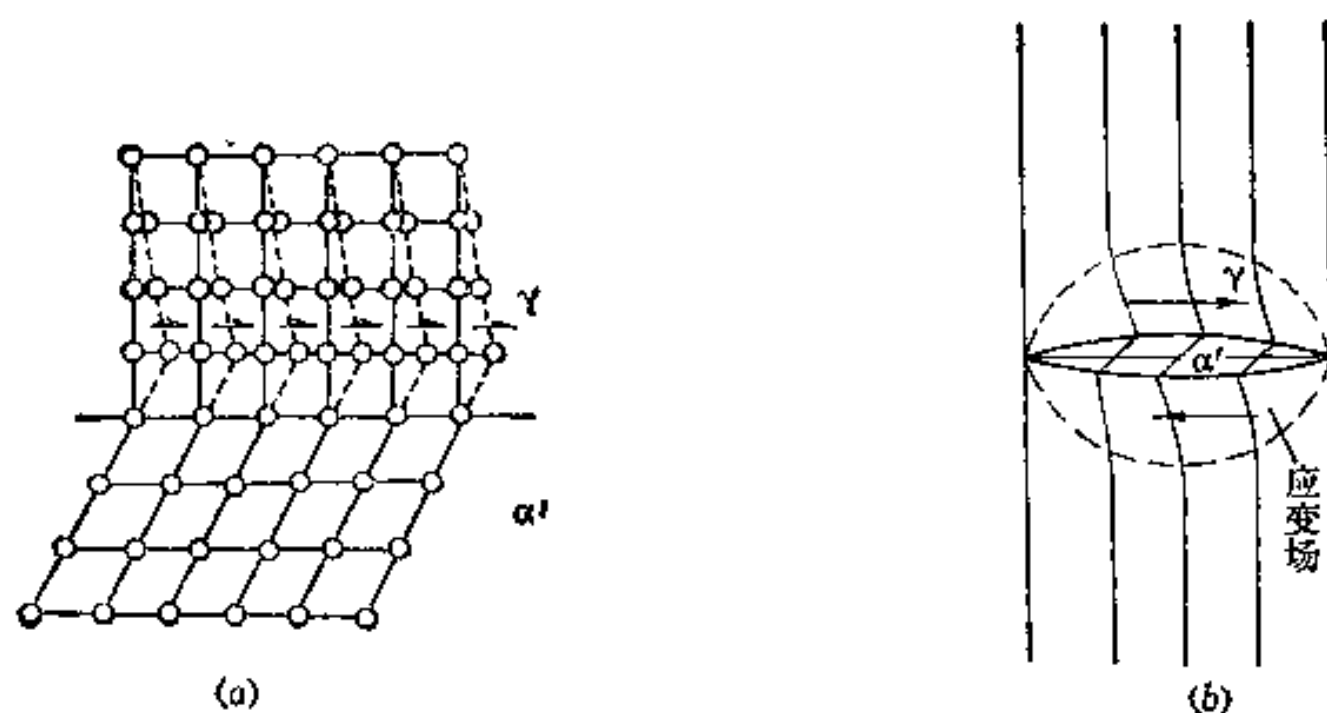


图3-5 马氏体形成时在其周围奥氏体点阵中引起的应变场（示意图）

长大到一定尺寸，使界面上奥氏体中弹性应力超过其弹性极限时，两相间的共格关系即遭破坏，这时马氏体便停止长大。

（二）无扩散性 实验表明^[1]，Fe-Ni合金在极低的温度（-190°C）下，马氏体长大速度仍可达到 10^5 厘米/秒数量级。这一事实足以证明，马氏体转变时铁原子的迁移不可能超过一个原子间距，即相变不可能以扩散的方式进行。另外，马氏体中的含碳量与原奥氏体完全一致，这表明马氏体转变时也没有发生碳的扩散。因此，马氏体转变属于无扩散型相变。这是它与其它类型相变相区别的一个重要特点。

但据最近的研究报道^[5,6]，含0.27C钢的低碳马氏体形成时，可使其周围母相（奥氏体）的含碳量由0.27%增至1.04%。这表明低碳马氏体转变时存在着碳由马氏体向周围母相中扩散的过程。文献〔8〕通过计算证实，这种扩散所需的时间在 10^{-7} 秒数量级，足见其扩散过程完全能赶得上低碳马氏体的形成（低碳马氏体的长大速度约为100毫米/秒）。但是，低碳马氏体形成时发生的碳扩散过程并不是该相变的主要过程，故仍应称其为无扩散型相变。

（三）新相与母相间具有一定的晶体学关系（位向关系和惯习面）

1. 位向关系

钢中马氏体与奥氏体中已经发现的晶体学位向关系有K-S关系、西山关系和G-T关系等^[9,10]。

（1）K-S关系 库尔久莫夫（Курдюмов）和萨克斯（Sachs）用X-射线极图法测出碳钢（1.4C）中马氏体（ α' ）和奥氏体（ γ ）之间存在着下列位向关系：

$$\{011\}_{\alpha'} \parallel \{111\}_{\gamma}, \quad \langle 111 \rangle_{\alpha'} \parallel \langle 101 \rangle_{\gamma}$$

图3-6表示在每个 $\{111\}_{\gamma}$ 晶面上马氏体可能有6种不同的取向，而立方点阵中有4种 $\{111\}_{\gamma}$ 晶面，故马氏体在奥氏体中总共可能有24种取向。

（2）西山（Nishiyama）关系 西山在Fe-30Ni合金单晶中发现，在室温以上形成的马氏体与奥氏体间具有K-S关系，而在-70°C以下形成的马氏体则具有下列位向关系：

$$\{110\}_{\alpha'} \parallel \{111\}_{\gamma}, \quad \langle 011 \rangle_{\alpha'} \parallel \langle 211 \rangle_{\gamma}$$

此即西山关系。它与K-S关系相比，两者的晶面平行关系相同，但晶向平行关系却相差

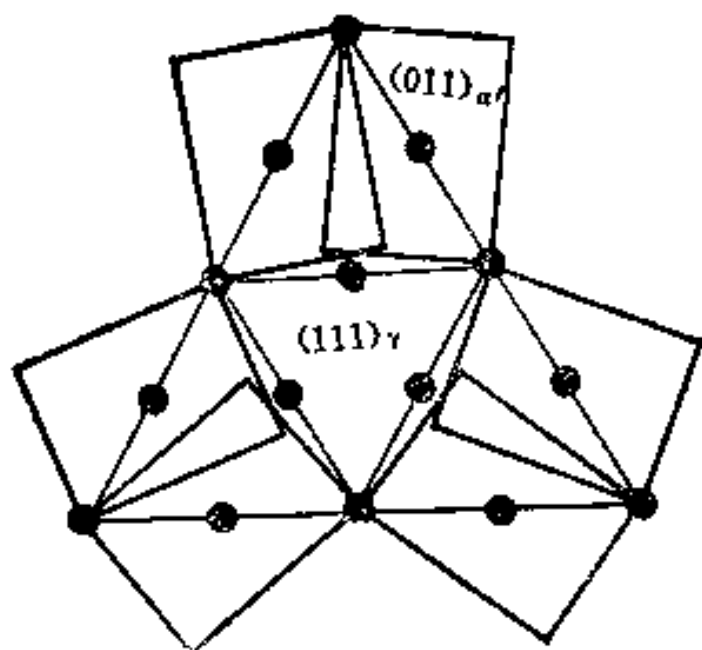


图3-6 钢中马氏体在 $(111)_{\gamma}$ 晶面上形成时可能的取向

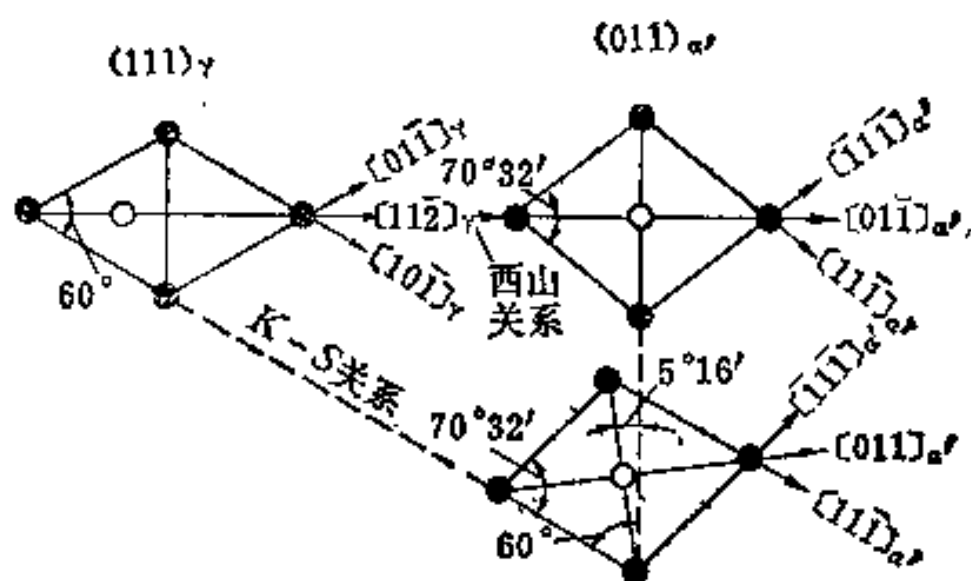


图3-7 西山关系与K-S关系的比较

$5^{\circ}16'$ ，见图3-7。从中还可看出，在每个 $\{111\}_{\gamma}$ 晶面上，马氏体只可能有3种不同的取向，故马氏体在奥氏体中总共可能有12种取向。

(3) $G-T$ 关系 格瑞宁格 (Greninger) 和特罗依阿诺 (Troiano) 精确地测量了 Fe-0.8C-22Ni 合金奥氏体单晶中马氏体的位向，发现 K-S 关系中的平行晶面和晶向实际上还略有偏差，即：

$$\langle 110 \rangle_{\alpha'} \parallel \langle 111 \rangle_{\gamma} \text{ 差 } 1^{\circ}; \langle 111 \rangle_{\alpha'} \parallel \langle 110 \rangle_{\gamma} \text{ 差 } 2^{\circ}$$

2. 惯习面

马氏体转变时，新相和母相间不仅有一定的位向关系，而且新相总是在母相的某个晶面族上形成，这种晶面称为“惯习面”，并以平行于惯习面的母相晶面指数来表示。由于马氏体转变是以切变共格的方式进行的，所以在马氏体长大后惯习面就成为两相的交界面，即共格面。正因为如此，惯习面应是“不畸变平面”，即不发生畸变和转动。当然，这是指宏观而言的，实际上在一定条件下也可能发生微小的畸变（见后述），因此称之为近似的不畸变平面似更恰当。应当指出，马氏体转变中存在着一定的位向关系和惯习面，这两者是有内在联系的。可以说正是存在着惯习面而决定了新相与母相间保持着一定的位向关系，这是因为作为惯习面本身就意味着在该晶面及其某一晶向上新相的原子排列与母相的极其相似，而新相与母相相对于惯习面又都存在着一定的晶体学关系的缘故。

钢中马氏体的惯习面随含碳量不同而异，常见的有三种： $\{111\}_{\gamma}$ 、 $\{225\}_{\gamma}$ 及 $\{259\}_{\gamma}$ 。一般说来，含碳量小于 0.6% 时为 $\{111\}_{\gamma}$ ；含碳量在 0.6~1.4% 之间时为 $\{225\}_{\gamma}$ ；含碳量在 1.5~1.8% 时为 $\{259\}_{\gamma}$ 。由于马氏体的惯习面不同，将会带来马氏体组织形态上的变异（见后述）。

还应指出，马氏体-奥氏体界面并不都是平直的，有时却呈弯曲状。这可从马氏体-奥氏体的界面结构来解释。据研究^[11]认为，在马氏体-奥氏体界面上可能有台阶存在，其示意图见图3-8。其中 (a) 为设想的台阶模型，(b) 和 (c) 分别表示由于台阶结构不同造成的宏观惯习面与微观惯习面彼此异同的情况。可以想象，随台阶密度或形貌的变化，可得到任意指数的宏观惯习面，而微观惯习面却始终不变，即 $\{111\}_{\gamma}$ （自然，也可以是 $\{225\}_{\gamma}$ 或 $\{259\}_{\gamma}$ ）。显然，这也正是使马氏体-奥氏体间呈现弯曲宏观界面的原因。

(四) 转变的不完全性 马氏体转变是在某一特定的温度 M_s 以下才发生的，当到达

§ 3-2 马氏体转变机理概述

人们为了认识马氏体转变时晶体结构的变化过程,以揭示其相变的物理本质,对马氏体转变机理的研究已持续了半个多世纪,至今已提出了不少学说。下面按其发展过程,对几种主要机理作一简要介绍。

一、贝茵 (Bain) 转变机理^[9]

这是最早提出、最简单的一种马氏体转变机理。贝茵最先注意到,可把面心立方点阵看成体心正方点阵,其轴比 (c/a) 为 1.41 (即 $\sqrt{2}/1$, 此时称其为贝茵模型,见图 3-10)。如果把面心立方点阵沿 Z' 轴压缩,而沿 X' 、 Y' 轴伸长,使轴比为 1,即可使面心立方点阵变为体心立方点阵。实际上,从图 3-2 已知,马氏体含碳量不同时,其轴比可在 1.00~1.08 之间变动。可见,马氏体的轴比正处在上述两种极端情况的中间状态。

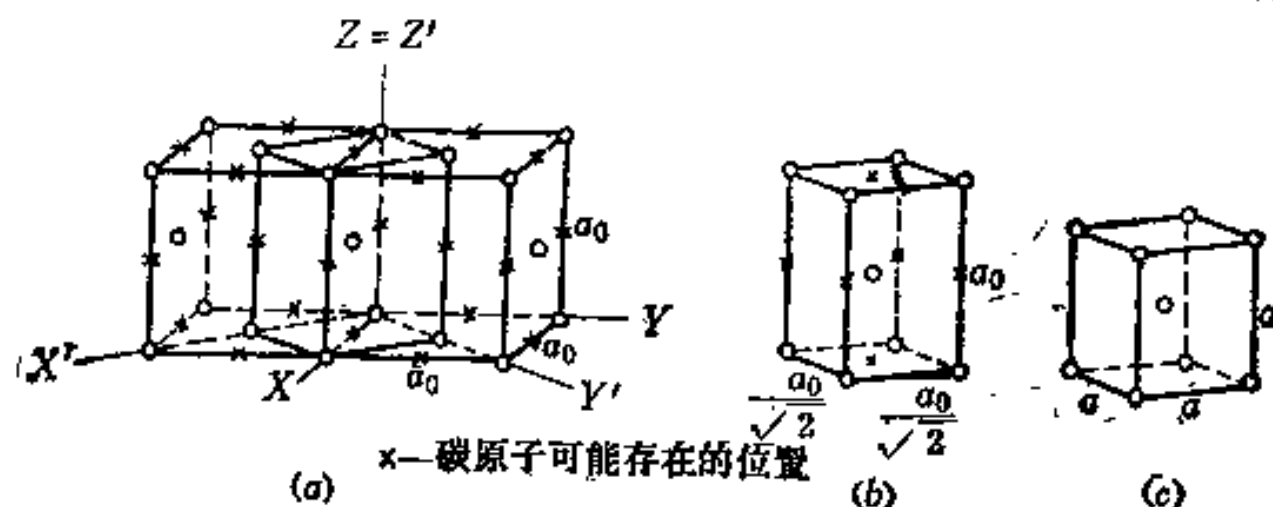


图3-10 从面心立方点阵转变为体心立方点阵的贝茵模型

因此,根据贝茵学说,奥氏体点阵只要通过适当形变,调整一下轴比(称为贝茵应变),使之达到与其含碳量相应的轴比值时,即可由奥氏体转变为马氏体。从图 3-10 中还可看出,碳原子在奥氏体点阵中所处的位置是正八面体的空隙(以符号 \times 表示),而在转变为马氏体后正好被马氏体点阵所继承,即处于扁八面体的空隙位置;同时奥氏体和马氏体之间的晶体学关系正好与后来提出的 $K-S$ 关系相符,见图 3-11^[10]。

贝茵机理表明,通过原子作最小距离的简单移动即可完成从奥氏体到马氏体的转变,并展现出在转变前后新相和母相晶体结构中彼此对应的晶面和晶向。但它未能解释表面浮凸效应和惯习面的存在,因此尚不能完整地说明马氏体转变的特征。

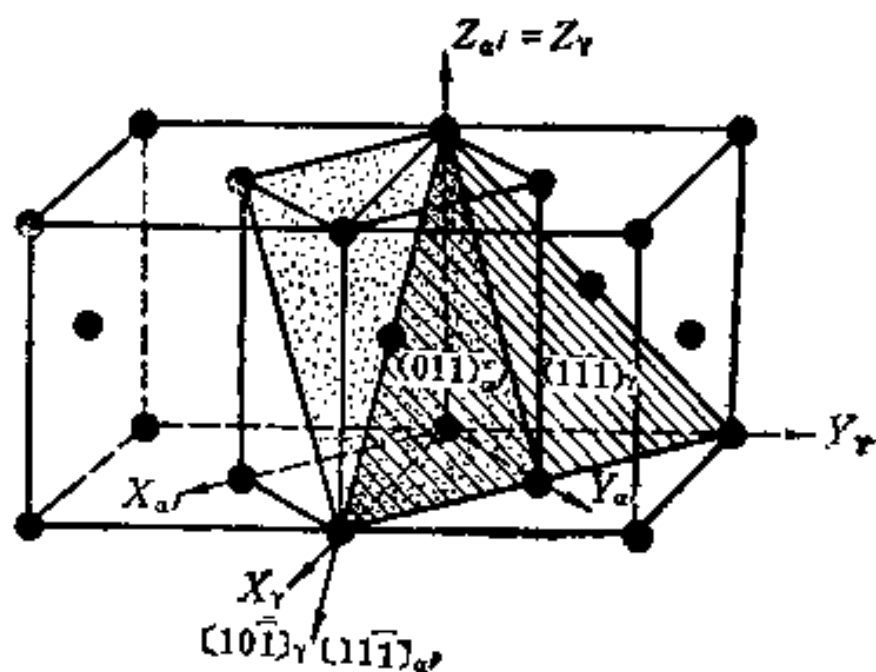


图3-11 按Bain模型奥氏体与马氏体间的晶体学关系

二、K-S转变机理^[1,9,42]

库氏和萨氏在三十年代初研究 1.4C 钢马氏体转变时发现所谓 $K-S$ 关系后,便提出了相应的转变晶体模型。为了说明 $K-S$ 转变机理,需要先对 $\gamma-Fe$ 和 $\alpha-Fe$ 点阵中有关的晶面上原子排列的情况加以说明,见图 3-12。

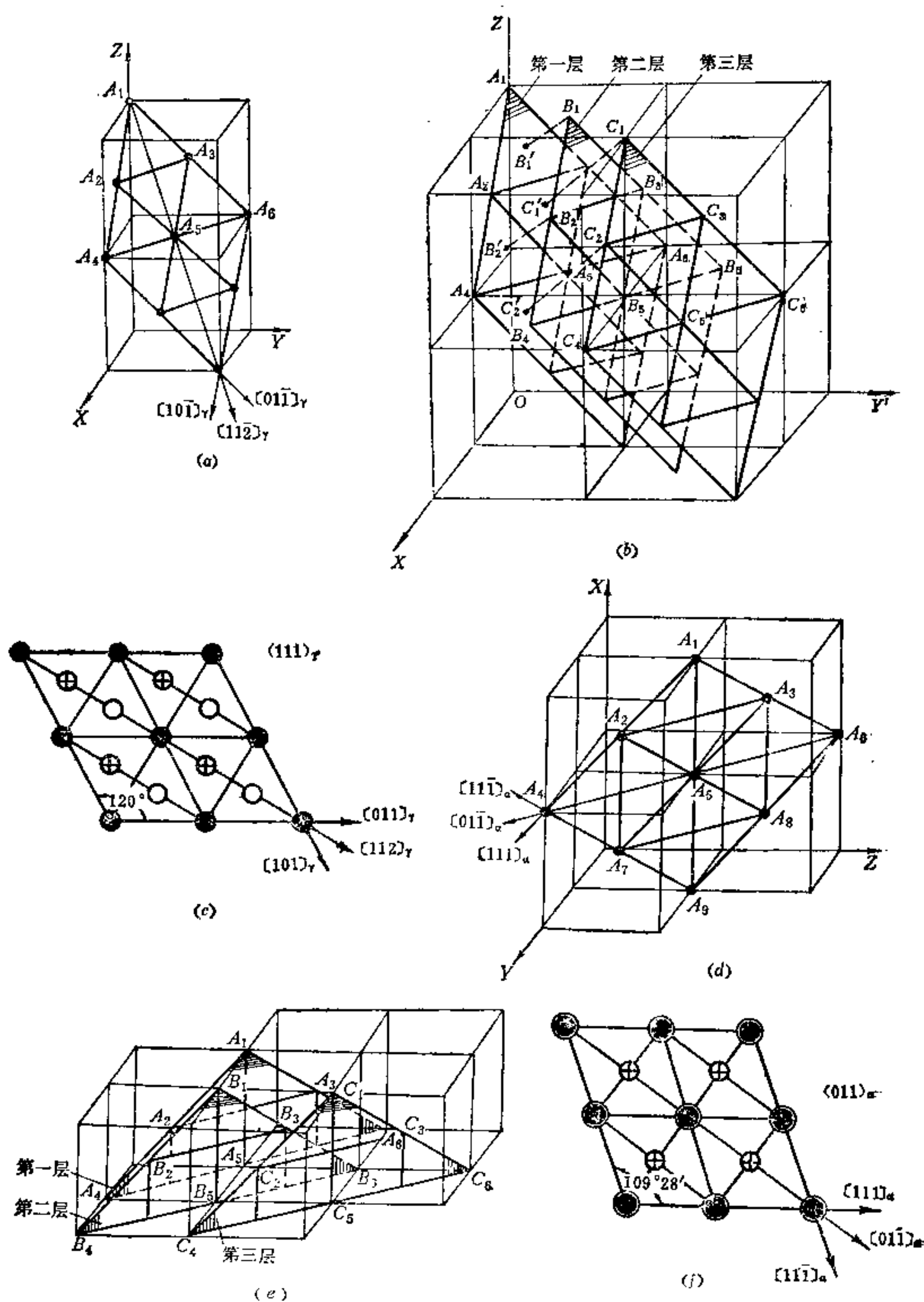


图3-12 面心立方 (γ -Fe) 和体心立方 (α -Fe) 点阵中有关晶面上原子的排列情况
 (a) 面心立方点阵中的 $(111)_\gamma$ 晶面; (b) 面心立方点阵中三层相邻的 $(111)_\gamma$ 晶面; (c) 面心立方点阵中相邻三层 $(111)_\gamma$ 晶面上原子的垂直投影图; (d) 体心立方点阵中的 $(011)_\alpha$ 晶面; (e) 体心立方点阵中三层相邻的 $(011)_\alpha$ 晶面; (f) 体心立方点阵中相邻三层 $(011)_\alpha$ 晶面上原子的垂直投影图。

图 3-12(a) 为面心立方点阵中的一个菱形 $(111)_\gamma$ 晶面；图 3-12(b) 为三层相邻的 $(111)_\gamma$ 晶面，如果自第二、三层 $(111)_\gamma$ 晶面上各原子 B_1, B_2, B_3, \dots 和 C_1, C_2, C_3, \dots 向第一层晶面作垂线，将分别与该晶面交于 B'_1, B'_2, B'_3, \dots 和 C'_1, C'_2, C'_3, \dots 点。这些点都位于小等边三角形的重心；图 3-12(c) 即表示面心立方点阵中相邻三层 $(111)_\gamma$ 晶面上原子的垂直投影图；图 3-12(d) 为体心立方点阵中的一个菱形 $(011)_\alpha$ 晶面；图 3-12(e) 为三层相邻的 $(011)_\alpha$ 晶面（菱形面的下半部未画出），可见第三层 $(011)_\alpha$ 晶面上的原子在第一层 $(011)_\alpha$ 晶面上的投影恰巧与该晶面上的原子相重合（ A_1 与 C_1, A_2 与 C_2, \dots 等）；图 3-12(f) 即表示体心立方点阵中相邻三层 $(011)_\alpha$ 晶面上原子的垂直投影图。

比较图 3-12 中 (c) 与 (f) 不难看出，正如图 3-13 所示，只需令 γ -Fe 点阵中各层 $(111)_\gamma$ 晶面上的原子相对于其相邻下层沿 $[11\bar{2}]_\gamma$ 方向先发生第一次切变（原子移动小于一个原子间距），使第一、三两层原子的投影位置重迭起来（切变角为 $10^\circ 28'$ ），再令其在 $(\bar{2}11)_\gamma$ 晶面上（垂直于 $(111)_\gamma$ 晶面）沿 $[01\bar{1}]_\gamma$ 方向发生第二次切变，使菱形面的夹角由 120° 变为 $109^\circ 28'$ ，并使菱形面的尺寸作些线性调整（膨胀或收缩），即可使点阵由面心立方改建成体心立方。

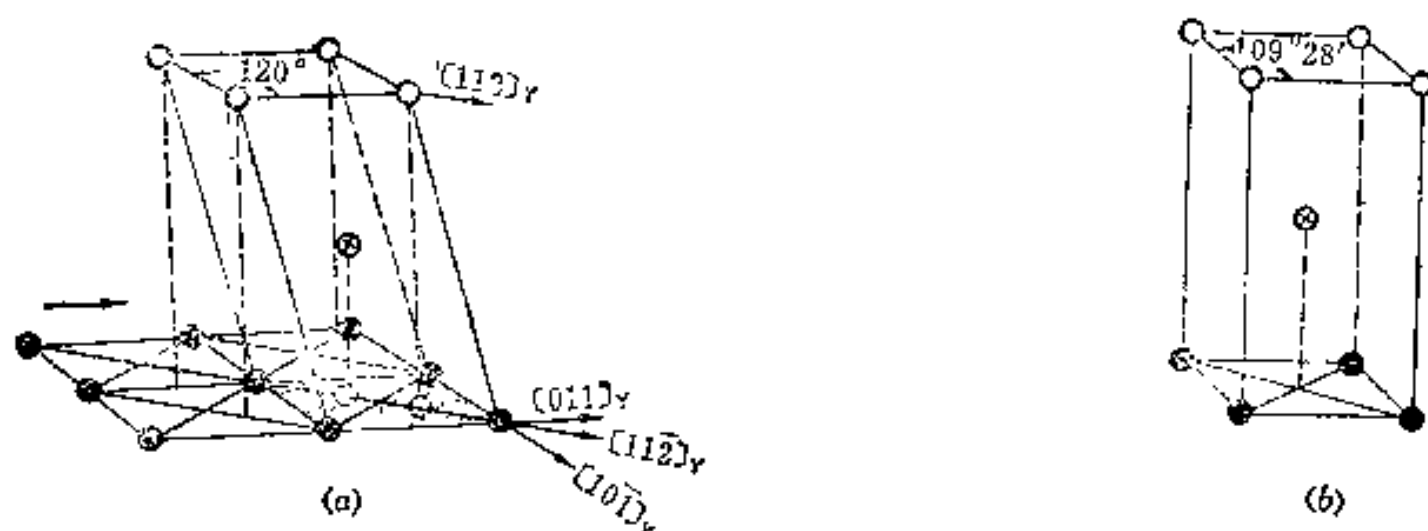


图 3-13 按 K-S 切变模型将面心立方点阵改建为体心立方点阵的空间示意图

(a) γ -Fe 的面心立方点阵（底面为 $\{111\}_\gamma$ ）；(b) α -Fe 的体心立方点阵（底面为 $\{011\}_\alpha$ ）。

可见，这种转变并不是靠原子的扩散，而是靠同孪生变形相似的、由母相中的许多原子对其相邻晶面作协同的、有规律的、小于一个原子间距（近程）的迁移，即切变过程来实现的。

应当注意，以上讨论的是 γ -Fe 向 α -Fe 的转变。对于奥氏体向马氏体的转变来说，其点阵的改建过程与之基本相同，所区别的是由于奥氏体中含有碳，使最后所得到的晶体结构呈体心正方点阵，并且第二次切变量也略小，即菱形面夹角由 120° 变为 111° 。

K-S 模型清晰地展示了面心立方奥氏体改建为体心正方马氏体的切变过程，并能很好地反映出新相和母相间的晶体学位向关系。但是，按此模型马氏体的惯习面似应为 $\{111\}_\gamma$ ，而实际上只有低碳钢才如此，对高碳钢来说，其惯习面却为 $\{225\}_\gamma$ 和 $\{259\}_\gamma$ 。这种位向关系与惯习面之间明显不一致的原因，至今尚不清楚。此外，按 K-S 模型引起的表面浮凸也与实测结果相差较大。

三、西山转变机理^[9]

西山提出的转变模型见图 3-14。按此模型，其第一次切变与 K-S 模型相同，即在 $\{111\}_\gamma$ 晶面的 $[11\bar{2}]_\gamma$ 方向上发生切变（切变角为 $19^\circ 28'$ ）。但随后并不进行第二次切变，

而仅是点阵作适当的调整,使底面夹角由 60° 扩大为 $70^\circ 32'$, 这样即可建成为体心立方点阵(在无碳存在时)。此时新相与母相的位向关系即为前述的西山关系。此模型的缺点与 $K-S$ 模型相同。

近年来,电镜直接观察表明,奥氏体常常经过一个密排点阵的 ϵ 相的中间状态才转变为马氏体。这样则 $K-S$ 和西山机理都将同实际过程不符。至于他们测得的位向关系却仍沿用至今。

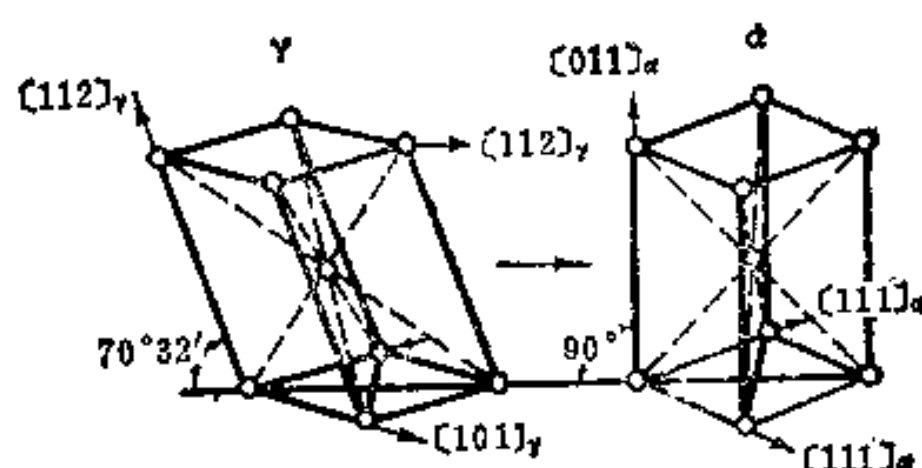


图3-14 西山模型

四、 $G-T$ 转变机理^[1,9]

$G-T$ 模型是根据对 $Fe-0.8C-22Ni$ 合金测得的惯习面和位向关系,以及依表面浮凸测出平均切变位移量为 $10^\circ 45'$ 的结果而提出的,见图 3-15。其切变过程如下:①首先在接近 $\{259\}_\gamma$ 晶面上发生第一次切变,产生整体的宏观变形,使表面出现浮凸。由于晶体晶胞的变形和宏观变形相似,通常称其为均匀切变。这阶段的转变产物是复杂的三角结构,还不是马氏体,不过它有一组晶面间距及原子排列情况与马氏体的 $(112)_{\alpha'}$ 晶面相同;②接着在 $(112)_{\alpha'}$ 晶面的 $[11\bar{1}]_{\alpha'}$ 方向上发生 $12^\circ \sim 13^\circ$ 的第二次切变,使之变成马氏体的体心正方点阵,这次切变是宏观的不均匀切变,即它只是在微观的有限范围内保持均匀切变以完成点阵的改建,而在宏观上则形成沿平行晶面的滑移或孪生(图 3-16),但它对第一次切变所形成的浮凸并无明显的影响;③最后作一些微小的调整,使晶面间距符合实验的结果。近年来,利用电镜观察到的马氏体中的亚结构与不均匀切变的结果完全对应。

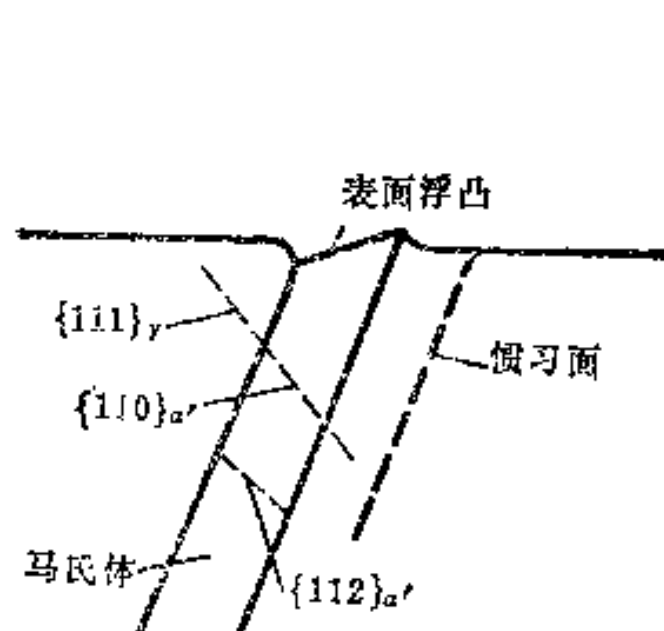


图3-15 $G-T$ 模型

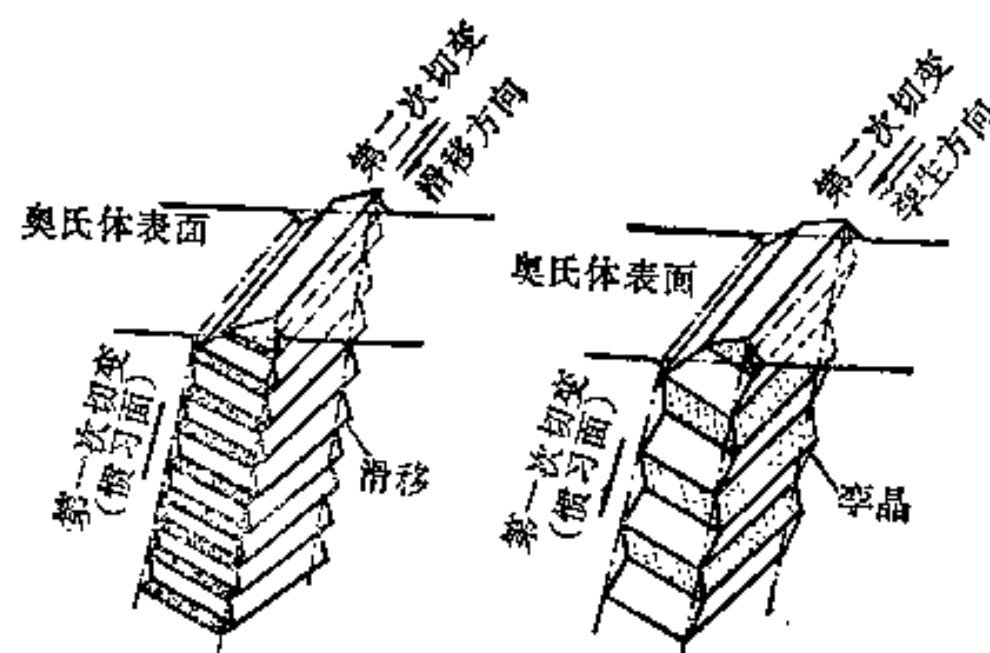


图3-16 $G-T$ 模型立体示意图

$G-T$ 模型较好地解释了马氏体转变的浮凸效应、惯习面、位向关系及亚结构的变化等问题,但它不能解释碳钢 ($<1.4\% C$) 的位向关系。

五、 $K(Kelly)-N(Nutting)-V(Venables)$ 转变机理^[9,12]

克里斯汀 (Christian) 早在五十年代即预测,面心立方点阵相中某些全位错可以分解为滑移型的不全位错 (肖克莱位错 $\frac{a}{b} \langle 112 \rangle$), 其间所形成的堆垛层错区域可作为

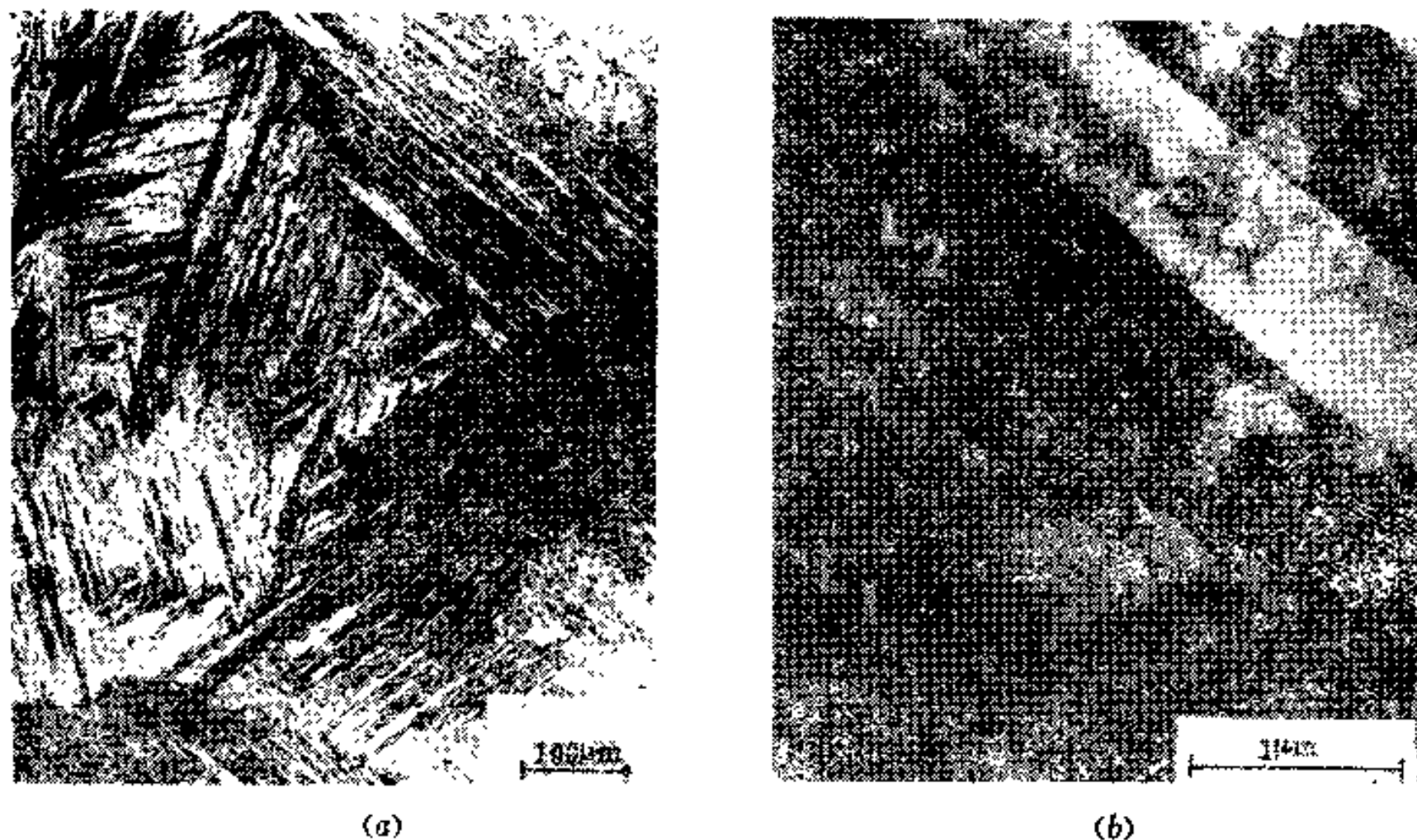


图3-18 板条状马氏体组织 (0.03C-2Mn钢)
(a) 光学金相; (b) 电子金相 (薄膜透射)。

对应关系。图 3-19 是板条状马氏体组织构成的示意图^[13,14]。可见, 一个原奥氏体晶粒是由几个 (通常为 3~5 个) 叫做“束” (Packet) 的区域所组成 (A 区域); 有时一个束又由若干个叫做“块” (block) 的平行区域所分割 (B 区域)。当采用硝酸酒精腐蚀时可以看到这些区域的边界 (图 3-20 a), 而当采用着色腐蚀 (先用 25% 硝酸酒精腐蚀, 再用 35% NaHSO_4 或 $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_8$ 水溶液腐蚀) 后便在马氏体束内显露出黑白色调 (图 3-20 b)^[13]。但是一个束内不存在块的情况也是有的 (C 区域)。束或块都是由许多板条所构成, 然而这些板条通常又以每 2~6 个组成一个旋转位向组 (见后述), 即每个束或块由数个旋转位向组所构成 (D 区域)。综上所述, 板条状马氏体是由束、块、旋转位向组和板条等组织单元所构成, 而板条则是最基本的构成单元。

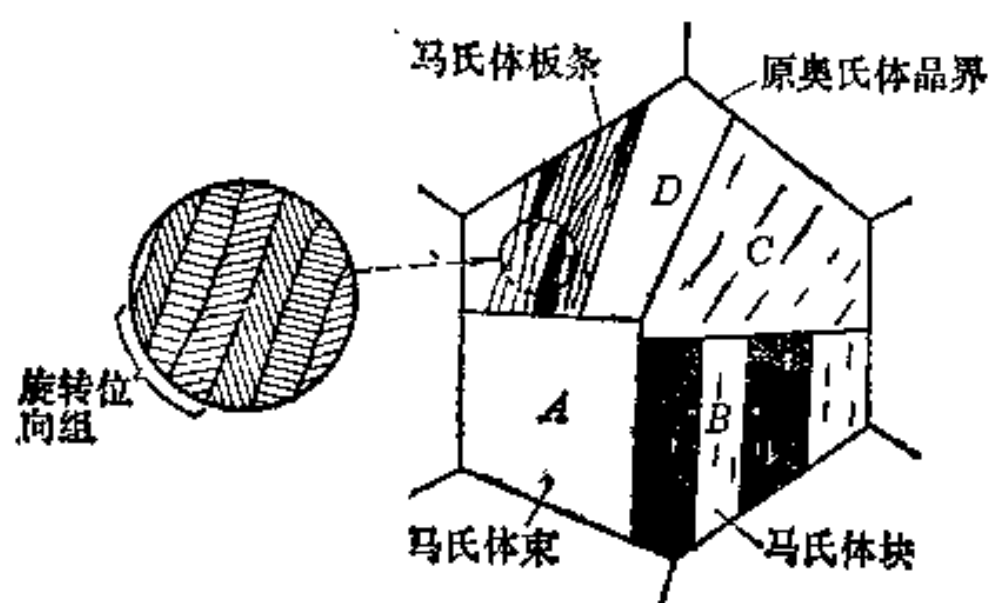


图3-19 板条状马氏体组织构成示意图

所谓马氏体束, 实际上是指惯习面晶面指数相同而在形态上呈现平行排列的板条集团。例如, 按照 $K-S$ 或西山关系, $\{011\}_\alpha'$ 中的晶面与惯习面 $(111)_\gamma$ 相平行的相邻板条组成一个束, 面与惯习面 $(1\bar{1}1)_\gamma$ 相平行的则组成另一个束, 如此等等。对一个单晶体 (晶粒) 来说, 根据 $\{111\}_\gamma$ 面的数量, 束只可能有 4 种位向。可见, 马氏体束之间是以大角度界面 (束界) 分开。所谓马氏体块, 是指惯习面晶面指数相同且与母相位向关系 (指晶面平行关系) 相同的板条集团。例如, 由 $(111)_\gamma \parallel (011)_\alpha'$ 的几个相邻板条组成一个马氏体块, 由 $(111)_\gamma \parallel (110)_\alpha'$ 或 $(111)_\gamma \parallel (101)_\alpha'$ 的相邻板条组成另一个马氏体块。由于 $(011)_\alpha'$ 、 $(110)_\alpha'$ 和 $(101)_\alpha'$ 等晶面间互成 60° 角, 故各块之间以大角度界面 (块界) 分开, 并在光学显微镜下呈现黑白交替的色调。正是这样, 有人认为^[16], 一个马氏体束是由两组位向关系的马氏体块交替构成的, 但也并非所有马氏体束中都有“块”

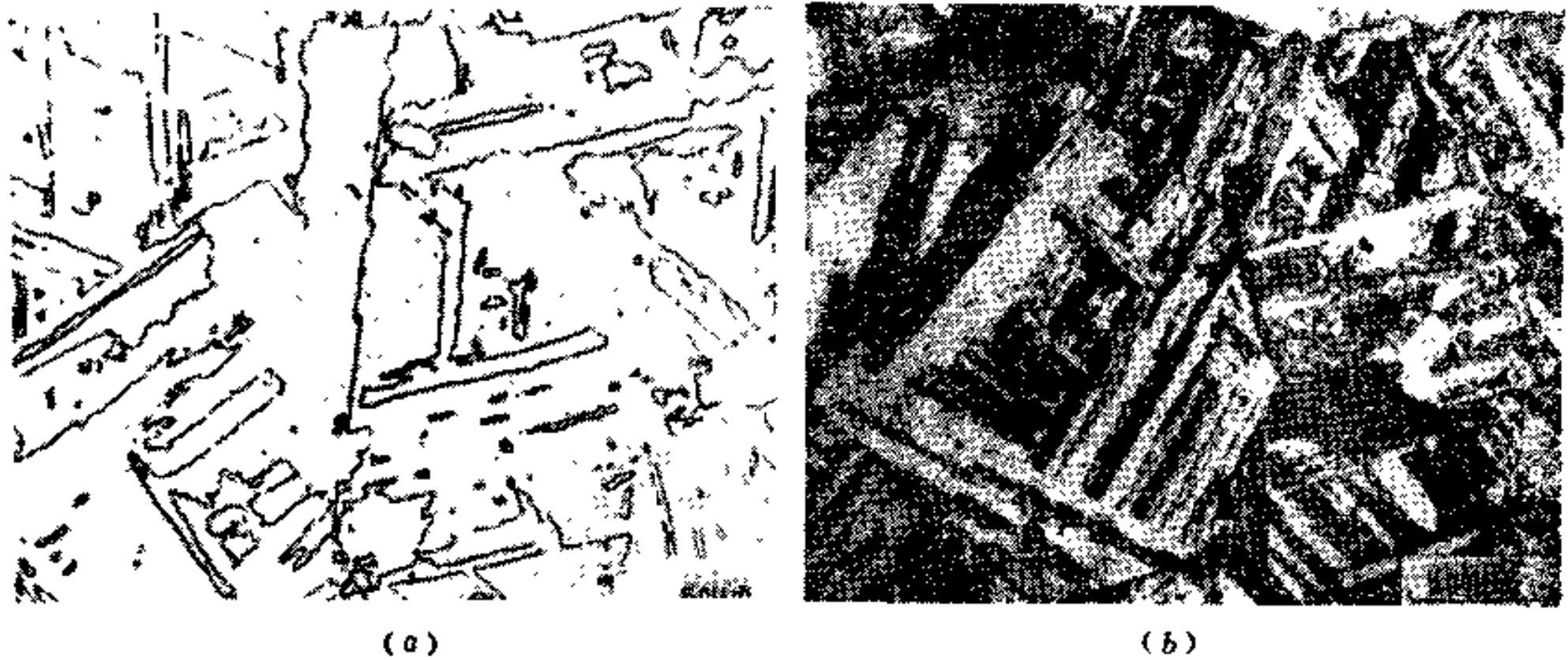


图3-20 用不同腐蚀剂显示的板条状马氏体组织

(a) Fe-23.8Ni合金 (硝酸酒精腐蚀); (b) Fe-24.5Ni合金 (先用硝酸酒精腐蚀, 再用NaHSO₃水溶液腐蚀)。

存在。所谓旋转位向组是托马斯 (Thomas) 等人^[11]利用选区微束电子衍射技术测量相邻板条间的位向关系时发现的。他们认为, 平行的相邻板条的晶体位向 (指晶向平行关系) 并不一致, 彼此间有大小不等的位向差, 相当于各个板条共同围绕某一 $[UVW]_M$ 轴依次相对旋转一定的角度 $\theta_1, \theta_2, \dots, \theta_n$; 若 $\theta_1 + \theta_2 + \dots + \theta_n = 180^\circ$, 则相当于板条位向复原。例如, 图3-21所示, 第①、②板条间的位向差相当于围绕 $[110]_M$ 轴旋转 θ_1 角 ($76^\circ 44'$); 第②、③板条间相应为 θ_2 角 ($54^\circ 44'$); 第③、④和④、⑤板条间分别相应为 θ_3 角 (22°) 和 θ_4 角 ($26^\circ 32'$)。此时 $\theta_1 + \theta_2 + \theta_3 + \theta_4 = 180^\circ$ 。若以 n 代表旋转次数, 可称这一组板条为以 $[110]_M$ 为轴、 $n = 4$ 的旋转位向组。 n 值是可变的。显然, 当 $n = 2$ 时, 板条之间为孪晶关系。一个马氏体束或块内可以有数个这样的旋转位向组。旋转位向组的出现, 可使马氏体转变时总的应变或形状变化减小, 即应变能降低。研究表明, 当钢中含碳量增至0.4%时, n 值便有所减少, 而相邻板条间呈孪晶关系的倾向增加。对中碳钢而言, n 值平均为3^[16]。这可能是由于马氏体转变的应变能随其含碳量的增加而增大, 而板条间呈孪晶关系时可使应变能减至最小, 故其位向旋转往往倾向于借形成孪晶来实现。

应当指出, 在一旋转位向组中各板条之间往往存在薄膜状的残余奥氏体 (呈孪晶关系的板条间例外), 其厚度约为100~200埃。经用穆斯包尔谱测定, 在低碳钢板条状马氏体中发现有2~4%的残余奥氏体^[17]。关于在板条间形成残余奥氏体薄膜的原因, 有两种解释: 其一认为, 马氏体形成时, 由于周围的奥氏体受到强烈的相变应变强化, 使之难于变成马氏体而被残留下来 (即机械稳定化); 其二认为, 在马氏体转变过程中, 由于碳原子向周围奥氏体中扩散, 使碳浓度增高而变得稳定, 从而被残留下来。至于在呈孪晶关系的板条间不存在残余奥氏体薄膜, 可能是由于构成孪晶关系的板条具有缓和相变应变的作用, 周围的奥氏体几乎不变形, 因而不致引起机械稳定化所致^[18]。

板条间存在残余奥氏体薄膜的事实, 为我们了解板条状马氏体的形成过程提供了间接的信息。以往利用高温显微镜连续观察马氏体转变过程时, 一直认为板条状马氏体的形成好象砌墙一样, 新的板条是在已有的板条上一排接一排地生长的 (即逐排形核), 通

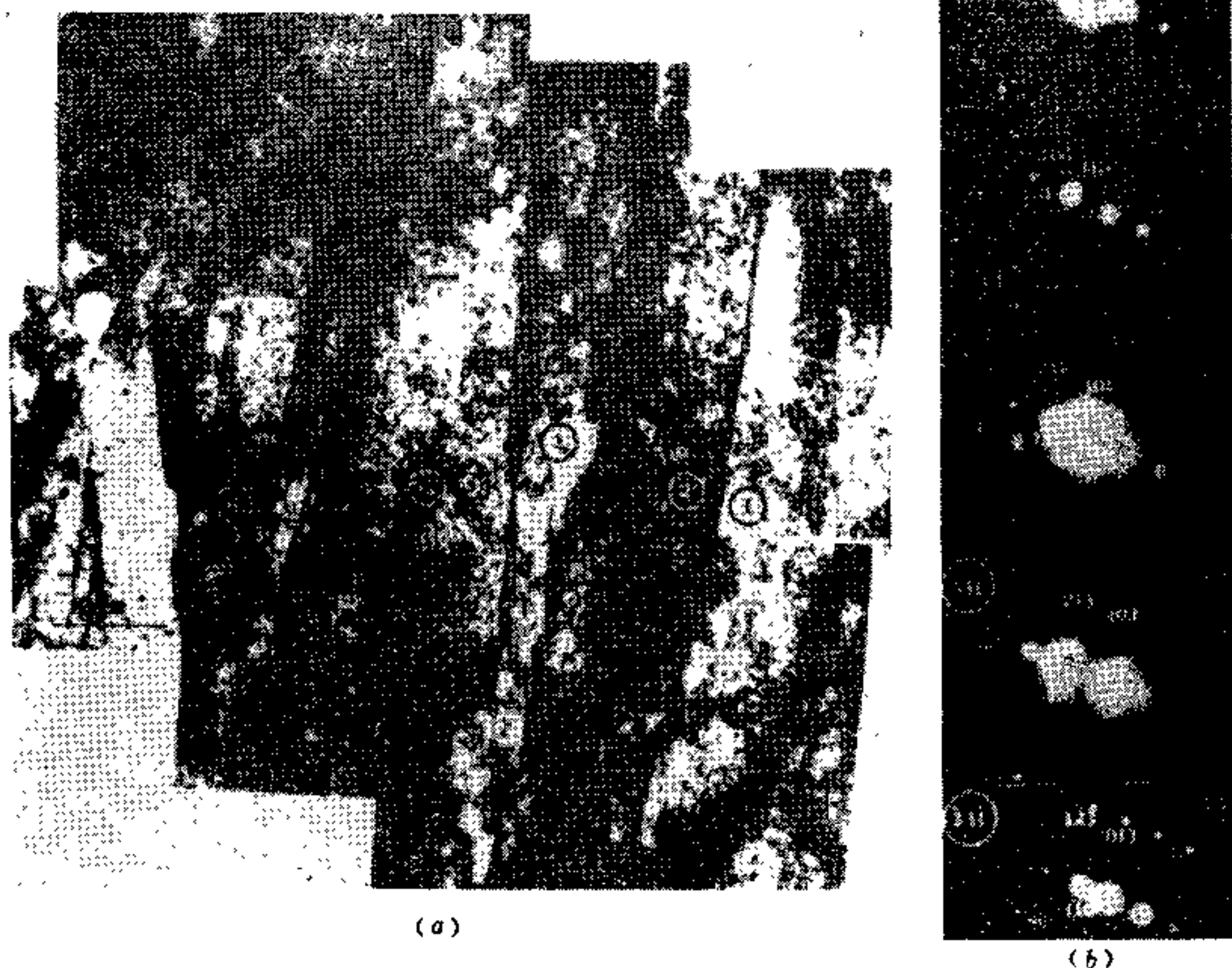


图3-21 马氏体束中的板条旋转位向组

(Fe-12Ni合金, $M_s = 300^\circ\text{C}$, 所有板条的 $[110]_\alpha$ 方向都一致)

(a) 马氏体束中的平行板条 (透射薄膜); (b) 各板条相应的选区衍射花样。

过平行板条集团界面向母相内的推进而使转变量增加。但是这种在低倍下对表面浮凸变化的观察, 很难认为是对细小板条形成过程的真实追踪, 并且用逐排形核理论也难以解释在板条间存在残余奥氏体薄膜的事实。因此, 不得不认为板条是各自单独形核, 再由其成长合并而形成平行的板条集团的^[19]。

板据对 0.2C 钢的研究表明^[20], 其马氏体板条宽度的变化呈现为对数正态分布, 出现频率最大的宽度为 0.15~0.20 微米。表 3-1 为 0.3C-4Cr 钢的马氏体尺寸参数与奥氏体化温度的关系^[11]。可见, 提高奥氏体化温度, 在奥氏体晶粒尺寸增大时, 其板条宽度几乎不发生变化, 但马氏体束的尺寸却成比例地增大。由此可认为, 一个奥氏体晶粒内生成的板条束数量大体上是不变的。

最后应指出, 在 18-8 型不锈钢中虽也能生成板条状马氏体, 但却未发现马氏体束和块。

(二) 片状马氏体 片状马氏体是在中、高碳 (合金) 钢及 Fe-Ni (大于 29%) 合金中形成的一种典型的马氏体组织。对碳钢来说, 一般当含碳量小于 1.0% 时是与板条状马氏体共存, 而大于 1.0% 时才单独存在。高碳钢中典型的片状马氏体组织见图 3-22。

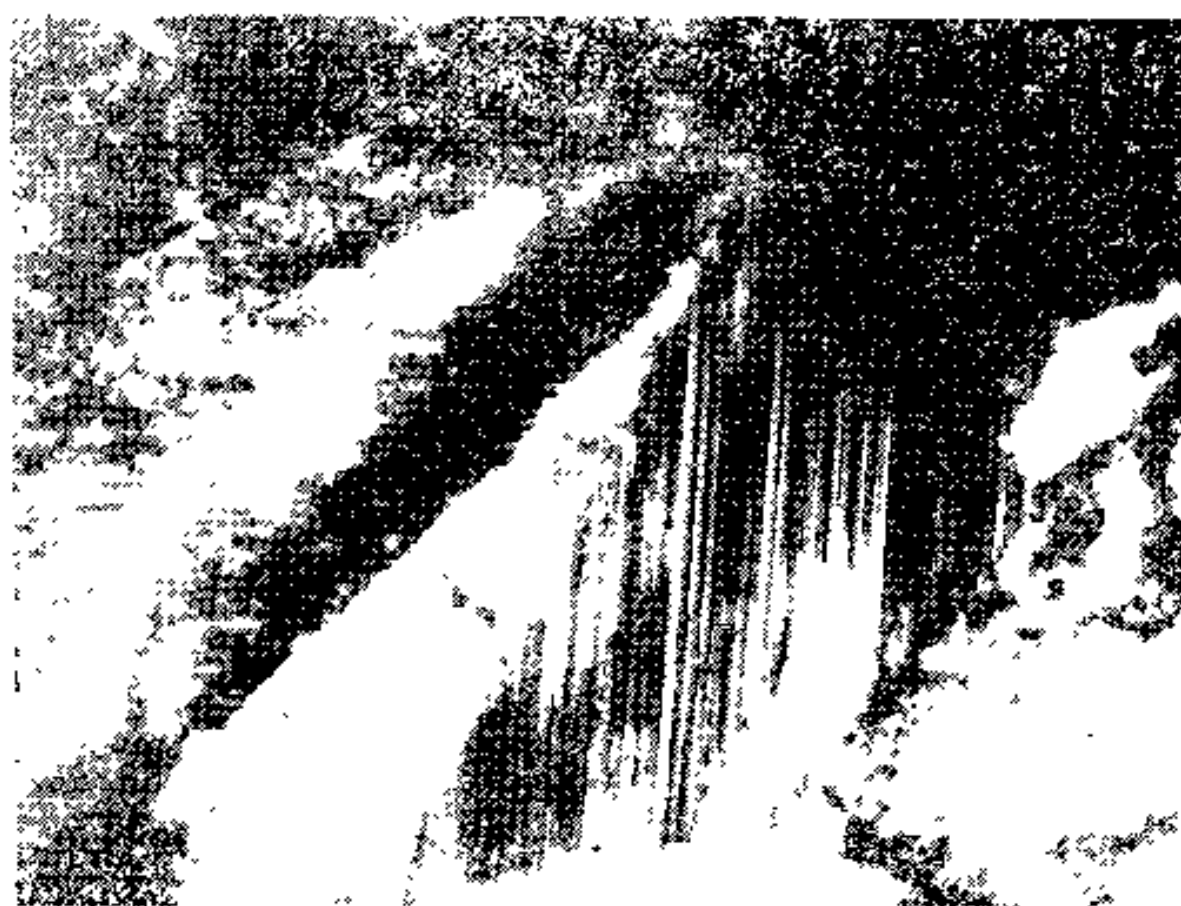
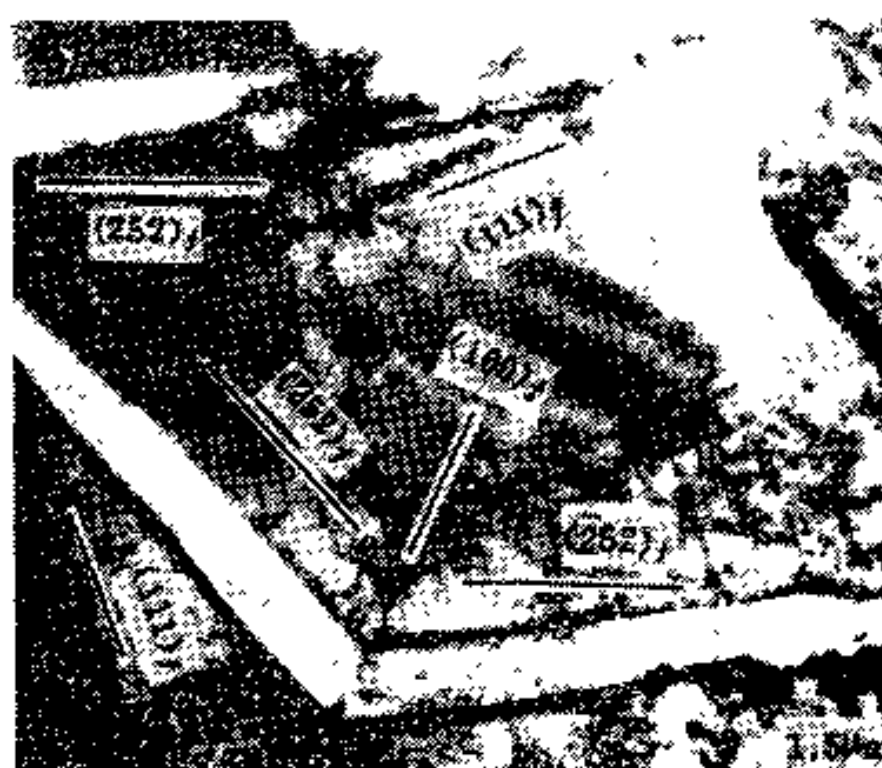


图3-24 片状马氏体中的亚结构 (0.01C-33Ni钢), 14500×



(a)



(b)

图3-25 蝶状马氏体组织

(a) Fe-30Ni合金, (b) Fe-27Ni-1.3Cr-0.08C合金。

的, 随后在 Fe-31Ni 和 Fe-29Ni-0.26C 合金冷至 $0^{\circ} \sim 60^{\circ}\text{C}$ 时也被发现。这种马氏体的立体形状是具有蝴蝶形断面的细长条片, 故称为蝶状马氏体, 见图 3-25^[6,22]。图中表明, 断面上两翼接合部分很象片状马氏体的中脊, 由此向两侧长成位向不同 (呈孪晶关系) 的两片马氏体。但其内部未发现孪晶, 而是存在高密度的位错, 与母相的位向关系大体上符合 K-S 关系。总之, 从金相形态、内部亚结构和形成温度来看, 它是介于板条状马氏体与片状马氏体之间的一种特异形态。但到目前为止, 对蝶状马氏体还有许多不明之处, 有待于进一步研究。

2. 薄片状马氏体 这种马氏体是在 M_s 点低于 0°C 的镍钢中发现的, 其立体形状为薄片状, 而金相形态为很细的带状, 它具有相互交叉、分枝、曲折等特异形态, 见图 3-26^[18]。这种马氏体的亚结构全部是由 $\{112\}_\alpha$ 孪晶组成, 但无中脊, 这点与片状马氏体有所不同。



图3-26 薄片状马氏体组织 (0.23C-31Ni钢)

(a) 光学金相; (b) 电子金相 (透射薄膜)。

3. ϵ 马氏体 与前述的体心立方或体心正方结构的马氏体 (α') 不同, 在Cr-Ni (Mn) 不锈钢和高锰钢中常存在一种具有密排六方结构的马氏体, 即 ϵ 马氏体。在Cr-Ni (Mn) 不锈钢中 ϵ 马氏体还常与 α' 马氏体共存。实验观察表明^[1], ϵ 马氏体首先形成, 随后 α' 马氏体在 ϵ 马氏体内 (或交叉处) 形核并长大。 ϵ 马氏体在某些钢中

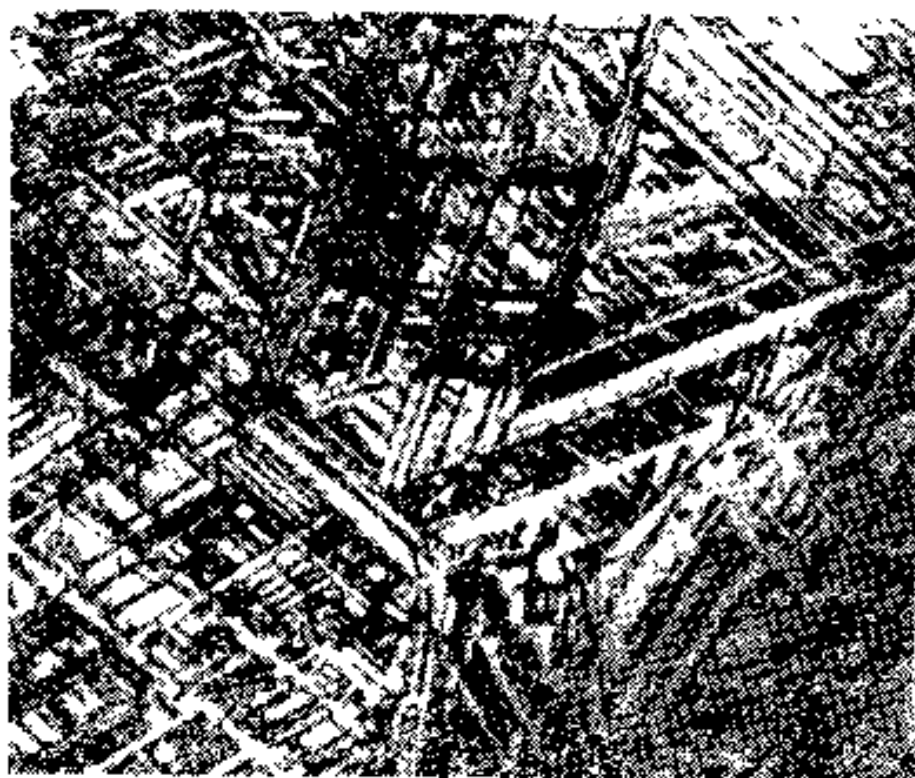


图3-27 高锰 (19Mn) 钢中的 ϵ 马氏体组织, 1000 \times

得以形成被认为是其奥氏体层错能低的结果。 ϵ 马氏体也呈薄片状, 见图 3-27。它是沿 $\{111\}_\gamma$ 晶面形成, 其亚结构为大量层错。

二、影响马氏体形态和内部亚结构的因素

实践表明, 马氏体的形态随钢(或合金)的成分不同而变化。但对于成分的改变究竟是通过什么因素而影响形态的问题则众说不一。鉴于马氏体的形态与其亚结构间有着密切的关系, 故各种学说多是从亚结构的变化出发来加以论述的。现简述如下:

(一) 马氏体形成温度 凯利(Kelly)^[23]等最早发现, 增加 Fe-C 合金中的含碳量, 使 M_s 点低于某一温度 ($300 \sim 220^\circ\text{C}$) 时, 容易产生相变孪晶, 从而形成片状马氏体。图 3-28 表示碳钢的含碳量对 M_s 、马氏体的组成和残余奥氏体量的影响。由图可知, 随含碳量增高, M_s 点降低, 残余奥氏体量增多。含碳量小于 0.2% 时基本上为板条状马氏体, 含碳量大于 1.0% 时完全为片状马氏体, 而含碳量介于 0.2~1.0% 之间时为两者的混合组织, 其中板条状马氏体是在 M_s 以下较高温度区形成, 片状马氏体是在较低温度区形成。上述实验结果为建立所谓马氏体形态和亚结构取决于 M_s 点的假说提供了依据。随后在研究铁基二元合金马氏体形态时又发现, 凡缩小 γ 区的合金系, 仅形成板条状马氏体; 而在扩大 γ 区的合金系中, 随合金元素含量增加, 马氏体形态一般都发生从板条状向片状的转化。其原因是虽然添加任何合金元素(除钴外)都使 M_s 点下降, 但缩小 γ 区的元素在奥氏体中固溶量小, M_s 点下降较少; 而扩大 γ 区的元素在奥氏体中固溶量大, M_s 点下降较多。此外, 有人^[18]在镍钢中用改变奥氏体化温度的办法使同一成分钢获得不同的 M_s 点, 观察其冷至相应的 M_s 以下的马氏体形态, 结果发现: 随 M_s 点下降, 马氏体形态发生从板条状再向薄片状的变化; 而且同是片状马氏体时, 随形成温度的降低, 其相变孪晶区变大。这些实验结果都是对上述假说的有力支持。但应注意, 实际上组织中存在的马氏体是在 M_s 和 M_f 之间的各个温度下相继形成的, 其各自的形成温度并不一样, 由此而决定了它们彼此在形态和亚结构上的不同。所以与其说影响马氏体形态和亚结构的是 M_s 点, 倒不如说是马氏体的形成温度。

这一学说虽有一定的正确性, 但并不能解释 M_s 点低于室温的 18-8 不锈钢或 1.1C-8Cr 钢中只存在板条状马氏体的现象。可见, 马氏体的形态可能还受其它因素的影响。

(二) 奥氏体的层错能 凯利等^[24]提出, 奥氏体的层错能愈低, 相变孪晶生成愈困难, 形成板条状马氏体的倾向愈大。据此可以满意地解释 18-8 不锈钢和 1.1C-8Cr 钢(两者的层错能都较低)在液氮温度下只能形成板条状马氏体的原因。

(三) 奥氏体和马氏体的强度 戴维斯(Davies)等^[25]用合金化的方法改变奥氏体的强度, 发现马氏体的形态和奥氏体的强度变化有着对应关系, 即凡是在 M_s 点处奥氏体的屈服强度大于某一极限值(约为 206 兆帕或 21 公斤/毫米²)时, 就形成惯习面为 $\{259\}_\gamma$ 的片状马氏体; 而小于该极限值时, 则形成惯习面为 $\{111\}_\gamma$ 的板条状马氏体或惯习面为

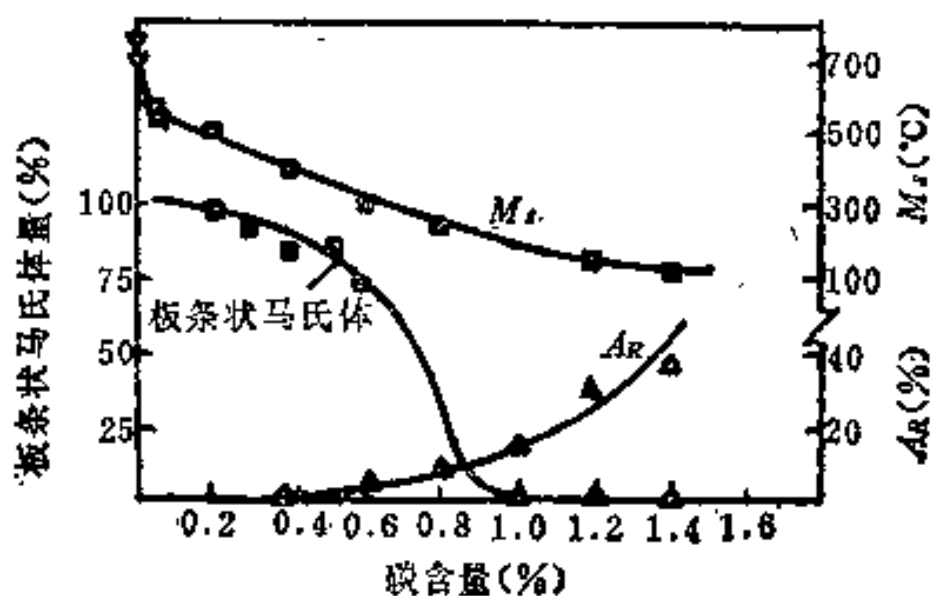


图3-28 碳钢的含碳量对 M_s 、马氏体组成和残余奥氏体量的影响

$\{225\}_\gamma$ 的片状马氏体。由此他们建立了以下假说：马氏体形成时奥氏体和马氏体的相对强度决定着它的惯习面。如奥氏体的强度较高，不能藉相邻奥氏体的滑移来松弛马氏体内的相变应力时，则马氏体内只能进行孪生，从而得到 $\{259\}_\gamma$ 马氏体；如相变应力的松弛可部分地藉奥氏体内的滑移，又部分地藉马氏体内的孪生来实现时，则形成 $\{225\}_\gamma$ 马氏体；如奥氏体和马氏体的强度都较低，使两者都能进行滑移，则形成 $\{111\}_\gamma$ 马氏体。

碳对马氏体的强化作用要比对奥氏体大得多，以及 $\{225\}_\gamma$ 和 $\{259\}_\gamma$ 马氏体大都在碳量较高的钢中出现的事实是对该假说的有力支持。应当指出，这一假说所强调的奥氏体和马氏体的强度，显然与合金的类型、成分、 M_s 点及奥氏体的层错能等有密切关系，因此应当把它看成是与上述诸假说相统一的。

(四) 马氏体滑移和孪生变形的临界切应力 托马斯^[26]认为，马氏体的亚结构决定于相变时发生切变的滑移和孪生的临界切应力大小。图 3-29 为温度对马氏体滑移和孪生临界切应力影响的示意图。可以看出，对低碳钢来说，由于 M_s 和 M_f 点较高，引起滑移所需的临界切应力较小，故形成（位错型）板条状马氏体；相反，对高碳钢来说，由于 M_s 和 M_f 点较低，孪生所需的临界切应力较小，故形成（孪晶型）片状马氏体。如钢的碳量居于中等， M_s 和 M_f 点恰为图中所示的位置，则先形成板条状马氏体，随后又形成片状马氏体，从而得到混合组织。

托马斯^[26]认为，马氏体的亚结构决定

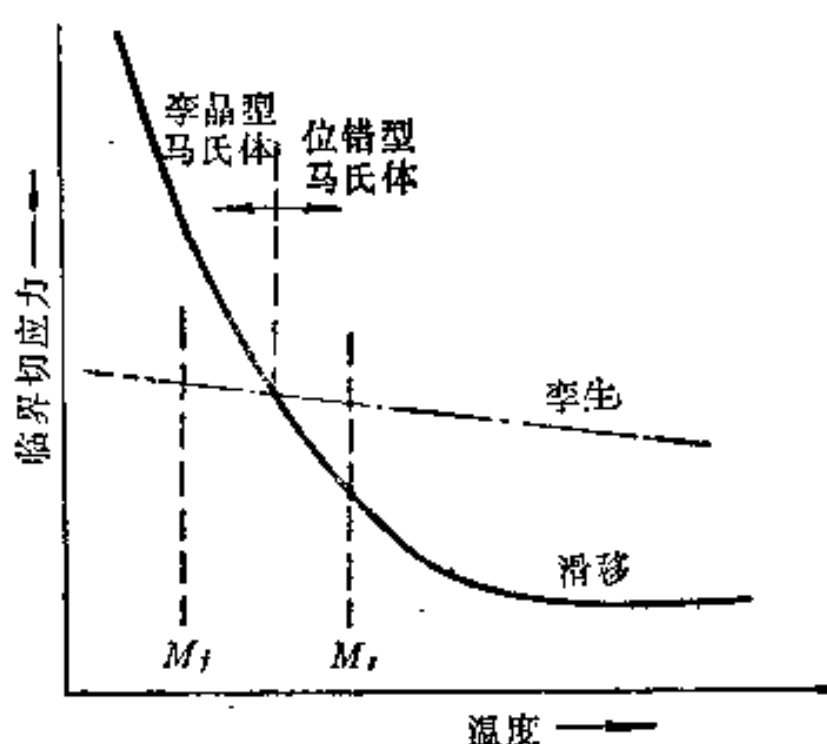


图3-29 温度对马氏体滑移和孪生临界切应力影响的示意图

这一假说虽可解释许多现象，但究竟有哪些因素以及它们又是怎样影响滑移和孪生临界切应力变化的，至今尚无明确和定量的说明。

§ 3-4 马氏体转变的热力学分析

一、马氏体转变的驱动力

根据相变的一般规律，即要使相变得以进行，必须满足一定的热力学条件，这就是系统总的自由能变化 $\Delta G < 0$ 。马氏体转变自然也不例外。根据相变热力学，马氏体转变的驱动力是马氏体与奥氏体的化学自由能差。图 3-30 为某一成分合金的马氏体和奥氏体的化学自由能与温度间关系的示意图。由图可见，当温度为 T_0 时， $G_{\alpha'} = G_\gamma$ ，即表示两相处于热力学平衡状态。当温度高于 T_0 时，两相自由能差 $\Delta G_{\alpha' \rightarrow \gamma} = G_{\alpha'} - G_\gamma > 0$ ，说明奥氏体比马氏体稳定，不会发生奥氏体向马氏体的转变；反之，当温度低于 T_0 时， $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'} = G_\gamma - G_{\alpha'} > 0$ ，说明马氏体比奥氏体稳定，奥氏体有向马氏体转变的趋势。 $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ 即为马氏体转变的驱动力，它与 $(T_0 - M_s)$ 值有关。

按照一般结晶热力学原理，在均匀形核时，系统自由能的变化 ΔG 由下式表示：

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s \quad (3-2)$$

式中， ΔG_v 表示新、旧相单位体积的（化学）自由能差； ΔG_s 表示界面能，即由于形成

新相而引起的表面自由能的增加, 通常也可写成 $\sigma \cdot S$ (σ 为表面张力, S 为新相表面积)。

但马氏体形成时却有着一定的特殊性, 即它除了形成新的界面而消耗界面能外, 还需要考虑其它能量消耗, 如: ①因新相的比容增大和维持切变共格而引起的弹性应变能; ②产生宏观均匀切变而做功; ③产生微观不均匀切变而在马氏体中形成高密度位错和细微孪晶 (以能量的形式储存于马氏体中); ④使邻近的奥氏体发生协作形变而做功等等。若以 ΔG_E 表示第①项弹性应变能消耗, ΔG_P 表示第②、③、④项塑性应变能消耗的总和, 则对马氏体转变来说, 应当在 (3-1) 式右边再加上 ΔG_E 和 ΔG_P 等正项, 以考虑上述各项能量消耗。若以 $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ 代替 (3-1) 式中的 ΔG_γ , 则

$$\Delta G = -\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'} + \Delta G_s + \Delta G_E + \Delta G_P \quad (3-2)$$

从上可知, 由马氏体转变的切变特性而引起的能量消耗很大, 因而要满足马氏体形成的条件: $\Delta G < 0$, 亦即 $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'} > \Delta G_s + \Delta G_E + \Delta G_P$, 就必须有较大的过冷度 ($\Delta T = T_0 - M_s$), 以便为马氏体转变提供足够的化学驱动力。这就是马氏体转变需要深度过冷的原因。

还应指出, 在马氏体转变时, 母相中存在的缺陷 (如点缺陷、位错和内界面等) 既可能因形成一定的组态而提高母相的强度, 又可能为相变提供能量, 从而引起相变驱动力增大或减小两种相反的效应。此外, 外加应力场的存在对相变驱动力也会产生某种影响 (以后详述)。这些因素在我们讨论马氏体相变驱动力及与此有关的特性时都应加以考虑。

二、 M_s 点的物理意义

前已述及马氏体转变需要深度过冷的原因。已知过冷度 $\Delta T = T_0 - M_s$, M_s 为马氏体开始转变温度。因此, M_s 点的物理意义即为奥氏体和马氏体两相的自由能差达到相变所需的最小化学驱动力值时的温度, 或者说, M_s 点反映了使马氏体转变得以进行所需要的最小过冷度。

若奥氏体过冷到 M_s 点以下某温度, 形成一定数量的马氏体后, 便会使 $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ 与 $\Delta G_s + \Delta G_E + \Delta G_P$ 达到平衡, 即 $\Delta G = 0$, 这时转变也就立即中止; 若再继续降温, 使 $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ 值增大, 以满足 $\Delta G < 0$, 则转变又继续进行, 直到终了 (即再降温转变也不能进行) 为止。这就是马氏体转变需要不断降温的原因。

三、影响 M_s 点的因素

钢的 M_s 、 M_f 点也被分别称为上、下马氏体点, 但 M_f 点在生产中意义不大, 一般不受人重视。相反, M_s 点在生产中却具有重要的意义, 这主要表现在: ①生产中制订等温淬火、分级淬火、双液淬火工艺以及冷处理工艺时必须参照 M_s 点; ② M_s 点的高

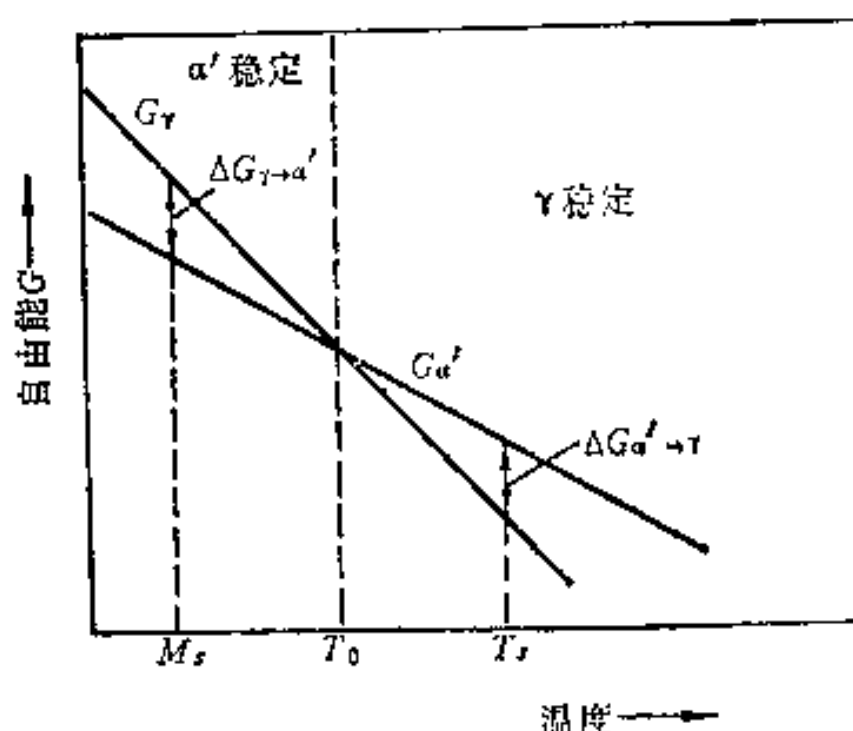


图3-30 马氏体 (α') 和奥氏体 (γ) 的自由能与温度的关系

人们曾采用“实验-统计法”致力于寻求可供确定钢 M_s 点的计算（经验）公式，现已取得某些成效。其中准确性较高的公式是：

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 520 - 321 \times (\% \text{C}) - 50 \times (\% \text{Mn}) - 30 \times (\% \text{Cr}) \\ - 20 \times (\% \text{Ni} + \% \text{Mo}) - 5 \times (\% \text{Cu} + \% \text{Si}), \quad (3-3)$$

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 539 - 423 \times (\% \text{C}) - 30.4 \times (\% \text{Mn}) - 17.7 \times (\% \text{Ni}) \\ - 12.1 \times (\% \text{Cr}) - 7.5 \times (\% \text{Mo}), \quad (3-4)$$

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 512 - 453 \times (\% \text{C}) - 16.9 \times (\% \text{Ni}) + 15 \times (\% \text{Cr}) \\ - 9.5 \times (\% \text{Mo}) + 217 \times (\% \text{C})^2 - 71.5 \times (\% \text{C}) \\ \times (\% \text{Mn}) - 67.6 \times (\% \text{C}) \times (\% \text{Cr}) \quad (3-5)$$

公式（3-3）适用于含碳量为0.2~0.8%的钢；公式（3-4）和（3-5）适用于下列成分的钢：0.11~0.60% C，0.04~4.9% Mn，0.11~1.9% Si，0.00~5.0% Ni，0.00~4.6% Cr，0.00~5.4% Mo。

应当指出，对过共析钢来说，由于淬火加热温度对奥氏体的成分有很大影响，故根据钢的原始成分来计算 M_s 点是没有意义的。

（二）应力和塑性形变 钢中有应力存在，将引起 M_s 点的变化。例如，0.5C-20Ni钢经1095℃奥氏体化后，在 M_s 点（-37℃）以上的温度-21.9℃将试样弹性弯曲，结果发现，在受拉应力的一侧发生了马氏体转变，而在受压应力的一侧仍保持为奥氏体状态。这是因为马氏体的比容大，转变时要产生体积膨胀，因而拉应力（也包括单向压应力）状态必然会促进马氏体形成，从而表现为使 M_s 点升高，而多向压应力则会阻止马氏体形成^[1]。

关于塑性形变对 M_s 点的影响，人们发现，在 M_s 点以上一定的温度范围内进行塑性形变会促使奥氏体在形变温度下发生马氏体转变，即相当于塑性形变促使 M_s 点提高。这种因形变而促成的马氏体又称为应变诱发马氏体。但是，产生应变诱发马氏体的温度有一个最高限，称为 M_d 点，高于 M_d 点，便不会产生应变诱发马氏体。这是因为形变能为马氏体转变提供了附加的驱动力（称机械驱动力），补偿了所需要的部分化学驱动力，因而使转变可以在较高的温度下发生，即相当于 M_s 点提高了。也可以解释为适当的塑性形变可以提供有利于马氏体形核的晶体缺陷（层错、位错），从而促进了马氏体的形成^[27]。若高于 M_d 点，则因化学驱动力不足而不会发生上述转变。

应变诱发马氏体转变除与温度有关外，也与形变度有关。一般来说，在 $M_s \sim M_d$ 温度范围内塑性形变度愈大，则形变诱发马氏体的形成量愈多，但是形变对随后冷却时继续发生的马氏体转变却起着抑制作用。图3-33表明^[28]，当压缩形变度 φ 大于1.5%后即可明显地看出对诱发马氏体形成的作用，但随形变度的增加，在随后连续冷却时所形成的马氏体量愈来愈少。当 φ 为72%时，随后冷却时的马氏体转变几乎被完全制止。这可能是由于大量塑性形变在奥氏体中引起的晶体缺陷组态（如高密度位错区、大量亚晶界等）强化了母相，从而阻碍了马氏体的形成所致。

在 M_s 点以下塑性形变对马氏体转变的影响，与上述规律相似。

至于在 M_d 点以上对奥氏体进行塑性形变，虽不能在形变温度下诱发形成马氏体，但却同样对随后冷却时的马氏体转变发生影响。其一般规律是少量的塑性形变能促进随后冷却时的马氏体转变（使 M_s 点提高），而超过一定限度的塑性形变则起着相反的作用，

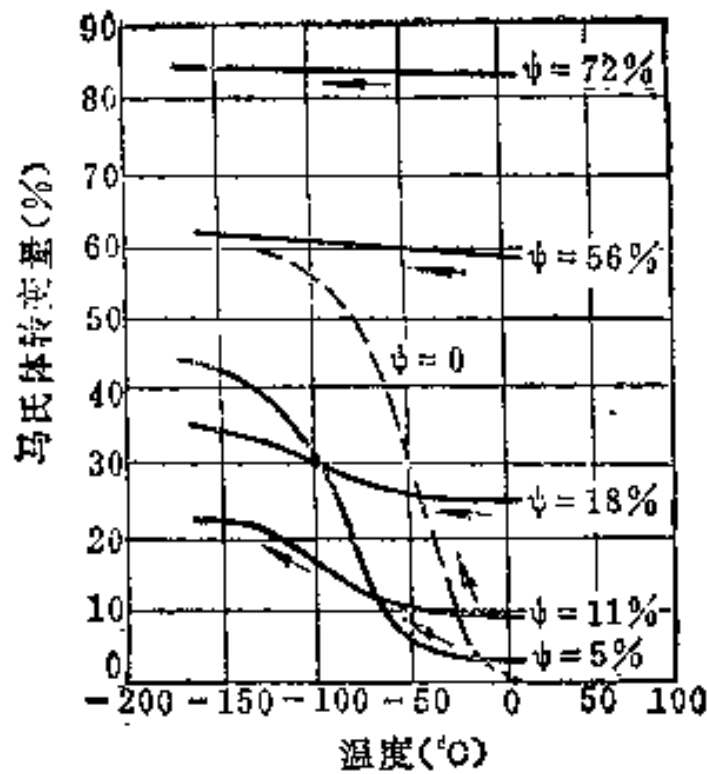


图3-33 Fe-22.7Ni-3.1Mn合金 ($M_s = -10^\circ\text{C}$) 在室温下的形变度 (ψ) 对诱发马氏体形成量和随后冷却时马氏体转变的影响

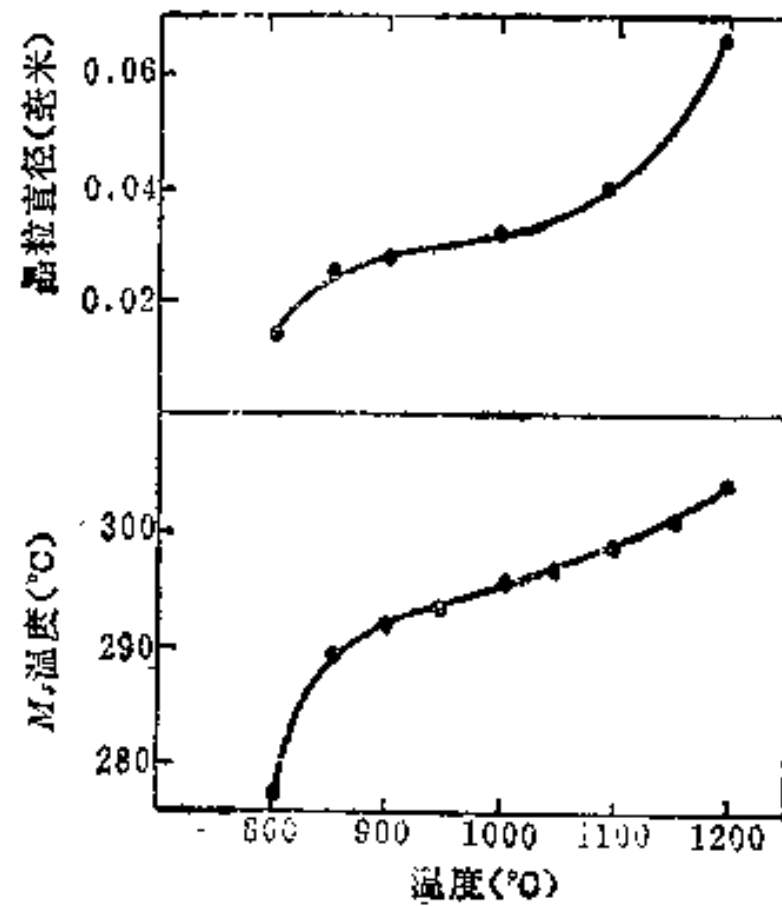


图3-34 加热温度对 M_s 点和奥氏体晶粒大小的影响 (0.33C-3.26Ni-0.85Cr-0.09Mo钢)

甚至使奥氏体完全稳定化 (详见§3-7)。

(三) 奥氏体化条件 奥氏体化时的加热温度和保温时间对 M_s 点的影响较为复杂。一般说来, 提高加热温度和增加保温时间, 一方面有利于碳和合金元素进一步溶入奥氏体, 并使其成分更趋均匀化 (尤其是过共析钢), 结果使 M_s 点下降; 但另一方面又引起奥氏体晶粒长大, 并使晶体缺陷 (空穴及脱位原子等) 增多, 从而有助于马氏体的形核, 结果使 M_s 点升高。

为了排除奥氏体成分变化对 M_s 点的影响, 可将钢进行完全奥氏体化。图 3-34 即表示Cr-Ni 钢在完全奥氏体化的情况下加热温度对 M_s 点和晶粒长大的影响^[29]。由图可知, 随加热温度提高, M_s 点上升。但奥氏体晶粒长大要在 1000°C 以上才较显著, 而此时 M_s 点却未见有明显上升。可见两者的变化趋势并不完全一致。这表明在奥氏体成分一定的条件下, M_s 的变化并不主要受奥氏体晶粒大小的影响, 可能还与晶体缺陷的多少对马氏体形核的影响有关。

(四) 存在先马氏体的组织转变 若在马氏体转变前奥氏体已预先部分地转变为珠光体组织, 将会使 M_s 点升高。这是因为珠光体优先在奥氏体的富碳区形成, 而剩余的奥氏体则相对地属于贫碳区, 结果表现为 M_s 点升高。若在马氏体转变前奥氏体已预先部分地转变为贝氏体, 将会使 M_s 点降低。这是因为贝氏体优先在奥氏体的贫碳区形成 (详见第四章), 而剩余的奥氏体则相对地属于富碳区, 结果表现为 M_s 点下降 (以后还会知道, 此时可能引起所谓奥氏体的稳定化, 从而也将产生一定影响)。

实际生产中, 高速钢 (W18Cr4V) 的等温淬火工艺正是上述原理的具体应用。表 3-2 表明^[30], 高速钢奥氏体化后在下贝氏体区 (260°C) 等温, 随等温时间的延长, 在贝氏体数量不断增加的同时, M_s 点亦不断下降, 相应地使残余奥氏体量不断增多。生产中为了适当控制残余奥氏体量而不致使刃具硬度过低, 等温时间一般采取 2 小时左右, 等温淬火后再采取增加一次回火 (共四次, 而普通淬火时是回火三次) 的措施来消除残

表3-2 高速钢 (W18Cr4V) 在260°C等温不同时间对其 M_s 点、组织和硬度的影响

等温时间 (小时)	随后冷却时 的 M_s 点 (°C)	室 温 时 的 组 织 %				硬 度 HRC
		碳化物	贝氏体	马氏体	奥氏体	
0	210	5	0	75	20	65.6
1	160	5	25	45	25	65.5
2	70	5	40	20	35	61.2
4	0	5	50	0	45	57.8
8	0	5	55	0	40	57.4

余奥氏体, 这样, 硬度仍可回升到HRC63以上。由于贝氏体的强度和韧性较高, 比容又较马氏体为小, 因而经等温淬火的高速钢刀具具有高强度、高韧性和良好的切削性能, 并且变形小, 能防止开裂, 故可用于处理大型复杂的刀具。特别是对于碳化物偏析较严重的高速钢, 采用这种工艺能有效地防止淬裂和提高刀具的切削性能。

§ 3-5 马氏体转变的动力学

马氏体转变也是形核和长大的过程, 其转变动力学由形核率和长大速度所决定。但由于它属非扩散型转变, 马氏体的长大速度一般较大, 即马氏体一旦形核便很快长大, 因此其形核率就成为转变动力学的一个主要控制因素。

一、马氏体转变的形核

关于马氏体转变的形核问题, 长期以来曾出现过许多假说, 但均不够完善。其中主要的有:

(一) 热形核说 这是一种经典的形核理论, 其基本出发点是把马氏体转变看作为单元素的同素异构转变, 认为形核率决定于形成临界尺寸核胚的激活能即形核功 (ΔW) 和原子从母相转入新相所需克服的能垒即核胚长大激活能 (U)^[1]。按照这一理论, 形核功来源于热起伏, 核胚的长大是靠原子一个个地从母相转入新相来实现的。但由该理论计算出Fe-30Ni合金于 M_s 点 (233K) 时形成临界尺寸核胚的 $\Delta W = 5.4 \times 10^8$ 焦耳/克分子^[65]。显然, 要在这样低的温度下靠原子热运动来获得如此大的激活能是困难的。此外, 对一些钢在不同温度下 U 值的计算结果表明, 其值也较大, 而实际上 $U \approx 0$, 可见, 这也难于解释马氏体核胚的长大, 故这一理论不适用于马氏体转变。

(二) 缺陷形核说 实验发现, 马氏体的核胚在合金中并非均匀分布, 而是在其中一些有利的位置优先形成。这种有利于形核的位置是那些结构不均匀的区域, 如位错、层错等晶体缺陷, 晶界、亚晶界或由夹杂物造成的内表面以及由于晶体成长或塑性形变所造成的畸变区等。从能量的观点看, 这是由于上述区域具有较高的自由能, 因而可作为马氏体的核胚。为了探讨缺陷形核的机理, 人们曾设想出不少结构模型, 在§ 3-2中所述层错形成 ε 核胚的假说就是其中之一。有关其它模型这里不作介绍。

(三) 自促发形核说 柯恩 (Cohen) 等曾对0.5C-25Ni钢单晶作过研究, 将奥氏体状态的试样一端冷至 M_s 点 (-77°C), 令其发生马氏体转变, 随后立即停止冷却。使试样温度回升至室温, 这时发现试样上在温度远高于 M_s 点 56°C (即 -19°C) 的部位也

发生了马氏体转变。可见，在奥氏体中已存在马氏体时能促发未转变的母相形核。据此，他们提出了马氏体转变的自促发形核模型^[68]。自促发形核实际上是因先生成的马氏体使其周围奥氏体发生协作形变而产生位错，从而促成了马氏体核胚所致。

二、马氏体转变动力学的类型

铁合金中马氏体转变动力学的形式多样，大体上可分为四种类型：① 变温（或降温）转变；② 等温转变；③ 爆发式转变；④ 表面转变。

掌握马氏体形成的动力学特点，对于制订钢的热处理工艺有着重要的指导意义。本节着重介绍马氏体的变温转变和等温转变。

（一）变温（或降温）转变 大多数钢种（碳钢和低合金钢）的马氏体转变是在连续冷却（变温或降温）过程中进行的，亦即在 M_s 点以下，随温度的下降马氏体形成量不断增加；若停止降温，转变即告中止，而继续降温，则转变复又进行，直至冷到 M_f 点为止。可见，在这种情况下，马氏体的转变量决定于冷却到达的温度 T_q ，即决定于 M_s 点以下的过冷度（ $\Delta T = M_s - T_q$ ），而与等温停留时间无关。这意味着马氏体的形核似乎是在不需要热激活的情况下发生的，故也把变温转变称为非热学性转变。由于马氏体形成时相变驱动力较大，加之相变的共格性和原子的近程迁移等特点而决定了其长大激活能较小，故其长大速度极快^[81]。据测定，低碳型和高碳型马氏体的长大速度分别为 10^2 和 10^0 毫米/秒数量级^[1]。所以每个马氏体片形核后，一般在 $10^{-4} \sim 10^{-7}$ 秒时间内即长大到极限尺寸。可见，在连续降温过程中马氏体转变量的增加是靠一批批新的马氏体片的不断形成，而不是靠已有马氏体片的继续长大。

综上所述，可以把马氏体变温转变的动力学特点归结为：变温形成、瞬间形核（无孕育期）和高速长大（长到极限尺寸）。

在研究马氏体的变温转变动力学时，人们发现，尽管钢的化学成分显著影响 M_s 点，但对于 M_s 点高于 100°C 的合金，在 M_s 点以下的转变进程却十分类似。因此人们提出了一些表示马氏体转变体积分数 f 与在 M_s 点以下过冷度 ΔT 之间的经验关系式：

$$f = 1 - 6.96 \times 10^{-16} (455 - \Delta T)^{5.32} \quad (3-6)$$

$$f = 1 - \exp[-(1.10 \times 10^{-2} \Delta T)] \quad (3-7)$$

式(3-6)^[82]是根据金相法测定的结果建立的，它适用于含碳量近于1.0%的碳钢和低合金钢。式(3-7)^[83]是根据X射线分析法测定的结果建立的，它适用于含碳量为0.37~1.1%的碳钢。将上两式的计算值与史蒂文(Steven)^[28]等对0.32~0.44C钢的实测值示于图3-35^[34]，可以看出，当转变的体积分数 f 在0.075~0.5范围内时 f 与 ΔT 呈直线关系。这一规律并不显著地受合金成分的影响，对于低合金钢来说， f 在此范围内，温度每降低 1°C ，马氏体转变量约增加0.75~1.4%。但应指出，实际上在 M_s 点以下转变的进程明显地受到冷却速度的影响，即减慢冷速或中断冷却都会在一定程度上引起马氏体转变发生迟滞，使马氏体转变量减少和继续进行马氏体转变的温度下降。这种现象称为奥氏体的热稳定化（详见§3-7）。

（二）等温转变 马氏体的等温转变最早是在Fe-Ni-Mn、Fe-Ni-Cr合金和1.1C-5.2Mn钢中发现的。这类合金的 M_s 点均在 0°C 以下，其马氏体转变完全是在等温过程中形成的。典型的等温转变动力学曲线见图3-36。由图可见：① 在 M_s 点以下某一温度

停留, 过冷奥氏体需经过一定的孕育期后才开始形成马氏体; ② 随等温时间增长, 马氏体转变量不断增多, 即转变量是时间的函数; ③ 随转变温度的降低, 开始时转变速率增大, 且孕育期减少, 但到达某一转变温度后转变速率反而减慢, 且孕育期增长。

Fe-Ni-Mn 合金马氏体等温转变动力学见图 3-37^[34]。可见, 它与珠光体转变极为相似, 均呈“C”形。由于马氏体等温形成时, 形核需要有一定的孕育期, 这表明必需通过热激活过程才能形核, 故也称其为热学性转变。这点也与珠光体转变很相似, 但不同的是在任一温度下等温, 马氏体的转变都是有限的, 即转变不能进行到底。这显然可以用马氏体转变的热力学特点来解释: 当等温转变形成相当数量的马氏体后, 可能造成系统自由能差 $\Delta G = 0$, 从而使转变停止。

在某些高碳钢和高碳合金钢 (如滚珠轴承钢 GCr15 和高速钢 W18Cr4V) 甚至中碳合金钢 (如 40CrMnSiMoVA) 中, 也发现有马氏体的等温转变, 只不过它们还同时兼有马氏体的变温转变发生, 而并非完全的等温转变。通常是先发生变温转变, 再发生等温转变 (但也有相反的情况)。对 1.4C-1.4Cr 滚珠轴承钢的研究表明^[1], 这类等温

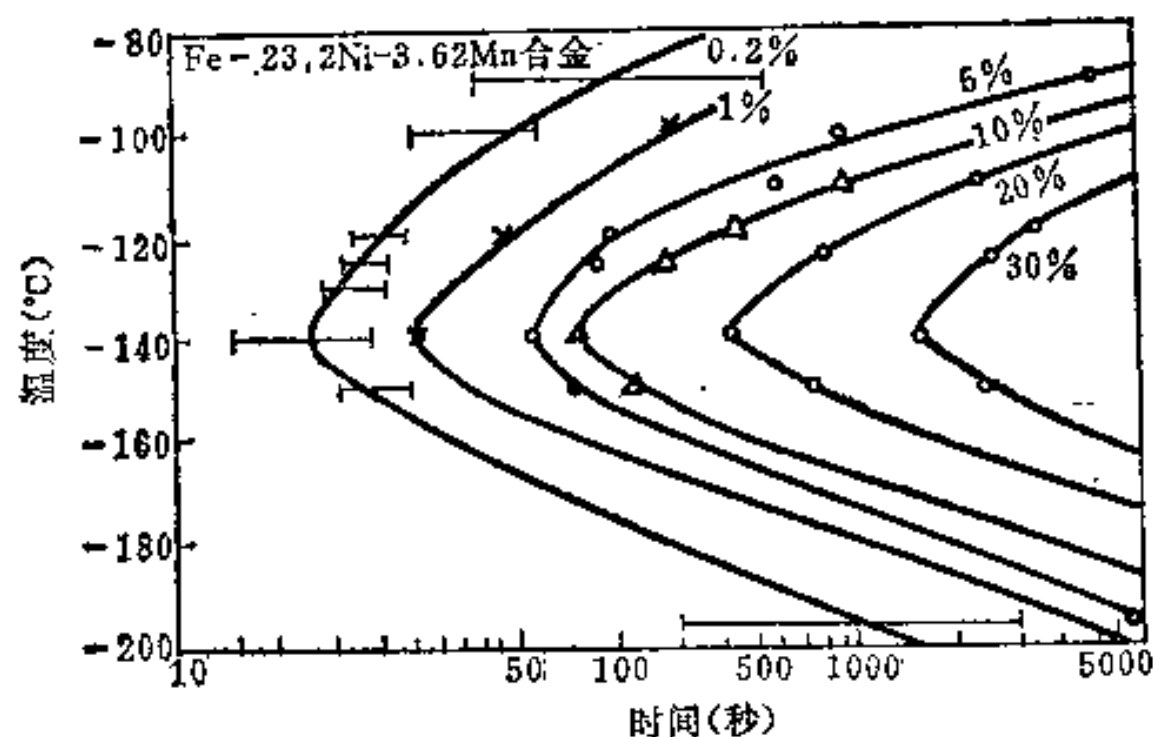


图3-37 Fe-Ni-Mn合金马氏体的等温转变 (IT) 图

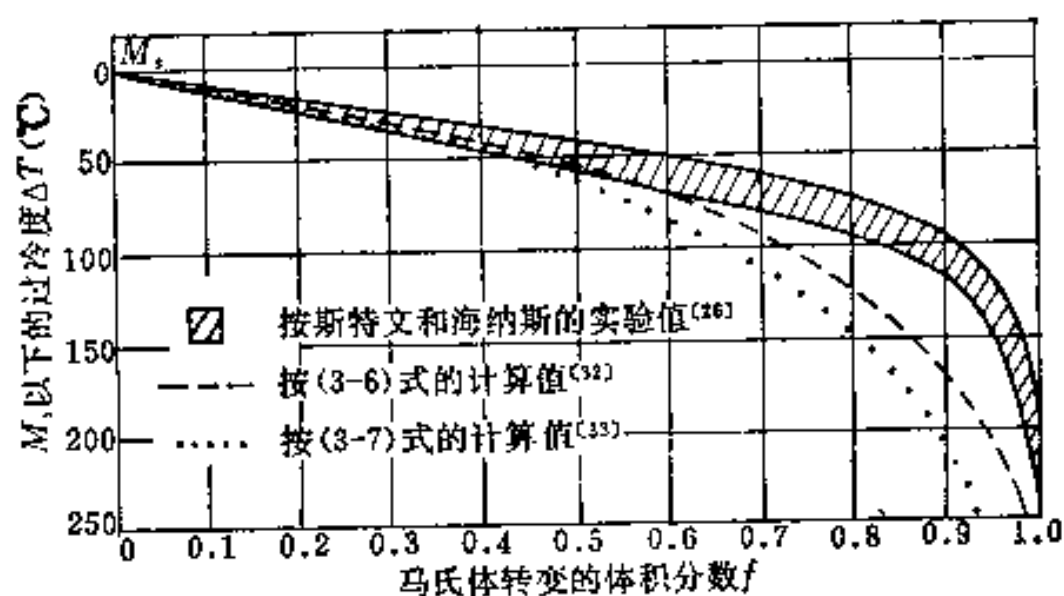


图3-35 马氏体转变量与 M_s 以下过冷度的关系

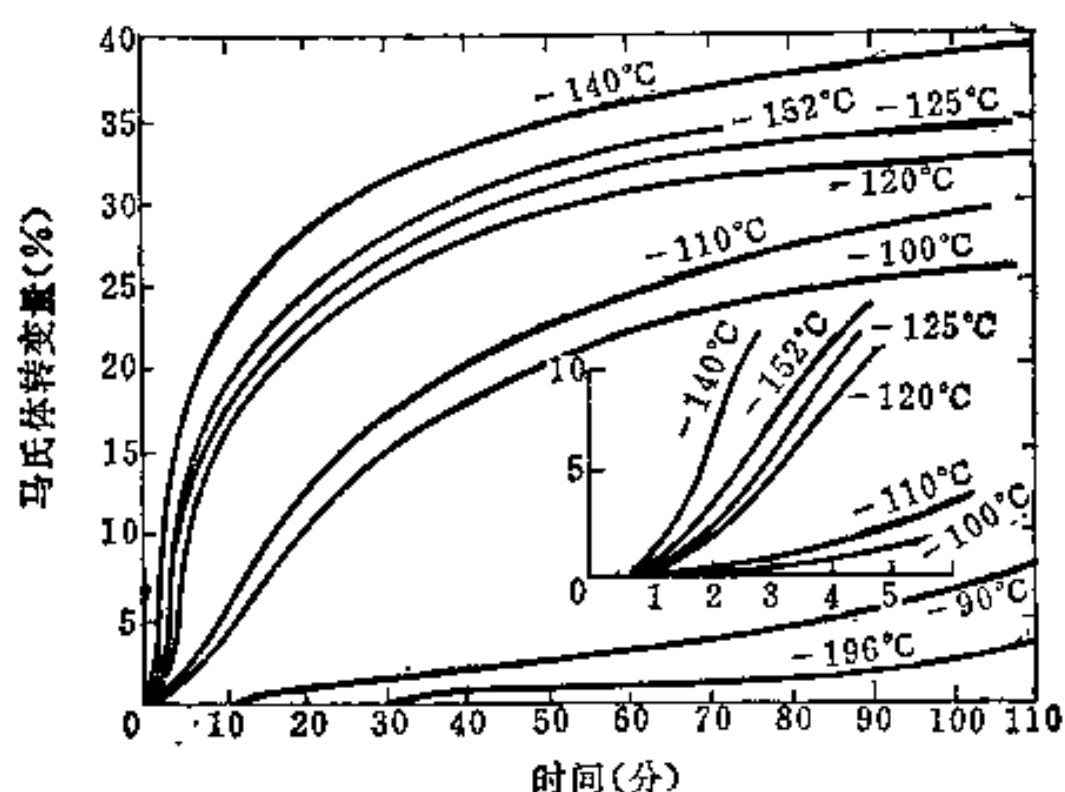


图3-36 Fe-23Ni-3.6Mn合金马氏体等温转变动力学曲线

马氏体的形成可以是原有马氏体片经等温而继续长大, 也可以是由奥氏体中马氏体重新形核长大。在残余奥氏体量较少 ($<40\%$) 时, 以前一种方式为主。这可能是由于在等温过程中, 在原先形成的变温马氏体附近因发生协作形变而含有高密度位错的残余奥氏体经受了回火, 使位错减少, 强度降低, 从而降低了马氏体转变的切变阻力; 同时, 马氏体在回火过程中畸变能也减少。结果便使马氏体转变所

需要的驱动力减小, 为在该温度下马氏体的继续长大创造了条件。当残余奥氏体量较

多 ($>50\%$) 时, 则以后一种方式为主, 这可能是由于残余奥氏体量较多时, 其中未经协作形变或形变量较小的地区可依赖于热激活形核而长成新的马氏体片之故。

目前对于马氏体的变温转变与等温转变间的内在联系还不完全清楚。有人认为, 变温转变可视为由在各个转变温度下的快速的等温转变所组成, 但造成上述表现形式不一的本质原因却未加说明。

应当指出, 虽然在工业用钢中等温马氏体量一般都不多 (少于 20%), 而且具有完全等温转变的合金也为数有限。不过, 研究等温马氏体的形核和长大过程, 对于揭示马氏体转变的本质和规律仍是很有意义的。

(三) 爆发式转变 一些 M_s 点低于 0°C 的 Fe-Ni、Fe-Ni-C 合金, 当奥氏体过冷至某一温度 M_B ($M_B \leq M_s$) 时, 在一瞬间 (几分之一秒内) 会骤然发生马氏体转变, 形成相当大量的马氏体, 这种马氏体形成方式称为爆发式转变。该转变往往伴有响声, 并释放出大量相变潜热 (使试样温度升高)。图3-38为 Fe-Ni-C 合金典型的马氏体转变曲线^[36]。其中直线部分即表示爆发式转变, 经爆发式转变后, 随温度降低, 又呈现为正常的变温转变。同时还可看出, 随含镍量的增加, 马氏体的爆发转变量先增后减, 其最大值可达 70% 。爆发转变量的这种变化, 显然是由于含镍量对奥氏体稳定化程度的影响所致。

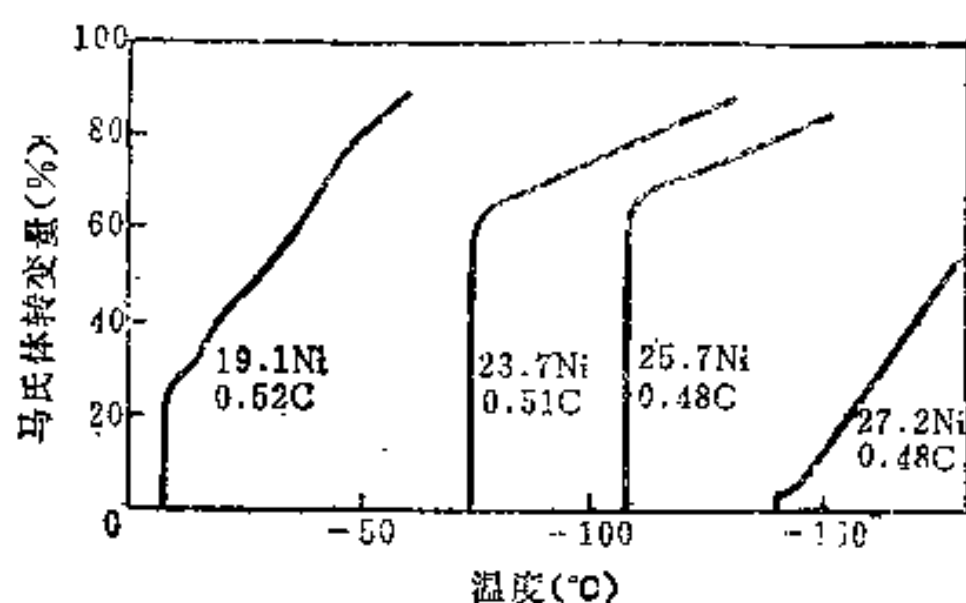


图3-38 Fe-Ni-C合金马氏体转变曲线
(1000°C 奥氏体化)



图3-39 Fe-25.1Ni-0.48C合金的马氏体组织

对 Fe-Ni-C 合金爆发式形成的马氏体组织的研究表明: 这种马氏体的惯习面为 $\{259\}_\gamma$, 有中脊, 马氏体片呈 “Z” 字形排列, 见图3-39。有人证实^[37], 在 $\{259\}_\gamma$ 马氏体的尖端有很高的应力场, 据此, 认为这种爆发式转变行为是由于一片马氏体的形成, 在其尖端处的应力将促使另一片马氏体按别的有利位向形成, 即所谓 “自促发” 形核所造成的, 以致呈现为连锁反应式的形态。因此, 可以把这类转变的动力学特点归结为自促发形核、瞬间长大。

由于晶界具有复杂的结构, 而往往成为爆发式转变传递的障碍, 故合金的晶粒愈细, 其爆发转变量将愈少。

爆发式转变和等温转变有时是交叉或相伴出现的, 形式多样。例如, 有的 Fe-Ni、Fe-Ni-Cr 合金经等温转变后又呈爆发式转变; 有的 Fe-Ni-Mn 合金在爆发式转变后再

经等温又呈等温转变^[36]。

(四) 表面转变 有些钢或合金试样的表面, 往往在比试样内部的 M_s 点高出几度到五、六十度的温度下会自发地形成马氏体, 其金相形态、长大速率和晶体学特征都和试样内部在 M_s 点以下所形成的马氏体不同, 这种只产生于表层的马氏体称为表面马氏体^[1]。

表面马氏体也是在等温条件下形成的, 其形核需要有孕育期, 据对Fe-30Ni-0.04C合金的研究表明^[37], 表面马氏体层的深度一般小于30微米, 形态基本上是条状, 长大速率较慢, 惯习面为 $\{112\}_v$ 或 $\{111\}_v$, 符合西山关系。而其内部的一般等温马氏体却与此不同, 它长大速率较快, 呈片状, 惯习面为 $\{225\}_v$, 符合K-S关系。

关于表面马氏体形成的原因, 一般认为是由于材料的自由表面不受压应力, 而内部却受三向压应力, 以致表面层相对于内部来说, 更有利于马氏体的形成, 从而表现出表面的 M_s 点要比内部的高。

上述表面转变的存在对于马氏体等温转变动力学研究是一个很大的干扰, 这不仅因为转变的不同一性给人们带来对结果分析的困难, 而且表面转变也激发内部的转变, 从而改变了整个等温转变过程。因此设法排除表面转变的影响, 以求恢复等温转变动力学的本来面目, 这对转变动力学定量理论的发展是十分有意义的。有关这方面的研究已取得一定进展^[38]。

§ 3-6 马氏体的性能

通常, 淬火钢的组织主要是马氏体, 钢的性能也主要由它所决定, 因此掌握马氏体的各种性能及其影响因素, 对于分析淬火钢的性能变化规律、设计或选用新钢种以及合理制订钢的热处理工艺等都有着重要的意义。

一、马氏体的硬度和强度

马氏体具有高硬度, 是其主要特性之一。马氏体的硬度主要决定于其含碳量, 而合金元素的影响较小。碳对马氏体和淬火钢硬度的影响见图3-40。图中曲线1表示马氏体的硬度, 可以看出, 含碳量在0.4%以下时, 硬度随含碳量增加而显著提高, 而在0.6%以上时, 硬度的增高则不显著。曲线2和3表示经不同温度淬火后钢的硬度, 可以看出, 当含碳量高于0.7%以后, 钢的硬度与马氏体的硬度变化趋势有所不同; 随含碳量增加, 钢的硬度反而下降, 这是由于残余奥氏体量增高所致。

许多研究表明^[38,39], 钢的屈服强度也随含碳量的增加而升高。图3-41是关于镍钢的实验结果^[38]。马氏体之所以具有高的硬度和强度, 一般认为是由于以下几方面原因造成的:

1. 过饱和碳引起强烈的固溶强化 马氏体中以间隙式溶入的过饱和碳原子将强烈地引起点阵畸变, 从而形成以碳原子为中心的应力场, 这个应力场与位错发生交互作用而成为碳钉扎位错, 故使马氏体显著强化。马氏体中碳量愈多, 强化也愈甚。但当含碳量超过0.4%以后, 可能由于碳原子靠得太近, 对某一定碳原子来说, 其周围应力场倒反而有所减弱, 使位错中心附近的交互作用难以实现, 故强化效果变小^[1]。在含碳量小于0.4%的情况下, 根据应力场的弹性力学处理, 得出了马氏体的屈服强度与碳浓度之

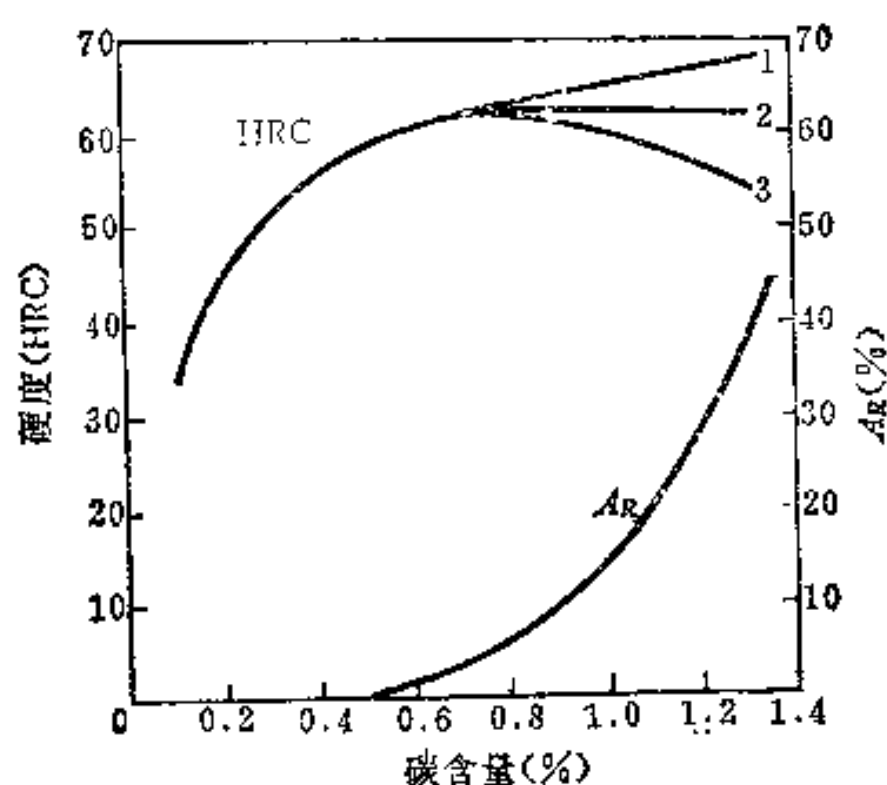


图3-40 含碳量对马氏体和淬火钢硬度的影响
1—马氏体的硬度；2—高于 A_{c1} 淬火后钢的硬度；3—高于 A_{c3} 或 A_{ccm} 淬火后钢的硬度； γ —残余奥氏体量（热处理状态同3）。

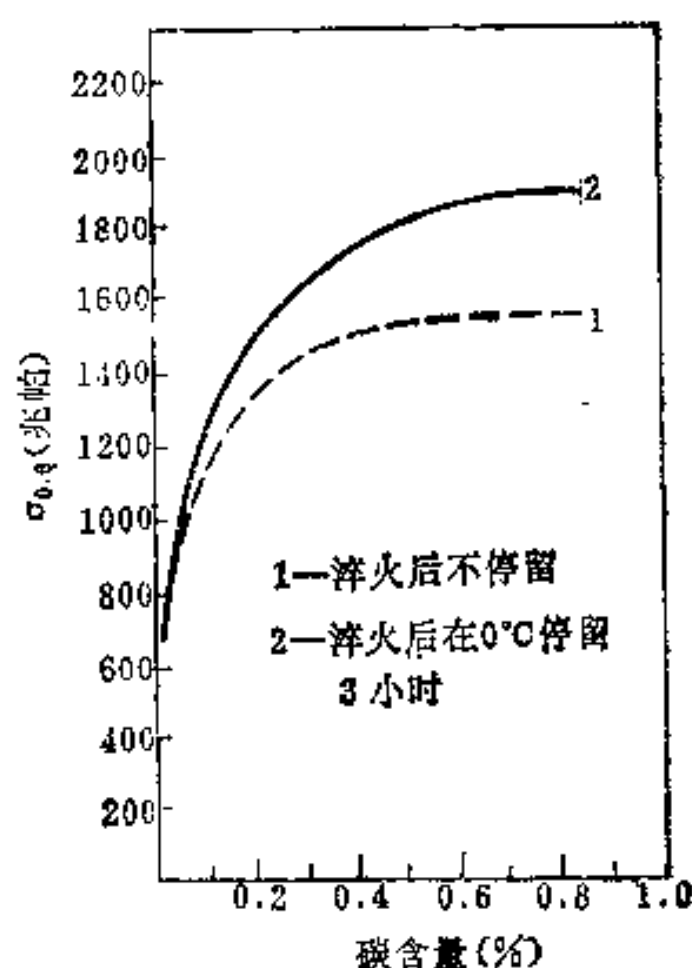


图3-41 镍钢的屈服强度($\sigma_{0.2}$)与含碳量的关系（淬火后在0°C测定）

间的关系为^[1]：

$$\sigma_s = 1.7 \times 10^5 (\%C)^{1/3} \text{磅/英寸}^2 = 11.72 \times 10^2 (\%C)^{1/3} \text{兆帕} \quad (3-8)$$

合金元素在马氏体中由于是以置换式溶入，对点阵引起的畸变远不如碳那么强烈，故固溶强化效果较小。

2. 马氏体中亚结构引起的强化 由于马氏体转变的切变性而使晶体中产生大量位错、孪晶等亚结构。在含碳量小于0.3%的碳钢中，其马氏体基本上属于板条状（位错型），这时它主要靠碳钉扎位错引起固溶强化，但当含碳量大于0.3%后，将出现片状马氏体，这时马氏体亚结构中的孪晶量将增多，而孪晶界往往是位错运动的障碍，故孪晶的存在将引起附加的强化。图3-42表示碳钢中碳量对马氏体硬度的影响^[41]。图中虚直线在0.3% C以下为实验值，在0.3% C以上为引伸线，表示碳钉扎位错的固溶强化作用；影线部分表示孪晶对硬度（强化）的影响。当含碳量大于0.8%后，硬度不再升高的原因是由于残余奥氏体量增多，即此时硬度曲线并未反映出高碳马氏体的真实硬度。钢中合金元素往往使 M_s 点降低，引起孪晶马氏体量增多，从而增大孪晶对强化的贡献。

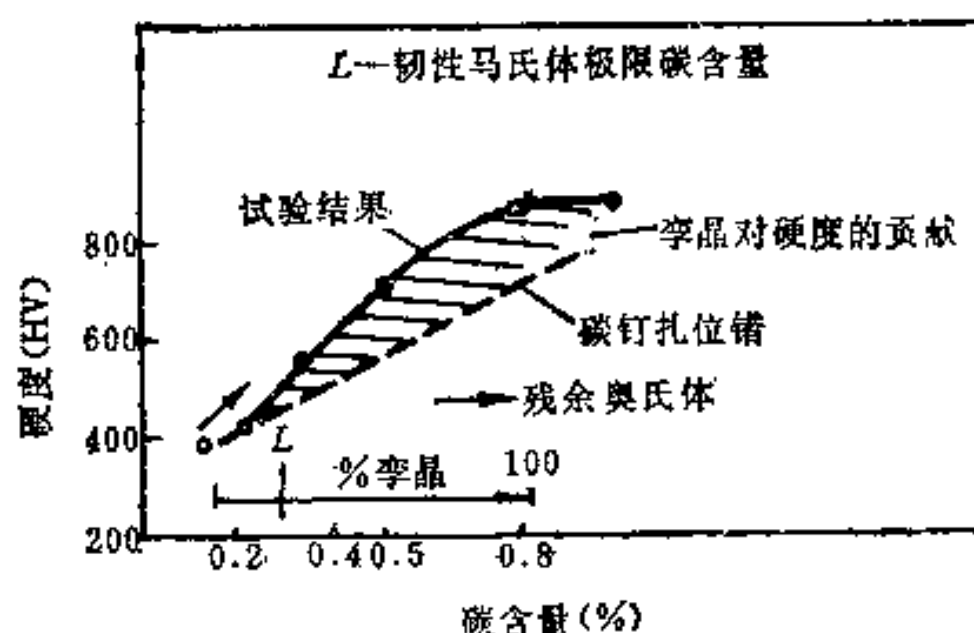


图3-42 碳钢中碳量对马氏体硬度的影响

3. 马氏体的时效强化 马氏体在淬火过程中，或淬火后在室温停留期间，或在外力作用下等等，往往都会发生“自回火”，即碳原子通过扩散发生偏聚甚至使碳化物弥散析出，使马氏体晶体内部产生超显微结构的不均匀性，从而引起时效强化。图3-41的曲线表明，镍钢淬火后在0°C时效3小时，屈服强度便有所提高；含碳量愈高，时效强化效果就愈显著。

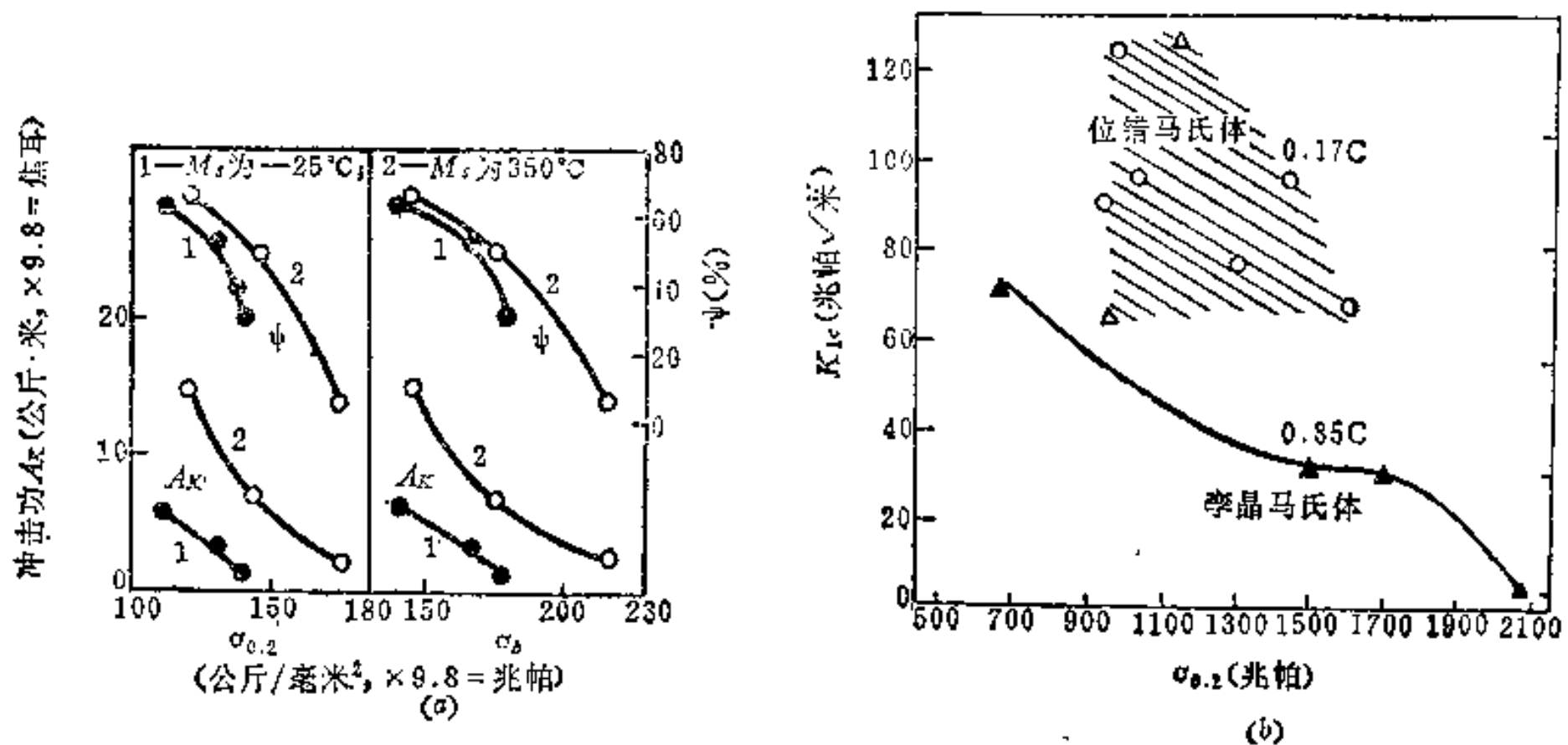


图3-44 不同形态马氏体对钢塑性和韧性的影响

(a) 镍钢; (b) 铬钢。

实验证实。

综上所述, 位错型(板条状)马氏体具有相当高的强度、硬度和良好的塑性、韧性, 即有高的强韧性; 而孪晶型(片状)马氏体则强度、硬度很高, 塑性、韧性很低。因此通过各种手段, 在保证足够强度、硬度的前提下, 尽可能减少孪晶马氏体的数量, 是改善强韧性, 充分发挥材料潜力的有效途径。

关于前面提到的高碳片状马氏体中易出现显微裂纹的问题, 据研究认为^[45, 46]是由于马氏体片在高速长大时互相撞击, 或与奥氏体晶界相撞, 产生了很高的应力场, 而高碳片状马氏体本身又很脆, 不能借塑性形变来松弛应力, 故产生了显微裂纹。这种显微裂纹既可能穿过马氏体片, 也可能沿马氏体片的边界出现, 见图3-45^[46]。显微裂纹一旦形成, 便给钢带来了附加的脆性, 在淬火应力的作用下将可能使显微裂纹发展成为宏观裂纹。研究表明, 这种显微裂纹形成的倾向主要与奥氏体晶粒大小及其含碳量密切相关。奥氏体晶粒愈粗大, 则早期形成的马氏体片就愈大, 其受别的马氏体片撞击的机会也愈多, 故显微裂纹形成倾向愈大。奥氏体的含碳量愈高, 其 M_s 点愈低, 从而使形成片状马氏体的倾向增大, 故显微裂纹形成倾向也愈大。对板条状(位错型)马氏体来说, 由于其塑性较好, 加之板条平行生长, 其相互撞击的机会也较少, 故一般不易出现这种显微裂纹。



图3-45 1.1C-10Ni钢片状马氏体中的显微裂纹

(a) 为裂纹穿过其片, b) 为裂纹沿其边界产生)

由此可见, 高碳钢过热后淬火特别容易开裂, 即使未开裂也会导致钢的机械性能(强度、塑性、韧性)变坏, 显然与奥氏体晶粒粗大和马氏体含碳量过高而使显微裂纹形成

倾向增大有关。故生产中为了防止在高碳马氏体中出现显微裂纹,使高碳钢获得良好的综合机械性能,往往采用较低的淬火加热温度和缩短保温时间,以求获得隐针马氏体(指尺寸十分细小的马氏体,以致在光学显微镜下难以辨认其形态)和减少马氏体的含碳量。

三、马氏体的物理性能

在钢的各种组织中,以马氏体的比容为最大,奥氏体的比容为最小,珠光体则介于其间。这样,淬火时奥氏体向马氏体的转变必将引起体积膨胀,这是引起钢件淬火变形和开裂的重要原因(详见第六章)。钢中不同组织组成物的比容与其含碳量的关系见图3-46。淬火钢中常有残余奥氏体存在,它可以起着抵消因马氏体形成而引起的体积胀大的作用。通过热处理工艺的改变可以使残余奥氏体量发生变化,如控制得当,可使淬火钢的体积既不胀大,也不缩小。利用马氏体形成时比容增大的特性,可采用膨胀法来研究马氏体的转变过程。马氏体具有铁磁性。由于马氏体是固溶体,因而具有较高的矫顽力 H_c ,并且随含碳量增高而增高。利用马氏体具有铁磁性而奥氏体具有顺磁性的特点可以用磁性法来研究马氏体的转变过程和测定残余奥氏体含量。

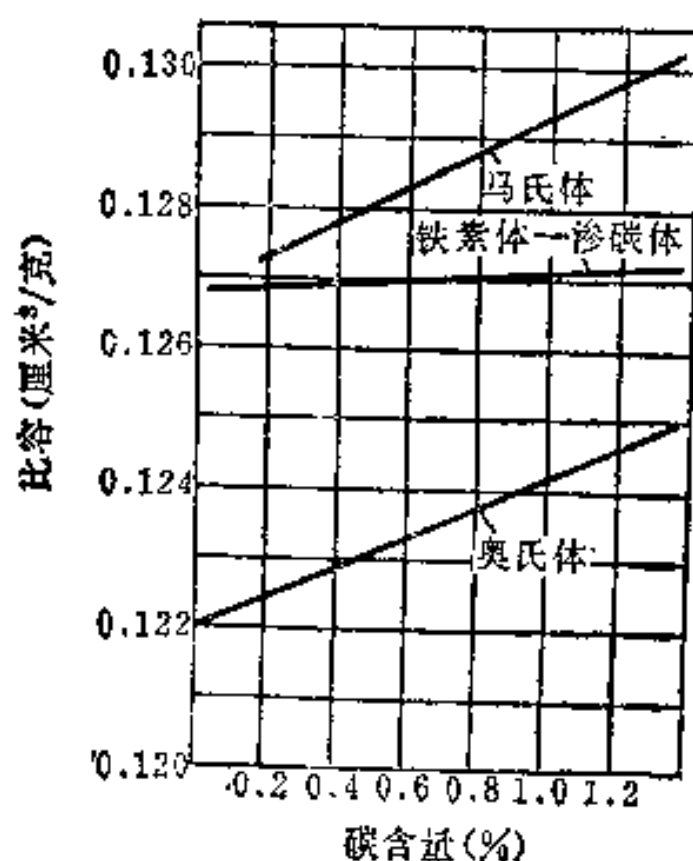


图3-46 钢中马氏体、奥氏体和铁素体-渗碳体混合物的比容与含碳量的关系

四、马氏体的相变诱发塑性

很早就发现,合金在马氏体转变过程中塑性有所增长,这种现象称为相变诱发塑性。钢在马氏体转变时也出现这种塑性。

图3-47^[47]为Fe-15Cr-15Ni合金淬火后在不同温度下进行拉伸时测得的延伸率值的变化。可以看出,在 $M_s \sim M_f$ 温度范围内,延伸率有明显提高。显然,这是由于塑性形变诱发形成了马氏体,而马氏体一旦形成又诱发了塑性所致。

引起马氏体相变诱发塑性的原因,一方面是由于应变诱发马氏体的产生,提高了加工硬化率,使已发生塑性形变的区域难于继续发生形变,阻抑了颈缩形成,即提高了均匀形变的塑性。另一方面是由于塑性形变而引起的应力集中处产生了应变诱发马氏体,而马氏体的比容比母相为大,使该处的应力集中得到松弛,从而有利于防止微裂纹的形成;即使微裂纹已经产生,裂纹尖端的应力集中也会因马氏体的形成而得到松弛,从而有助于抑制微裂纹的扩展,其结果表现为使合金的塑性增长。

近来的研究表明,马氏体相变诱发塑性也有利于提高钢的韧性。例如,图3-48^[48]表示含0.6C的铬镍锰钢先经1200°C加热淬火,并于420°C(在奥氏体状态下)形变75%后,在不同温度下的断裂韧性。可以看出,在100°C钢还处于奥氏体状态时的 K_{Ic} 值远比钢在-20°C时(有马氏体存在)为低。如将高温区曲线外推至低温,则在0°C时因相变诱发塑性可使 K_{Ic} 提高约66兆帕·√米(60千磅·英寸^{3/2})。

马氏体相变塑性的发现引起了人们很大的关注。近年来根据这一原理特意设计出多

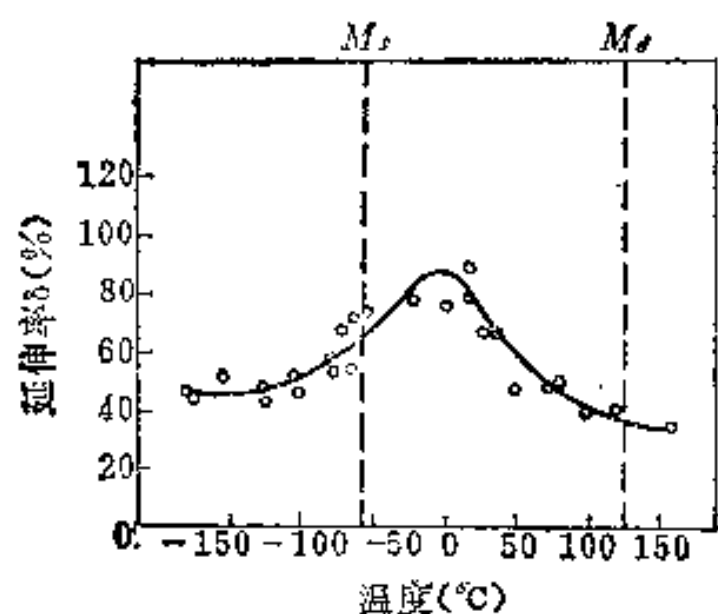


图3-47 Fe-15Cr-15Ni合金在 $M_s \sim M_d$ 温度范围内的相变诱发塑性

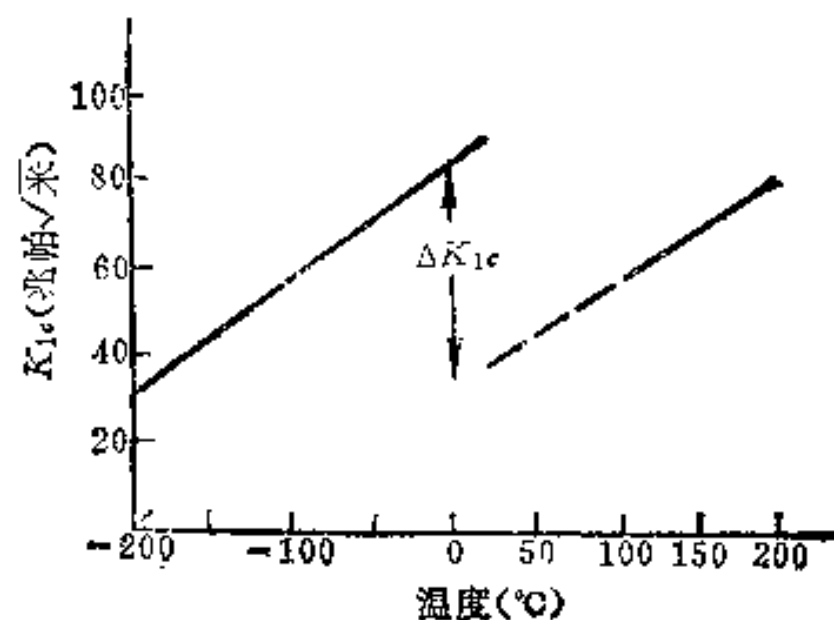


图3-48 0.6C-9Cr-8Ni-2Mn钢经淬火并于420°C形变75%后, 在不同温度下的断裂韧性

种相变诱发塑性钢 (即 TRIP 钢), 简称变塑钢, 其 $M_d > 20^\circ\text{C} > M_s$ 。这样钢在室温下形变时即可诱发形成马氏体, 从而诱发出塑性, 使钢获得很高的强韧性。实践表明, 通过马氏体相变诱发塑性的研究将为促进钢强韧化热处理工艺的发展和新型高强度钢的研制开辟更为广阔的前景。

但也应指出, 并非所有能产生应变诱发马氏体的钢都会具有明显的相变诱发塑性的效果^[49,50]。据研究表明^[49], 只有在残余奥氏体含量高于 30~40% 的钢中才会表现出明显的效果。

§ 3-7 奥氏体的稳定化

一、奥氏体的稳定化现象

生产中很早就发现, 钢在奥氏体化后的冷却过程中, 如在 M_s 点以上或以下某一温度作停留, 待继续冷却时便会使过冷奥氏体向马氏体的转变呈现迟滞, 亦即引起马氏体开始转变或继续进行转变的温度降低, 或者使残余奥氏体量增多。随后又发现, 对过冷奥氏体进行某种程度的塑性形变, 甚至在马氏体形成过程中由于使相邻母相奥氏体产生了协作形变也会使马氏体转变呈现迟滞。以上这些由于外界条件的变化而引起奥氏体向马氏体转变呈现迟滞的现象称为奥氏体稳定化。

根据奥氏体稳定化的性质, 通常可将其分为热稳定化和机械稳定化。但是在钢的热处理中两种性质不同的稳定化常常是重迭的和相互作用的。因此, 最终的奥氏体稳定化程度实际上是由这两种性质的稳定化综合作用的结果。

二、奥氏体的热稳定化

所谓奥氏体的热稳定化是指钢在淬火冷却过程中由于冷却缓慢或作中途停留而引起奥氏体向马氏体转变呈现迟滞的现象。

前而曾指出, 在连续冷却时变温马氏体的转变量取决于最终冷却到达的温度, 而与停留时间无关。这是为了说明变温马氏体和等温马氏体形成动力学的主要区别, 有意忽略某些次要的影响因素而得出的结论。它和实际情况是有出入的。例如, 图 3-49 所示为 T12 钢的奥氏体热稳定化现象, 图中纵坐标为磁强计读数, 它和马氏体转变量成正比,

钢的化学成分对奥氏体热稳定化有着显著影响。钢中含碳量愈高，奥氏体稳定化程度愈大，不同的钢种有着不同的稳定化倾向。

奥氏体化后的冷却速度对热稳定化也有着一定的影响，见图 3-52^[53]。可以看出，冷速（超过临界冷速）愈大，残余奥氏体量愈少。这种现象在图 3-53^[52]中也可清楚地看出。该图中三条曲线的形状基本上相同，但空冷时残余奥氏体量最多，水冷时最少，油冷时介于其间。由于连续冷却过程可被看成是由无数级的等温过程所组成，因此连续冷却时冷速的快或慢也就相当于在各个温度下等温（停留）时间的短或长。可见，冷速对奥氏体稳定化的影响实质上可视为等温（停留）时间的影响。

目前对奥氏体热稳定化的形成原因尚无统一见解。一般认为，这是由于在适当温度停留的过程中，奥氏体中间隙固溶的碳（也可能还有氮）原子与位错相互作用，形成了钉扎位错，即柯氏气团，因而强化了奥氏体，使马氏体转变的切变阻力增大所致。也有人认为，在适当温度停留时，碳（也包括氮）等间隙原子将向位错界面（即马氏体核胚与奥氏体的界面）偏聚，形成柯氏气团，阻碍了晶胚的长大，从而引起稳定化。不论上述哪一种观点，它们都是建立在原子热运动规律的基础上的。显然，根据这一模型不难想象，随着温度的升高，由于碳原子热运动的增强，这种柯氏气团的数量将会增多，因

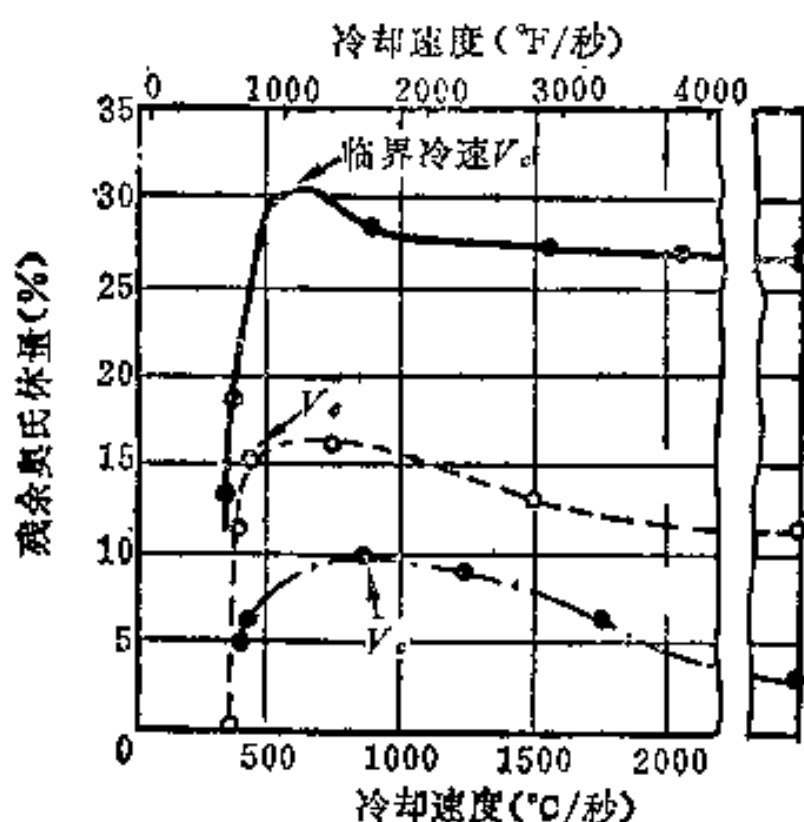


图3-52 冷却速度对淬火钢中残余奥氏体量的影响 (V_c 为临界冷速)

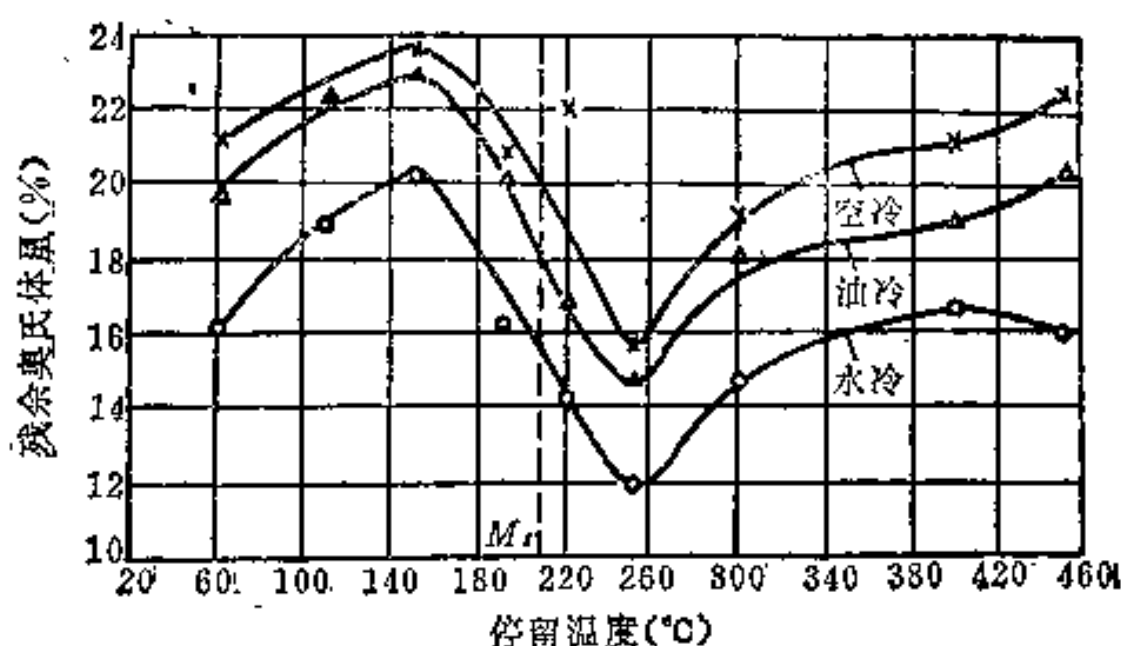


图3-53 Cr12钢在不同温度停留后分别于空气、油、水中冷却对残余奥氏体量的影响

而热稳定化倾向也愈大；反之，如停留温度愈低（包括在 M_s 点以下），热稳定化倾向就愈小。但若停留温度过高，由于碳原子扩散能力显著增大，足以使之脱离位错而逸去，使柯氏气团破坏，以致造成稳定化倾向降低，甚至消失。此即所谓反稳定化。应用这一理论可以很好地解释图 3-51、3-53 中曲线右侧部分的变化规律。

三、奥氏体的机械稳定化

前已指出，在 M_s 点以上的温度对奥氏体进行大量塑性形变，将会抑制在随后冷却时的马氏体转变，使 M_s 点降低，即引起奥氏体稳定化，称为奥氏体的机械稳定化。图 3-54^[54]是对 Fe-Cr-Ni 合金的实验结果。可见，少量塑性形变对马氏体转变有促进作用，而大量塑性变形则对马氏体转变有抑制作用。但形变温度愈高，塑性形变量对奥氏体的稳定性的影响愈小。

塑性形变对马氏体转变之所以会产生两种完全相反的效应，其原因在于形变在母相中造成了不同的缺陷组态。当小量形变时，往往使奥氏体中层错增多，同时在晶界和孪晶界处因生成位错网和胞状结构而出现更多的应力集中部位^[27]。这些缺陷组态有利于马氏体的形核，但当形变度较大时，奥氏体中将形成大量高密度位错区和亚晶界，使母相强化，从而引起奥氏体稳定化。

此外，在马氏体转变过程中，因马氏体的形成而引起其相邻奥氏体的协作形变，以及因马氏体形成时伴有3%左右的体积膨胀，使未转变的奥氏体处于受压状态等也都将引起奥氏体的机械稳定化。显然，马氏体的转变量愈多，由之引起的机械稳定化程度也愈大。在 M_s 点以下，存在着热稳定化与机械稳定化的综合作用，但由于停留温度愈低，热稳定化作用愈小，而机械稳定化作用却愈来愈大。因此图3-51、3-53中左侧部分（ M_s 点以下）曲线的变化规律表明，停留温度开始降低时，使残余奥氏体量增多的原因主要是由于马氏体转变本身所引起的机械稳定化造成的。但继续降低停留温度时，尽管奥氏体的机械稳定化倾向更大，而此时未转变的奥氏体量实际已很少，故反而使曲线下降。至于在 M_s 点附近，残余奥氏体量出现谷值的原因是由于在此温度附近热稳定化和机械稳定化程度都较小之故。

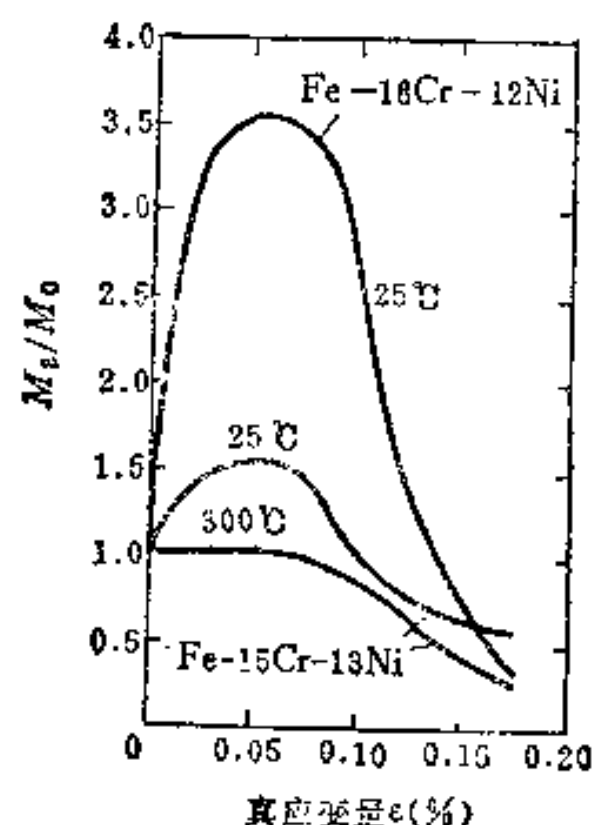


图3-51 Fe-Cr-Ni合金在 M_s 点以上的塑性形变对随后冷却时马氏体转变量的影响

M_s —形变奥氏体在液氮中冷处理后的马氏体量； M_0 —未形变奥氏体经相同处理后的马氏体量。

四、奥氏体稳定化规律在生产中的应用

钢中残余奥氏体的存在对性能会产生一系列的影响，而这种影响又与残余奥氏体的数量、形态、分布和稳定性有关，情况十分复杂。依具体情况不同，残余奥氏体对钢性能的影响有时有益，而有时却有害。这就要求我们利用奥氏体稳定化的规律，通过热处理工艺的改变来使之满足实际生产的需要。下面仅就控制残余奥氏体的数量和稳定性方面作简要讨论。

1. 为减少工件淬火变形而有意使其保持一定的残余奥氏体量。常用的方法有：

① 分级淬火，利用在 M_s 点以上某一温度下适当停留，使奥氏体发生一定的稳定化效果，以控制残余奥氏体量。

② 等温淬火，利用在 M_s 点以上的等温停留，使钢发生一定量的下贝氏体转变，或者先冷至 M_s 点以下使之生成一定数量的马氏体，随后再升温至 M_s 点以上进行适当停留。同样可有效地控制残余奥氏体量。

③ 提高奥氏体化温度，使碳化物较多地溶入，以提高奥氏体的含碳量，降低其 M_s 点。

2. 为了保证工件有较高的硬度和耐磨性，而尽量减少其残余奥氏体量：

① 采用冷却较快的普通淬火（油淬或水淬），它可使奥氏体具有最小的稳定化程

度,但这仅适用于形状简单的工件。

② 采用在 M_s 点附近作短时停留的分级淬火,这时奥氏体稳定化程度比在较高温度的分级淬火来说要小。

③ 淬火后进行冷处理时两者的间隔时间应尽量缩短。但有些高碳工具钢淬火后,如接着进行冷处理往往易于开裂,故不得不采取先进行适当的低温回火再冷处理的方法,而这样会引起奥氏体的稳定化,降低冷处理的效果。

④ 淬火后在一定温度下回火,使残余奥氏体发生反稳定化,在回火冷却中转变为马氏体,以提高钢的硬度和强度。如 W18Cr4V 高速钢经淬火后残余奥氏体含量高达约 25~30%,经 560°C 加热回火,即发生反稳定化过程(亦称催化作用),在随后油冷过程中可部分地转变为马氏体。这种回火重复多次,可使残余奥氏体含量减少到 1~3%。有趣的是,在回火冷却过程中如在某一温度(250°C)停留,又会使奥氏体稳定化,但重新加热至 560°C 后,又将发生反稳定化,即出现了可逆性。

3. 为了保证工件尺寸的稳定性和钢的强韧性而提高残余奥氏体的稳定性(热稳定性和机械稳定性)。有些高碳合金钢制精密工具或构件(如量具、轴承等),在使用过程中由于残余奥氏体在淬火内应力的作用下会自发地转变为马氏体,引起工件体积胀大,造成其形状和尺寸的变化或时效开裂,从而使精度降低或报废。为此,在进行正常的淬火-冷处理-回火以后,尚需在适当温度(低于回火温度)下进行较长时间的时效,以便对残余奥氏体起稳定化作用,使之在使用时不致发生转变。对于高强度或超高强度钢制零件要求有较高的强韧性。实践表明,当钢中存在适当数量的残余奥氏体,并具有较高的机械稳定性(在承受应变时抵抗应变诱发相变的能力)时可以获得高的强韧性。如果残余奥氏体在应力作用下形成应变诱发马氏体,则由于其含碳量较高,又未经回火,将使钢的韧性恶化。残余奥氏体的机械稳定性与其 M_s 点直接相关。如形变温度低于 M_s 点愈多,则形成的应变诱发马氏体量愈多,即表现为机械稳定性愈低。残余奥氏体的 M_s 点主要由其化学成分所决定,而它又在很大程度上受热处理工艺所控制。据最近的研究表明^[55,57], AISI4340 和 300M 钢油淬和 250°C 等温淬火得到的残余奥氏体的机械稳定性极低,当拉伸形变 0.2% 时已大部分转变,而形变 2% 时则几乎已全部转变。但空冷状态下得到的残余奥氏体经 2% 形变后只转变 1/3,至变形 10% 时才转变了一半,直至形变 20% 时才全部转变。此外,回火温度也影响机械稳定性,一般在低温回火时可提高机械稳定性,这是由于此时在奥氏体中形成了大量柯氏气团,提高了马氏体转变的切变阻力,使 M_s 降至形变温度以下所致。而当回火温度较高时则出现反稳定化,而且此时残余奥氏体也可能分解析出碳化物,结果使 M_s 点又上升至形变温度以上,故反而又使机械稳定性降低^[56]。

参 考 文 献

- [1] 徐祖耀, 马氏体相变与马氏体, 科学出版社。
- [2] C. Zener, Trans. AIME., 167 (1946), 55 (转引自[1]中P.208[32])。
- [3] G. Kurdjumov, JISI., 195 (1960), 26.
- [4] G. Krauss, A. R. Marder, Met. Trans. 2 (1971), 2343.
- [5] H. R. Clark, Proc. ICOMAT-82, C4-517.
- [6] G. Thomas, M. Sarikaya, Proc. Intern. Conf. on Solid-Solid Phase Transformation, 1981.
- [7] G. Thomas, Proc. ICOMAT, 1979, P.12.

- [8] 徐祖耀等: 上海金属, 1982, 4卷, 3期, 46页。
- [9] 冯端等: 金属物理 (下册), 科学出版社, 487页。
- [10] 刘云旭主编: 金属热处理原理, 71页。
- [11] G. Thomas, B. V. N. Rao: Мартенситные Превращения (ICOMAT-77), Киев, Наукова Думка, 1977, P. 57.
- [12] 郭可信: 金属与合金中相变的电子显微镜透射观察, 1964。
- [13] 牧正志, 田村今男: 日本金属学会会报, 13 (1974), 5, 329. (姚忠凯等编译《钢的组织转变》, 78页)。
- [14] 贡海: 金属热处理, 3 (1982), 1页。
- [15] 松田昭一等: (转引自[13])。
- [16] B. V. N. Rao, et al.: Proc. of 3rd Intern. conf. on Martensite Transformation, Boston, 1979, P. 12.
- [17] D. L. Williamson, et al.: Met. Trans. 10A (1979), 329.
- [18] 牧正志, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), 7, 852.
- [19] G. Thomas: Met. Trans., 9A (1978), 439.
- [20] C. A. Apple, et al.: (姚忠凯等编译《钢的组织转变》, 69页)。
- [21] G. Thomas: Met. Trans., 2 (1971), 2373.
- [22] M. Umemoto, Tamura: Proc. of ICOMAT-1982, C4-523.
- [23] P. M. Kelley, J. Nutting: Proc. Roy. Soc. London, 269 (A), (1960), 45.
- [24] P. M. Kelley, J. Nutting: JISI, 197 (1961), 199.
- [25] R. G. Davies, C. L. Magee: Met. Trans., 2 (1971), 1939.
- [26] W. Steven, A. G. Haynes: JISI, 183 (1956), 349.
- [27] 田村今男: 日本金属学会会报, 18 (1979), 239.
- [28] 刘永铨主编: 钢的热处理, 63页。
- [29] A. S. Sastri, D. R. F. West: JISI, 203 (1965), P. 138.
- [30] 上海工具厂: 刀具热处理, 上海人民出版社, 1980年, 358页。
- [31] 胡磨祥、钱苗根主编: 金属学, 上海科技出版社, 1980年, 358页。
- [32] W. H. Harris, M. Cohen: Trans. AIME, 180 (1949), P. 447.
- [33] D. P. Koistinen, R. E. Marburger: Acta Met. 7 (1959), P. 59.
- [34] G. Krauss: Principles of Heat Treatment of steel, ASM, Metals Park, Ohio 44073, P. 55.
- [35] E. S. Machlin, M. Cohen: Trans. AIME, 191 (1951), P. 746.
- [36] A. R. Entwisle: (姚忠凯等编译《钢的组织转变》, 36页)。
- [37] J. A. Klostermann, W. G. Burgers: Acta Met., 12 (1964), P. 355.
- [38] R. G. Winchell, M. Cohen: Trans. ASM, 55 (1962), P. 347.
- [39] M. Tanaka, et al.: ISIJ, 14 (1974), P. 101.
- [40] A. R. Marder, G. Krauss: (转引自[1]中163页)。
- [41] G. Thomas: Iron and Steel International, 46 (1973), P. 451.
- [42] 北航、西北工大: 钢铁热处理, 1977年, 121页。
- [43] J. McMahon, G. Thomas: (转引自[1]中211页[141])。
- [44] G. J. Klems, et al.: Met. Trans., 7A (1976), 839.
- [45] M. G. Mendiratta, G. Krauss: Met. Trans., 3 (1972), 1755.
- [46] R. G. Davies, C. L. Magee: Met. Trans., 3 (1972), 307.
- [47] Г. В. Курдюмов, и др.: (转引自[1]中427页[10])。
- [48] S. D. Antolovich, B. Singh: Met. Trans., 2 (1971), 2135.
- [49] R. M. Horn, R. O. Ritchie: Met. Trans., 9A (1978), 1039.
- [50] P. C. Maxwell, et al.: Met. Trans., 5 (1974), 1319.
- [51] 徐祖耀: 北京钢铁学院学报, 4 (1957), 26页。
- [52] 康沫狂: 第一届全国热处理年会论文选集, 1964年, 96页。
- [53] 北京钢铁学院: 金属热处理, 中国工业出版社, 61页。
- [54] 须藤一等: 金属组织学, 1972, P. 161.
- [55] 康沫狂等: 西工大科技资料64224号。
- [56] 黄麟基等: 第三届全国热处理年会论文汇编 (I), 1982年, 39页。
- [57] J. C. Bokros, E. R. Parker: Acta Met., 11 (1963), 1291.
- [58] R. Pati, M. Cohen: Acta Met., 17 (1969), 189.

第四章 贝氏体转变

如前所述, 贝氏体转变是过冷奥氏体在介于珠光体转变和马氏体转变温度区间的一种转变, 又简称为中温转变。由于贝氏体, 尤其是下贝氏体组织具有良好的综合机械性能, 故生产中常将钢奥氏体化后过冷至中温转变区等温停留, 使之获得贝氏体组织, 这种热处理操作称为贝氏体等温淬火。对于有些钢来说, 也可在奥氏体化后以适当的冷却速度 (通常是空冷) 进行连续冷却来获得贝氏体组织。采用等温淬火或连续冷却淬火获得贝氏体组织后, 除了可使钢得到良好的综合机械性能外, 还可在较大程度上减少像一般淬火 (得到马氏体组织) 那样产生的变形和开裂倾向。因此, 研究贝氏体转变及其在生产实践中的应用, 对于改善钢的强韧性, 促进热处理理论和工艺的发展均有着重要的现实意义。

由于贝氏体转变所处的特定温度区间, 决定了它兼有珠光体转变和马氏体转变的某些特性, 加之其转变产物的形态多种多样, 这就使得贝氏体转变成为一个涉及面广而十分复杂的问题。可以说, 目前对于贝氏体转变的认识还很不成熟, 甚至对于像贝氏体的定义之类的基本问题也还在讨论之中, 至于对其转变机理的看法就分歧更大。因此, 本章主要阐述有关贝氏体转变的基本特点和规律, 转变产物的组织形态、性能及其影响因素等, 而对其转变机理只作一般性介绍。

§ 4-1 贝氏体的组织形态和亚结构

贝氏体组织十分复杂, 以致对贝氏体的定义至今未取得统一的认识。据目前多数人的意见, 大体上可把贝氏体描述为由条片状铁素体和碳化物 (有时还有残余奥氏体) 组成的非片层状组织, 以示与珠光体这种片层状组织相区别。实际上, 这一定义仍是很不完善的。由于贝氏体中铁素体和碳化物的形态与分布特点不同, 使贝氏体显微组织呈现为多种形态。据此, 通常可将其分为: ①上贝氏体; ②下贝氏体; ③无碳化物贝氏体 (Carbide-free bainite); ④粒状贝氏体 (Granular bainite); ⑤反常贝氏体 (Inverse bainite); ⑥柱状贝氏体等。其中以上贝氏体、下贝氏体最为常见, 粒状贝氏体次之, 其余的较为少见。现分别简述如下。

一、上贝氏体

上贝氏体是在贝氏体转变区较上部的温度范围内形成的。它是由成束的、大体上平行的条状铁素体和条间的呈粒状或条状的渗碳体 (有时还有残余奥氏体) 所组成的非片层状组织。在光学显微镜下, 当其转变量不多时, 可以看到成束的条状铁素体自晶界向晶内生长, 形似羽毛般 (图 4-1 a), 故有羽毛状贝氏体之称, 此时无法分辨其条间的渗碳体。但在电子显微镜下, 可较清晰地看到上贝氏体中的铁素体和渗碳体的形态 (图 4-1 b^[58]、c^[52])。

与板条状马氏体相似, 上贝氏体中由大体上平行排列的铁素体板条所构成的“束”



(a)



(b)



(c)

图4-1 上贝氏体组织

(a) 光学金相 (30CrMnSiA 钢, 400°C 等温 30 秒), 1000×; (b) 电子金相 (复型, 60 钢, 900°C 加热, 按 50°C/秒冷却), 5000×; (c) 电子金相 (薄膜透射, 暗场, 60CrNiMo 钢, 495°C 等温), 12500×。

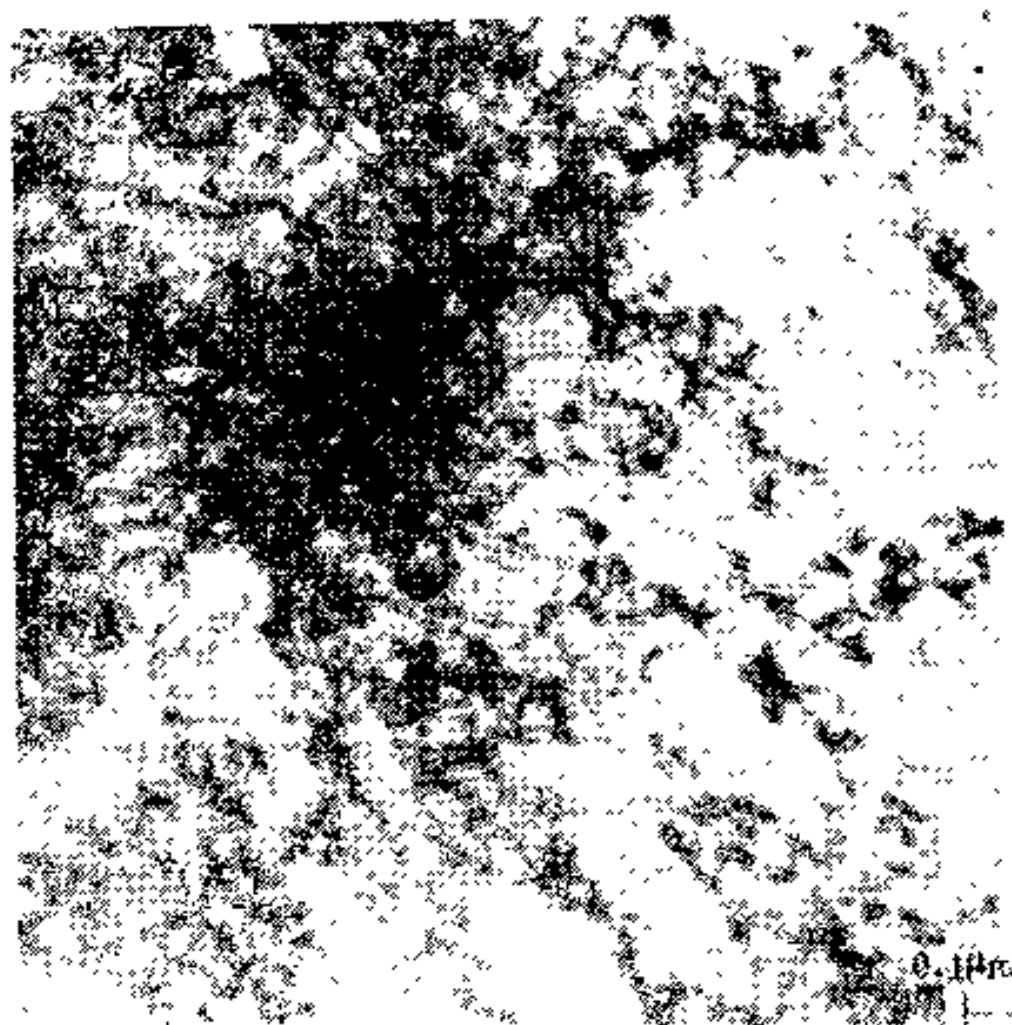


图4-2 上贝氏体中的位错组态
(0.21C-1.5Mn-0.5Mo-B 钢, 以 60°C/分速度冷却)

的尺寸对其强度和韧性有一定影响，故往往把束的平均尺寸视为上贝氏体的“有效晶粒尺寸”。^[4]各束间有较大的位向差。束中各相邻铁素体板条间存在着较小的位向差（几度至十几度）。上贝氏体铁素体中的含碳量近于平衡状态的浓度，其板条的宽度通常比相同温度下形成的珠光体铁素体片为大。上贝氏体形成时也具有浮凸效应。研究表明，上贝氏体铁素体与其母相间具有一定的晶体学位向关系。同时，电镜薄膜透射表明，上贝氏体铁素体中存在一定的位错组态，见图 4-2^[9]，其中暗黑色处为位错密度较高的部位。上贝氏体组织的形态往往因钢的成分和形成温度不同而有所变化。当钢中含碳量增

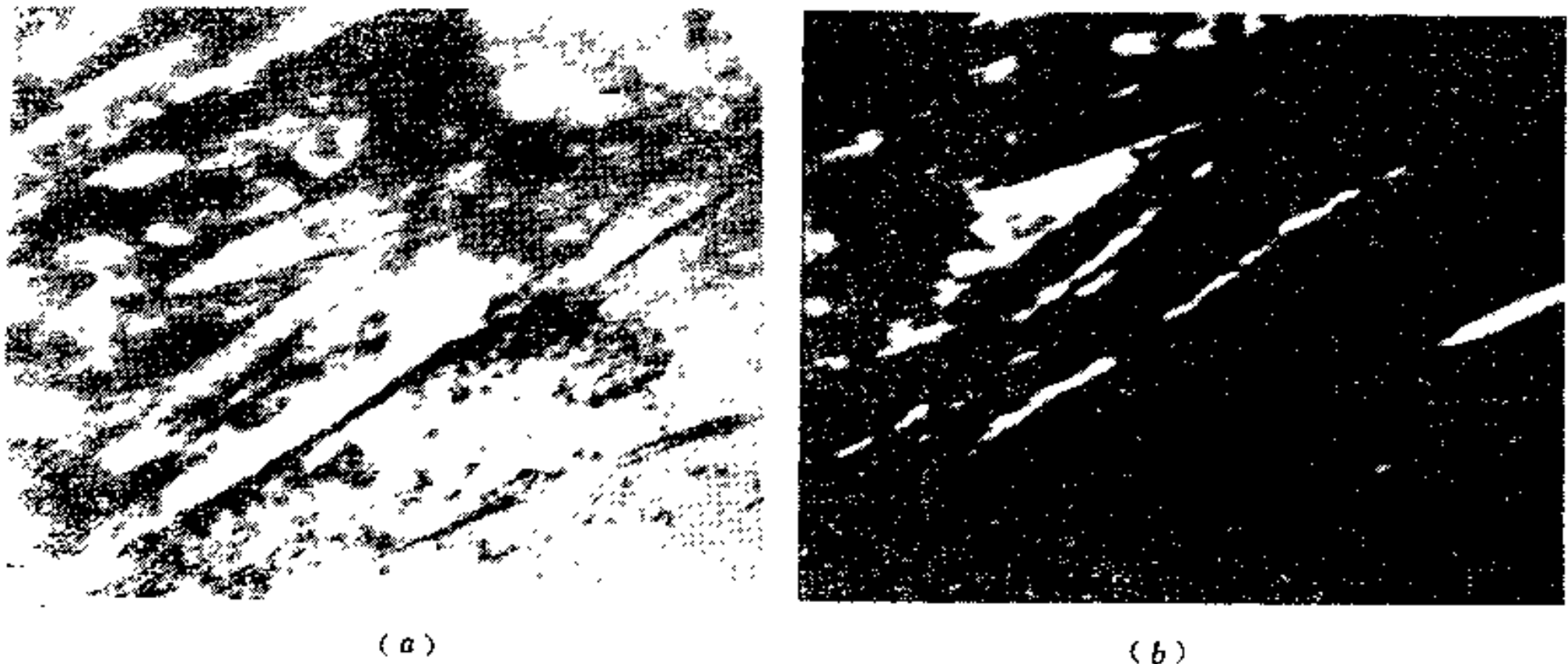


图4-3 40CrMnSiMoVA钢中的特殊上贝氏体组织(310℃等温15分，薄膜透射)，36000×
(a) 明场像；(b) 暗场像。

加时，上贝氏体铁素体板条趋于变薄，渗碳体量增多，并由粒状、链珠状变到短杆状，甚至不仅分布于铁素体板条之间，而且还可能分布于铁素体板条内部^[46]。钢中含有较多量硅、铝等元素时，由于它们具有延缓渗碳体沉淀的作用^[1,10]，使上贝氏体铁素体板条间很少或基本上不沉淀出渗碳体，而代之以富碳的稳定的奥氏体，并保留到室温，成为一种特殊的上贝氏体组织，见图 4-3^[35]。随形成温度的降低，铁素体板条变薄，且渗碳体变得更为细密^[2]。

二、下贝氏体

下贝氏体是在贝氏体转变区下部的温度范围内形成的，它也是由铁素体和碳化物构成的复相组织。在低碳（低合金）钢中，这种贝氏体铁素体的形态通常呈板条状，若干个平行排列的板条便构成一束（见图 4-4），与板条状马氏体很相似。在高碳钢中，贝氏体铁素体则往往呈片状，各个片之间互成一定的交角（见图 4-5）^[54]，与片状马氏体很相似。而在中碳钢中，则两种形态的贝氏体铁素体兼有之（见图 4-6）。

研究表明，下贝氏体大多是从晶界开始形成，但也有在晶粒内部形成。在电子显微镜下可清晰地看到，不论贝氏体铁素体是呈板条状或片状，在其基体上都沉淀着许多细微的碳化物（有时也可能还有残余奥氏体），它们与铁素体的长轴呈 55~60° 的方向较整齐地排列着（图 4-4、4-5b 和 4-6b、c）。这与回火马氏体的特征迥然不同（详见第七章）。

下贝氏体形成时也有表面浮凸效应。但研究表明^[20]，上、下贝氏体的表面浮凸(图

4-7⁽⁵²⁾) 与马氏体不同。就浮凸的侧断面来说, 马氏体的表面浮凸呈“N”形, 而上、下贝氏体的却呈“A”或“V”形。据此, 有人认为马氏体与上、下贝氏体中引起表面浮凸的原因可能是不同的。

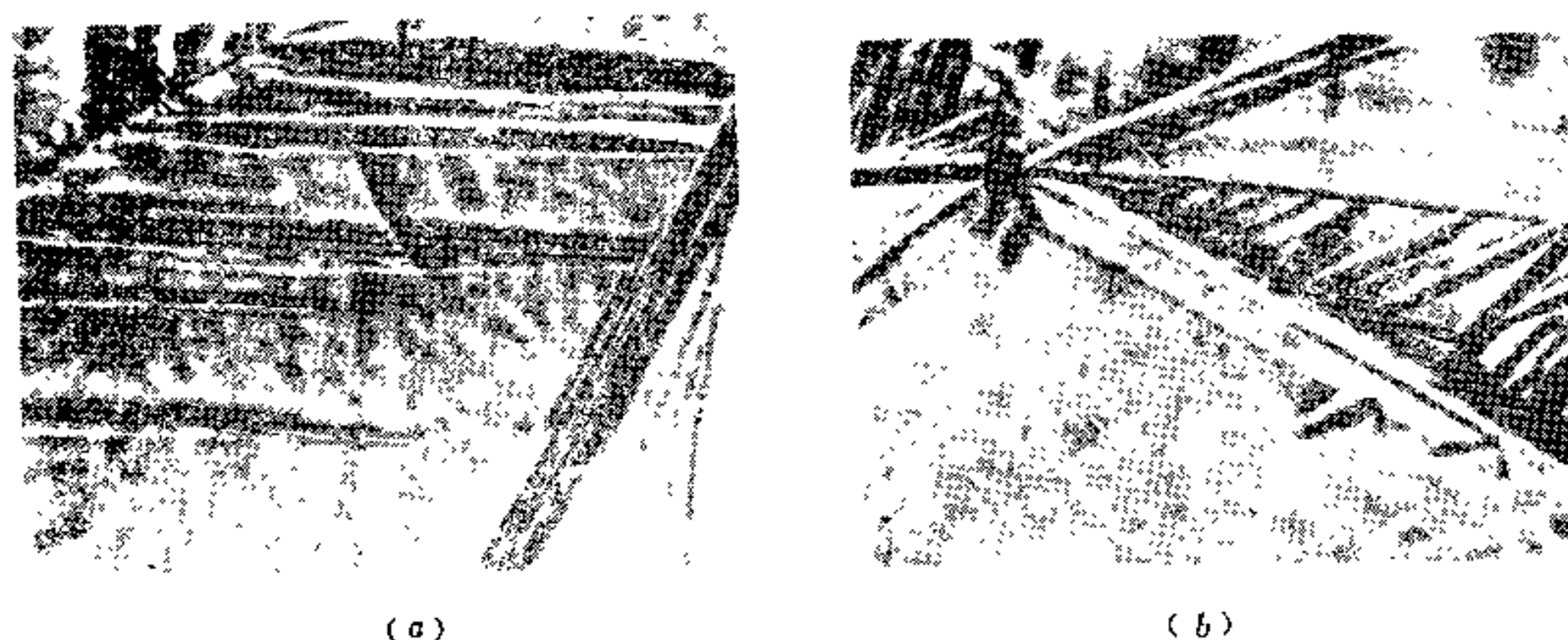


图4-7 上、下贝氏体的表面浮凸, 360×
(a) 0.15C-9Ni钢, 400°C等温; (b) 60CrNiMo钢, 260°C等温。

下贝氏体铁素体中也有位错缠结存在, 且位错密度比上贝氏体铁素体为高^[10,28], 但却未发现有孪晶亚结构存在。下贝氏体铁素体中溶有比上贝氏体铁素体多的过饱和碳, 形成温度越低, 碳的过饱和度也越大。

随钢中含碳量的增高, 下贝氏体铁素体中沉淀的碳化物量亦增多, 并随形成温度的降低而更趋弥散。当钢中含有稳定奥氏体的合金元素较多时, 在铁素体基体上也可能有残余奥氏体与碳化物共存。

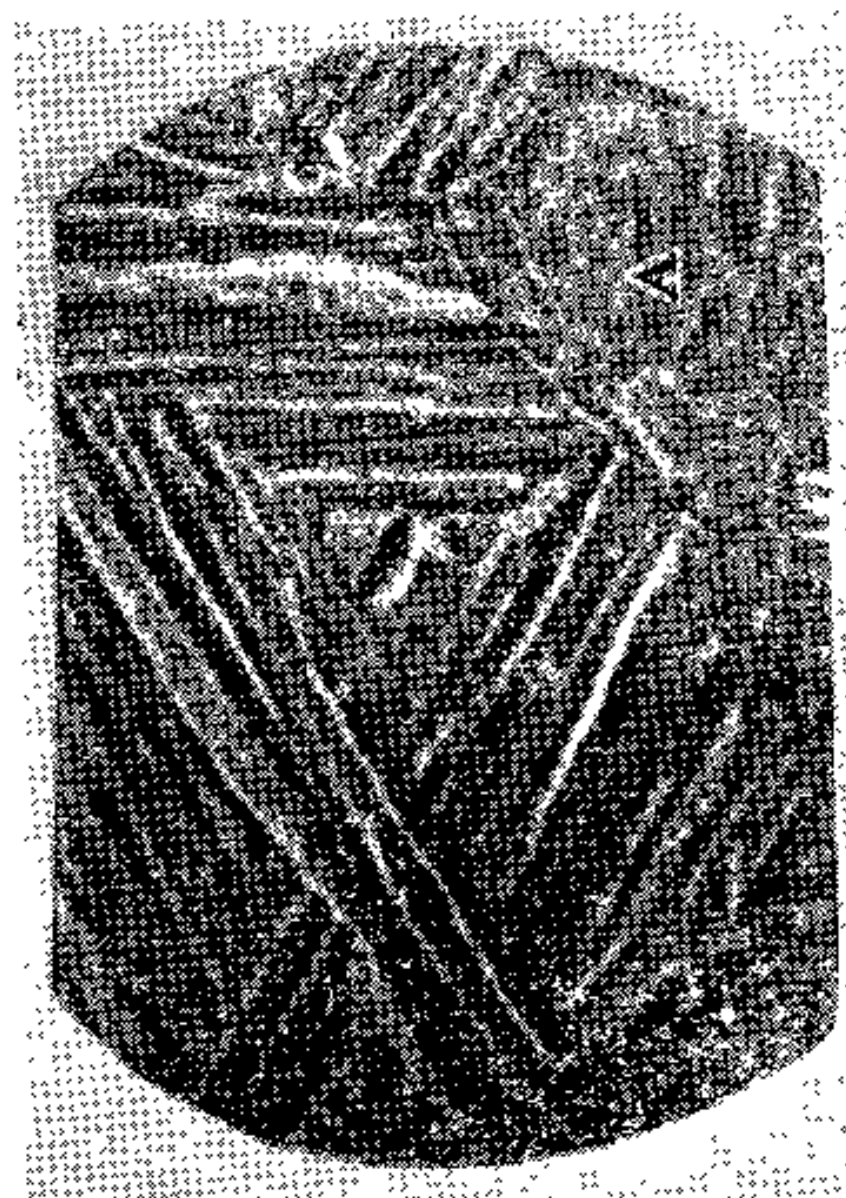
下贝氏体铁素体与其母相间也具有一定的晶体学位向关系 (见后述)。

三、其它各类贝氏体

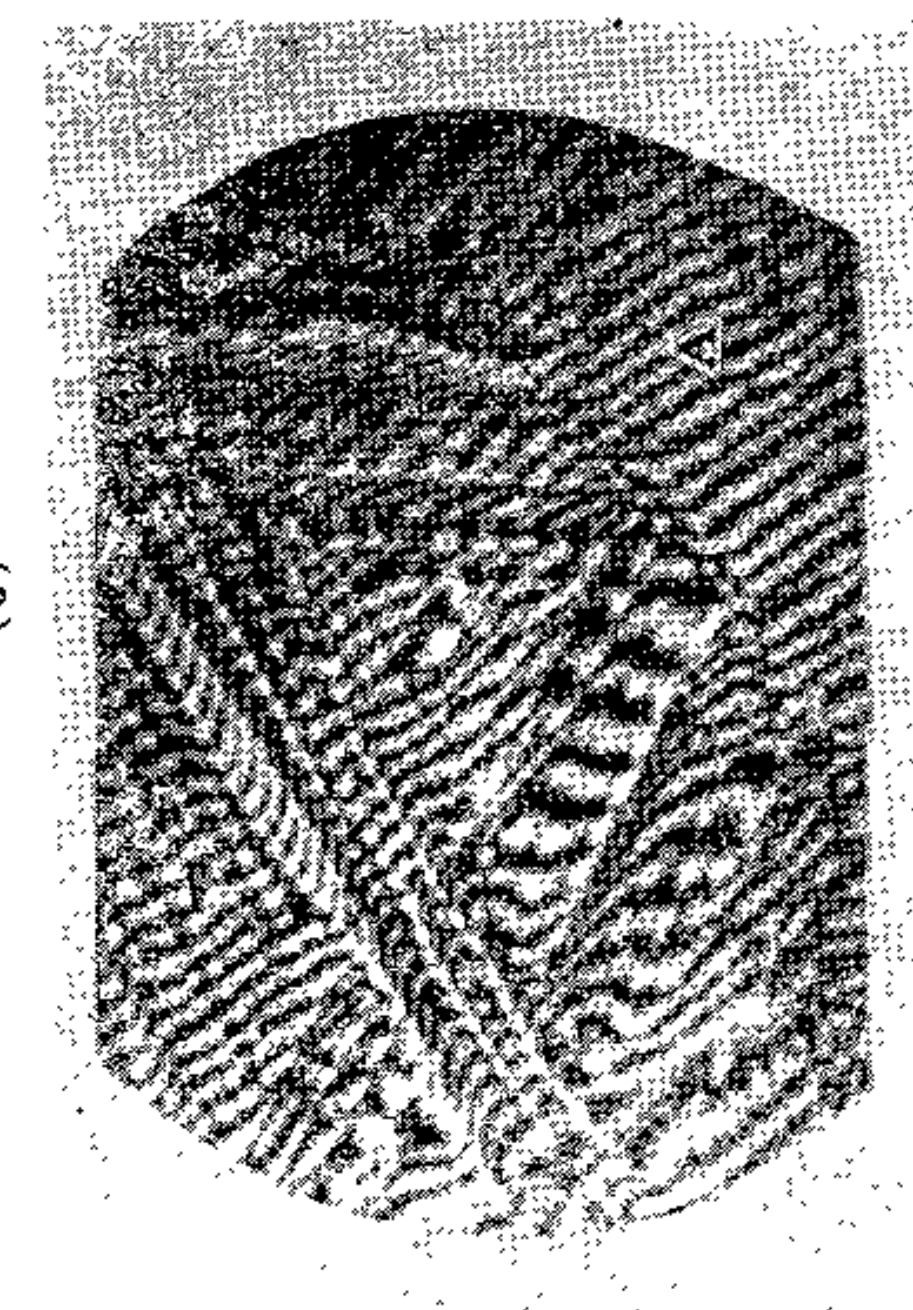
(一) 无碳化物贝氏体 无碳化物贝氏体是在贝氏体转变区最上部的温度范围内形成的。它是一种由条束状铁素体构成的单相组织。显然, 这类贝氏体不完全符合经典的贝氏体的定义。过去人们曾称它为无碳贝氏体。现在也有人根据其铁素体的形态特征称之为条状上贝氏体⁽⁵⁾。这种贝氏体一般产生于低、中碳钢中, 它不仅可在等温时形成, 在有些钢中也可在缓慢的连续冷却时形成。无碳化物贝氏体的显微组织见图4-8, 可见它是从晶界开始向晶粒内平行生长的成束的板条状铁素体, 其板条较宽, 条间距离也较大, 板条间为富碳的奥氏体。这种富碳奥氏体在随后冷却过程中将会部分地转变为马氏体; 如在同一温度继续等温则可能转变为奥氏体的其它分



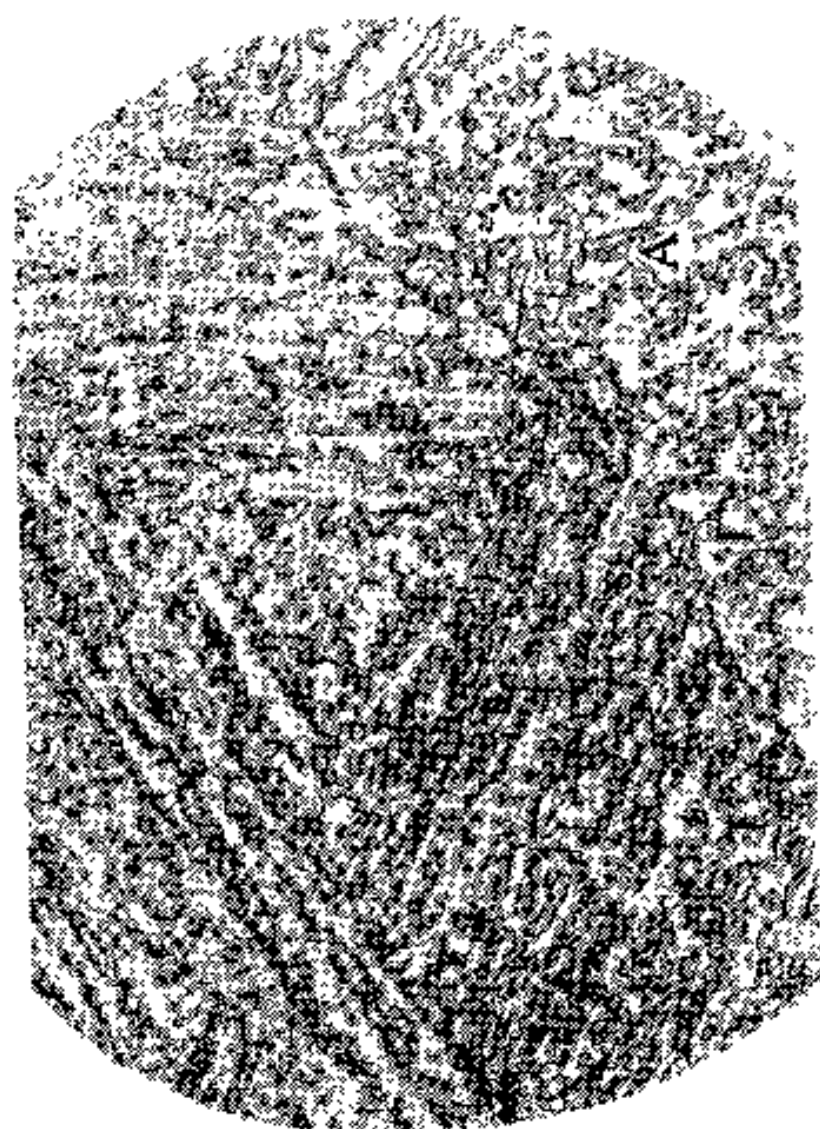
图4-8 无碳化物贝氏体组织 (30CrMnSiA 钢, 450°C等温20秒), 1000×



(a)



(b)



(c)



(d)

图4-10 粒状贝氏体组织及其表面浮凸 (18Cr2Ni4WA钢, 自960°C经65分钟冷至300°C)

(a) 表面浮凸 (在A区无表面浮凸); (b) 与 (a) 同一部位的表面干涉图像; (c) 与

(a) 同一部位的光学金相, 以上均为 600×; (d) 电子金相 (复型), 4000×。

余部分则成为残余奥氏体，这种两相混合物通常被称为“ α' - γ ”或“M-A”组成物，其中的马氏体是高碳孪晶型马氏体；③全部保留下来而成为残余奥氏体。一般来说，第②种情况最为普遍。

应当说明，在对某些低合金高强度结构钢的研究中发现^[7]，M-A岛状组成物也常在其它贝氏体组织中伴存，但却不能把这种在铁素体基体上分布有M-A岛状组成物的上、下贝氏体也称为粒状贝氏体。

(三) 反常贝氏体 反常贝氏体产生于过共析钢中。这种钢在 B_s 以上由于有先共析渗碳体的析出（一般呈魏氏形态）而使其周围含碳量降低，这样便促使在 B_s 以下形成由碳化物与铁素体组成的上贝氏体。由于这种贝氏体是以渗碳体领先形核，和一般贝氏体以铁素体领先形核相反，故称为反常贝氏体，见图4-11^[15]。目前对这种贝氏体研究较少。

(四) 柱状贝氏体 柱状贝氏体一般是在高碳钢或高碳合金钢的贝氏体转变区的较低温度范围内形成，但在高压下，在中碳钢中亦可形成。图4-12^[10]即为0.44C钢在24千巴压力下形成的柱状贝氏体。由图4-12(a)可见，柱状贝氏体铁素体上的碳化物有



图4-11 反常贝氏体组织 (1.34C钢, 550°C等温1秒)

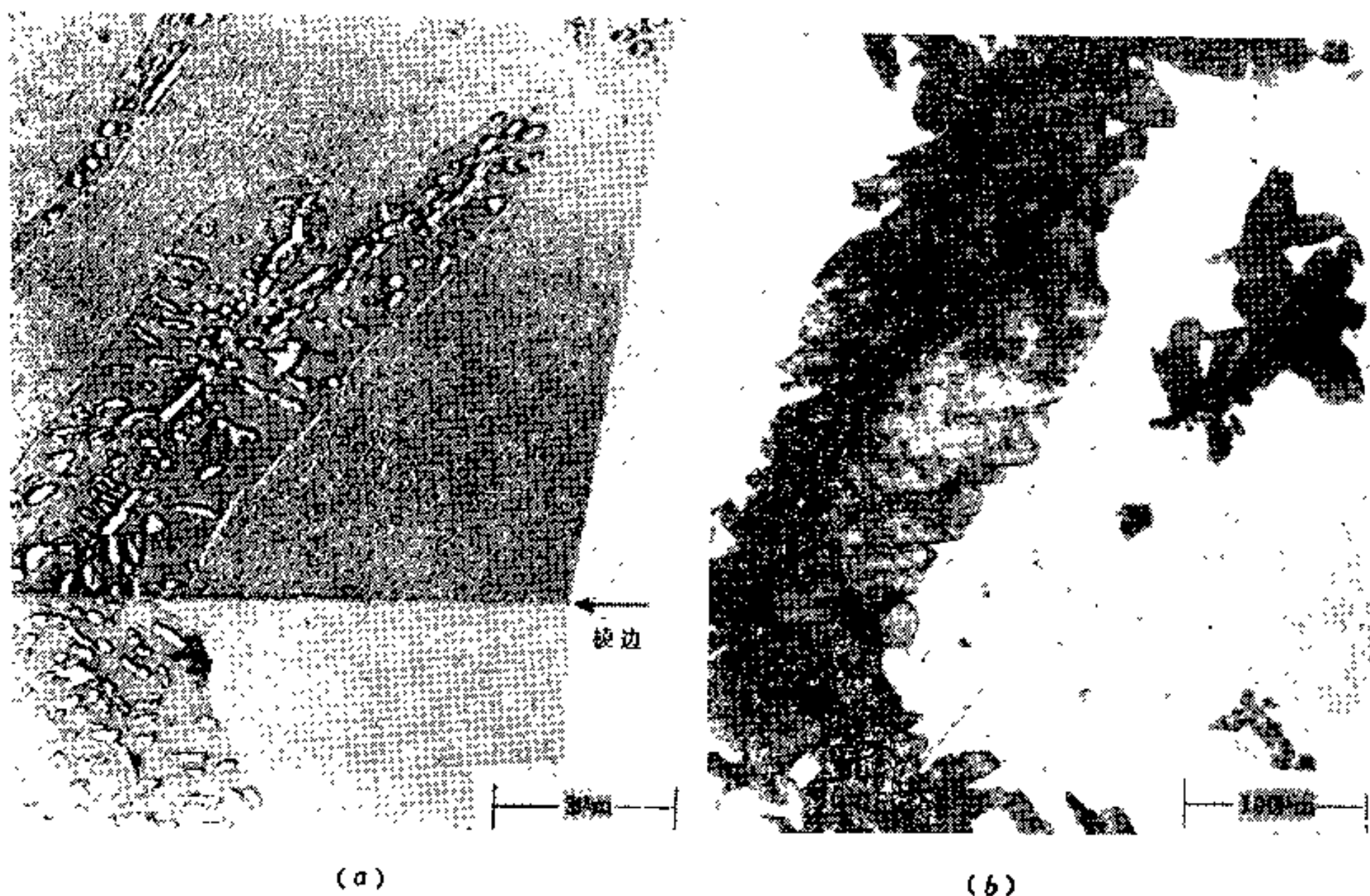


图4-12 柱状贝氏体组织 (0.44C钢)

(a) 双磨面电子金相 (315°C等温, 24千巴压力); (b) 光学金相 (290°C等温, 24千巴压力)。

● B_s 是贝氏体形成的上限温度，详见后述。

着一定的排列方向,从这点看似似乎与下贝氏体有一定程度的相似。由图 4-12(b)可见,柱状贝氏体铁素体呈放射状特征。目前对柱状贝氏体的研究甚少。

有人认为,从各类贝氏体的形态特征来看,无碳化物贝氏体、粒状贝氏体、反常贝氏体等似应归属于上贝氏体的范畴,即它们都是上贝氏体的变态,而柱状贝氏体可归属于下贝氏体的范畴。按照这种观点,贝氏体便只有上、下贝氏体两大类之分。

§ 4-2 贝氏体转变的特点和晶体学

一、贝氏体转变的特点

由于贝氏体转变温度介于珠光体转变和马氏体转变之间,因而使贝氏体转变兼有上述两种转变的某些特点,现概述如下:

1. 贝氏体转变也是一个形核和长大的过程。贝氏体的形核需要有一定的孕育期,其领先相一般是铁素体(除反常贝氏体外),贝氏体转变速度远比马氏体转变为慢。
2. 贝氏体形成时会产生表面浮凸,但其浮凸的侧断面形状与马氏体不同。
3. 贝氏体转变有一个上限温度(B_s),高于该温度则贝氏体不能形成;贝氏体转变也有一个下限温度(B_f),到达此温度则转变即告终止。
4. 贝氏体转变也具有不完全性,即使冷至 B_f 温度贝氏体转变也不能进行完全,但随转变温度升高,转变的不完全性愈加显著。
5. 贝氏体转变时新相与母相奥氏体间存在一定的晶体学位向关系。

二、贝氏体转变的晶体学

研究相变的晶体学有助于揭示相变的实质,了解晶体结构的变化过程。由于贝氏体是铁素体与碳化物的复相组织,故贝氏体转变的晶体学实际上包含着奥氏体-贝氏体铁素体、奥氏体-碳化物以及贝氏体铁素体-碳化物间的晶体学关系。

关于奥氏体-贝氏体铁素体间的晶体学关系,早期史密斯(Smith)和梅尔(Mehl)曾应用X射线的极图分析对共析钢进行研究^[11],认为在 350~450°C形成的上贝氏体中,奥氏体-贝氏体铁素体间符合西山关系,惯习面为 $\{111\}_\gamma$,与低碳马氏体的惯习面相当;在 250°C以下形成的下贝氏体中则符合K-S关系,惯习面为 $\{225\}_\gamma$,与 0.5~1.4% C 的马氏体的惯习面相当。后来其他研究者^[12,18]则认为,上贝氏体中奥氏体-贝氏体铁素体间也遵循K-S关系。但据近代的电子衍射精确分析^[14]认为,奥氏体-贝氏体铁素体间并不十分严格地遵循K-S关系,还可以是G-T关系,有时还发现有别的特殊关系。尽管如此,目前仍多以K-S关系代表奥氏体-上、下贝氏体铁素体间的位向关系。此外,关于下贝氏体的惯习面,据近年来的研究表明^[16,36],其变化也较复杂,除 $\{225\}_\gamma$ 外,还可以是 $\{569\}_\gamma$ 、 $\{254\}_\gamma$ 等。

关于贝氏体铁素体-碳化物、奥氏体-碳化物间的晶体学关系往往被用来作为判定碳化物究竟是由贝氏体铁素体中析出,还是由奥氏体中析出的重要依据,亦即涉及到贝氏体转变机理问题。

一般认为,上贝氏体中的碳化物为 Fe_3C 型,而下贝氏体中的碳化物则取决于钢的成分、形成温度和持续时间。当钢中含硅量较高时,由于硅具有强烈的延缓渗碳体沉淀

的作用,因而在下贝氏体中不形成渗碳体,而形成 ϵ 碳化物。在其它钢的下贝氏体中碳化物为渗碳体与 ϵ 碳化物的混合,甚至全部是渗碳体。一般来说,形成温度愈低,持续时间愈短,出现 ϵ 碳化物的可能性或所占的比例便愈大;反之,则愈小。显然,这是由于在一定温度和持续时间条件下发生了 ϵ 碳化物向渗碳体转化的结果。

皮奇 (Pitsch)^[16]指出,上贝氏体中碳化物 (Fe_3C) 与铁素体间具有下述晶体学关系,即皮奇关系:

$(001)_{\text{Fe}_3\text{C}} // (225)_\gamma$; $[010]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [110]_\gamma$; $[100]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [\bar{5}\bar{5}4]_\gamma$. 惯习面为 $(304)_{\text{Fe}_3\text{C}} // (2\bar{2}7)_\gamma$. 由此证实了渗碳体是由奥氏体中直接析出。

至于下贝氏体内铁素体-碳化物间的位向关系,目前虽有若干报道,但结论却并不一致。一般认为下贝氏体内铁素体-碳化物间的位向关系与回火马氏体相近。例如按巴卡里亚茨基 (Б-огаряцкий) 关系为^[17]:

$$(001)_{\text{Fe}_3\text{C}} // (112)_\alpha; [100]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [0\bar{1}1]_\alpha; [010]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [1\bar{1}\bar{1}]_\alpha$$

按依萨依切夫 (Исайев) 关系为^[17]:

$$(010)_{\text{Fe}_3\text{C}} // (1\bar{1}1)_\alpha; [103]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [011]_\alpha$$

对 ϵ 碳化物来说,它与铁素体的位向关系,也与回火马氏体相近,按加克 (Jack) 关系为^[17]:

$$(0001)_\epsilon // (011)_\alpha; (10\bar{1}1)_\epsilon // [101]_\alpha$$

人们根据以上结果,认为下贝氏体中的碳化物是自过饱和铁素体中析出的。但是,实际上根据所测得的 Fe_3C (或 ϵ) 与铁素体间的位向关系,并不一定就能说明 Fe_3C 或 ϵ 即由铁素体析出,因为奥氏体与铁素体间存在 $K-S$ 关系,故可借此将 Fe_3C (或 ϵ) 与铁素体间位向关系转换为 Fe_3C (或 ϵ) 与奥氏体的关系。托马斯 (Thomas)^[18]根据对含硅钢的研究证实,这种位向关系近于皮奇关系。已知,皮奇关系是碳化物自奥氏体析出所遵循的位向关系,因此,托马斯认为下贝氏体中的碳化物是从奥氏体中析出。总之,有关贝氏体转变的晶体学关系问题目前尚无定论,这也是造成迄今为止对于贝氏体转变机理还存在重大分歧的原因之一。

§ 4-3 贝氏体转变过程及其热力学分析

一、贝氏体转变过程

(一) 贝氏体转变的两个基本过程 已知典型的上、下贝氏体是由铁素体和碳化物组成的复相组织,因此贝氏体转变应当包含铁素体的成长和碳化物的析出两个基本过程。它们决定了贝氏体中两个基本组成相的形态、分布和尺寸,因而也就决定了整个贝氏体的组织形态和性能。有关上述两个基本过程的机理问题将在后面讨论。

(二) 奥氏体中碳的再分配 文献^[19]指出,在贝氏体转变时奥氏体中会发生碳的再分配。这是因为贝氏体中的铁素体是低碳相,而碳化物是高碳相,当贝氏体转变时,为了使领先相得以形核,在过冷奥氏体中必须通过碳的扩散来实现其重新分布,形成富碳区和贫碳区,以满足新相形核时所必需的“成分”条件。

恩琴 (Энтин)^[19]根据某些合金钢在中温区等温后 (冷至室温) 残余奥氏体点阵常数的变化 (对应着含碳量的变化),对贝氏体转变时奥氏体中碳的再分配规律作了系统

研究, 其结果见图 4-13。由图 4-13(a) 可见, 亚共析钢在贝氏体开始转变之前, 奥氏体的点阵常数已略有增长, 这表明在孕育期内奥氏体中已发生了碳的再分配; 之后, 由于贫碳区的形成使贝氏体开始形核和长大, 随贝氏体转变量的增多, 未转变奥氏体的点阵常数不断增大, 即奥氏体中含碳量不断增高。由图 4-13(b) 可见, 过共析钢在孕育期内一开始奥氏体的点阵常数便有一突增, 这表明已发生了碳的再分配; 随后由于有碳化物析出, 使未转变奥氏体的点阵常数减小, 即含碳量降低; 接着在贫碳区即发生贝氏体转变。应当指出, 这时未转变奥氏体的含碳量理应随贝氏体转变量的增加而有所升高, 但可能由于前一过程占主导地位, 故仍表现为奥氏体的含碳量继续降低。

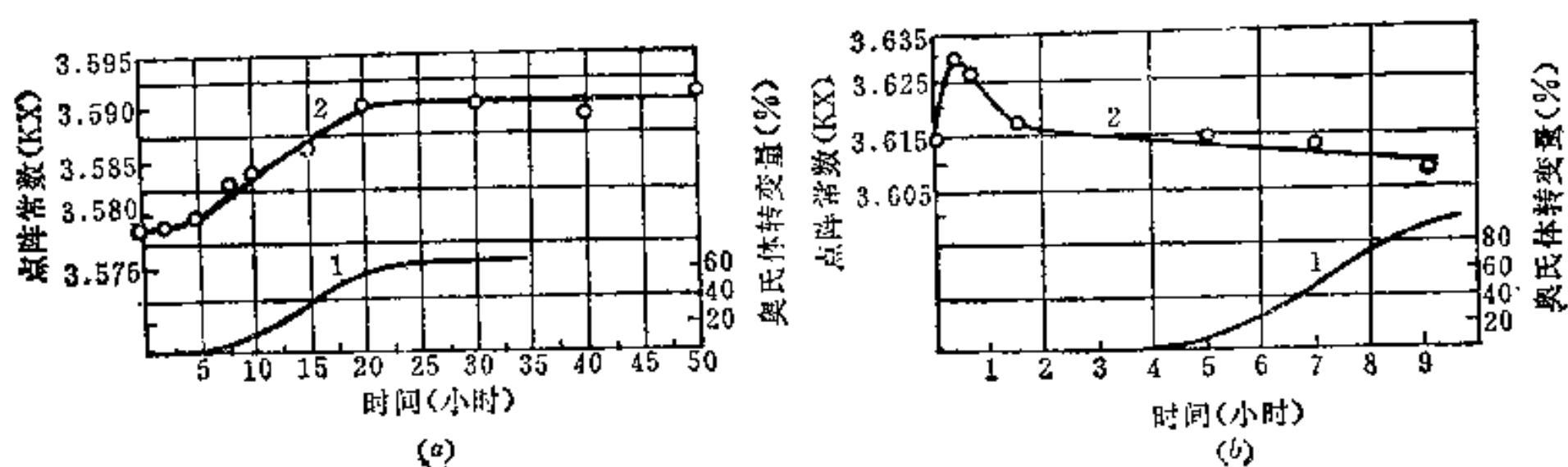


图4-13 在中温区等温处理时贝氏体转变量(曲线1)和残余奥氏体点阵常数(曲线2)与持续时间的关系

(a) 0.48C-4.3Mn-0.26Si钢, 275°C等温; (b) 1.4C-2.7Mn-0.34Si钢, 300°C等温。

综上所述, 在贝氏体转变的孕育期内和转变过程中都发生着碳的再分配。但是, 这一过程明显地受钢中碳和合金元素含量以及转变温度的影响。因为依奥氏体中碳和合金元素的原始含量及转变温度的不同, 贝氏体转变本身和从奥氏体中析出碳化物这两个过程中可能某一个占有优势, 从而决定了碳的再分配规律。一般来说, 随钢中含碳量的增高, 从奥氏体中析出碳化物相的可能性增大, 同时合金元素中硅、锰、铬、镍等也依次使这种可能性增大。

实验证实, 在贝氏体转变时铁和合金元素原子是不进行扩散的, 这是由于在 α -Fe和 γ -Fe中铁原子的自扩散系数和合金元素原子的异扩散系数很小。因此, 在贝氏体转变时不会发生合金元素的再分配现象。

(三) 贝氏体铁素体的形成及其碳含量 关于在过冷奥氏体的贫碳区如何形成贝氏体的机理问题, 长期以来有着种种不同的见解。柯俊等人^[20,21]最早提出贝氏体铁素体是按切变方式形成。恩琴^[19]亦持同一观点, 并认为贝氏体铁素体最先是由奥氏体中贫碳区形成低碳马氏体, 在随后的保温过程中因发生分解, 析出了碳化物, 从而得到了贝氏体铁素体。还有一些研究者也持有与之大体相同的观点^[2,22,23], 但是阿若森(Aaronsen)^[29]等人却认为是按台阶机理形成的。

持切变机理观点的人认为, 贝氏体铁素体中的碳量是过饱和的, 其含量与转变温度有关, 在某一温度下形成的贝氏体的含碳量应相当于以该温度为 M_s 点的奥氏体的含碳量。图 4-14 是根据文献[24]而设想的解释这种论点的示意图。由图可知, 若以亚共析钢为例, 当 X 成分的奥氏体过冷到低于 B_s 点的 T 温度时, 它已处于 A_{cm} 延长线的右边, 这意味着碳在奥氏体中处于过饱和状态。从热力学条件来看, 碳应具有从奥氏体中

析出的倾向，因此奥氏体内必将发生碳的再分配，从而形成贫碳区和富碳区。富碳区的碳量向右方向增加，贫碳区的碳量向左方向降低，当贫碳区的碳量降到Y以至Z成分时，就温度而言，已处于该成分奥氏体的

M_s 点或其以下，于是便发生马氏体转变。不难看出，此时形成的贝氏体铁素体的过饱和碳量远低于钢的平均含碳量，又显著高于在该温度下平衡状态的铁素体的含碳量；而且转变温度愈高，铁素体中碳的过饱和度愈小，反之，则过饱和度愈大。但应指出，实测出的铁素体含碳量总是比按以上理论估计的值要低，例如，海海曼 (Hehemann)^[21]的估计值为0.25%，而实测值却为0.1~0.15%，他认为这是由于铁素体长大时将部分碳排至周围的奥氏体中所致。库尔久莫夫 (Курдюмов)^[22]对1.0C-1.42Cr钢在250~300°C等温形

成的贝氏体铁素体含碳量作了测定：其值为0.12~0.17%，但他认为这是由于先形成的低碳马氏体在随后等温时很快发生回火分解，从而使碳量降低所致。恩琴^[18]对23Si2Mn3Cr2Ni2V钢在150~350°C形成的贝氏体铁素体含碳量的测定值为0.15~0.17%。上述结果表明，对贝氏体铁素体中碳是处于过饱和状态的认识是一致的。

(四) 碳化物相的成分和结构 前已指出，贝氏体中的碳化物相可能是渗碳体和 ϵ -碳化物两种，这取决于钢的成分及转变的温度和持续时间，由于在贝氏体转变时合金元素不发生重新分布，所以碳化物中的合金元素含量总是大致等于钢中合金元素的平均含量。不论碳化物是直接从奥氏体中析出或者是从铁素体中析出，这一结论都是正确的。

二、贝氏体转变的热力学分析

(一) 贝氏体转变的热力学条件 贝氏体转变也和其它相变一样，必须满足一定的热力学条件，即系统总自由能 $\Delta G < 0$ 才能进行。

如前所述，许多人都认为贝氏体铁素体是按切变共格方式(马氏体型转变)形成的。柯俊^[20]认为，贝氏体转变的热力学条件与马氏体转变相似。因此，相变的驱动力(新、旧相单位体积化学自由能差) ΔG_c 必须足以补偿表面能 ΔG_s 、弹性应变能 ΔG_E 以及塑性应变能 ΔG_p 等能量消耗的总和(参见§3-4中3-2式)。但与马氏体转变不同的是，贝氏体转变时，奥氏体中碳发生了再分配，使贝氏体铁素体中含碳量降低，这就使铁素体的自由能降低，从而使在相同温度下的新、旧相间自由能差增大。同时，贝氏体与奥氏体间比容差小，使因比容增大和维持切变共格所引起的弹性应变能减小，而且也使周围奥氏体的协作形变能减小。这样，在不需马氏体转变时那样大的过冷的条件下就有可能满足相变的热力学条件。因此，贝氏体形成的上限温度 B_s 必然显著高于马氏体开始形成温度 M_s 。这一现象从图4-14中同样可以得到解释，即如果在T温度下发生贝氏体转变，则该温度必然高于给定成分钢的 M_s 点。

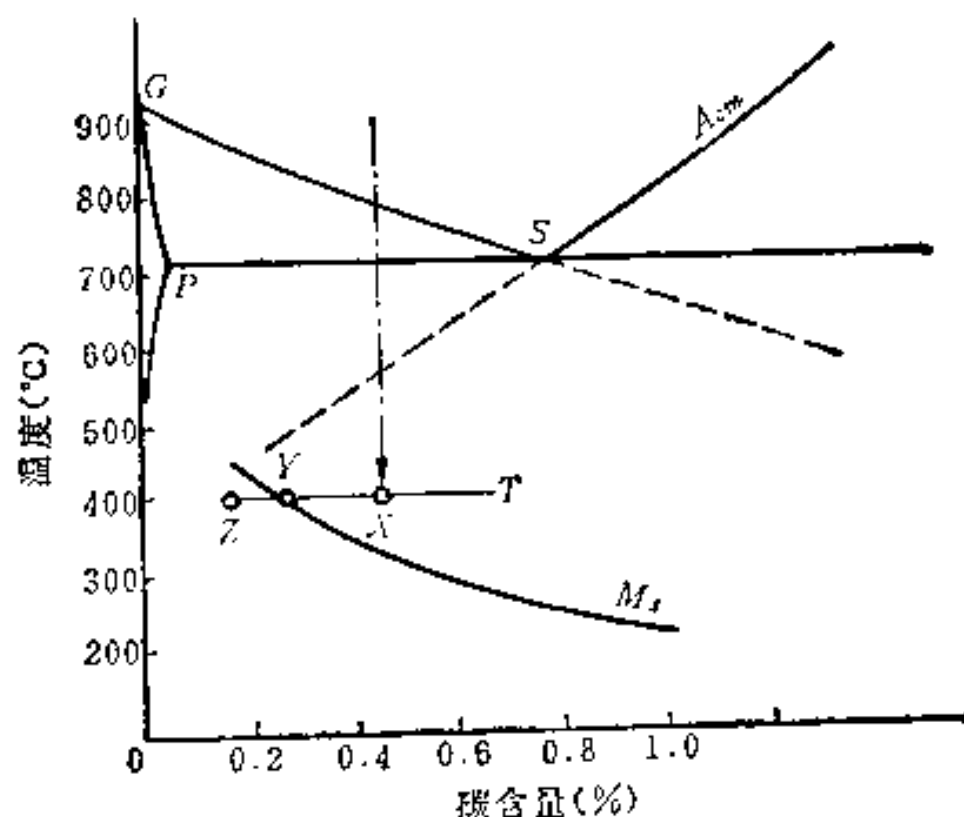


图4-14 贝氏体形成温度与贝氏体铁素体含碳量的关系(示意图)

一、切 变 机 理

柯俊和柯垂尔 (Cottrell)^[21]在贝氏体转变研究中最早发现有浮凸效应,并认为贝氏体转变的浮凸与马氏体转变的相似,从而提出了贝氏体转变的切变机理。据这一经典理论认为,贝氏体转变的温度比马氏体转变时为高,此时碳原子尚有一定的扩散能力,因而当贝氏体中铁素体在以切变共格方式长大的同时,还伴随着碳的扩散和碳化物从铁素体中脱溶沉淀的过程,而且整个转变过程的速度是受碳原子的扩散过程所控制的。切变机理还认为依温度不同,碳自铁素体中的脱溶可以有以下几种形式^[20]:

1. 当温度较高时,碳不仅在铁素体中有较高的扩散能力,而且在奥氏体中也有相当的扩散能力,故在铁素体片成长的过程中可不断通过铁素体-奥氏体相界面把碳充分地扩散到奥氏体中去,这样就形成了由板条铁素体组成的无碳化物贝氏体,如图4-16(a)所示。由于转变温度较高,过冷度较小,新相与母相间的化学自由能差较小,不足以补

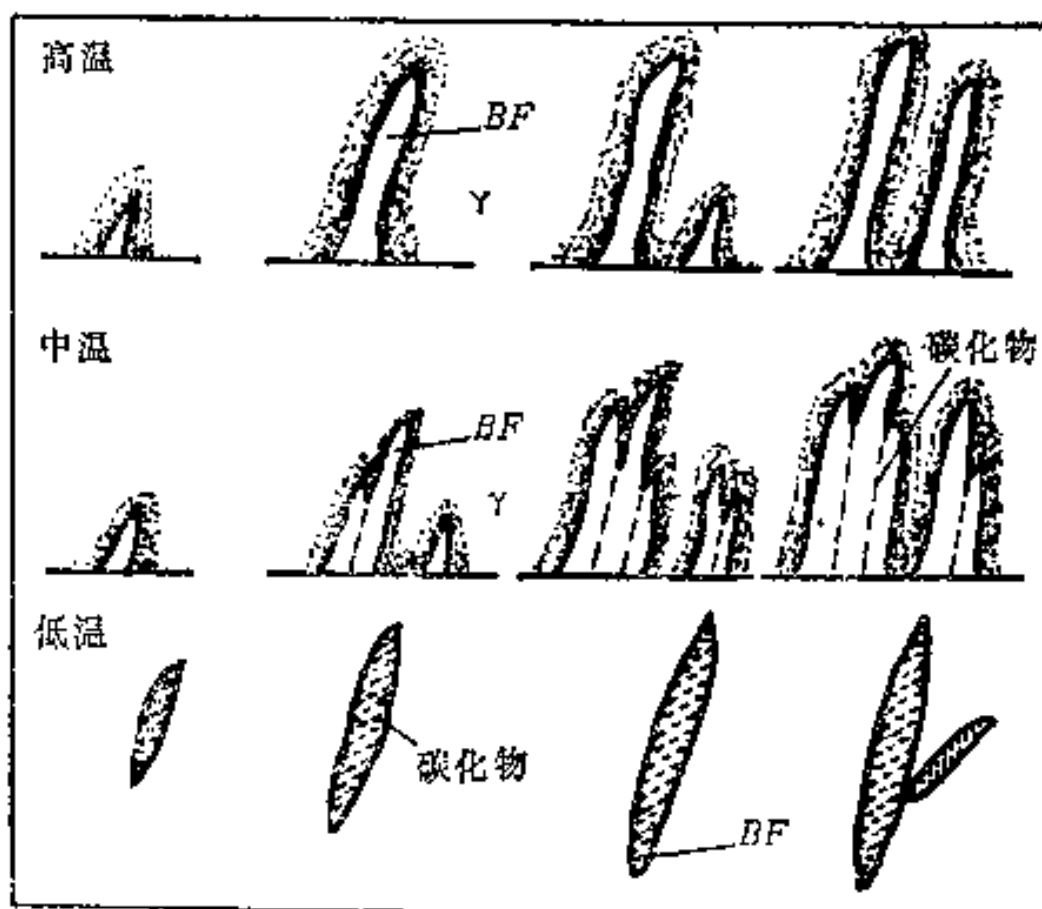


图4-16 贝氏体形成机理示意图

(a) 无碳化物贝氏体; (b) 上贝氏体; (c) 下贝氏体。

偿在更多的新相形成时所需消耗的界面能和各种应变能,因而形成的贝氏体铁素体量较少,亦即上述转变进行到一定程度后便会自行中途停顿下来。此时铁素体板条显得较宽,且条间距离也较大(见图4-8)。至于位于铁素体条间的富碳奥氏体在随后冷却过程中则可部分地继续转变为马氏体或奥氏体的其它分解产物,也可能全部保留下来。

2. 当温度稍低时,虽然碳在铁素体中仍可顺利地进行扩散,但在奥氏体中的扩散却不能充分进行,加之由于过冷度较大,相变驱动力增大,所形成的贝氏体铁素体量较多,板条较为密集,这样通过铁素体-奥氏体相界面进入板条间奥氏体中的碳量就不能充分向板条束以外的奥氏体中扩散逸去,于是碳便在铁素体板条间以粒状或条状的碳化物形式析出,如图4-16(b)所示,结果得到呈羽毛状的上贝氏体。转变温度愈低,形成的贝氏体铁素体量愈多,而且板条也愈窄,同时,由于碳的扩散系数愈小,使上贝氏体中的碳化物也变得愈细小。

3. 当温度较低时,碳在奥氏体中扩散极困难,在铁素体中扩散也受到相当限制,以致碳不能长程扩散到铁素体-奥氏体相界面,而只能在铁素体片中短程扩散,在某一定的晶面上偏聚,进而以碳化物形式析出,从而得到在片状铁素体上分布着与铁素体长轴呈一定交角($55^{\circ} \sim 60^{\circ}$)、排列成行的碳化物的复相组织,如图4-16(c)所示,此即下贝氏体。转变温度愈低,其中碳化物沉淀的弥散度便愈大,且铁素体中碳的过饱和度也愈高。

据以上理论认为,上述几种贝氏体的形成机理都是一样的,只是由于受转变温度(或

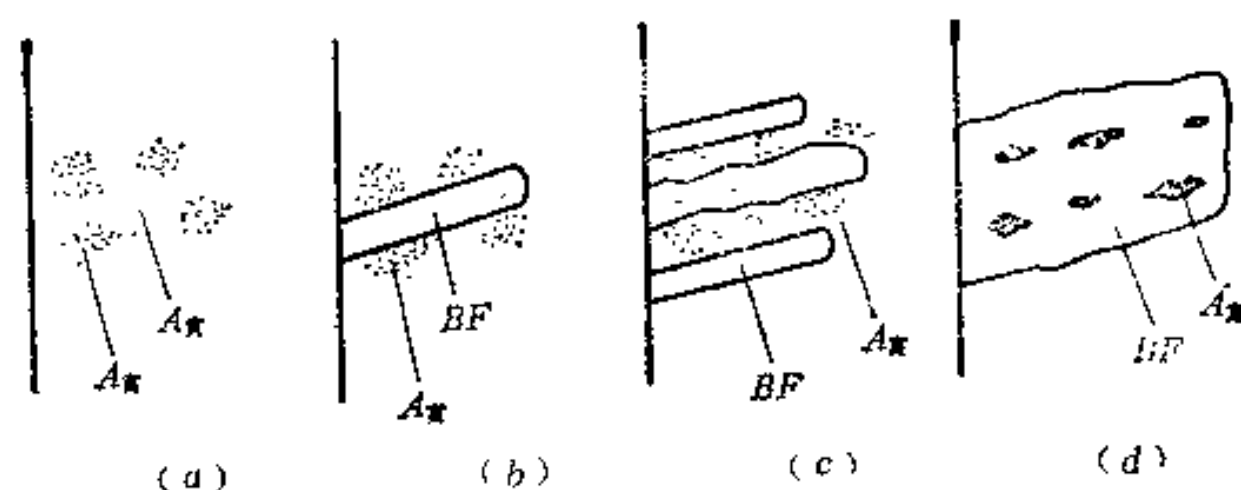


图4-17 粒状贝氏体形成过程示意图

碳的扩散能力)所决定的碳的脱溶和碳化物析出的方式不同,而造成了组织形态上的差别。

根据上述理论也不难解释粒状贝氏体的形成过程^[7]。在某些低碳合金钢中,当过冷奥氏体在低于 B_s 温度(稍高于上贝氏体形成温度)时,如图4-17所示,先发生碳的再分配,接着在奥氏体的贫碳区开始形成许多彼此大体上平行的板条铁素体(与上贝氏体相同),碳原子从铁素体中脱溶后通过铁素体-奥氏体相界面不断向奥氏体中扩散,铁素体板条在朝纵向长大的同时,也朝侧向长大。但由于奥氏体中本来就存在着碳的偏聚,所以铁素体-奥氏体相界面的推进速度对各部位来说将不可能完全一致,向富碳奥氏体区推进的速度显然应小于向贫碳区推进的速度,于是铁素体-奥氏体相界面便出现了凹凸不平(图4-17c),即造成铁素体侧向的不均匀长大。随着时间的延续,铁素体板条进一步长大,并彼此靠拢,最终便将富碳的奥氏体区包围在其中。由于这部分奥氏体含碳量较高,并含有一定量的合金元素,加之所处的温度又较高,故十分稳定,不会从中析出渗碳体。因此就得到了粒状贝氏体组织。列昂奇也夫(Леонтьев)等人^[30]利用电子显微镜研究含0.12C的Cr-Mn-Mo-V钢时也证实,粒状贝氏体中的块状(或等轴状)铁素体实际上是由许多板条状铁素体组成的,只是由于板条很细小,在光学显微镜下难于辨认,以致误认为是块状铁素体。

但应指出,尽管上述切变共格理论解释了贝氏体转变的许多现象,但是它无法解释下贝氏体中碳化物的分布特征为何与回火马氏体中的不同(回火马氏体中碳化物的形态呈“人”字形),以及下贝氏体铁素体中的亚结构只有高密度的位错而无孪晶存在;同时也无法解释在以后的研究中发现的上、下贝氏体都各自有独立的转变动力学曲线等现象。

后来,许多人在进一步的研究中又有不少新的发现。海曼^[2]利用光学和电子显微镜观察到每个上、下贝氏体铁素体的条片都是由若干亚单元所组成,并证实当一个亚单元长大到一定尺寸时,在其附近又会诱发形成另一亚单元,由这种亚单元的不断地诱发形核并长大便构成了铁素体条片在纵向和横向的成长。同时认为,每个亚单元都按切变共格方式形成,其长大速度较快,但对整个铁素体条片来说长大速度却慢得多,这是因为受碳的扩散所控制,使亚单元长大到一定尺寸时便会发生停顿之故。可见,贝氏体铁素体的成长是一种不连续成长,并根据观察结果提出了上、下贝氏体铁素体的成长模型^[31](图4-18)。由图4-18(b)可知,下贝氏体亚单元通常是从一个平直的不动边开始形核,并以一定的角度(约 60°)向另一边发展,最后终止在某一个位置上,使生长的前沿呈现锯齿状或台阶状。不难想象,在亚单元成长的过程中碳可不断通过铁素体-奥氏体

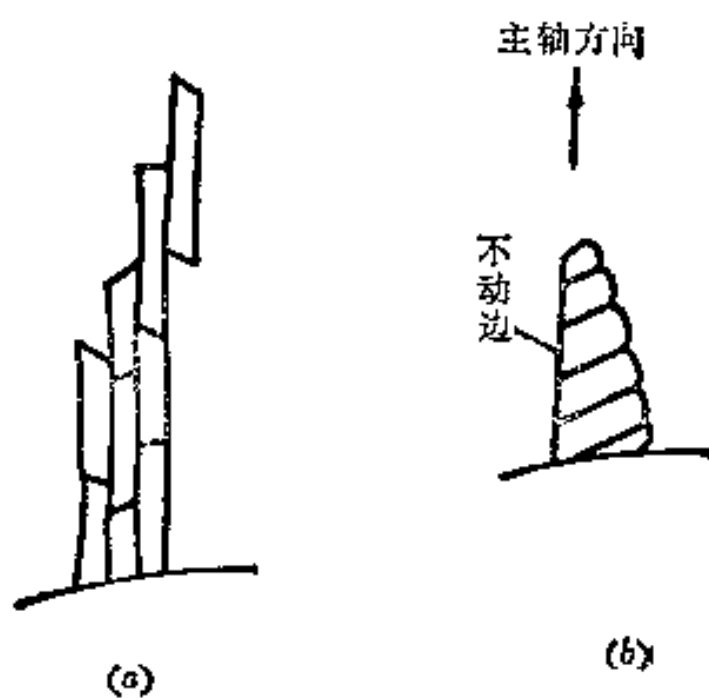


图4-18 上、下贝氏体中铁素体的成长模型
(a) 上贝氏体；(b) 下贝氏体。

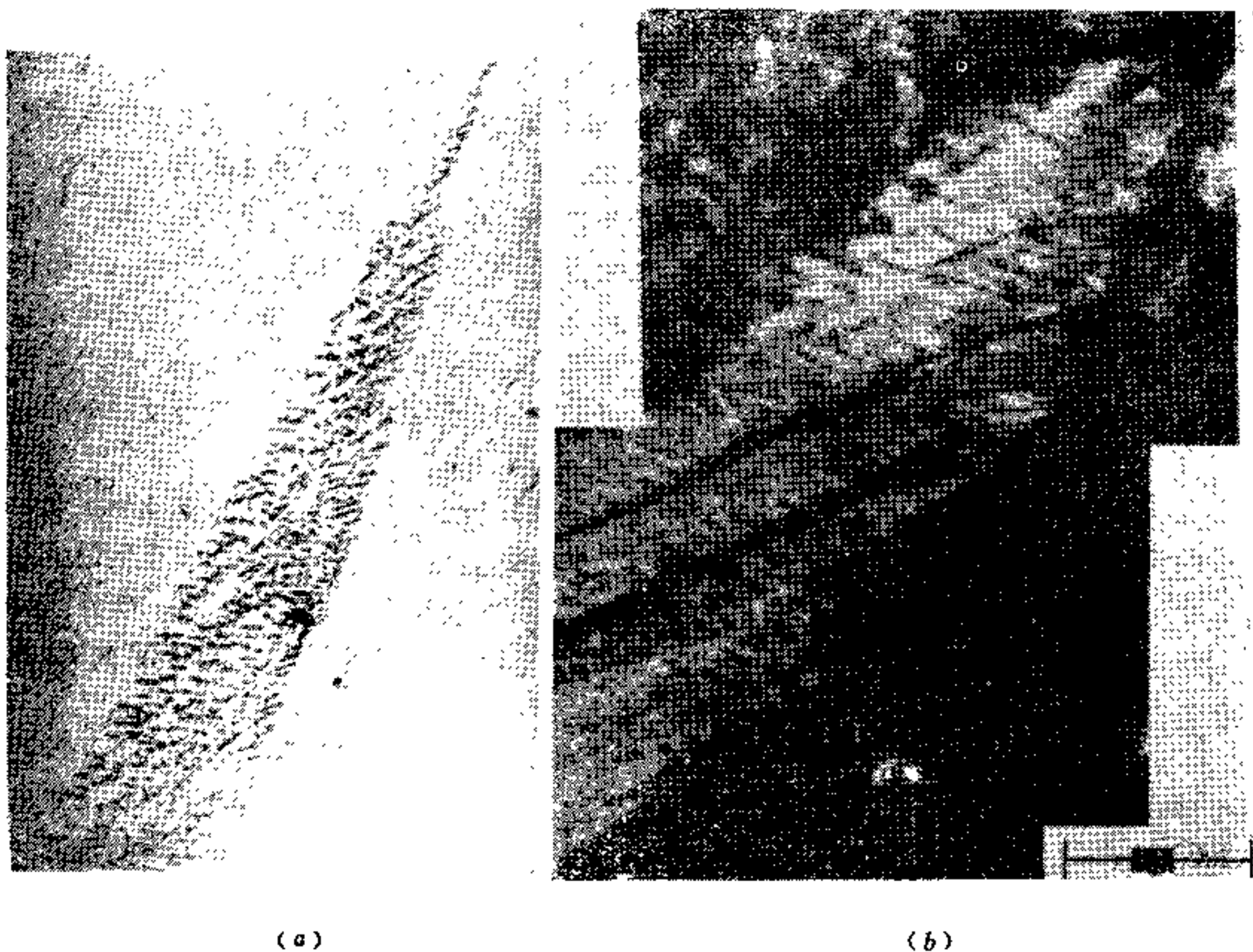


图4-19 60CrNiMo钢的下贝氏体
(a) 复型 (345°C等温), 10000×; (b) 薄膜透射 (270°C等温), 40000×。

相界面向生长前沿奥氏体一侧扩散和聚集，并从中析出碳化物，由于碳化物的析出，又使其附近奥氏体中出现贫碳区，从而有利于铁素体在该处形核并长大。如此交替重复便得到了在亚单元上呈周期性分布的碳化物，从而解释了下贝氏体中碳化物呈一定排列方

向分布的现象。图4-19^[20]为60CrNiMo钢下贝氏体在电子显微镜下的形态,从中可清楚地看出其亚单元的形貌和碳化物的分布特征。

二、台阶机理

与贝氏体转变切变机理的提出者不同,阿若森^[29]虽也承认有表面浮凸存在,但发现贝氏体转变的浮凸与马氏体转变的浮凸不同,认为这是由于转变产物的体积效应造成的,而并非由于切变所致。同时他还认为表面浮凸在 B_1 点以上或以下均可形成,故不能将其作为贝氏体的特点。他从组织的定义出发,认为贝氏体是非片层的共析反应产物,贝氏体转变同珠光体转变机理相同,两者的区别仅在于后者是片层状,从而提出了贝氏体铁素体的长大是按台阶机理进行,并受碳的扩散所控制。台阶机理长大的示意图见图4-20,其中台阶的宽面(水平面)为 $\alpha-\gamma$ 的半共格相界面,根据界面原子匹配上的要求,沿一定取向的半共格界面可具有较低的界面能,故在生长过程中半共格界面往往继续保持为平面。半共格界面上存在着界面位错,由于柏氏矢量与界面平行的界面刃型位错不能通过滑移而是通过攀移来导致界面移动,如果在没有外力作用或足够高温度的情况下,位错的攀移是不能实现的,故一般认为这类位错将牵制界面迁移,阻碍晶核生长。但是台阶的端面(垂面)为无序结构(非共格面),原子处于较高的能量状态,因此这一界面具有较高的活动性,易于实现迁移,这样就导致台阶的侧向移动,从而使台阶宽面向前(空心箭头所示)推进。

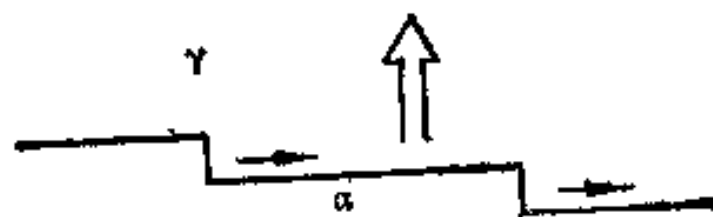


图4-20 晶核以台阶机理生长示意图

阿若森等^[29]利用热离子发射显微镜直接观察到先共析铁素体片台阶的形成和长大,认为台阶的移动速度是由碳在奥氏体中的体扩散控制的,并非属于切变长大;同时还用同样的方法对0.66C-3.32Cr钢在400°C等温形成的单个上贝氏体条束进行了观测,获得了上贝氏体束中单个亚单元伸长和时间的关系(图4-21)。

在关于贝氏体中碳化物来源问题的研究中,阿若森^[29]根据电子探针对 B_1 点以下转变初期贝氏体铁素体中含碳量的测定结果,认为它远不是过饱和的($<0.03\%$),这表明大量的碳在铁素体形成时已被排入奥氏体中,所以碳化物主要是从奥氏体-铁素体相界面奥氏体一侧中沉淀,并且断言,无论上贝氏体或下贝氏体皆如此。但对于阿若森以电子探针所测定的结果来否定贝氏体形成初期呈过饱和状态的可能性问题有着许多反对意见,因为从原始过饱和铁素体中排除全部碳的时间实际上小于1秒,故该方法不可能准确确定转变初期铁素体的碳浓度。事实上,上贝氏体中的大部分碳化物是从奥氏体中沉淀而来的看法已被广为接受,而建立这一概念也无需非排除“过饱和”这一前提不可。目前仅是关于下贝氏体中碳化物的来源问题还存在分歧,然而阿若森的上述测定结果是针对上贝氏体而言的,用它来支持其关于下贝氏体中碳化物来源的论点显然是不合理的。事实上,即使下贝氏体铁素体中碳为过饱和的,也不一定就能排除碳化物主要从奥氏体中沉淀的可能性。

总的来说,关于贝氏体转变机理的研究目前还远不够成熟,但随着实验技术的进步,将不断推动贝氏体转变理论的发展,从而使对贝氏体转变的本质和规律性的认识日臻完善。

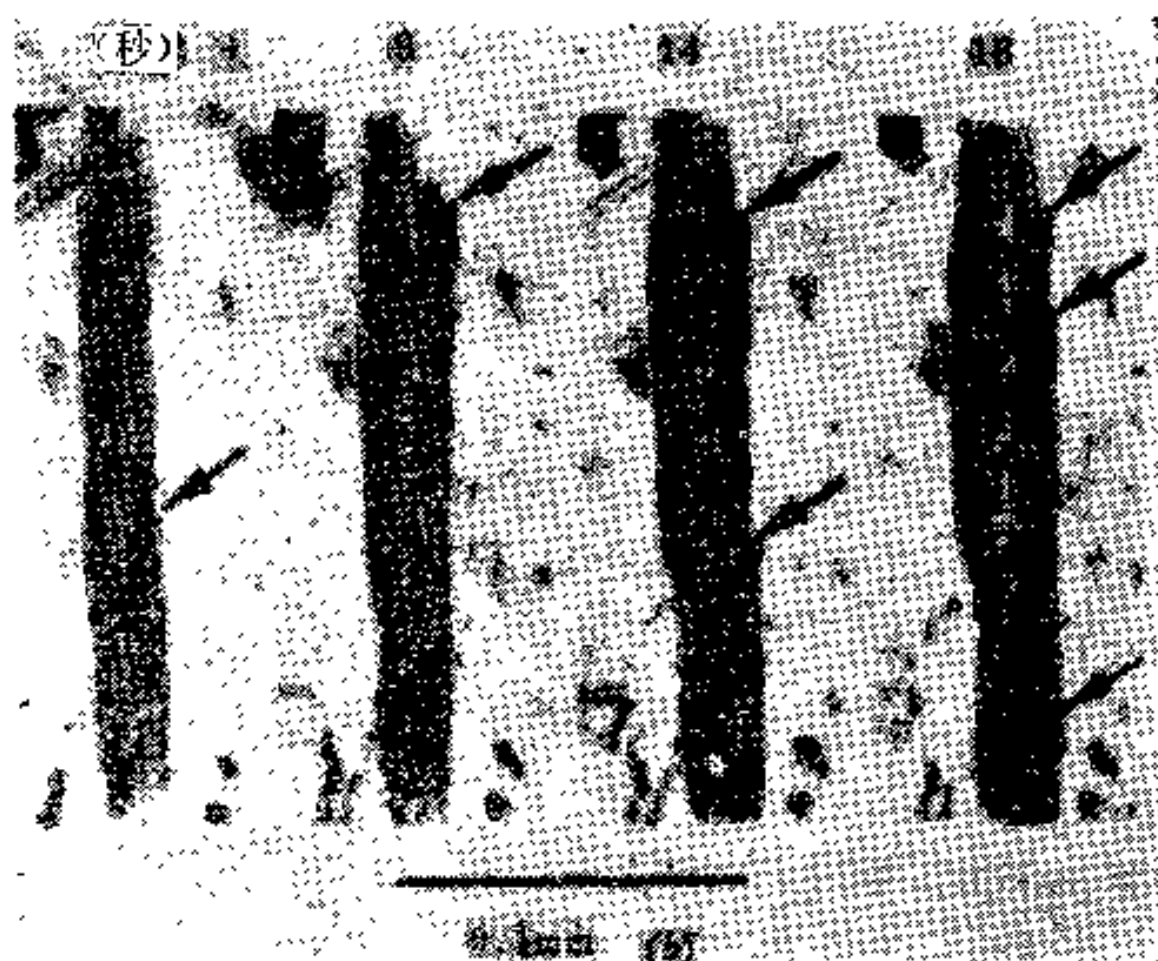
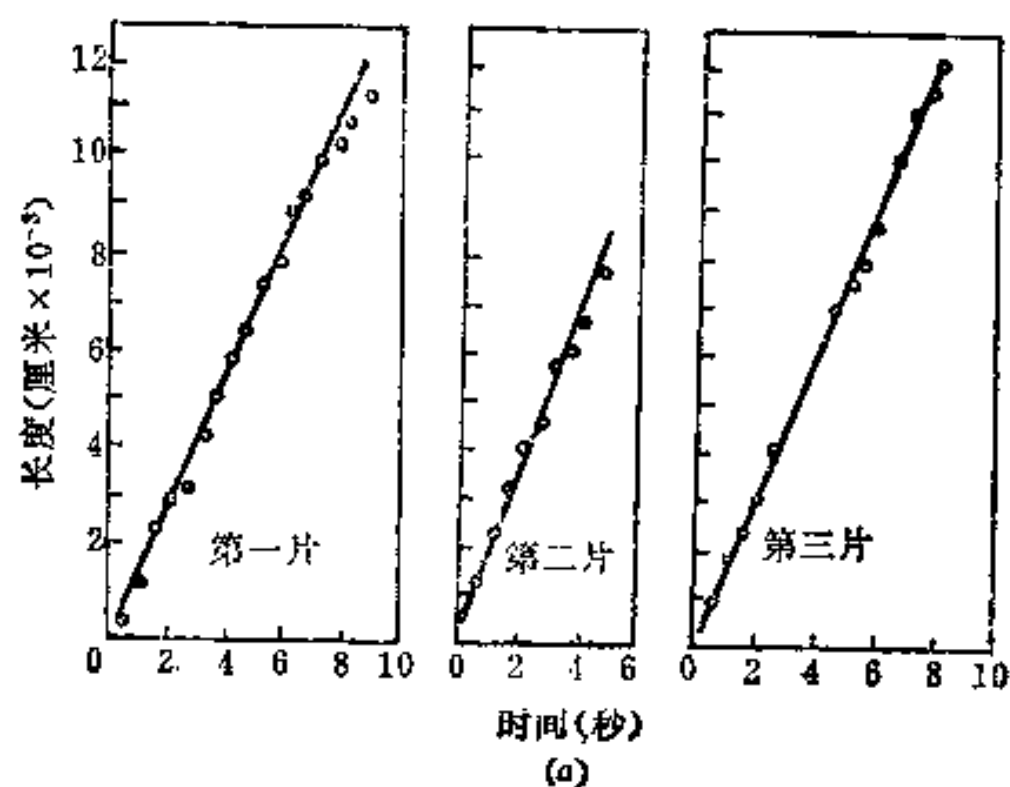


图4-21 上贝氏体束中单个亚单元的伸长与时间的关系 (a) 和生长的电影图片 (b)

§ 4-5 贝氏体转变的动力学

一、贝氏体转变动力学的特点

在 § 4-2 所述贝氏体转变的特点中, 有一些是属于动力学方面的, 即: 贝氏体转变是一个形核、长大的过程, 形核需有一定的孕育期, 长大速度较马氏体转变慢得多, 贝氏体转变具有不完全性等等。

人们^[34]通过测定奥氏体在发生 50% 贝氏体转变时的全激活能[●], 发现在上、下贝氏体的转变温度区域内全激活能具有完全不同的值, 而且随钢中含碳量的增高而增大 (见图 4-22); 又通过对转变 50% 贝氏体的时间 τ_{50} 和等温温度 T (绝对温度) 间关系的研究, 发现 $\lg \tau_{50}$ 与 $1/T$ 呈线性关系, 并且在 350°C 附近直线斜率发生变化 (图 4-23), 而 350°C

● 全激活能是指包括经孕育期形核及新相长大过程在内的总的激活能, 而长大激活能只是针对新相长大过程本身而言的, 故全激活能总是大于长大激活能。

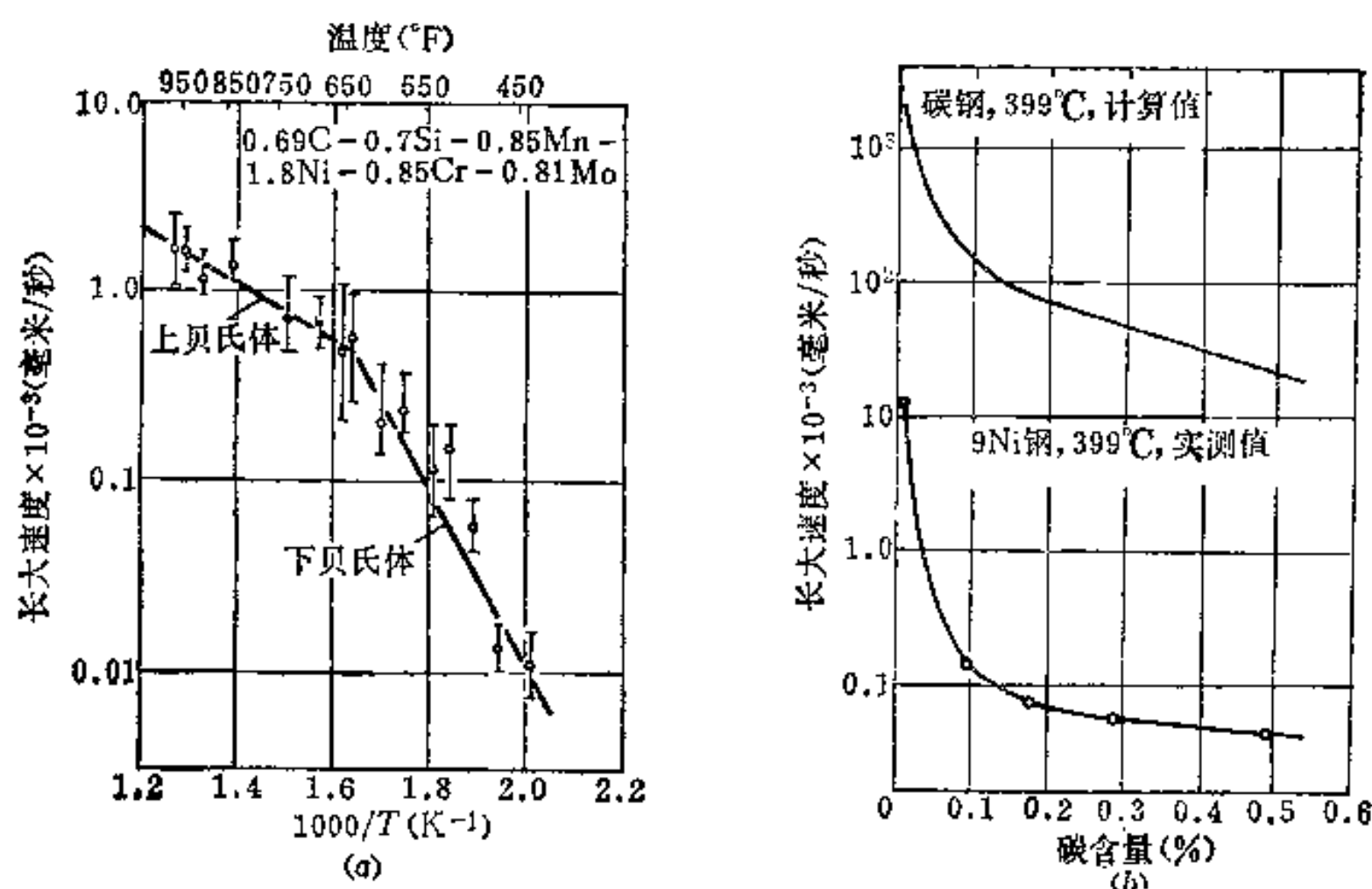


图4-24 贝氏体长大速度与形成温度 (a) 和钢含碳量 (b) 的关系

二、贝氏体等温转变动力学图

与珠光体转变一样, 贝氏体也有单独的等温转变动力学图, 呈“C”形。这是因为随过冷度增大, 自由能差增大, 相变驱动力亦随之增大, 这将促使转变加速; 而与此同时, 碳原子的扩散能力却愈益受到抑制, 又将使转变减缓, 这一对矛盾的因素共同作用的结果就使曲线上出现了“鼻子”。依钢的化学成分不同, 贝氏体转变的C曲线可与珠光体的C曲线部分地相重叠, 也可与之相分离 (详见第五章)。贝氏体转变C曲线的最高点所对应的温度即为 B_s 点。但是当贝氏体转变的C曲线与珠光体转变的C曲线相重叠时, 由于珠光体的较早形成而使 B_s 点难于观察到。过冷奥氏体转变为贝氏体的终止温度 B_f 有时高于 M_s 点, 而有时又低于 M_s 点。

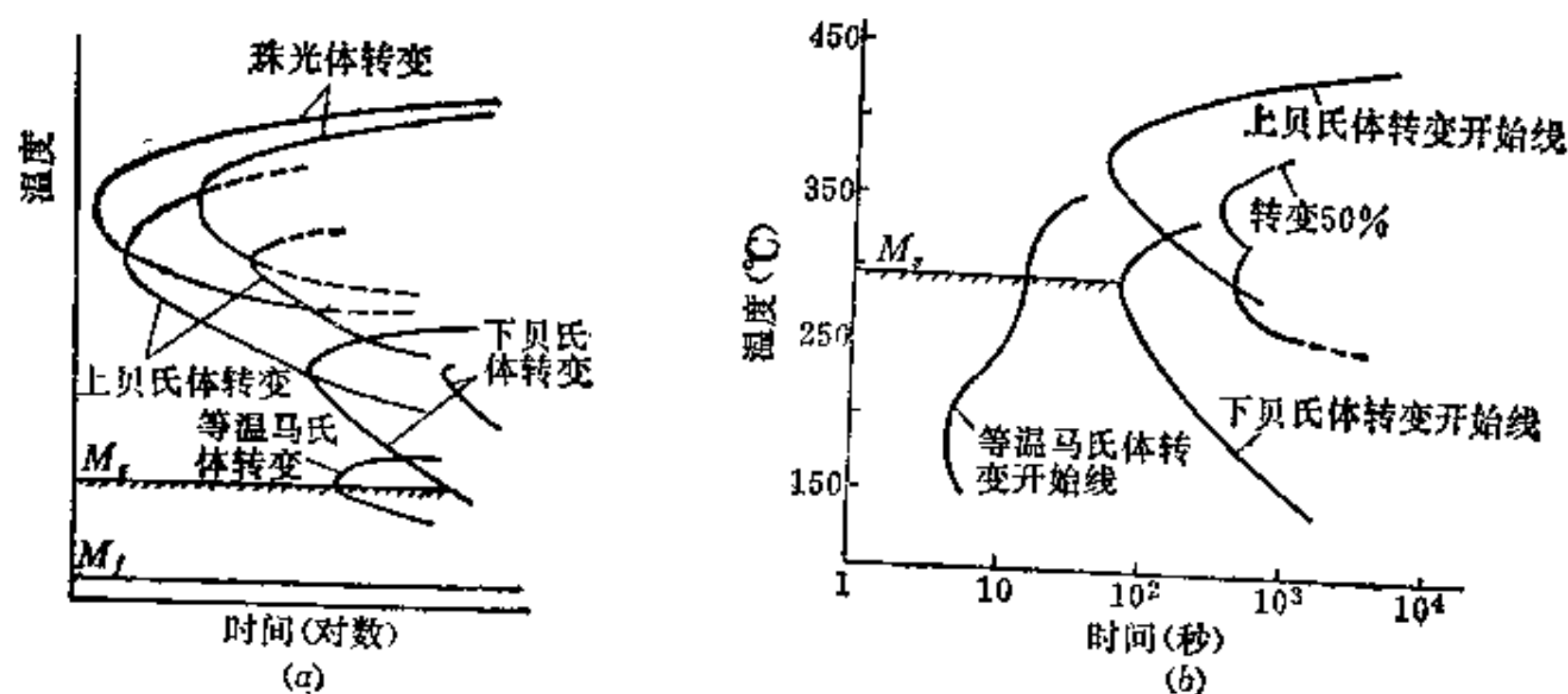


图4-25 贝氏体区的等温转变图

(a) 普通碳素共析钢 (示意图); (b) 40CrMnSiMoVA 钢 (实测图, 920°C 奥氏体化)。

近年来, 由于新技术的发展, 测试的灵敏度大为提高, 往往可以发现在贝氏体转变区内实际上存在着上贝氏体、下贝氏体、等温 (表面) 马氏体等几组独立的C曲线。图

4-25(a)、(b) 分别表示普通碳素共析钢的示意性等温转变图^[84]和 40CrMnSiMoVA 钢的实测等温转变图^[86]。这些研究结果也从另一个侧面证实上、下贝氏体是按照不同的机理形成的。

三、影响贝氏体转变动力学的因素

(一) 碳和合金元素 碳和除了铝、钴以外的合金元素如锰、铬、镍、硅、钼、钨、钒以及微量硼等，均延缓贝氏体的形成，其中以碳、锰、铬、镍的影响最为显著。目前，关于合金元素复合影响的研究还较少，只知道合金元素的复合影响常常不是其单独影响的代数和。

关于合金元素对贝氏体转变速度的影响，一般可以从以下几方面来解释：①合金元素影响碳在奥氏体和铁素体中的扩散速度，大多数合金元素（除钴外）均使扩散速度降低，从而减缓贝氏体的转变速度；②合金元素影响在一定温度下的相间自由能差，从而影响 B_s 点和在 B_s 点以下给定温度的相变驱动力，对于稳定奥氏体的元素如镍、锰、碳等来说，均使 B_s 点降低，并减缓贝氏体的转变速度。③此外，形成强碳化物的元素如铬、钼、钨、钒等，由于与碳的亲合力较大而在奥氏体中可能形成某种“原子集团”，使共格相界面移动困难，从而减缓贝氏体的转变速度。

(二) 奥氏体晶粒大小和奥氏体化温度 一般认为，奥氏体晶粒大小对贝氏体转变速度影响较小。提高奥氏体化温度可使贝氏体转变孕育期增长，转变速度减慢，这显然与加热温度提高后，使奥氏体成分更趋于均匀化，从而延缓了碳的再分配过程有关。

(三) 应力和塑性形变 通常，拉应力能促使贝氏体转变加速，见图 4-26^[43]。由图可知，随拉应力增加，贝氏体转变加速。这与奥氏体中存在一定的应力时将显著促进贝氏体形核^[2]和加速碳原子的扩散有关。

至于塑性形变的影响较为复杂。一般来说，在高温（800~1000℃）稳定的奥氏体区进行塑性形变，将使随后贝氏体转变的孕育期增长（也有少数钢相反），转变速度减缓，转变不完全程度增大；而在低于 B_s 温度（一般为 450℃ 以下）的介稳奥氏体区进行塑性形变时，则结果恰恰相反。图 4-27 为对 35XH5C（相当于 35CrNi5Si）钢的试验结果^[48]。可以看出，在一定形变量（30%）下，于 600~1000℃ 间进行形变使 300~350℃ 的贝氏体

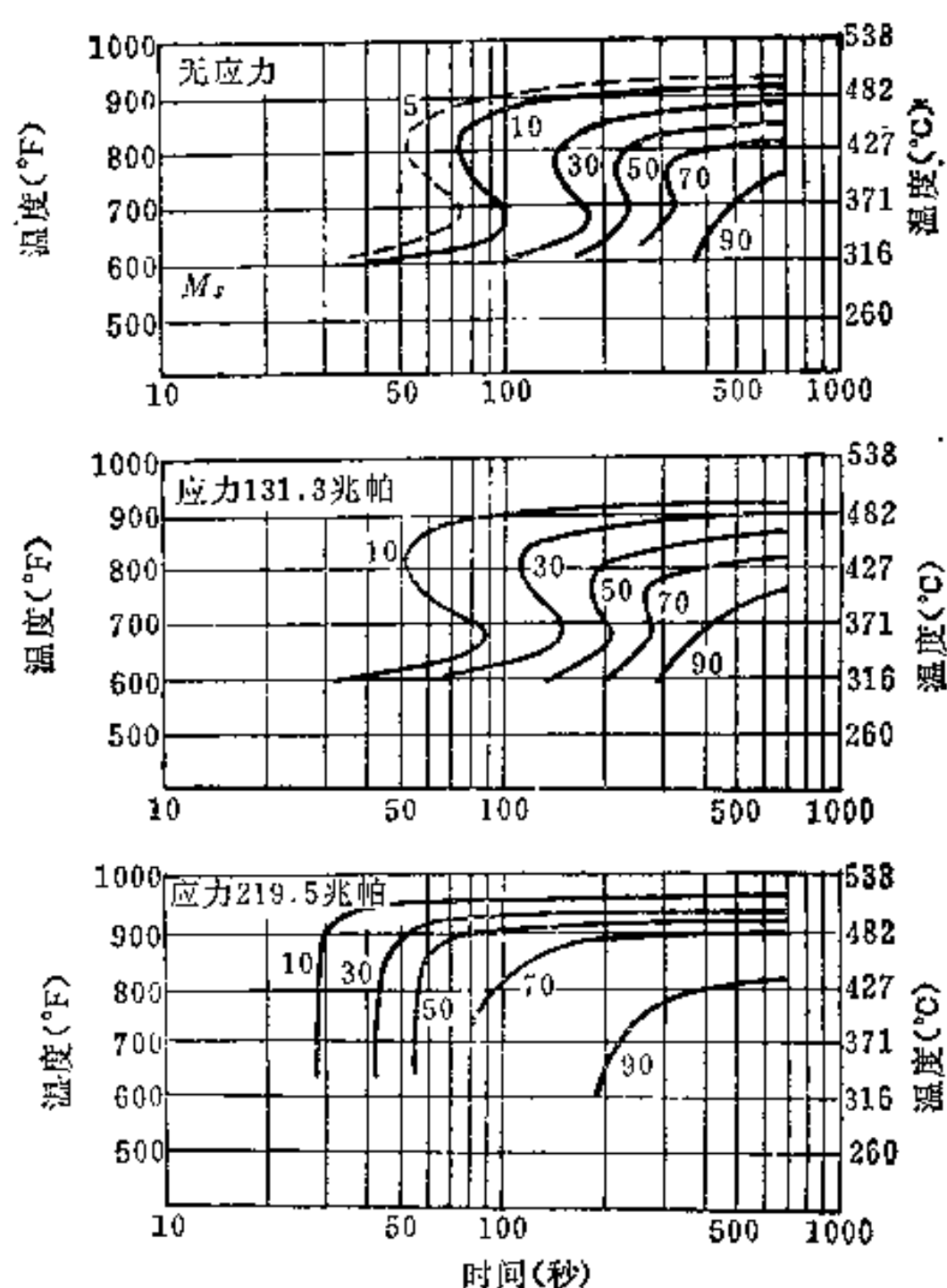


图4-26 拉应力对0.3C-1.25Cr-3.5Ni钢贝氏体转变动力学的影响

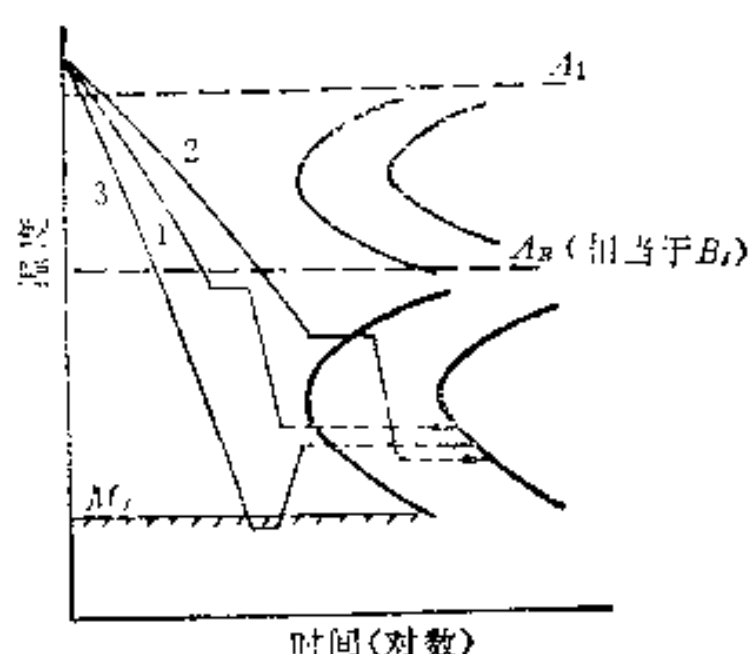


图4-28 冷却过程中奥氏体在不同温度停留的工艺规程

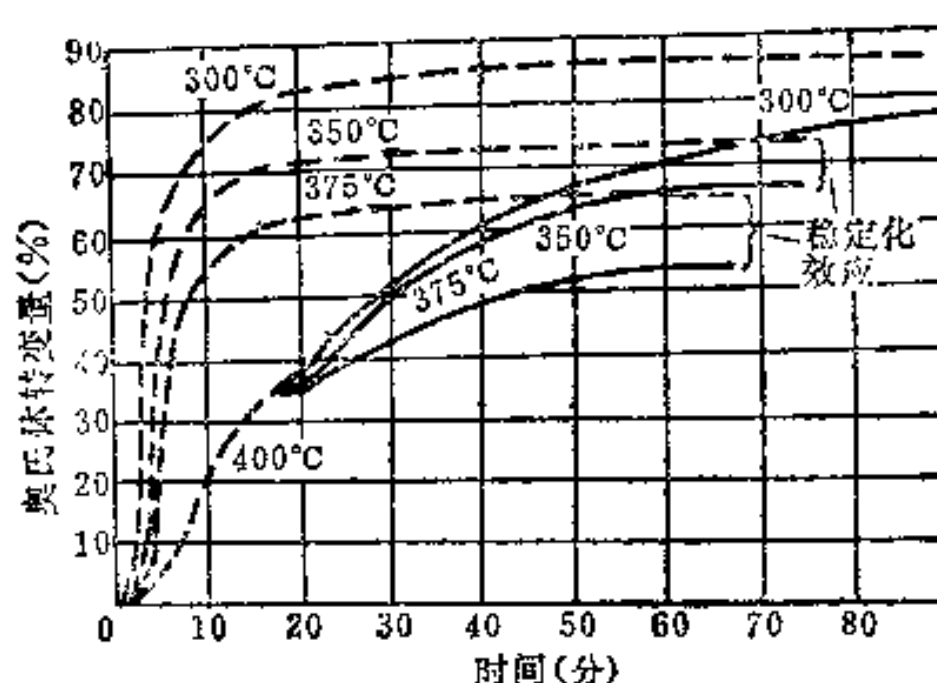


图4-29 35CrMnSi钢预先在400°C部分转变后对375、350、300°C转变动力学的影响
(如实线所示, 虚线为原来的转变动力学曲线)

可使450°C时贝氏体转变的速度增加6~7倍。又如CrWMn钢在冷至 M_s 点以下($M_s=216^\circ\text{C}$)预先获得6%的马氏体后, 可使随后在250°C的孕育期由直接等温时的5秒缩短为零, 并使整个贝氏体转变过程由2小时缩短为1小时。同样, 在较低温度预先发生部分贝氏体转变后也能使在较高温度的贝氏体转变加速。上述这些现象是由于在较低温度发生的马氏体或贝氏体转变在奥氏体中产生的应力, 促进了随后在较高温度的贝氏体转变的形核所致^[2]。

§ 4-6 贝氏体的机械性能

贝氏体等温淬火和贝氏体钢之所以获得广泛的应用, 不仅是因为它具有工艺上的优越性, 更重要的是贝氏体还具有良好的强韧性。一般来说, 在同一强度级别的条件下, 贝氏体的韧性常常高于回火马氏体。

材料的机械性能取决于构成它的组织组成物的类别、形态、尺寸、分布状况和亚结构, 贝氏体钢也不例外。但是贝氏体组织十分复杂, 它不仅随转变温度不同而改变, 而且欲得到单一类型的贝氏体也是很困难的, 以致很难严格地评价某单一类型贝氏体的机械性能, 故通常所测定的实际上多是以某类贝氏体为主的混合组织的性能。

一、贝氏体的强度

(一) 强度与转变温度的关系 图4-30为低、中碳合金结构钢经等温淬火后的机械性能^[51, 49]。由图可知, 两种钢的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 均随转变温度的降低而升高。这表明下贝氏体的强度比上贝氏体为高。高碳合金钢的等温淬火也同样符合这一规律。

研究表明^[40], 在连续冷却条件下, 如果钢的含碳量被限制在0.05~0.20%范围内, 借加入合金元素来使 B_s 下降, 这时可以发现, 贝氏体转变50%的温度的下降同 σ_b 的上升呈线性关系(见图4-31中650~450°C范围内)。一般来说, $\sigma_{0.2}$ 是随 σ_b 的增高而线性地增高, 不过, 当 σ_b 增高时, 屈服比 $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 却有所下降。例如, 低碳Mo-B钢当 σ_b 值为450兆帕时, $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 值为0.7~0.75; 而当 σ_b 值为1200兆帕时, 该值降至0.65。对高碳贝氏体钢来说, $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 值的降低更显著。其原因可能与转变温度低时残余奥氏体的屈服抗力较

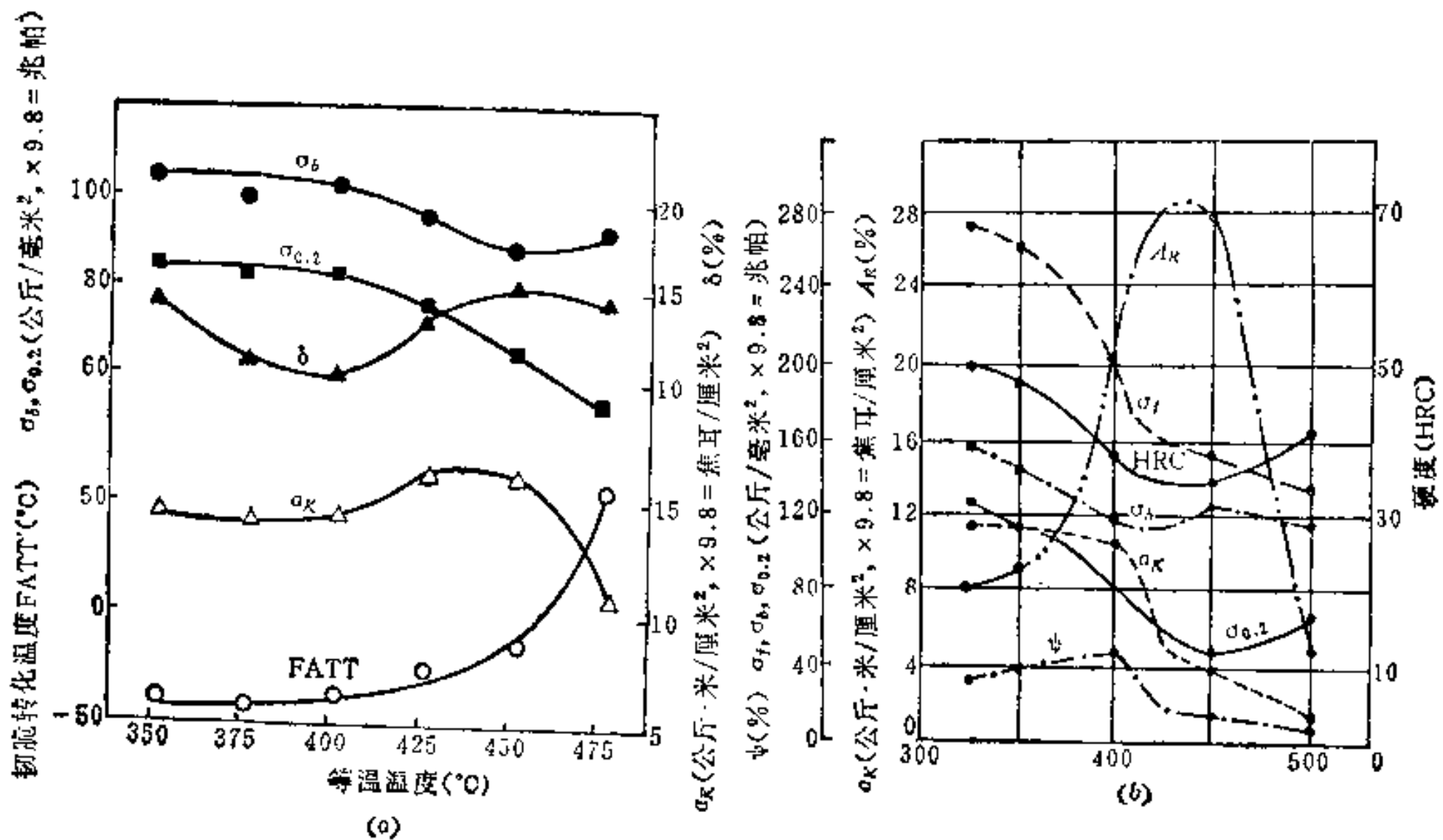


图4-30 低、中碳合金结构钢经等温淬火后的机械性能
(a) 0.12C-1.1Ni-0.5Cr-0.5Mo-0.03V钢, (b) 30CrMnSiA钢。

低有关。如将这种组织在适当温度下回火,由于在残余奥氏体中会产生一定的柯氏气团,或发生部分分解和转变,则可在不降低 σ_b 的情况下使 $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 明显提高。

(二) 影响贝氏体强度的因素

1. 贝氏体铁素体晶粒大小 晶粒大小与材料屈服强度之间的关系通常可用霍尔-皮奇^[41]公式来表示,贝氏体铁素体的晶粒尺寸与屈服强度的关系也服从这一公式。图4-32(a)、(c)^[89,40]为贝氏体铁素体晶粒尺寸对 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 的影响。应注意,这里所谓贝氏体铁素体晶粒尺寸 d 实际是指板条宽度的平均值(在有些情况下,也把板条束看作为一个晶粒)。该图表明,贝氏体铁素体晶粒(板条宽度)愈细小,钢的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 值愈高。由于板条宽度和钢的强度都决定于转变温度,所以板条宽度与强度之间必然表现出上述关系。

2. 碳化物的弥散度和分布状况 弥散强化被认为是最有效的强化手段之一。

贝氏体中碳化物的弥散强化作用在下贝氏

体中占有特别重要的地位,但对上贝氏体来说则相对显得次要,其原因在于上贝氏体中碳化物较粗大,而且分布状况不良(处于铁素体板条间)。贝氏体中碳化物的弥散度(1毫米²中碳化物的数量)对 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 的影响见图4-32(b)、(d)。可见,碳化物弥散度愈大, $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 值愈高。由于碳化物的弥散度随转变温度降低而增大,所以上述关系与

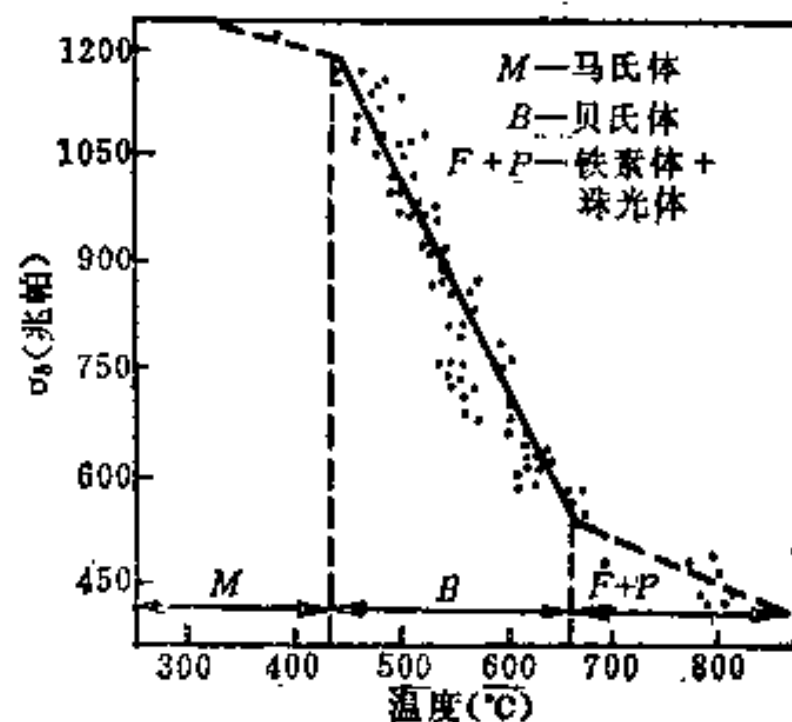


图4-31 抗拉强度与贝氏体转变50%时的温度之间的关系

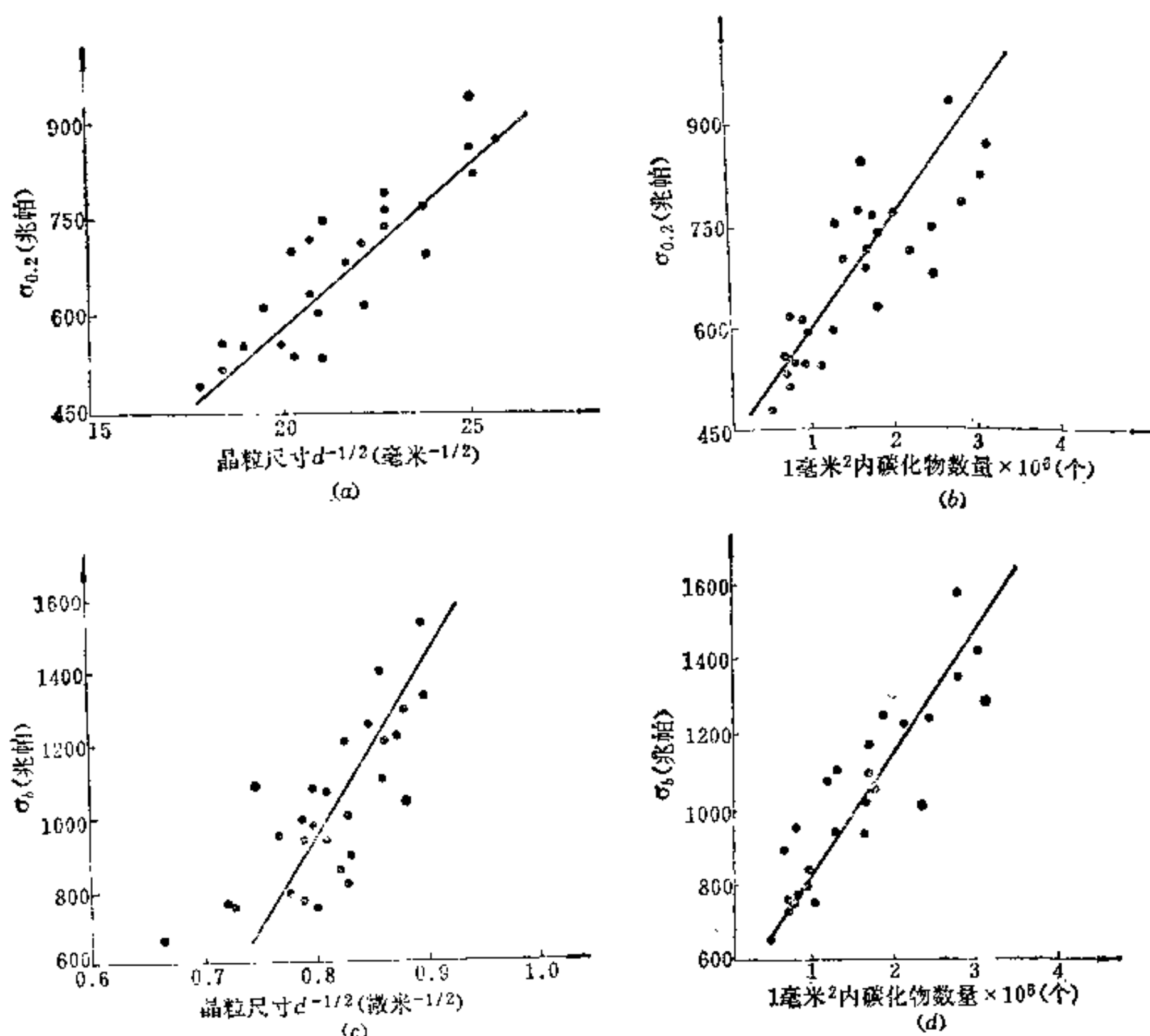


图4-32 铁素体晶粒尺寸 (a)、(c) 和碳化物弥散度 (b)、(d) 对 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 的影响

转变温度降低时强度增高的结果是一致的。

3. 溶质元素固溶强化 碳对贝氏体铁素体的固溶强化作用要比置换式溶入的合金元素大得多。随转变温度的降低, 由于贝氏体铁素体中碳的过饱和度增大, 故固溶强化效果显著。但由于贝氏体铁素体中的碳含量与同一种钢的马氏体相比要少得多, 故其固溶强化效果亦相应地小得多。

4. 位错密度 随转变温度的降低, 贝氏体铁素体中的位错密度不断增高。据研究^[42], 在铁-碳合金中位错密度与由之引起的屈服强度的增量之间存在下述关系, 即 $\Delta\sigma_{0.2} = 1.2 \times 10^{-4} \rho^{1/2}$ 。式中 ρ 为位错密度, 它并非通过加工硬化而是通过改变钢的含碳量并进行不同的热处理而获得的。由此可看出位错密度对贝氏体强度的贡献。

5. M-A 岛状组成物 在 § 4-1 中曾述及, 经贝氏体转变并冷至室温后, 钢中总伴存着

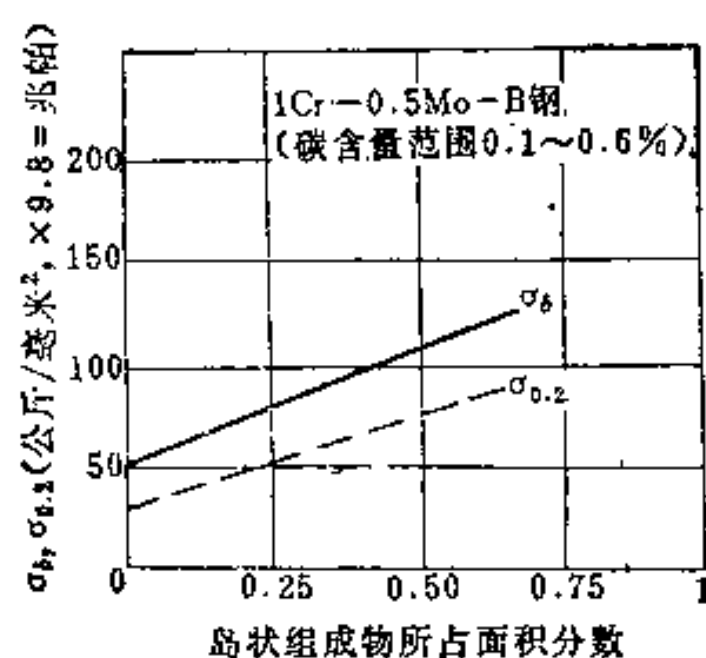


图4-33 贝氏体中M-A岛状组成物的体积分量对其强度的影响

一定量的 M-A 岛状组成物。如果这种岛状组成物中主要是富碳马氏体时,它将使贝氏体强度提高,图4-33表示 M-A 岛状组成物分量对贝氏体强度的影响^[42]。显然,这种强化效果是由于呈一定弥散度分布的 M-A 岛状组成物提高了基体形变抗力的结果。但是,这种 M-A 岛状组成物的尺寸、组成比、碳浓度以及分布状况等均依钢的成分和热处理条件不同而变化^[7],因而使其对贝氏体强度的影响变得十分复杂,目前对于这些问题还研究得较少。但可以肯定,当岛状组成物中主要是残余奥氏体或者是某种分解产物时,其强化效果将是很小的。

应当指出,在上述诸影响因素中,以第 1、2 者对强度的贡献为最大。

二、贝氏体的韧性

(一) 上、下贝氏体的冲击韧性和韧脆转化温度● 许多研究都表明,下贝氏体的冲击韧性优于上贝氏体(图4-30),而且下贝氏体的韧脆转化温度也总是比上贝氏体为低。图4-34表示含 0.1~0.15C 的 0.5Mo-B 钢韧脆转化温度与 σ_s 的关系。可见,随 σ_s 增加,韧脆转化温度随之升高,当 σ_s 为 900 兆帕左右时(相当于转变温度为 550°C,正处在上、下贝氏体的过渡区),其韧脆转化温度突然降低,以后又随 σ_s 增加而有所上升。

(二) 影响贝氏体冲击性能的因素 以上结果表明,贝氏体组织的变化对其冲击性能,即冲击韧性和韧脆转化温度起着支配作用。其中起主要作用的组织因素如下:

1. 铁素体板条和板条束的尺寸 板条厚度与板条束直径的大小是相关联的。板条厚度增加,板条束的直径亦相应增大,反之则减小。板条束直径大小对韧脆转化温度的影响实质上表现为对断裂解理小平面的影响。因为解理断口是由许多解理小平面所组成,材料由韧断转为脆断时,裂纹的传播即是靠这些小平面相互连接而实现。通常可把板条束直径近似地认为相当于解理小平面的尺寸,因为相邻板条束的位向差一般均较大,使裂纹的扩展易于受到束界的阻碍,这样即形成了一个解理小平面。但是如果有些相邻板条束的位向差较小时,其界面则不会成为对裂纹扩展的障碍,此时解理小平面的尺寸即大于板条束的直径。可见,解理小平面的直径(d_s)即相当于裂纹传播的一个单元尺寸,简称为单元裂纹路程(常以 L_s 表示),亦可看作为有效晶粒尺寸。一般来说,解理小平面的直径随板条束直径的增大而增大,并由此而导致韧脆转化温度的升高。上贝氏体的铁素体板条束直径一般都比下贝氏体为大,所以前者的韧脆转化温度总是高于后者。韧脆转化温度的升高,显然对冲击韧性是很不利的。

2. 碳化物的形态和分布 在上贝氏体中碳化物分布在铁素体板条之间,两相在形态上都具有明显的方向性,而且碳化物也较粗大,这样在碳化物与铁素体界面处往往易于萌生裂纹。裂纹一旦形成,便可诱发解理裂纹,而由于上贝氏体铁素体在形态上的特点,可使这种裂纹迅速传播。在下贝氏体中,碳化物分布于铁素体片内,且尺寸极细小,不

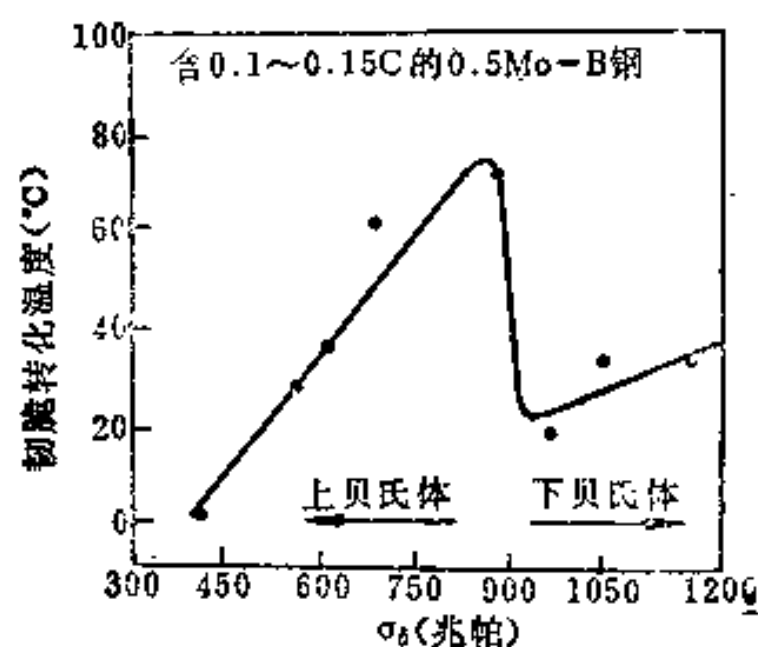


图4-34 低碳贝氏体钢的韧脆转化温度与 σ_s 的关系

● 韧脆转化温度的意义参见第七章。

易产生裂纹。一旦有解理裂纹出现,其传播将被许多碳化物或高密度的位错所阻止,从而表现出较高的冲击韧性和较低的韧脆转化温度。

3. M-A岛状组成物 当其组成主要为残余奥氏体时,有利于提高贝氏体的冲击韧性。但不论其组成比如何,却总是使韧脆转化温度升高,这是因为其中的马氏体和冷至低温后又由残余奥氏体转变而来的马氏体均属高碳孪晶型,有利于解理裂纹的萌生和扩展所致。

4. 奥氏体晶粒度 细化奥氏体晶粒可以直接导致铁素体板条厚度和板条束直径的减小,从而有利于冲击性能的改善。但对下贝氏体来说,其铁素体的尺寸本来就比上贝氏体为小,因此其冲击性能与原奥氏体晶粒度的依赖关系不如上贝氏体那样明显。

(三) 等温淬火组织(贝氏体)和普通淬火、回火组织在等强度(硬度)条件下的冲击性能 许多研究表明,在等强度(硬度)条件下,贝氏体组织的冲击韧性一般要比淬火、回火组织为高。图4-35^[49]为工业上常用的几种钢的实例。可以看出,两种热处理工艺条件下所得到的曲线都发生交叉,在交叉点以左的强度(硬度)范围内等温淬火组织

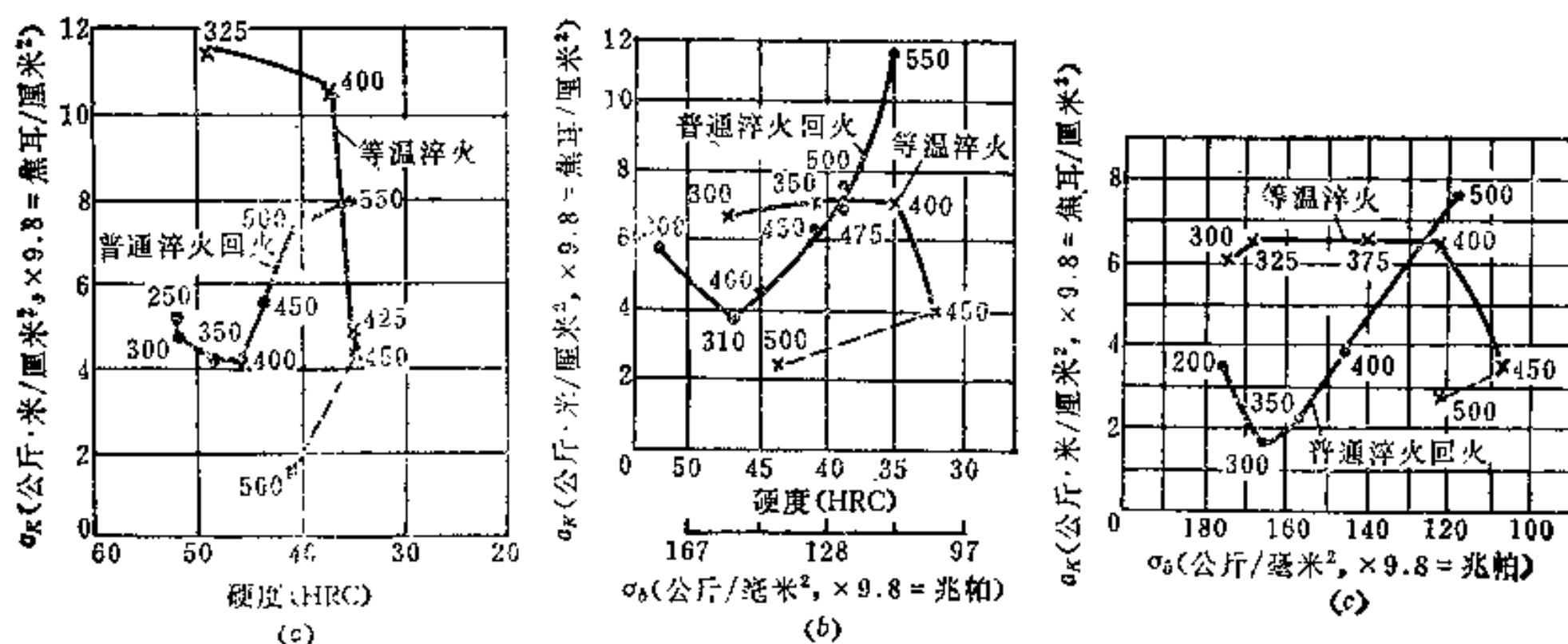


图4-35 几种钢在等温淬火和普通淬火、回火状态下冲击韧性与强度(或硬度)的关系

(a) 30CrMnSiA; (b) 40CrA; (c) 40CrNiMoA。

(贝氏体)的冲击韧性高于淬火、回火组织。在高强度水平时,淬火回火条件下出现回火马氏体脆性(见第七章),是其冲击韧性低的主要原因。但应注意,在贝氏体的冲击韧性高于淬火、回火组织的同时,其韧脆转化温度往往也比后者为高,见表4-1。这除与贝氏体本身的组织特征有关外,还与含有较多的M-A岛状组织有关。

表4-1 30CrMnSiA钢板材(1.5mm)等温淬火和淬火、回火后的机械性能

热处理规范	σ_s (兆帕)	$\sigma_{0.2}$ (兆帕)	δ_5 (%)	$\alpha_K(v)^*$ (焦耳/厘米 ²)	韧脆转化温度(出现50% 脆断面积) °C
390°C等温15分	1181.7	931.7	22.0	73.5	-65
淬火 510°C回火	1111.9	980.7	14.6	52.9	-10

* $\alpha_K(v)$ 为V型缺口试样的冲击韧性。

最后还应指出,目前工业中应用的高强度或超高强度钢中,常常通过控制等温转变过程或控制连续冷却速度的办法来获得适当数量的贝氏体加马氏体的复合组织,以达到

良好的强韧性。显然,这是因贝氏体与马氏体相比,前者强度低、韧性高,而后者正好相反,所以贝氏体加马氏体的复合组织的强度和韧性也介于全贝氏体和全马氏体组织之间,从而具有最佳的强韧性。例如^[44],含0.12C的Ni-Cr-Mo-V钢按不同的热处理工艺得到全马氏体、全贝氏体和马氏体-贝氏体的复合组织后,在200~600°C范围内回火,发现在同一回火条件下复合组织具有全马氏体组织的高强度和全贝氏体组织的高韧性,同时其韧脆转化温度也最低。经断口分析认为,复合组织具有低的韧脆转化温度是同马氏体转变前先形成了少量下贝氏体有关,因为这些贝氏体分割了原奥氏体晶粒,从而使随后形成的马氏体束的尺寸减少。当解理裂纹扩展时一旦遇到马氏体-贝氏体界面便会改变方向,因而使单元裂纹路程(L_0)减少(见图4-36^[44]),增大了裂纹扩展的阻力。此外,由于细化了马氏体束尺寸,无疑对提高复合组织的强度也是有利的,所以复合组织的强度与全马氏体组织相比,降低得并不太显著。

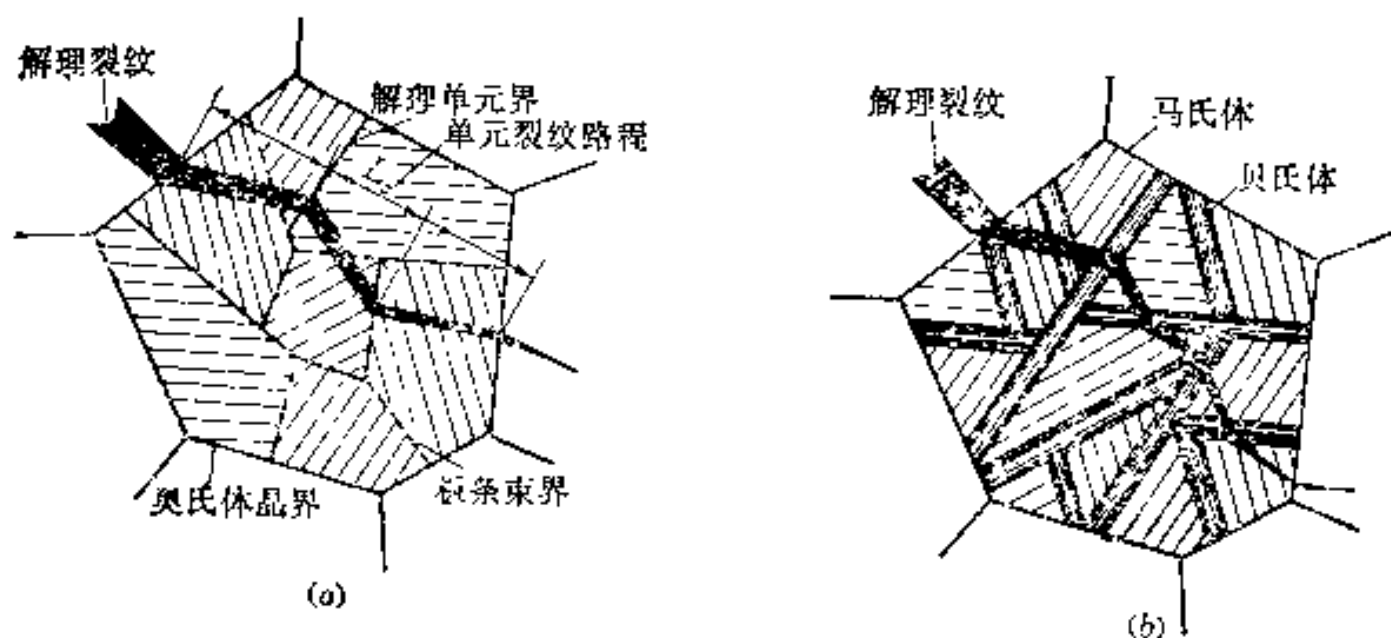


图4-36 解理裂纹在两类组织中的传播方式(示意图)
(a) 马氏体; (b) 马氏体+贝氏体。

§ 4-7 魏氏组织

一、魏氏组织的形态和基本特征

从§2-5中已知,魏氏组织是先共析相的一种特殊形态。对于亚共析钢来说,是指从晶界向晶内生长形成的一系列具有一定位向的片(或针)状铁素体,通称为魏氏铁素体;对于过共析钢来说,是指类似形态的渗碳体,通称为魏氏渗碳体。魏氏组织从单个的形态来看虽呈片(或针)状,但从整体来看,由于许多片常常是相互平行的,故似羽毛状,有时在一个原奥氏体晶粒内也可看到有几组不同方向的平行长片互相交割的情况,从而呈现为三角形分布,如图4-37所示。

由于目前对魏氏渗碳体研究得较少,而且这种组织也不多见,故这里仅限于讨论魏氏铁素体问题。

根据人们多年来的研究^[31,45],认为魏氏铁素体组织具有以下基本特征:

1. 魏氏铁素体形成时产生表面浮凸;
2. 魏氏铁素体沿母相奥氏体中一定的晶面(惯习面)析出,惯习面为 $\{111\}_\gamma$ ●,并与奥氏体之间存在一定的晶体学位向关系——K-S关系;

● 在§2-5中曾述及,根据最近的研究,其惯习面与 $\{111\}_\gamma$ 存在4°~20°的偏差。

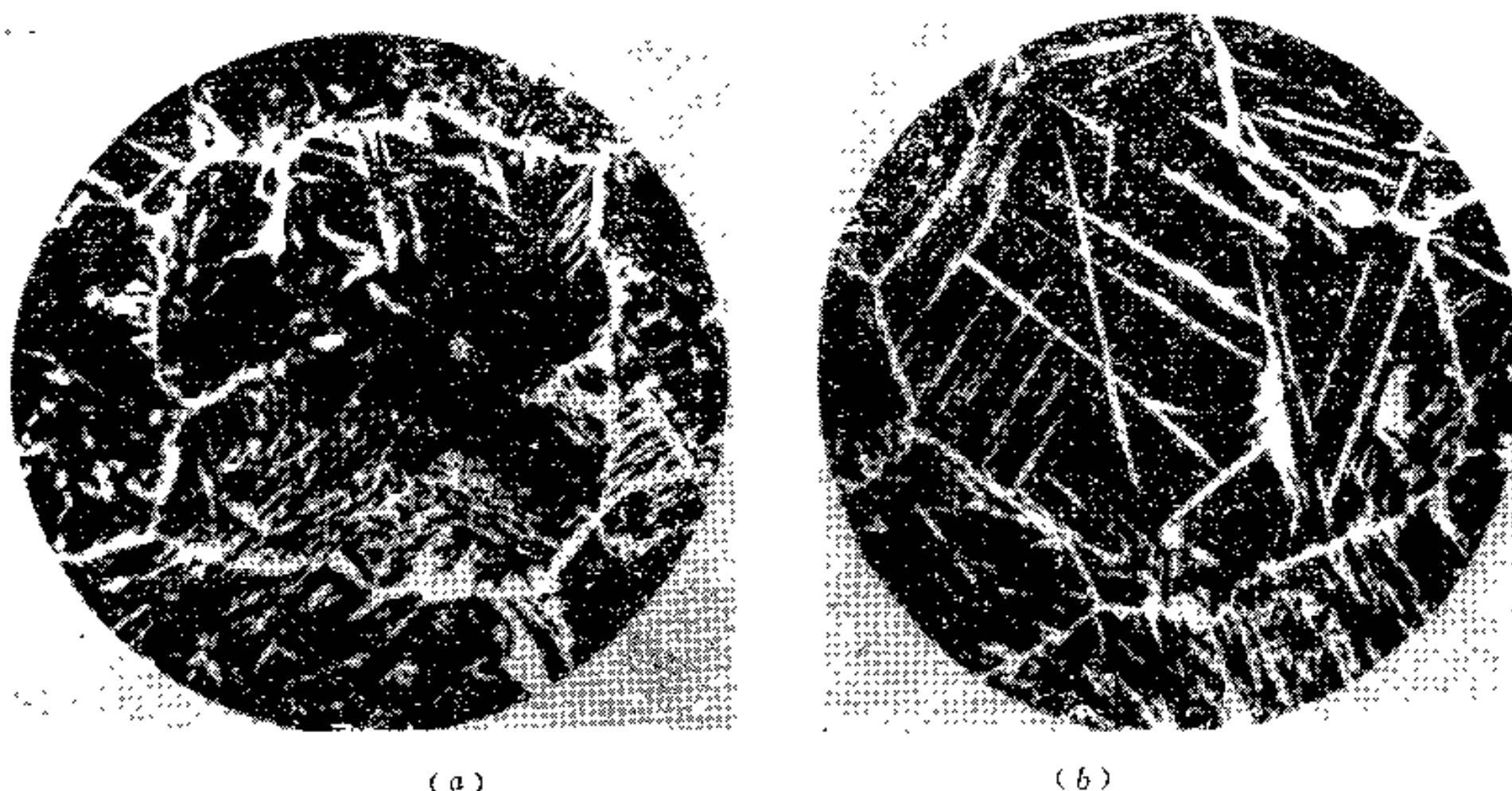


图4-37 钢中的魏氏组织, 250×

(a) 魏氏铁素体(亚共析钢); (b) 魏氏渗碳体(过共析钢)。

3. 魏氏铁素体的尺寸随等温时间延长而增大, 这表明魏氏铁素体的形成是一个形核和长大的过程。

由上可看出, 魏氏铁素体在形态上和晶体学上都具有贝氏体铁素体的某些特征, 因此, 常把魏氏铁素体组织作为一种特殊的贝氏体转变产物来讨论。例如, 有人就把魏氏铁素体等同于无碳化物贝氏体^[46], 但也有不同的看法^[31]。

二、魏氏铁素体的形成条件和转变机理

在对魏氏铁素体形成条件的研究中, 人们总结出以下规律:

1. 魏氏铁素体既可在等温条件下形成, 也可在连续冷却条件下形成。
2. 在等温条件下, 魏氏铁素体的形成有一个上限温度, 以 W_s 表示, 高于该温度, 魏氏铁素体不能形成。 W_s 点随钢的含碳量和晶粒度不同而改变, 含碳量愈高, 晶粒度愈小, 则 W_s 点愈低。
3. 在连续冷却条件下, 魏氏铁素体只有在一定的冷速范围内才形成, 过慢或过快的冷速均有碍于其形成。
4. 魏氏铁素体易于在粗晶粒的奥氏体中形成。
5. 钢中含碳量超过 0.6 % 时, 魏氏铁素体难于形成。
6. 钢中含有铬、硅、钼时, 有阻止魏氏铁素体形成的作用, 含钼量大于 0.8 % 的钢不会生成魏氏铁素体; 而锰则会促进其形成。

图 4-38、4-39 分别表示亚共析钢在等温和连续冷却条件下各种因素对先共析铁素体形态的影响。图中各字母符号所代表意义分别为: G ——网状铁素体; W ——魏氏铁素体; M ——块状铁素体; P ——珠光体。

图 4-37 中魏氏铁素体区域 (W) 的上界即为 W_s 温度。图 4-39 表明, 对细晶粒奥氏体来说, 只有含碳 0.15~0.35% 的钢在较快的冷速下 (约大于 150°C/秒) 才能形成魏氏铁素体, 并随冷速增大, 使该形成区向含碳量低的方向移动; 对粗晶粒奥氏体来说, 在

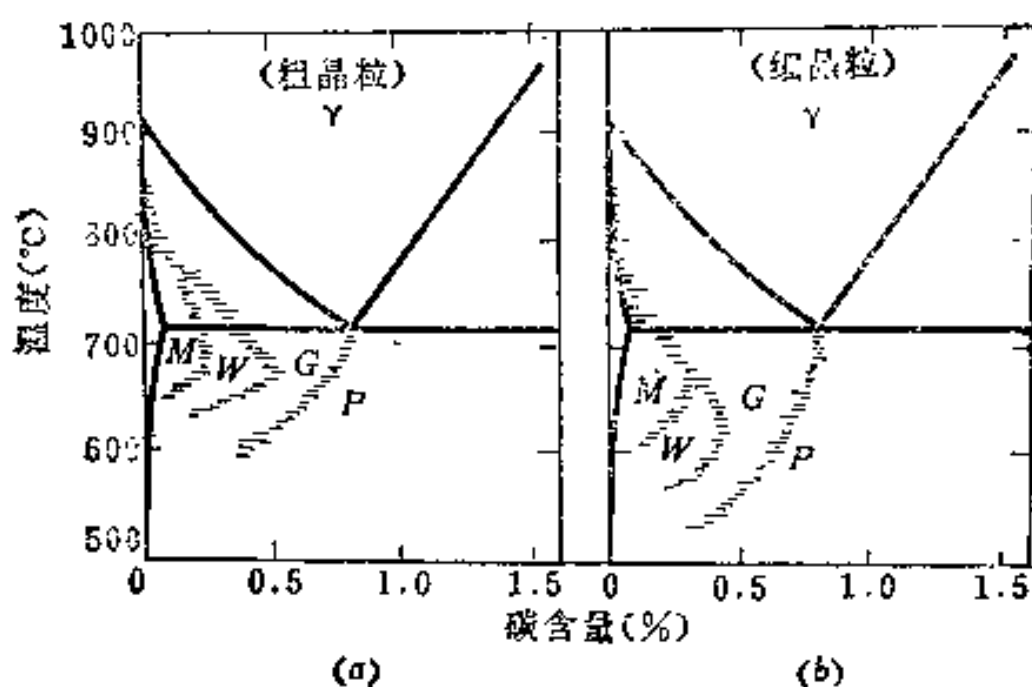


图4-38 亚共析钢中先共析铁素体的形态
与等温温度和碳含量的关系

- (a) 粗晶粒 (晶粒度: 0~1级);
(b) 细晶粒 (晶粒度: 7~8级)。

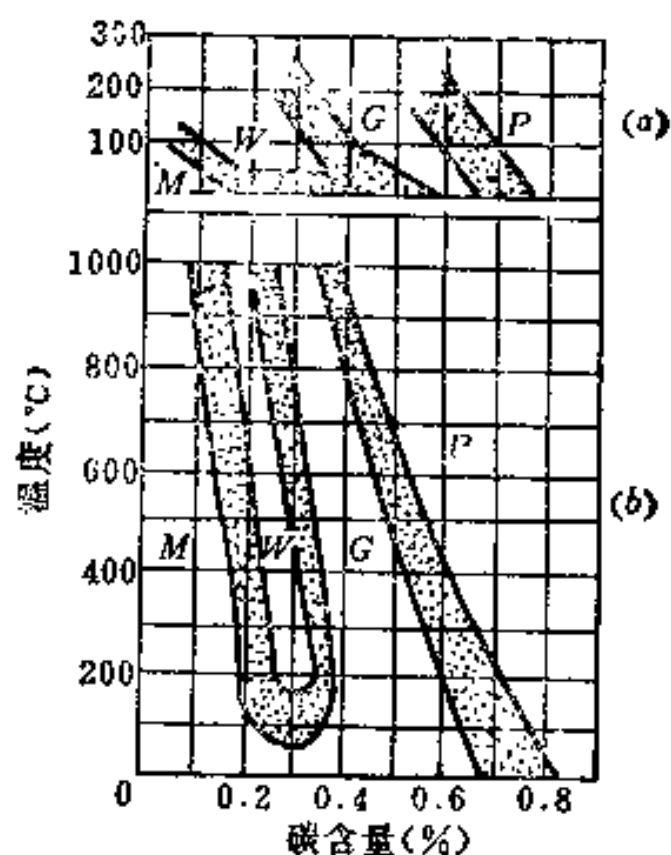


图4-39 亚共析钢中先共析铁素体的形态
与冷却速度和含碳量的关系

- (a) 粗晶粒 (1200°C, 保温2小时);
(b) 细晶粒 ($A_{c3} + 10^\circ\text{C}$, 保温10分钟)。

相当小的冷速下就会形成魏氏铁素体, 同时该形成区向含碳量高的方向扩展。

关于魏氏铁素体的转变机理问题, 也同贝氏体转变一样, 有着种种不同的学说。

按照柯俊的学说^[45], 魏氏铁素体是以贝氏体型的切变共格机理形成的, 魏氏铁素体即相当于无碳化物贝氏体, 并以此理论解释了奥氏体晶粒大小、碳含量、等温温度和冷却速度对魏氏铁素体形成的影响。关于魏氏铁素体形成的上限温度, 柯俊认为这个温度相当于奥氏体与魏氏铁素体两者自由能相等的温度。如果单纯从化学自由能来考虑, 平衡态的铁素体与奥氏体的自由能相等的温度应该就是 A_3 , 但魏氏铁素体是按贝氏体型转变机理形成的, 新相与母相间需要有维持共格的弹性能, 因而转变时必须有一定的过冷度, 故魏氏铁素体形成的上限温度总是比 A_3 低 (有人测出, 在粗晶粒的钢里, 约低 100°C)。由于 A_3 温度是随钢的碳含量增高而降低的, 因此这个上限温度也同样遵循这一规律。

根据上述理论可以很好地对图 4-38 作出解释。奥氏体晶粒愈细, 碳自晶界扩散到晶内的路程愈短, 而且铁素体的形核率也愈大, 故对铁素体的形成愈有利。这样在魏氏铁素体形成之前可能在晶界处已产生了足够量的网状铁素体, 从而使奥氏体中的含碳量提高到那样的程度, 以致魏氏铁素体形成的上限温度低于钢的实际温度, 因此魏氏铁素体便不能形成。如果等温温度较低, 由于碳的扩散困难, 不利于铁素体在晶界上析出, 使奥氏体中含碳量保持在较低的水平, 这样就有可能使 W_f 温度高于等温温度, 从而导致魏氏铁素体形成。但对粗晶粒奥氏体来说, 碳自晶界向晶内扩散的路程较长, 而且铁素体的形核率也较小, 因此不利于网状铁素体的形成, 而有利于魏氏铁素体的形成。由于上述原因, 粗晶粒奥氏体的 W_f 温度与细晶粒奥氏体相比要相对地高些。

当钢的碳量高于 0.6% 时, 由于铁素体的形成很快就会使奥氏体中的含碳量达到足以形成伪共析组织的程度, 从而形成伪共析组织而抑制了魏氏铁素体的生成。

同样, 也还可以很好地解释图 4-39。在连续冷却时, 若冷速过慢, 使过冷度很小, 有

- [3] T. B. Massalski, Phase Transformation, p. 433.
- [4] J. P. Naylor, P. R. Krahe, Met. Trans., 5 (1974), 1699.
- [5] 陈铭谟: 西北工大科技资料 (总字 840期), 1979, 6。
- [6] V. Biss, R. L. Cryderman, Met. Trans., 2 (1971), 2286.
- [7] 康沫狂等: 《理化检验》(物理分册), 1979, 5期, 1页。
- [8] 许念坎等: 《理化检验》(物理分册), 19卷(1983), No. 4, 2页。
- [9] L. J. Harbraken, et al., Transformation and Hardenability in Steels, 1967, p. 69.
- [10] T. G. Nilan, Transformation and Hardenability in Steels, 1967, p. 59.
- [11] G. V. Smith, A. F. Mch, Trans. AIME, 150(1942), 211.
- [12] D. N. Shackleton, P. M. Kelley, Acta Met. 15(1967), 979.
- [13] W. Pitsch, Acta Met., 10(1962), 897.
- [14] H. K. D. H. Bhadeshia, Acta Met., 28(1980), 1103.
- [15] K. R. Kinsman, A. I. Aaronson, Met. Trans., 1 (1970), 1485.
- [16] S. Hoekstra, et al., Acta Met., 26(1978), 1517.
- [17] 徐祖耀: 金属材料与热加工工艺, 1980, 1期, 1页。
- [18] D. H. Huang, G. Thomas, Met. Trans. 8A(1977), 1661.
- [19] Р. И. 恩琴[苏](李培良译): 钢中奥氏体的转变, 中国工业出版社, 126页。
- [20] 柯俊: 中国科学院1954年金属研究工作报告会会刊 (第五册), 1954年, 81页。
- [21] T. Ko, S. A. Cottrell, JISI, 172(1952), 307.
- [22] Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас, Проблемы Металловедения и Физики Металлов, Металлургияиздат, 1951.
- [23] H. K. D. H. Bhadeshia, D. V. Edmonds, Acta Met., 28(1980), 1265.
- [24] 田中良平: 热处理の基础(I), 日刊工业出版社, 1970年, p. 100.
- [25] K. A. Kinsman, H. I. Aaronson, Met. Trans., 1 (1970), 1485.
- [26] H. I. Aaronson, et al., Met. Trans., 9A(1978), 363.
- [27] O. Krisment, F. Wever, The mechanism of phase transformation in metals, 1956, p. 253.
- [28] R. W. K. Honeycombe, F. B. Pickering, Met. Trans., 3 (1972), 1099.
- [29] R. F. Hehemann, et al., Met. Trans., 3 (1972), 1077.
- [30] Б. А. Леонтьев, Г. В. Ковалевская, ФММ, 38(1974), СТР. 1050.
- [31] J. M. Oblak, R. F. Hehemann, Transformation and Hardenability in Steels, 1967, p. 15.
- [32] J. Barford, JISI, 6 (1966), 609.
- [33] R. H. Goodenow, et al., Trans. Met. Soc. of AIME, 277(1963), 651.
- [34] N. F. Kennon, (姚忠凯等编译: 《钢的组织转变》, 机械工业出版社, 131页)。
- [35] 陈大明、胡光立、康沫狂: 西北工大科技资料CL8326期, 1983, 9。
- [36] G. A. Srinisavan, C. M. Wayman, Acta Met., 16(1968), 621.
- [37] 邦武立郎等: (姚忠凯等编译: 《钢的组织转变》, 机械工业出版社, 1980, 341页)。
- [38] 清水信善等: (同上, 131页)。
- [39] F. B. Pickering, Physical Metallurgy and The Design of Steels, 1978, p. 101.
- [40] F. B. Pickering, Transformation and Hardenability in Steels, 1967, p. 109.
- [41] N. J. Petch, JISI, 174(1953), 25(转引自[38])。
- [42] M. E. Bush, et al., Acta Met. 12(1971), p. 1363.
- [43] N. H. Соколов, и др.: ММТОМ, 1 (1973), 11.
- [44] Y. Ohmori, H. Ohtani, T. Kunitake, Met. Sci. 8 (1974), 357.
- [45] 柯俊、赵家铮: 金属学报, 1卷(1956), 2期, 201页。
- [46] 刘云旭主编: 金属热处理原理, 机械工业出版社, 137、164页。
- [47] 上海交通大学: 金相分析, 国防工业出版社, 226页。
- [48] L. S. Birks, Journal of Metals, 8 (1956), 8, 989.
- [49] 刘云旭: 钢的等温热处理, 机械工业出版社, 135~138页。
- [50] 西北工业大学等: 《金属热处理》, 6 (1977), 1页。
- [51] T. Kunitake, et al., Iron and Steel, 45(1972), 647.
- [52] ASM, Metals Handbook, 8th Edition, Vol. 8, 1973, p. 196.
- [53] L. Habraken, et al., DE FERRI METALLOGRAPHIA(I), 1966, p. 170, 174.

第五章 钢的过冷奥氏体等温转变图 与连续冷却转变图

由前三章可知, 由于转变温度不同, 过冷奥氏体将按不同机理转变成完全不同的组织。在较高温度范围内转变成珠光体; 在中温范围内转变成贝氏体; 而在低温范围内则转变成马氏体。转变类型主要取决于转变温度, 但转变的程度和速度往往又与时间有密切关系。

在第二章一开始已经指出, 钢在冷却时的转变, 既可在等温条件下进行, 又可在连续冷却过程中进行。因此, 可以用过冷奥氏体等温转变图和连续冷却转变图来全面地反映过冷奥氏体转变与温度、时间 (或者与冷却速度间) 的关系, 亦即反映在临界温度 (A_3 或 A_1) 以下不同等温温度和冷却速度下奥氏体的转变情况。

本章将讨论过冷奥氏体等温转变图与连续冷却转变图的建立、影响因素、基本类型以及等温转变图与连续冷却转变图的比较和应用。

§ 5-1 过冷奥氏体等温转变图

一、过冷奥氏体等温转变图的建立

如第二章所述, 将奥氏体快冷至临界点以下的某一温度, 并在此温度下进行等温, 这一过程中所发生的转变即称为过冷奥氏体的等温转变。由于等温转变图通常呈现“C”字形, 所以又称为C曲线, 也称为IT曲线 (图) 或TTT曲线 (图), 以下简称IT曲线。它较全面地反映了过冷奥氏体在不同过冷度下等温转变的过程; 转变开始和终了时间、转变产物及其转变量与温度和时间之间的关系。

测定过冷奥氏体等温转变图常用金相法、硬度法、磁性法和膨胀法等。

(一) 金相法 它是利用金相显微镜直接观察过冷奥氏体在不同温度下各个等温转变阶段上的相变产物及其数量, 根据组织的变化来确定过冷奥氏体等温转变开始和终了的时间, 从而绘制出等温转变图^[1]。近年来, 利用电子显微镜和定量金相显微镜等先进测试手段可以在鉴定相变产物和确定其转变量方面获得更为精确而可靠的结果。

金相法所用试样通常为圆片状 (直径 10~15 毫米, 厚度 1.0~1.5 毫米)。试样一般由直径稍大的钢材上截取, 并预先经过退火或正火处理。

用金相法测定等温转变图时, 应先分析钢的化学成分, 并测出钢的临界点 A_{c1} 、 A_{c3} 或 A_{cm} , 随后根据钢的化学成分用经验公式近似估计出钢的 M_s 点, 再在 A_1 (或 A_3) 至 M_s 点区间选取若干个温度 (如 t_1 、 t_2 、 t_3 ……) 作为等温温度。将每一等温温度的试样编为一组, 经奥氏体化后, 迅速转入给定温度的等温浴炉中分别停留不同时间 (如 τ_1 、 τ_2 、 τ_3 ……), 等温后迅速淬入盐水中, 如图 5-1 所示。此时, 未转变的奥氏体经淬火变为马氏体, 而转变的产物则分布在其中, 这样在金相观察时即可识别。一般以出现 1% 转变产物的等

温时间作为转变开始点, 以达到 98% 转变产物的等温时间作为转变終了点。

金相法的优点是能较准确地测出转变的开始点和終了点, 并能直接观察到转变产物的组织形态、分布状况及其数量, 但其缺点是所得结果是不连续的, 并且要制作大量的金相试片, 费时而麻烦。

(二) 硬度法 这是一种较简便的测定方法。其原理是利用按上述金相法热处理后的试样借所得组织的不同而在硬度上引起的差异来确定转变的开始点和終了点。图 5-2 表示用硬度法测定等温转变图的原理。可以看出, 在各个等温温度下, 随等温时间的延长, 其硬度变化都具有同一规律, 即出现三个阶段: ①开始时, 硬度值很高, 相当于水

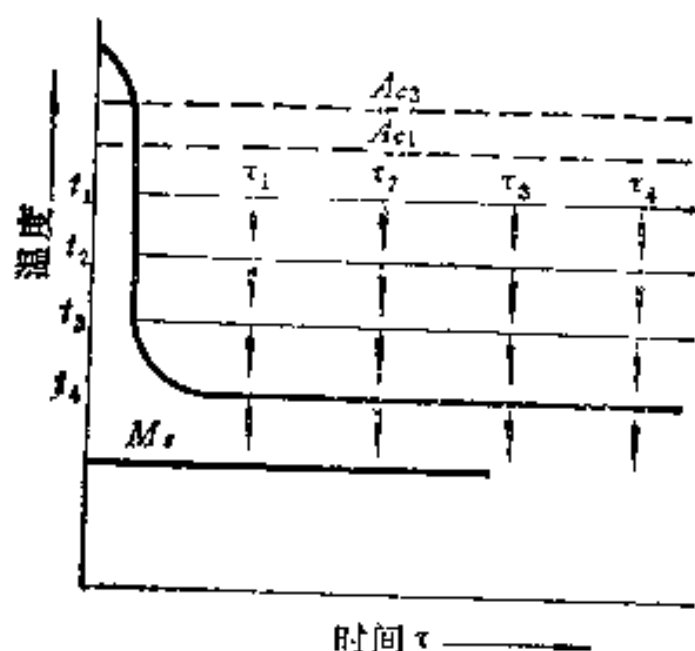


图5-1 用金相法测定等温转变图的热处理操作过程示意图

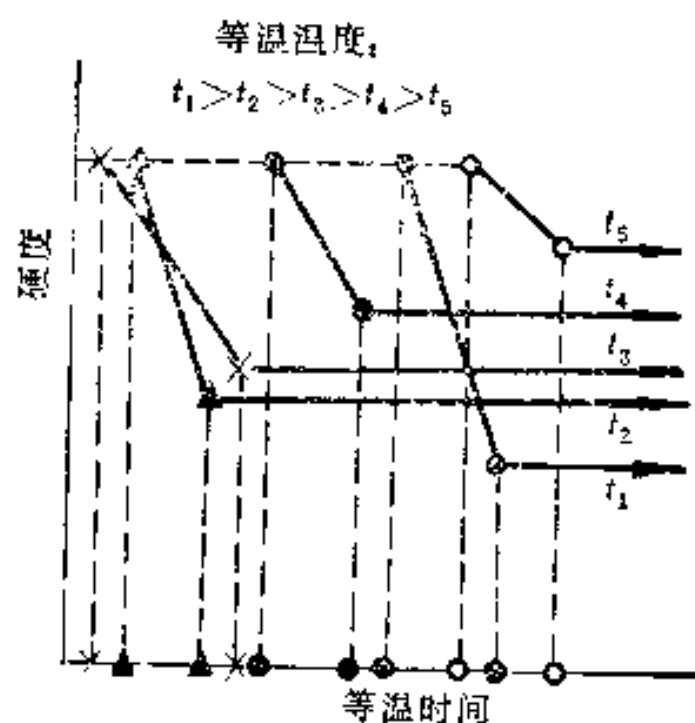


图5-2 用硬度法测定等温转变图的原理

淬后的硬度, 这表明在该等温温度、时间下过冷奥氏体尚未转变, 故水淬后全部得到马氏体; ②等温保持一定时间后, 硬度开始下降, 这表明奥氏体已发生转变, 由于转变产物的硬度比马氏体低, 故硬度下降, 且转变产物量愈多, 硬度就愈低; ③再经一定等温时间后, 硬度又保持不变, 这表明转变已完成。硬度开始明显下降和开始保持不变所对应的时间即分别表示转变的开始点和終了点。

但应指出, 硬度法是较不精确的, 因为当奥氏体刚开始转变时, 形成的转变产物量较少, 在硬度上往往不易反映出来, 故硬度法一般不能单独用来测定等温转变图, 而只能作为金相法的一种辅助手段。

(三) 膨胀法 它是利用相变时比容的变化来测定等温过程中转变的开始点、終了点的一种方法。使用的测量设备为热膨胀仪。测定时试样经奥氏体化后, 迅速转入预先控制好的等温炉中, 作等温停留, 此时膨胀仪可自动记录出等温转变时所引起的膨胀效应与时间的关系曲线。例如, 图 5-3 所示^[8], 过冷奥氏体经纯冷却收缩 bc 和等温转变前的孕育期 cd 后, 从 d 点起开始转变, 形成珠光体或贝氏体, de 表示等温转变过程, 至 e 点时则表示已转变完了, 不再变化。预先将 A_1 (或 A_3) 至 M_s 点的温度范围划分成一定数量的等温温度间隔, 每一等温温度用一个试样, 这样可得到一系列的膨胀-时间曲线, 从而可方便地测出等温转变图。

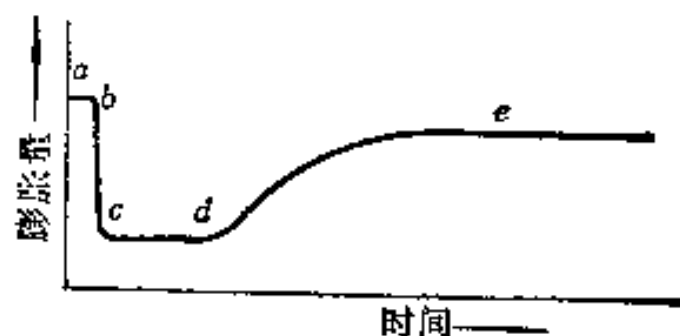


图5-3 等温转变时膨胀-时间曲线 (示意图)

膨胀法的优点是测量时间短,需要试样少,易于确定在各转变量下所需的时间,能测出过共析钢的先共析产物的析出线。但当膨胀曲线变化较平缓时,转折点不易精确测出。

(四) 磁性法 该法是利用奥氏体在任何温度下均为顺磁性,而奥氏体转变产物如铁素体(在临界点 A_2 以下)、贝氏体和马氏体均为铁磁性来测定 IT 曲线的。因此过冷奥氏体在 A_2 以下等温或降温时,随着转变开始和转变产物的增加,将不断引起由顺磁性到铁磁性的变化,根据其磁性变化的特征,便可以确定转变的开始点、终了点和转变量与时间的关系。

磁性法的优点是试样少、试验时间短和易于确定各转变产物达到一定百分数时所需的时间。但不能测出过共析钢的先共析产物的析出曲线和亚共析钢珠光体的转变开始曲线。这是由于渗碳体的居里点 A_0 为 220°C ,在高温区析出时无磁性表现以及珠光体与铁素体都是铁磁相而无法区分的缘故。

由此可见,以上几种方法,各有其优缺点,故往往配合使用以取长补短。此外,电阻法、热分析法和 X 射线衍射法也用于测定奥氏体的等温转变图。

(五) 实例 共析碳钢的过冷奥氏体等温转变图的简图已如图 2-11 所示。该图是通过测出一系列等温转变动力学曲线绘制出来的。共析碳钢的奥氏体等温转变动力学曲线见图 5-4。由图可见,过冷奥氏体只有经过一定的孕育期后才开始转变,接着转变速度逐渐加快,当转变量达 50% 时转变速度为最大,以后又逐渐减小,直至转变终了。

由于过冷奥氏体在某些温度下很不稳定,有些钢甚至保持不到一秒钟就开始转变;而在另一些温度下却需要很长时间(数十小时)才能完成转变。为了便于在同一图中表示出不同温度下等温转变的开始和终了时间,其横坐标通常用时间的对数来表示。将所有等温温度下转变的开始和终了时间,绘制在温度-时间(对数)坐标图上,就得到图 2-11。图 5-5 为共析碳钢过冷奥氏体等温转变图的详图。

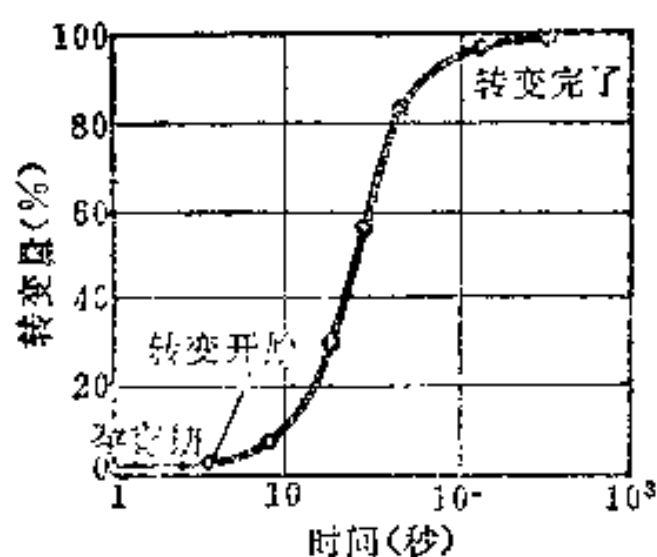


图5-4 共析碳钢过冷奥氏体的等温转变动力学曲线(在 700°C 等温)

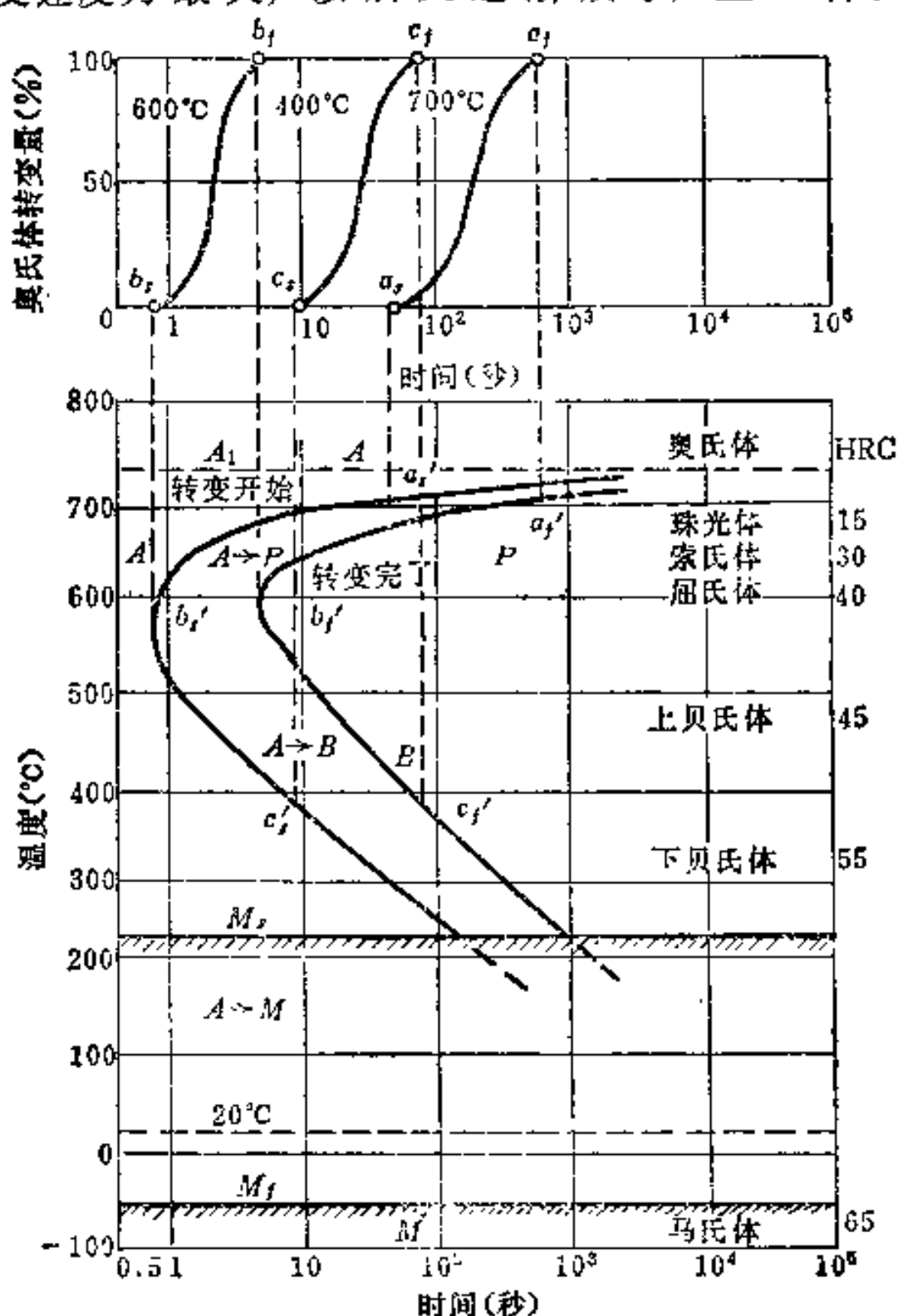


图5-5 共析碳钢过冷奥氏体的等温转变图(IT图)

由图可见, 在 A_1 温度以下有四条线, 即代表珠光体和贝氏体转变开始和终了的两条曲线及代表马氏体转变开始和终了的两条直线 (M_s 、 M_f)。这些线将图形分割成几个区域, 在转变开始线左边和 M_s 以上的区域为过冷奥氏体区, 在 C 曲线鼻尖处孕育期最短, 即过冷奥氏体最不稳定。转变产物决定于等温温度, 在 A_1 到 550°C 左右的高温区, 转变产物为珠光体型组织 (包括片层由粗到细的珠光体、索氏体和屈氏体)。过冷奥氏体在 550°C 到 M_s 点以上的中温区域发生贝氏体转变。通常在 350°C 以上转变产物为上贝氏体, 在 350°C 到 M_s 点之间转变产物为下贝氏体 (含碳量大于 0.6% 的钢均如此)。在转变开始和终了曲线之间, 有时为了表示奥氏体部分转变的程度, 可标出转变量为 25%、50%……的部分转变曲线。在 M_s 和 M_f 区间则发生马氏体转变, 随温度下降, 马氏体数量不断增加。

二、影响过冷奥氏体等温转变图的因素

为了更好地研究钢的组织与性能的关系, 合理选用钢材和制定合适的热处理工艺, 经常要应用奥氏体等温转变图。下面, 我们将对影响奥氏体等温转变图的主要因素作简要归纳^[5,6,8]:

(一) 碳的影响 在正常加热条件下, 亚共析碳素钢的 C 曲线随着含碳量的增加向右移, 过共析碳素钢的 C 曲线, 随着含碳量的增加向左移。故在碳素钢中以共析钢的过冷奥氏体最为稳定, 亦即其 C 曲线处于最右的位置。

对亚 (过) 共析钢而言, 在珠光体转变之前将先析出先共析铁素体 (先共析渗碳体), 因此在它们的 IT 图上都分别多了一条先共析铁素体或先共析渗碳体的析出线。如加热温度未超过 A_{cm} 而是在 A_1 与 A_{cm} 之间, 那么过共析钢的 IT 图上不一定有先共析渗碳体的析出线。图 5-6 表示碳量对碳素钢等温转变开始线和终了线的影响。

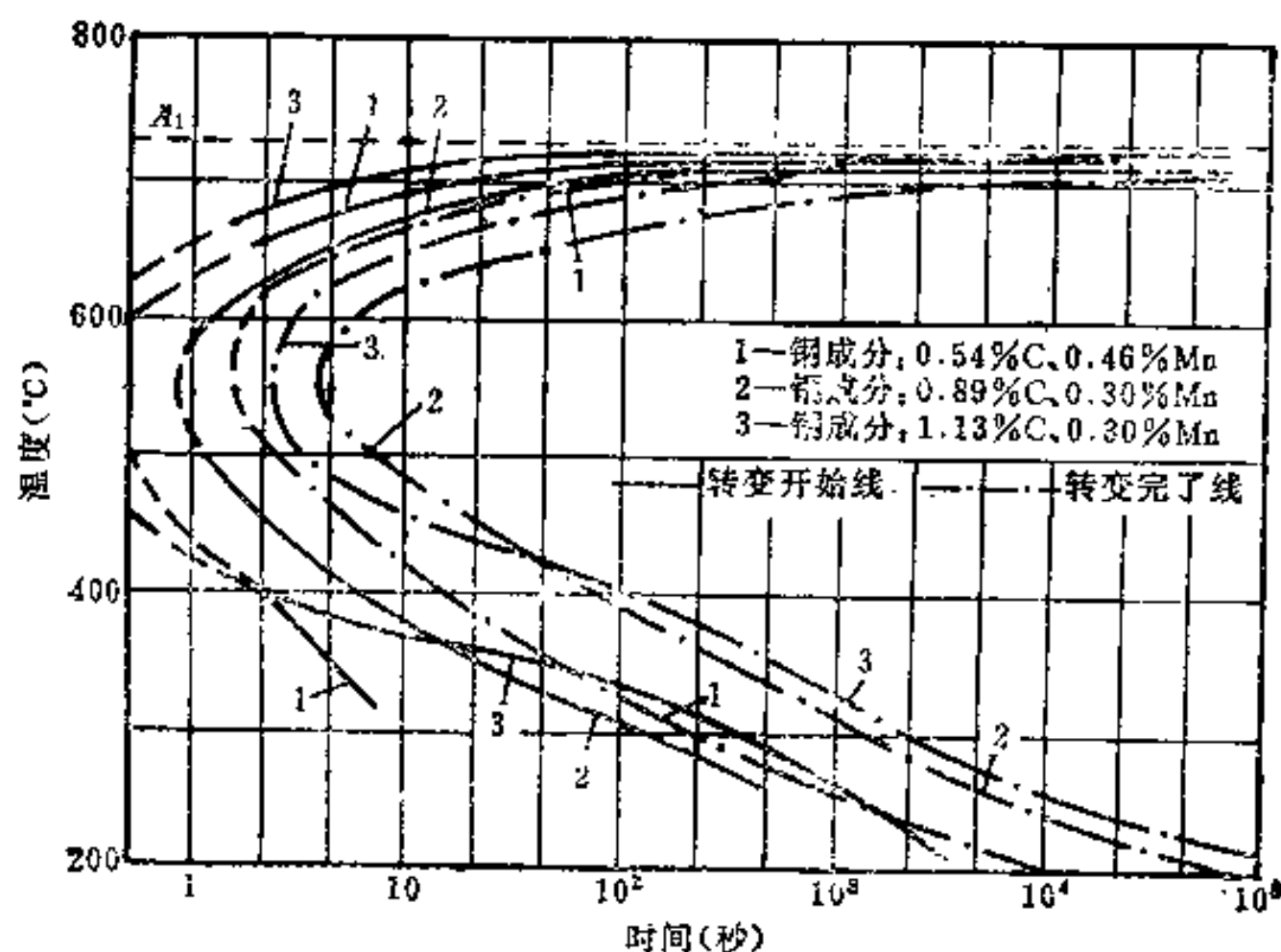


图5-6 含碳量对碳素钢等温转变开始线和终了线的影响

(二) 合金元素的影响 首先应该明确, 合金元素 (除钴外) 只有溶于奥氏体中, 才会增加过冷奥氏体的稳定性, 使 C 曲线右移。如未溶入奥氏体, 则由于存在未溶的碳化

物或夹杂物，往往会起非均质晶核作用，促进过冷奥氏体的转变，使C曲线左移。

根据合金元素对奥氏体等温转变图的影响，可将合金元素分为两大类：

1. 非（或弱）碳化物形成元素，主要有钴、镍、锰、硅、铜和硼。除钴外，都不同程度地同时降低珠光体转变和贝氏体转变的速度，亦即使C曲线右移，但对C曲线的形状影响不大，见图5-7（a）。

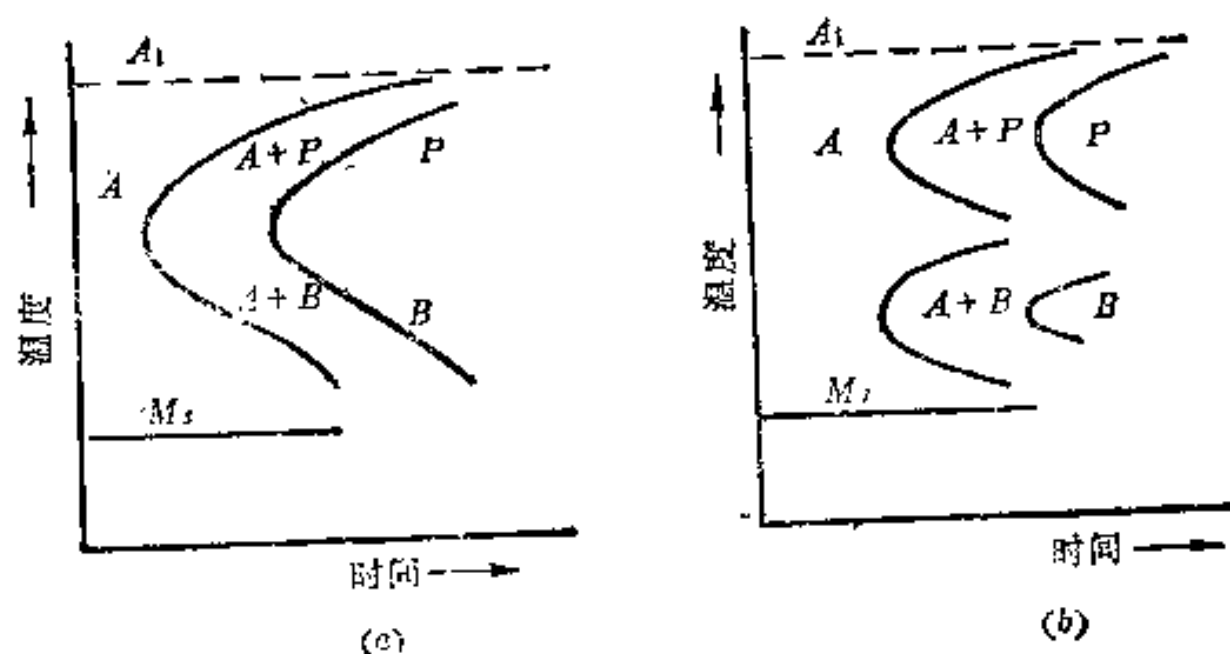


图5-7 奥氏体等温转变图的形状

(a) 第一类型；(b) 第二类型。

2. 碳化物形成元素，主要有铬、钼、钨、钒、钛等。这类元素如溶入奥氏体中也将不同程度地降低珠光体转变和贝氏体转变的速度；同时还能升高珠光体转变的温度范围和降低贝氏体转变的温度范围。当钢中这类元素较多时，将使珠光体和贝氏体两种转变的温度范围互相分离，使等温转变图出现双C曲线的特征。这样在珠光体转变与贝氏体转变温度范围之间就有一个过冷奥氏体高度稳定区，见图5-7（b）。

可以把第二类图形看作普遍情况，而把第一类图形看作特例，即此时两个“C”曲线非常接近，以致珠光体转变温度下限和贝氏体转变温度上限几乎重叠在一起。

下面我们讨论一些主要合金元素对奥氏体等温转变图的影响^[7,8,12,15]。

(1) 钴的影响 钴加入钢中可溶入奥氏体，并使等温转变的开始线和终止线均左移，即缩短孕育期，但不改变C曲线的形状。图5-8为钴对高碳钢（0.95C、0.45Mn）IT图的影响。

(2) 镍的影响 图5-9为镍对IT图的影响。镍不改变C曲线的形状，但能显著提高过冷奥氏体的稳定性，延长孕育期，并使鼻子略向下移。由该图还可看出，随含碳量和含镍量的增加，C曲线的位置右移，即孕育期增长。

(3) 锰的影响 锰为弱碳化物形成元素，其作用与镍相似，使C曲线右移但不改变其形状，见图5-10。与图5-9对比可见锰推迟C曲线的作用大于镍。我国锰资源较丰富，故我国自行研制的合金钢中往往用锰部分地代替镍。

(4) 铬的影响 铬能显著提高过冷奥氏体的稳定性，并且使C曲线形状改变。图5-11为铬对中碳钢（0.5C）和高碳钢（1.0C）IT图的影响。可见，铬使转变孕育期延长，同时随着铬量的增加，使珠光体转变部分略向高温方向移动，而贝氏体转变部分向低温方向移动；当含铬量较高时（如超过3%），可使两种曲线完全分离；铬对贝氏体转变的推迟作用大于对珠光体转变的推迟作用。由图还可看出，含铬量相近时，含碳量大的，孕育期更长一些。

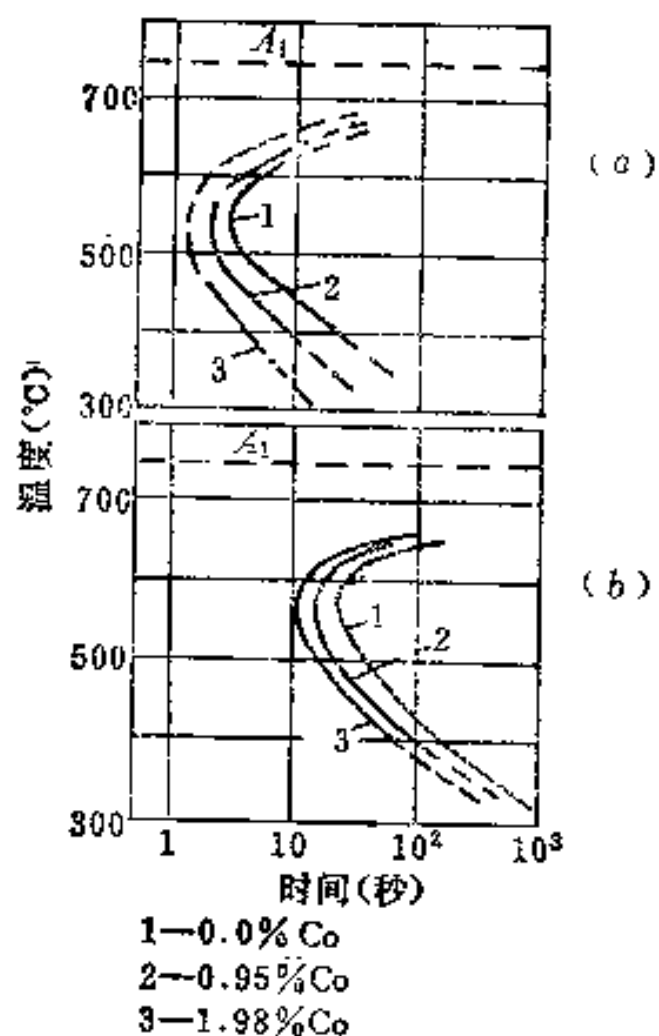


图5-8 钴对高碳钢IT图的影响
(a) 转变开始线; (b) 转变终了线。

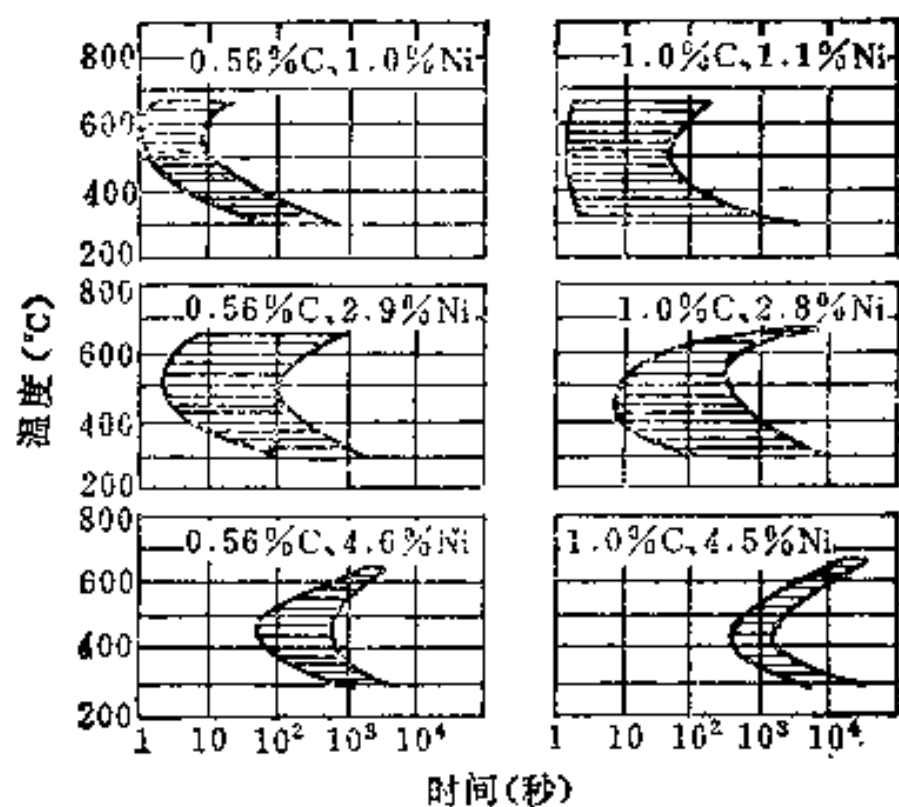


图5-9 镍对中碳和高碳钢IT图的影响

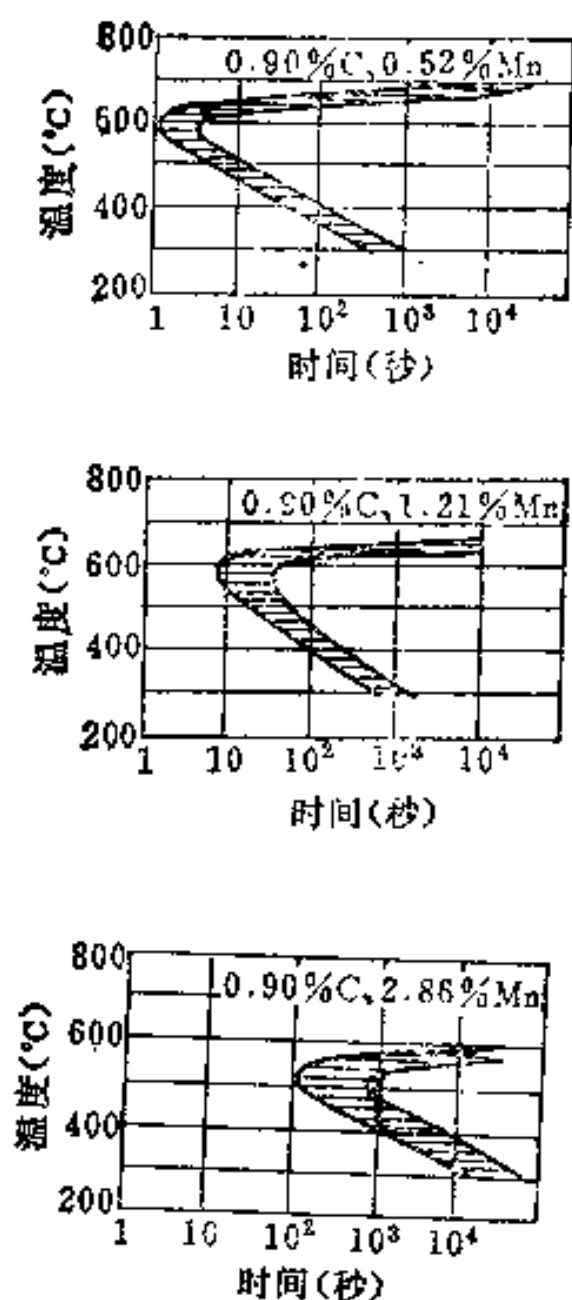


图5-10 锰对高碳钢IT图的影响

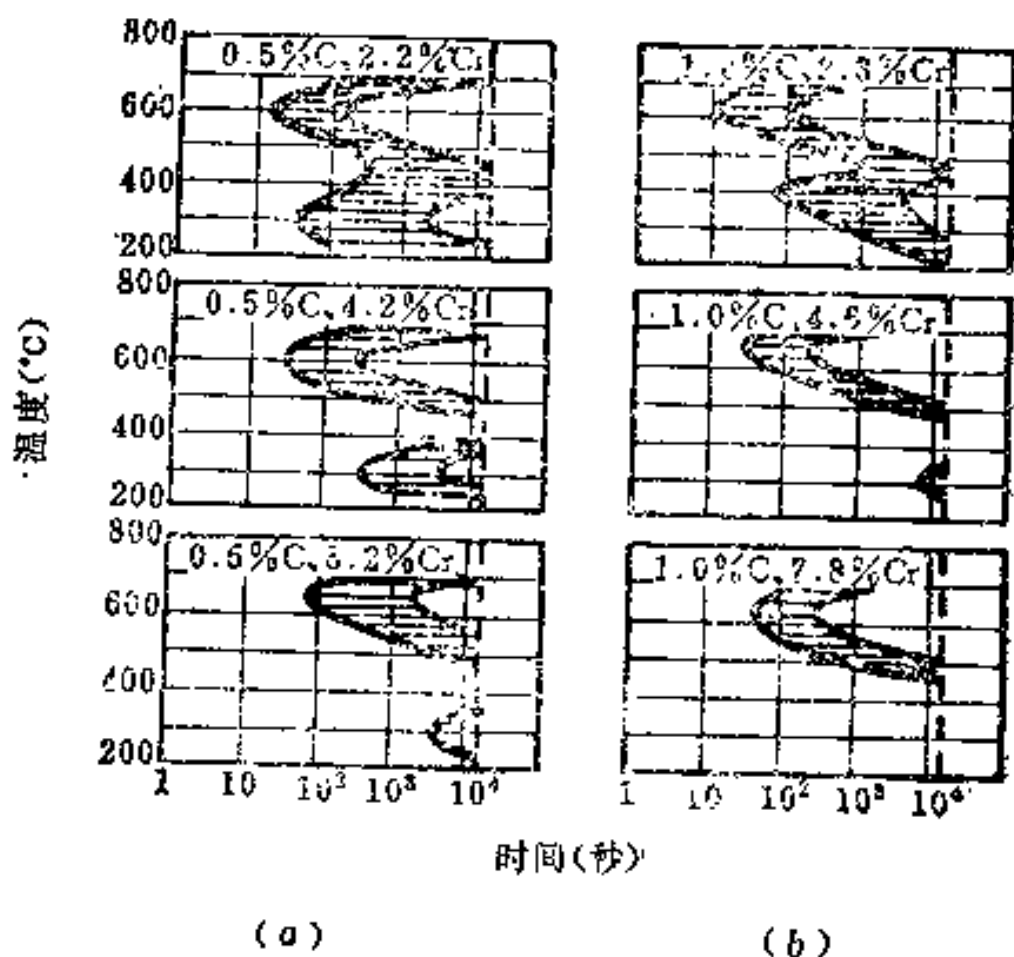
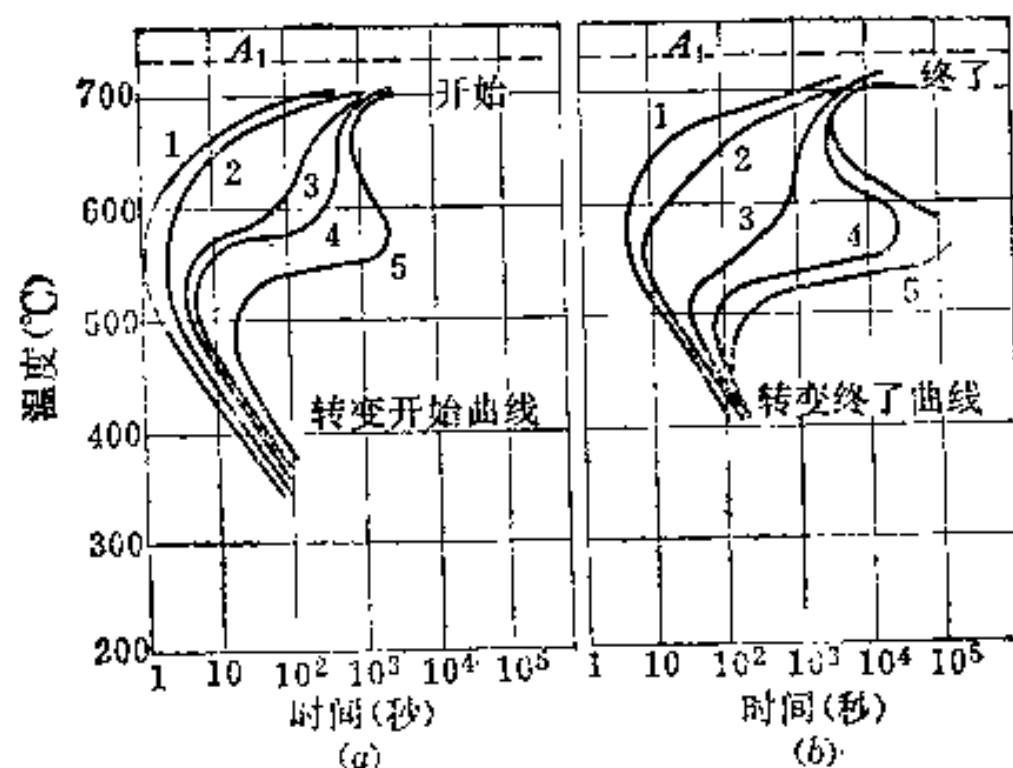


图5-11 铬对中、高碳钢IT图的影响
(a) 含0.5C; (b) 含1.0C。

(5) 钼和钨的影响 钼对奥氏体等温转变图的影响见图5-12。可以看出,钼对珠光体转变有强烈的抑制作用,但对贝氏体转变则影响不显著。钼对非共析钢先共析产物(铁素体或碳化物)析出的速度也有抑制作用。



	C	Mn	Si	S	P	Mo
1	0.77	0.71	0.29	0.029	0.011	0.017
2	0.77	0.70	0.29	0.029	0.011	0.15
3	0.78	0.73	0.28	0.029	0.011	0.32
4	0.77	0.72	0.28	0.029	0.011	0.52
5	0.79	0.76	0.27	0.029	0.011	0.77

图5-12 钼对共析钢IT图的影响

(a) 转变开始曲线; (b) 转变终了曲线。

钨对奥氏体等温转变图的影响与钼相似,如图5-13所示。但只有当钨量较多时($>1.0\%$)才能使珠光体和贝氏体的转变曲线明显分离。一般要使钨的影响达到与钼相当的效果,其含量应比钼量多一倍。另外,钨对推迟贝氏体转变的作用比钼要小。

(6) 硼的影响 钢中加入微量的硼($0.001\sim 0.005\%$)就能显著提高过冷奥氏体的稳定性。但含量超过 0.007% 后便会生成低熔点共晶,引起钢的热脆性,增加热压力加工的困难。

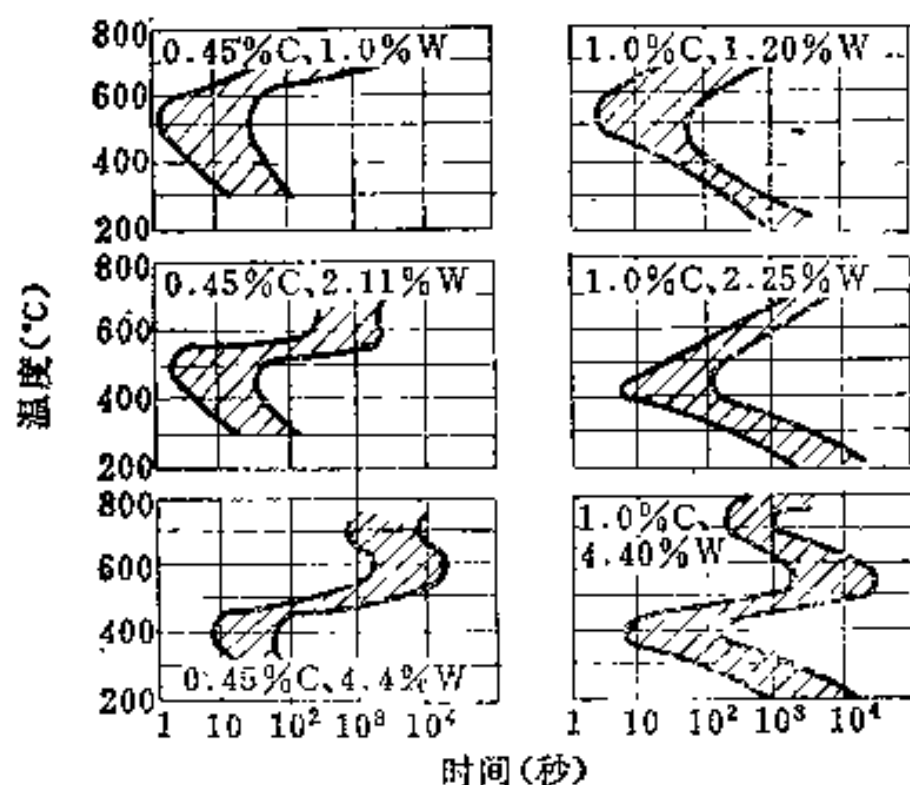


图5-13 钨对中、高碳钢IT图的影响

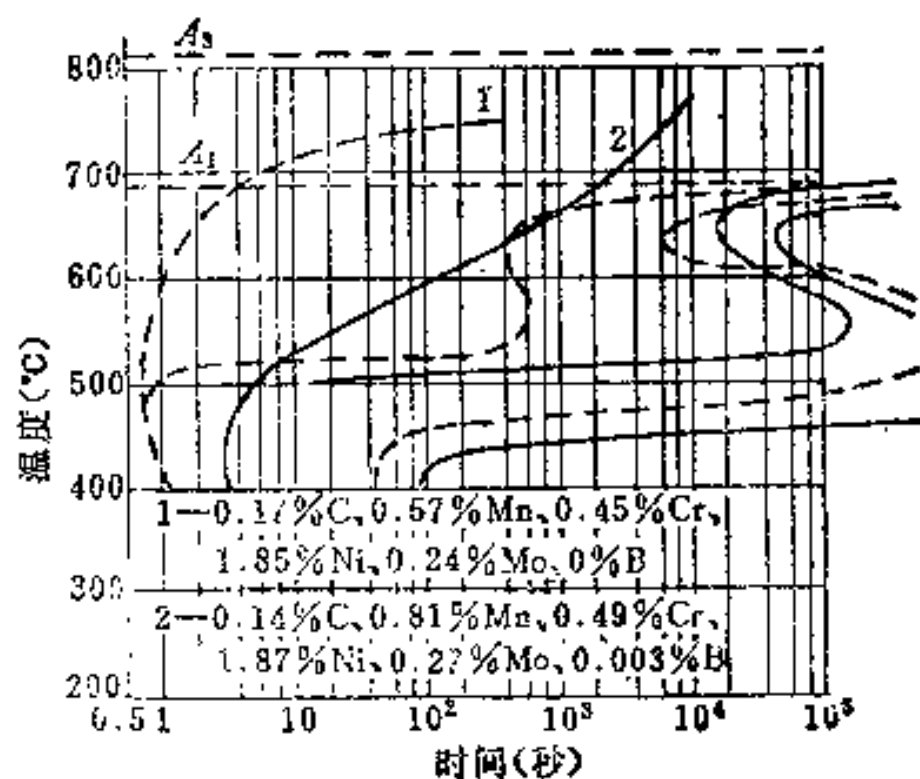


图5-14 硼对15CrNi2Mo钢IT图的影响

三、过冷奥氏体等温转变图的基本类型

研究了对过冷奥氏体等温转变图的主要影响因素后, 可以根据C曲线的形状以及珠光体区、贝氏体区相互位置的不同, 将过冷奥氏体等温转变图分为以下几种基本类型(图5-16)^(6,8,9):

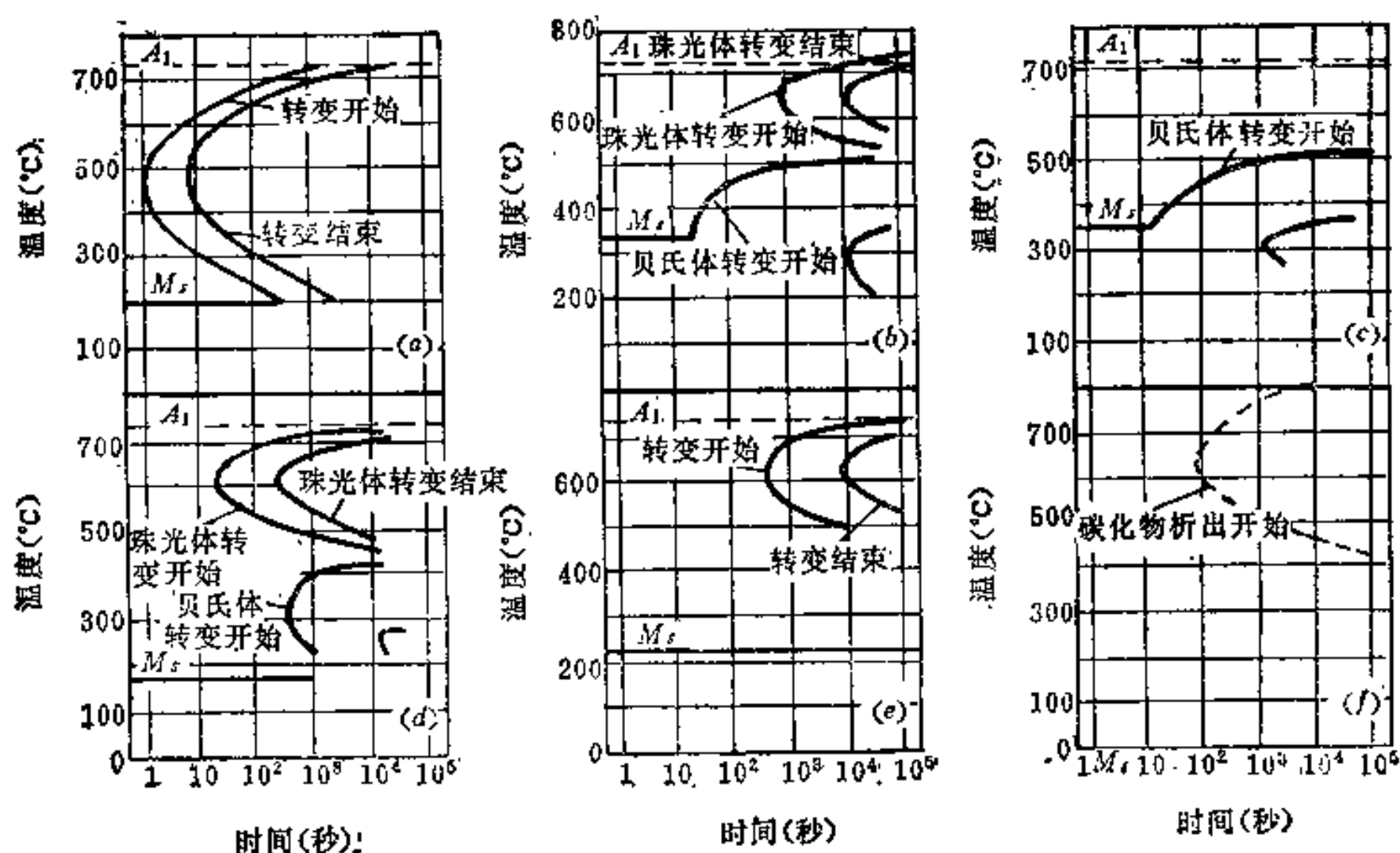


图5-16 过冷奥氏体等温转变图的基本类型

- (a) 碳钢和含非(或弱)碳化物形成元素的低合金钢(如T8A); (b) 合金结构钢(如40CrNiMoA);
 (c) 复杂的合金结构钢(如18Cr2Ni4WA); (d) 合金工具钢(如5CrNiMo); (e) 高铬工具钢(如Cr12);
 (f) 有碳化物析出倾向的奥氏体钢(如4Cr14Ni14W2Mo)。

(1) 珠光体转变与贝氏体转变曲线相重叠(图5-16 a) 在 $A_1 \sim M_s$ 之间, 奥氏体等温转变图只有一个“鼻子”, 该处孕育期最短。在“鼻子”以上进行珠光体转变; 在“鼻子”以下进行贝氏体转变。这种类型多见于碳钢或含非(或弱)碳化物形成元素的低合金钢中。如钴钢、镍钢和含锰量较低的锰钢等。

(2) 珠光体转变与贝氏体转变曲线相分离, 奥氏体最大转变速度在贝氏体转变区(图5-16 b) 图中出现了两组曲线, 上面一组代表珠光体转变, 下面一组代表贝氏体转变, 两转变区之间出现了一个过冷奥氏体稳定区。合金元素较少时, 两个“鼻子”之间的奥氏体稳定区不很明显, 而当合金元素含量较高时, 两组曲线截然分开。合金元素对珠光体转变的抑制作用更强, 故代表珠光体转变的曲线更靠右。这种类型在含有铬、钼、钨、钒等形成稳定碳化物元素的钢中经常出现, 如38CrMoAlA钢。

(3) 只有贝氏体转变(图5-16 c) 等温转变图中在 M_s 点以上只有贝氏体转变区域。至于珠光体转变, 则因合金元素作用使其孕育期很长, 以致在奥氏体等温转变图上未能出现。含较多镍的低碳和中碳铬镍钼钢或铬镍钨钢属于这种类型, 如18Cr2Ni4WA钢。

(4) 珠光体转变曲线与贝氏体转变曲线相分离, 奥氏体最大转变速度在珠光体区(图5-16 d) 在合金奥氏体中当含碳量较多时, 奥氏体最大转变速度出现在珠光体转变

区, 如 Cr12 钢。

(5) 只有珠光体转变 (图5-16 e) 在合金元素作用下, 贝氏体转变速度大大降低, 它的转变曲线剧烈右移或同时剧烈下移, 甚至移到不能在一般的奥氏体等温转变图上出现, 因此在 $A_1 \sim M_s$ 温度范围内只有珠光体转变。含形成稳定碳化物元素且含碳量较高的钢属于这种类型, 如不锈钢 3Cr13 与 4Cr13。

(6) 只析出碳化物, 无任何相变 (图5-17 f) 在含碳和合金元素量较高的情况下, 珠光体转变与贝氏体转变都被强烈抑制。同时, M_s 点降到室温以下, 于是从 A_1 到室温的整个温度范围内, 除了析出碳化物外, 不发生任何相变。这类钢的奥氏体通常极其稳定, 属于奥氏体钢, 如 4Cr14Ni14W2Mo。

§ 5-2 过冷奥氏体连续冷却转变图

过冷奥氏体的等温转变 (IT) 图反映了在等温转变时的规律, 但钢热处理时的冷却转变却多数是在连续冷却条件下进行的, 如普通淬火、正火和退火等。虽然也可以利用等温转变图来分析连续冷却过程中奥氏体的分解情况, 但这往往是粗略的, 有时甚至会产生错误的结果。因此建立连续冷却转变图 (这种图也称为CT或CCT图, 即 Continuous Cooling Transformation的缩写, 下面将简称为CT图) 就是一项十分重要而迫切的任务。由于连续冷却转变比较复杂, 加之存在测试技术上的某些困难, 以致许多钢的连续冷却转变图尚有待于精确测定。

一、过冷奥氏体连续冷却转变图的建立^[1,2,11]

通常, 测定钢的连续冷却转变图的方法有金相-硬度法、端淬法、膨胀法、由等温转变曲线作图和计算法等。由于各种方法各有其优缺点, 故往往是几种方法综合使用, 以取长补短。下面对几种主要的测定方法作一简介。

金相-硬度法的原理见图5-17, 它是将一组被测钢的试样 (通常为 $\phi 15 \times 3$ 毫米) 加热至奥氏体化温度并保温后, 以一定速度自奥氏体状态冷至指定的温度 T_1 、 T_2 、 T_3 ……, 并立即急冷 (淬入水中), 将高温的状态面定到室温。通过观察金相组织和测量硬度, 可确定转变的开始点和终止点。再取另一些冷却速度重复上述操作, 即可求得在各种规定冷却速度下的转变开始点、一定转变量的点以及转变终止点。把各种相同物理意义的点连接起来, 就可得到 CT图。图 5-18 即为共析碳钢的 CT 图。

端淬法是先将一试样 (直径25毫米, 长度 100 毫米) 的圆周上沿长度方向每隔一定距离钻一小孔, 每个孔中均焊一热电偶。试验时先将试样进行奥氏体化, 随后从炉中取出并立即在末端喷水冷却, 这样沿试样长度上各点将具有不同的冷却速度并可通过自动记录仪表把冷却曲线记录下来 (见图5-19 a)。接着再将另一试样 (圆周表面不钻小孔) 重复上述操作, 但末端经过一定时间 (τ_1) 喷水冷却后即迅速取下整体淬水 (急冷), 使该试样上对应于前者带小孔试样相同位置各点的组织状态面定下来, 最后将试样圆柱表面磨平 (磨去 2 ~ 3 毫米深度) 进行金相观察, 即可知各点的组织转变情况 (转变产物及其相对量)。若再取另一些试样重复上述操作, 但分别经不同时间如 τ_2 、 τ_3 ……喷水后迅速整体淬水并作金相观察, 便可知道各点在整个冷却过程中 (不同时间) 的组织转变情况, 这样便可在冷却曲线上标注出其变化, 从而绘制出CT图, 如图 5-19 (b) 所示。

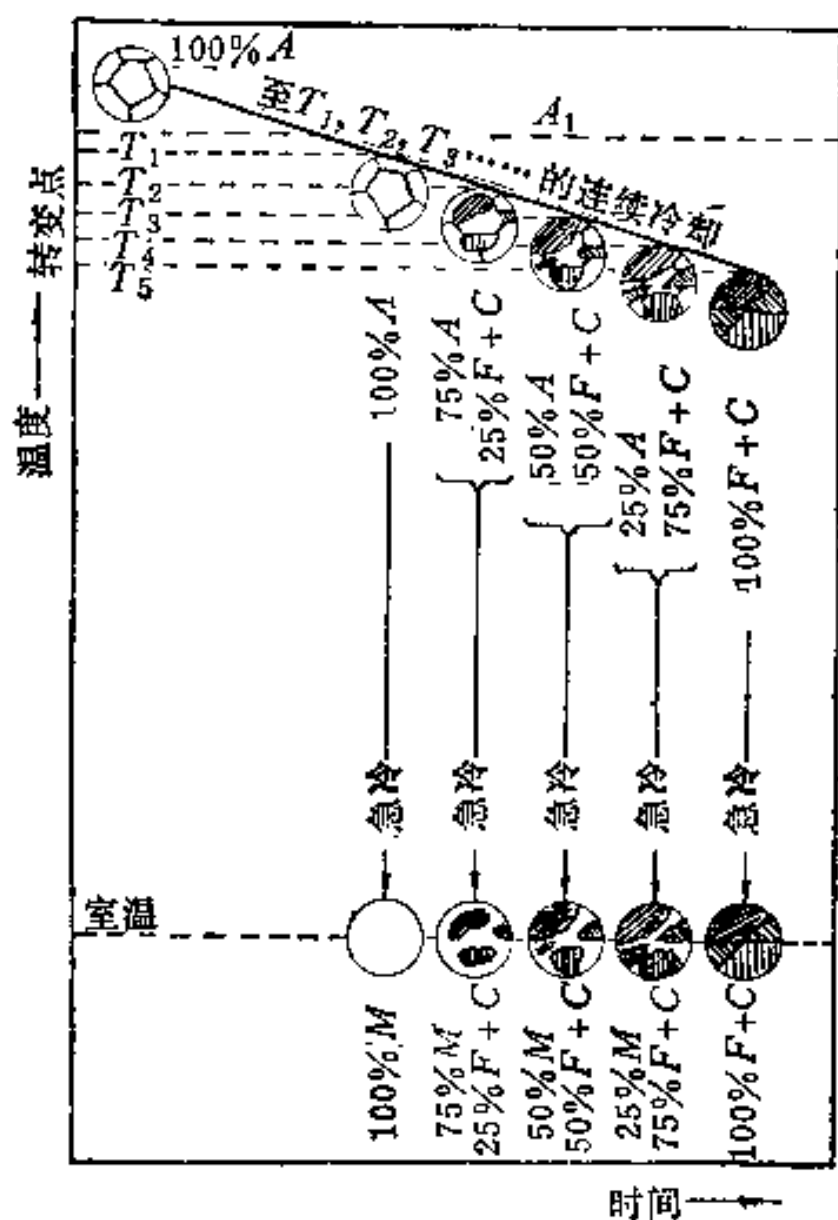


图5-17 金相-硬度法测定连续冷却转变图的原理示意图

(M—马氏体; F—铁素体;
C—渗碳体; A—奥氏体。)

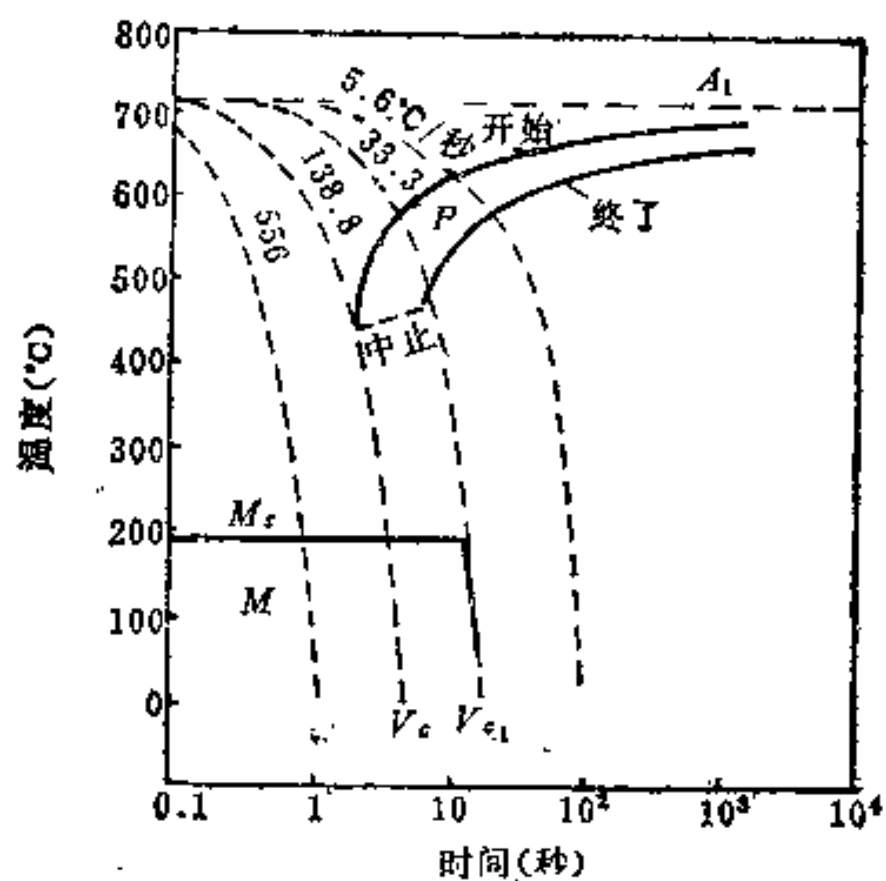


图5-18 共析碳钢的CT图

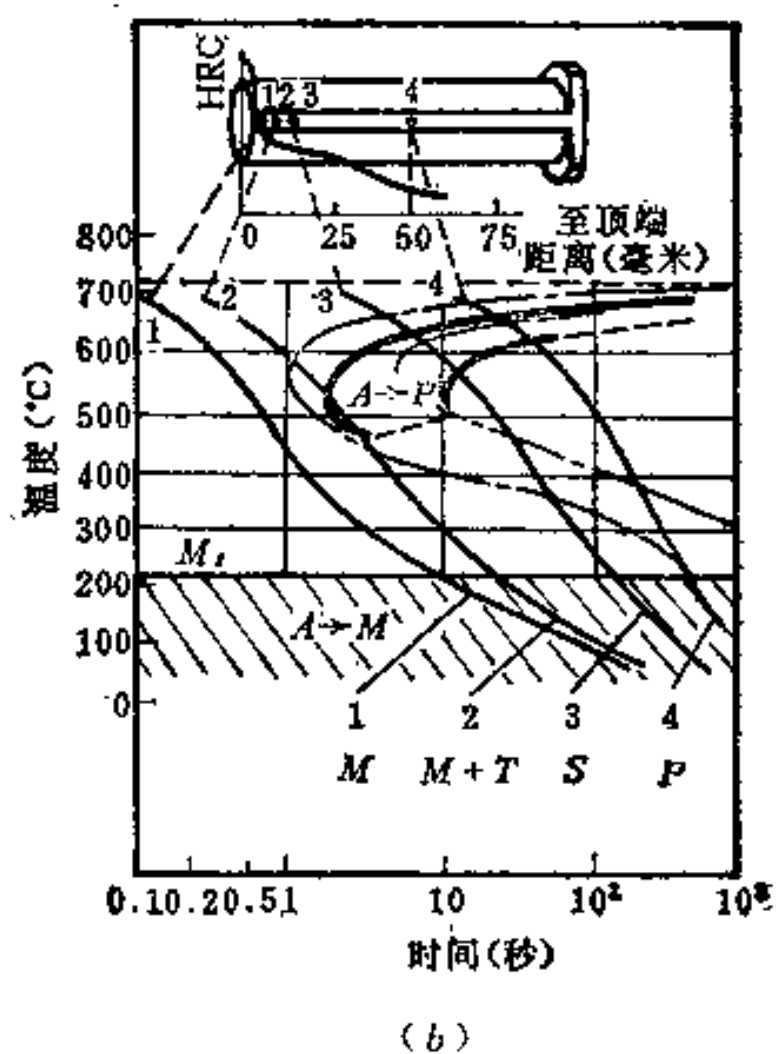
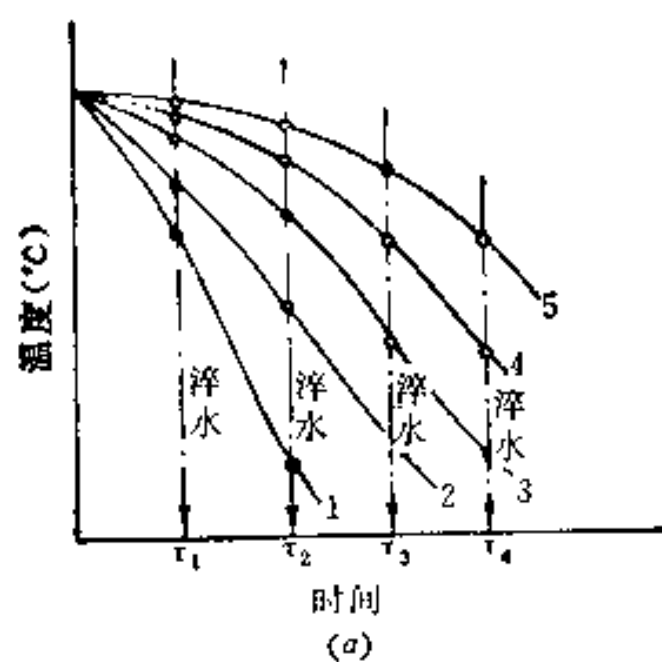


图5-19 用端淬法测定CT图的原理示意图

(a) 试样上沿长度方向上各点(1、2、3……)的冷却曲线; (b) 绘制CT图的说明。

用热膨胀法测定CT图是将试样加热后分别置于具有不同冷却速度的介质中冷却,同时用膨胀仪进行膨胀量的测定。把测得的膨胀曲线的变化(转变的起始点和终止点)标记在“温度-时间”半对数坐标图上,并观察冷却后的金相组织。对各个膨胀曲线上的

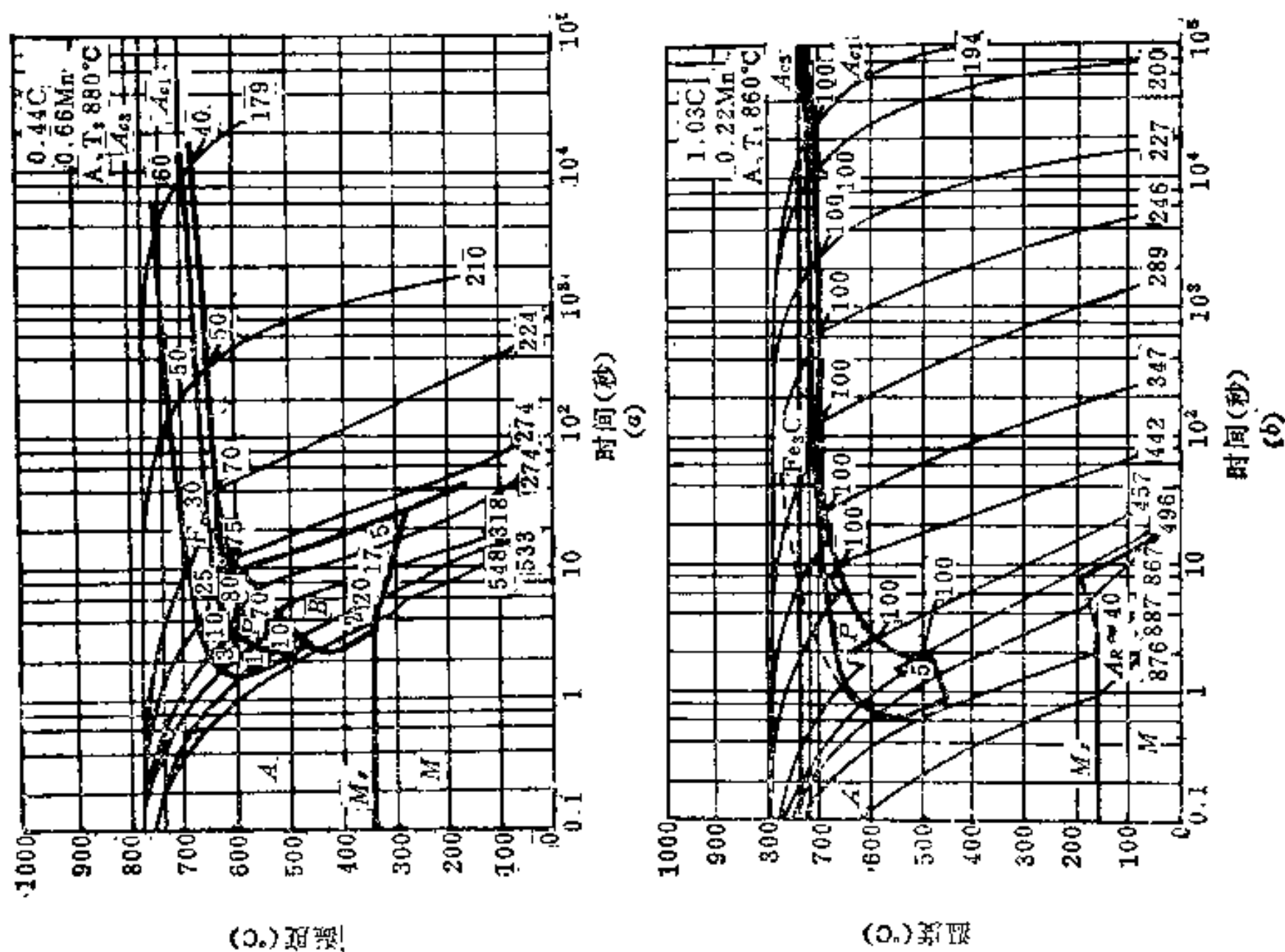


图5-20 亚共析钢 (a) 与过共析钢 (b) 的CT图
(A、T为奥氏体化温度)

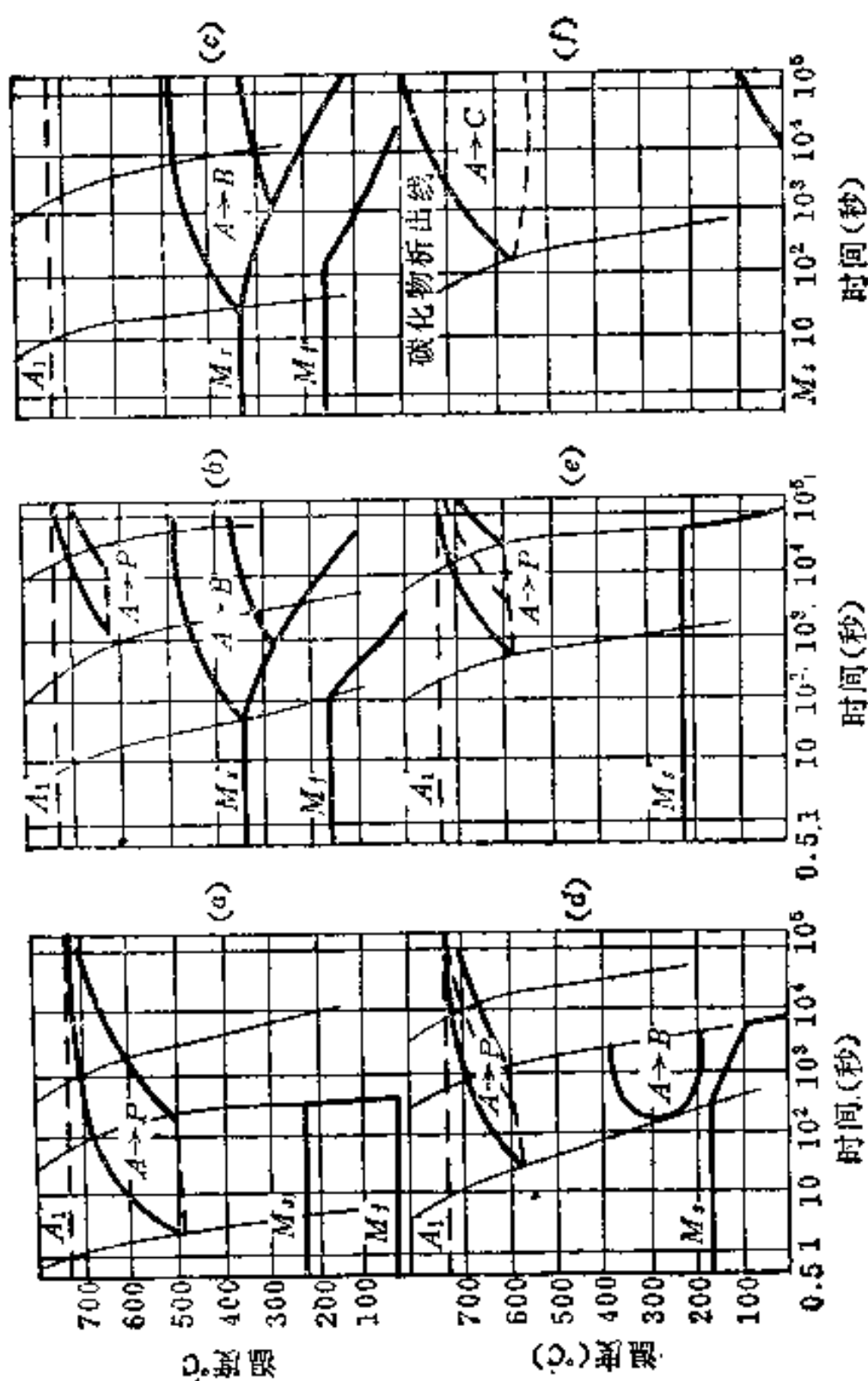


图5-21 连续冷却转变图的基本类型

(a) 碳钢和不含碳化物形成元素的低合金钢 (如 T8A); (b) 合金结构钢 (如 40CrNiMoA); (c) 含镍或锰量较高的复杂合金结构钢 (如 18Cr2Ni4WA); (d) 合金工具钢 (如 5CrMnMo); (e) 高速工具钢 (如 Cr12); (f) 有碳化物析出倾向的奥氏体钢 (如 4Cr14Ni14W2Mo)。

到从临界点 A_1 到“鼻尖”温度 t_m 的平均冷速 V'_c , 即

$$V'_c = \frac{A_1 - t_m}{\tau_m} (\text{°C/秒})$$

式中 A_1 ——钢的临界点 (°C);

t_m ——鼻尖处温度 (°C);

τ_m ——鼻尖处的孕育期 (秒)。

上式是利用等温转变图来求淬火临界冷却速度。但在连续冷却时, 由于曲线要比等温转变曲线向右推移, 其孕育时间较长, 故必须对该式进行修正。根据经验, 须引入修正系数 1.5, 此时得到临界冷却速度 V_c :

$$V_c = \frac{A_1 - t_m}{1.5 \tau_m} (\text{°C/秒})$$

临界冷却速度是选择淬火介质的主要依据。

(二) 分析转变产物及性能 在连续冷却转变曲线上, 可根据不同的冷却速度非常方便地得知可能得到的转变产物及其机械性能 (如硬度等)。在只有等温转变曲线而无连续冷却转变曲线的情况下, 可以利用等温转变曲线近似地推测出在连续冷却条件下, 奥氏体的转变过程及其转变产物。其方法是把已知的冷却曲线叠绘在等温转变曲线上, 根据其交点就可估计这种钢在该冷却条件下的转变温度范围及其产物。前面已讨论过这方面的内容, 故不再复述。

(三) 确定工艺规程 钢的过冷奥氏体等温转变图可以直接用来确定有关的热处理工艺规程。例如:

1. 普通退火和等温退火 如普通退火时, 可借助于等温转变图确定钢在慢冷时大致的转变温度范围和所需的冷却时间。对于等温退火来说, 可直接从等温转变图上确定所需的等温温度和等温时间, 并可估计出其应得的组织和硬度。

图5-24为普通退火、等温退火与IT图之关系。

2. 分级淬火 分级淬火是一种能减少内应力, 避免工件变形和开裂的淬火工艺。其方法为将奥氏体化后的钢件在 M_s 点以上奥氏体较稳定的某一温度等温, 使钢件表面与心部的温度趋于一致, 然后从浴槽中取出空冷。根据IT图可以估计钢件应在浴槽中停留的时间, 见图5-25。

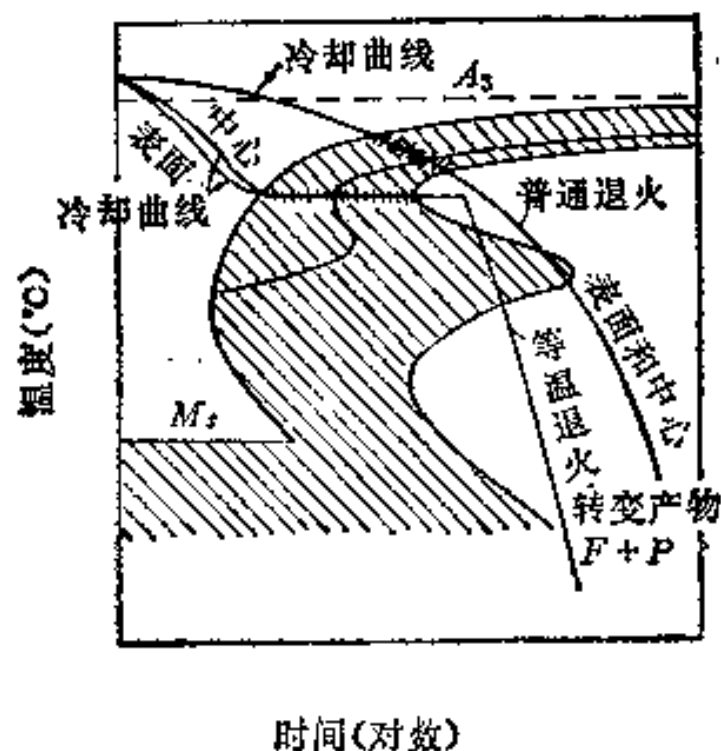


图5-24 普通退火、等温退火与IT图关系

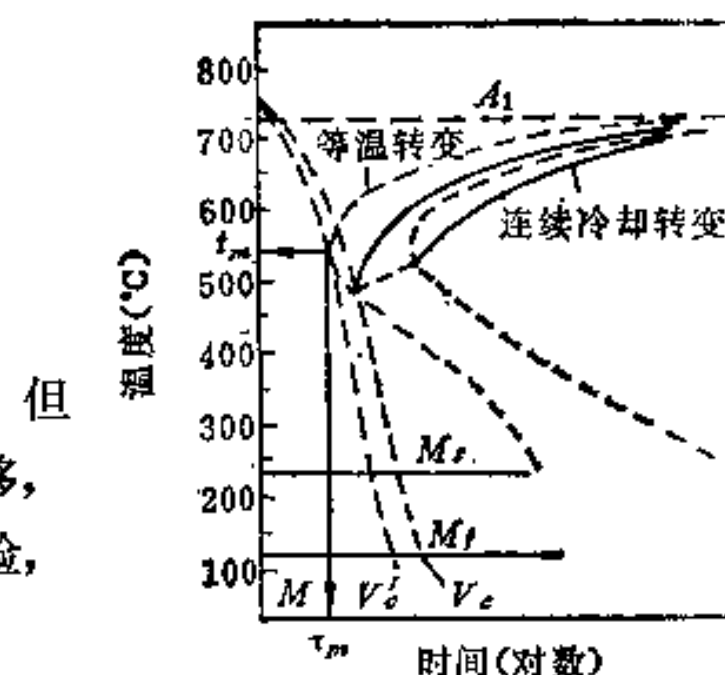


图5-23 确定淬火临界冷却速度 (V_c) 的示意图

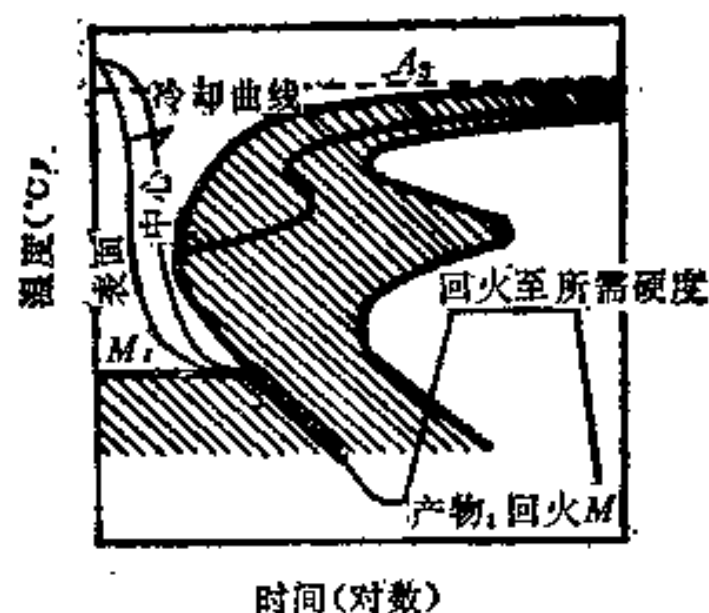


图5-25 分级淬火与IT图关系

3. 等温淬火 见图5-26。等温淬火是使过冷奥氏体淬火成下贝氏体组织的一种淬火工艺, 可根据等温转变图确定等温的温度范围及时间。

4. 形变热处理 它是将压力加工与热处理相结合施行综合强化的一种工艺, 根据等温转变图可以确定形变的温度和时间, 详见第九章。

(四) 根据试棒直径由连续冷却转变图确定其应有的显微组织^[1,4] 近年来, 英国钢铁公司作出了新的连续冷却转变图集, 这种图集对热处理工作者很有参考价值。该连续冷却转变图是以温度为纵坐标, 以棒材直径(代替时间)为横坐标。根据该图可以确定大量工业用钢在空冷、油冷和水冷条件下, 某一已知直径的棒材中心将得到的组织。对于每个钢的CT图, 都附有相应的棒材直径与硬度(有时为回火后的硬度)的关系。对应获得马氏体或半马氏体硬度(从而可以判断其组织)的棒材直径代表钢的淬透性, 亦即表示钢在淬火时能获得马氏体组织的能力。

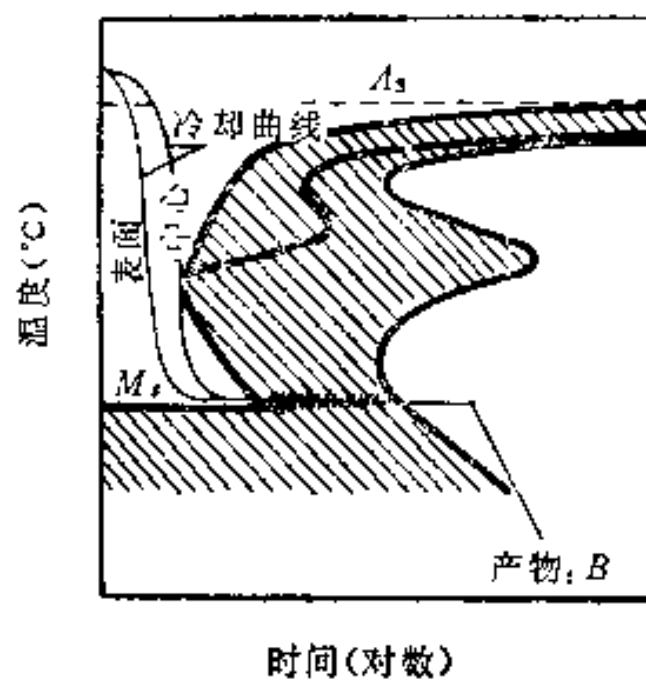


图5-26 等温淬火与IT图关系

图5-27表示一含0.38C、0.20Si和0.70Mn的普通碳钢的连续冷却转变图, 横坐标分别表示空冷、油冷和水冷时的棒材直径, 纵坐标表示温度。图上的垂直虚线分别表示空冷、油冷和水冷时某一已知直径的棒材在其中心所预期获得的组织。例如, 棒材直径为10毫米时, 表示空冷的虚线通过了连续冷却转变曲线的某一部位, 可看出该棒材中心将得到铁素体、珠光体和少量贝氏体。如棒材直径仍为10毫米, 油冷可得贝氏体和马氏

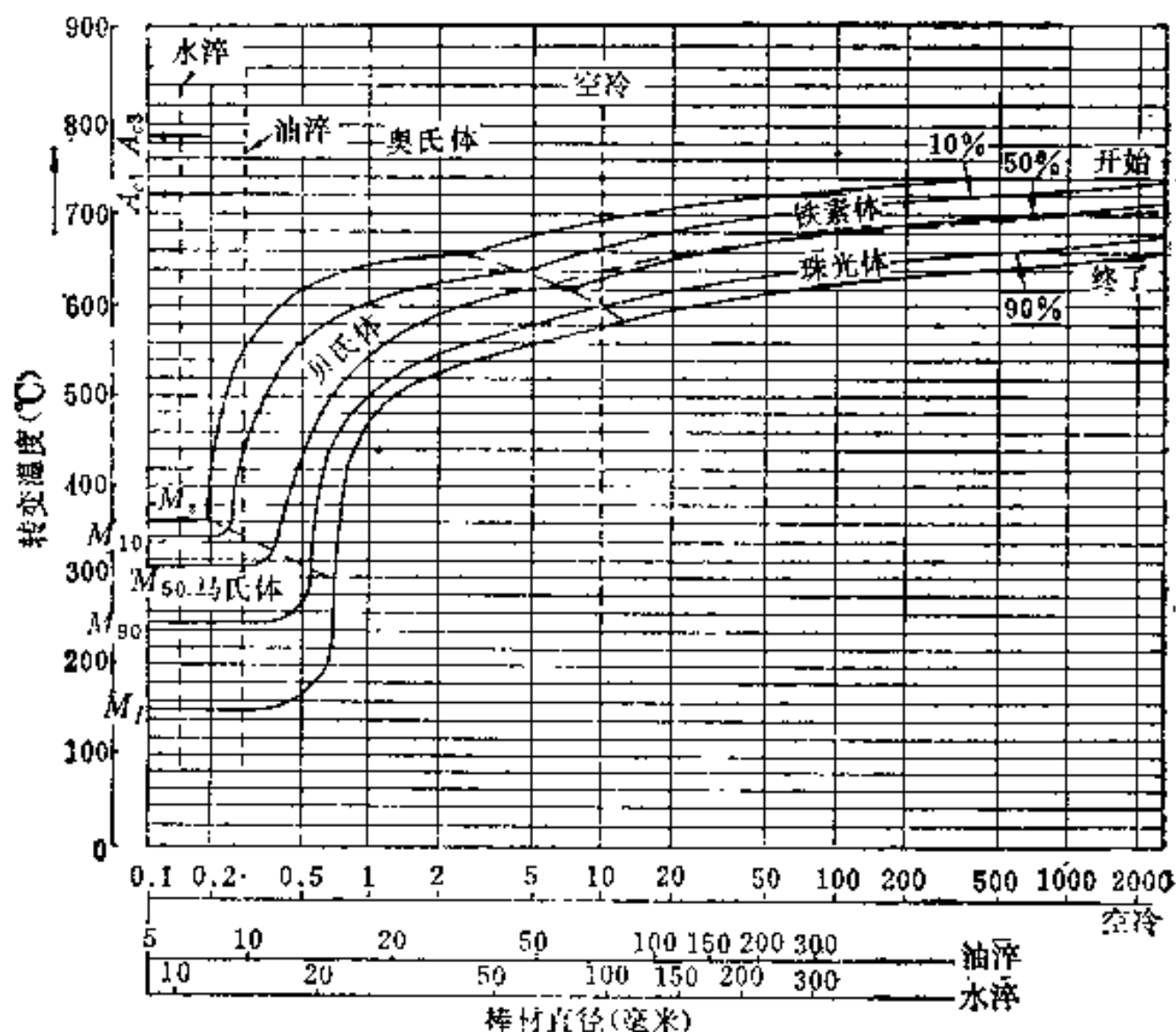


图5-27 0.38C钢的CT图(表明棒材直径与显微组织的关系)

第六章 钢 的 淬 火

钢的淬火就是将钢加热到临界温度 (A_{c_3} 或 A_{c_1}) 以上, 保温一定时间使之奥氏体化后, 以大于临界冷却速度的冷速进行冷却的一种工艺过程。淬火钢的组织主要为马氏体, 此外还有少量残余奥氏体和未溶的第二相。

一般说来, 淬火必须与回火恰当配合, 以达到下列目的: ①提高硬度与耐磨性, 如刀具、量具、模具等; ②提高强韧性, 如各种机器零件; ③提高硬磁性, 如用高碳钢和磁钢制的永久磁铁; ④提高弹性, 如各种弹簧; ⑤提高耐蚀性和耐热性, 如不锈钢与耐热钢。可见, 淬火是钢的主要强化方法。

§ 6-1 淬火方法及工艺参数的确定

一、各种淬火方法

钢的淬火分类方法很多, 现根据冷却方式来介绍各种淬火方法, 见图6-1^[1]。

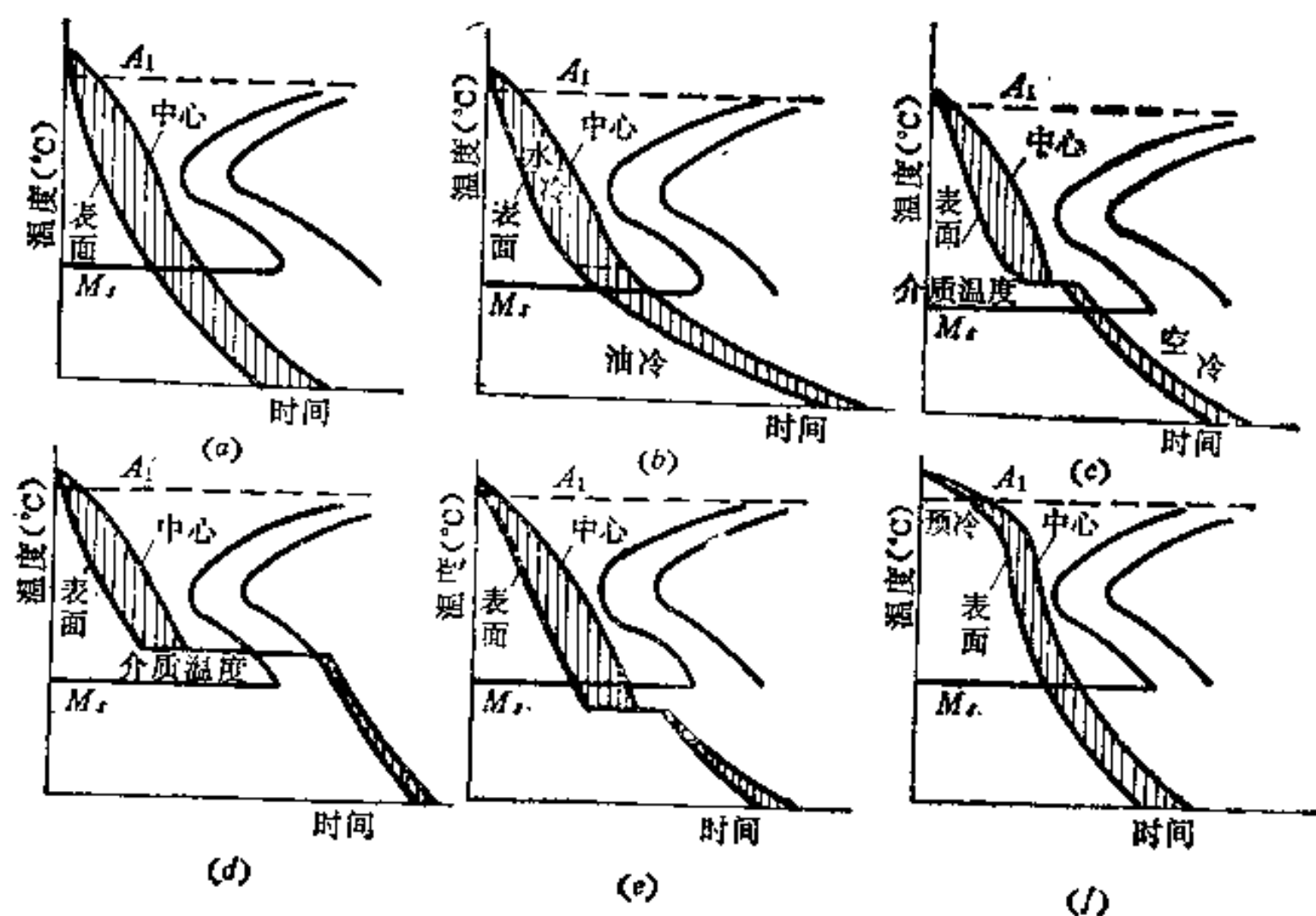


图6-1 各种淬火方法示意图

(a) 单液淬火法; (b) 双液淬火法 (先水淬后油冷); (c) 分级淬火法; (d) (贝氏体) 等温淬火法; (e) (马氏体) 等温淬火法; (f) 预冷 (空冷) 淬火法。

(一) 单液淬火法 该法特点是工件经加热后, 置于某一种 淬火介质 (如水、油或其它等) 中冷却, 亦即直接淬火 (图6-1a), 可见在整个冷却过程中, 工件表面与中心的温差较大, 这会造成较大的热应力和组织应力, 从而易引起变形和开裂。但这种淬火

方法简便、经济、易于掌握，故广泛用于形状简单的工件淬火。

(二) 双液淬火法 它是将加热好的工件，先于盐水中冷却至 400°C 左右，然后立即转至油中。先快冷可避免过冷奥氏体的分解，后慢冷可有效地降低变形和开裂倾向（见图6-1b）。第二种冷却介质不一定局限于油，也可将水冷工件转入热浴中冷却。

双液淬火法的关键是控制工件的水冷时间。据经验总结，碳钢工件厚度在 $5\sim 30$ 毫米时，其水冷时间可按每 $3\sim 4$ 毫米冷却1秒钟来估算。对于形状复杂的或合金钢工件，水冷时间应减少到每 $4\sim 5$ 毫米冷却1秒钟。

双液淬火法往往需要操作者具有较熟练的操作技术，否则难于掌握。

(三) 分级淬火法 与单液淬火相比，双液淬火确有一定的优点，但毕竟比较难于掌握，尤其对形状复杂及截面尺寸相差悬殊的工件来说，仍经常出现变形甚至开裂，而分级淬火可有效地克服双液淬火之不足。

如图6-1(c)所示，分级淬火法是将加热好的工件置于温度稍高于 M_s 点的热态淬火介质中（如熔融硝酸盐、熔碱或热油），保持一定时间，待工件各部分的温度基本一致时，取出空冷（或油冷）。这种方法的特点首先是缩小了工件与冷却介质间的温差，因而明显减小了工件冷却过程中的热应力。其次是通过分级保温，使整个工件温度趋于均匀，在随后冷却过程中工件表面与心部马氏体转变的不同时性明显减小。第三由于恒温停留所引起的奥氏体稳定化作用，增加了残余奥氏体量，从而减少了马氏体转变时所引起的体积膨胀。由于这些因素的影响，工件淬火时的变形和开裂倾向可显著减少。

(四) 等温淬火法 有两种等温淬火法，即贝氏体等温淬火法与马氏体等温淬火法，见图6-1(d)和(e)。

贝氏体等温淬火法是将加热好的工件置于温度高于 M_s 点的淬火介质中，保持一定时间，使其转变成下贝氏体，然后取出空冷。该法的显著特点是在保证有较高硬度的同时，还保持较高的韧性，此外淬火后变形减小。这是因为不仅在等温时可显著减少热应力和组织应力，而且贝氏体的比容变化较小，在淬火后保留的残余奥氏体量也较多。

马氏体等温淬火法是将加热好的工件置于温度稍低于 M_s 点的淬火介质中保持一定时间，使钢发生部分的马氏体转变，然后取出空冷。实际上这种方法称为“低于 M_s 点的分级淬火法”更为合适。由于此时介质的温度比前述分级淬火的介质温度为低，故可增大工件的冷却速度，使之不易发生珠光体型转变；此外，由于形成的部分马氏体组织在随后的保温过程中转变为回火马氏体，使产生的组织应力减小，同时在等温过程中，使工件各部分的温度基本上趋于一致，加之在随后的空冷时，冷却缓慢，继续形成的马氏体量又不多，所引起的组织应力不会很大，故变形和开裂的倾向较小。

必须指出，这种马氏体等温淬火，并非对所有的钢都能产生良好的效果。如对于淬火温度很高的钢，由于等温介质的温度较低，会使在这一冷却阶段产生的热应力增大，以致引起过大的翘曲变形。

(五) 预冷淬火法 见图6-1(f)。预冷淬火法是将加热好的工件，自炉中取出后在空气中预冷一定时间，使工件的温度降低一些，再置于淬火介质中进行冷却的一种淬火方法。

除在空气中预冷外，有时也采取水预冷、油预冷以及擦水擦油等方法。

预冷可减小工件在随后快冷时各处（薄处与厚处，或表面与心部）之间的温度差，

表6-1 常用航空结构钢与工具钢的淬火温度

钢 号	临 界 点 °C		淬 火 温 度 °C
	A_{c1}	A_{c3}	
20	735	855	900~950 (水, 盐水)
38CrA	743	782	860(油)
12CrNi3A	695	800	860(油)
12Cr2Ni4A	670	780	860(油)
18Cr2Ni4WA	695	800	860~870(油)
40CrNiMoA	710	790	850
30CrMnSiA	760	830	880~900
30CrMnSiNi2A	750~760	805~830	900
50CrVA	752	788	860
38CrMoAlA	800	840	930~950
T10	730	800	770~790
5CrNiMo	710	760	830~860
5CrMnMo	710	760	820~850
CrWMn	750	940	800~830
9Mn2V	750	860	780~820
9SiCr	770	870	850~870
GCr15	745	900	820~850
Cr12Mo	810	1200	$\begin{cases} 960\sim1000 \\ 1020\sim1050 \end{cases}$
3Cr2W8	810	1100	1070~1130
W18Cr4V	820	1330	1280~1300

(二) 淬火保温时间的确定 淬火保温时间是指工件装炉后, 从炉温回升到淬火温度算起, 直到出炉为止所需要的时间。保温时间包括工件热透时间和组织转变所需要的时间。



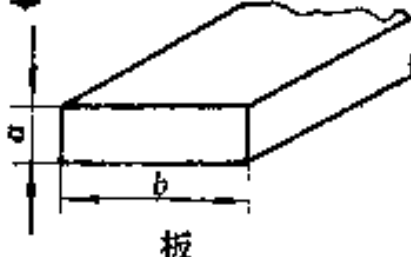

据航标“航空结构钢的热处理”(HB/Z5025-77)的规定, 保温时间按照零件最大厚度与条件厚度来确定。所谓最大厚度系指零件最厚截面处的尺寸, 或叠放零件的总厚度, 取二者中的最大者。零件的条件厚度是零件实际厚度(壁厚)乘以形状系数。在加热炉内各种截面的零件的形状系数见表6-2。

影响保温时间的因素很多, 主要有:

1. 钢的成分 钢中含碳量及合金元素量增多, 使钢的导热性下降, 保温时间增加。由于合金元素比碳扩散慢得多, 故显著延缓钢中的组织转变。在实际生产中, 高碳钢比低碳钢、合金钢比碳素钢、高合金钢比低合金钢的保温时间要长些。

2. 工件的形状与尺寸 对相同材料与形状的工件, 当加热条件相同时, 保温时间将随其有效厚度 D (或直径)的增大而延长。有效厚度是工件在受热条件下在最快传热方向上的截面厚度(如圆柱体的有效厚度即为直径; 圆盘的有效厚度即为其厚度; 筒形工件的有效厚度为 $(D' - d)/2$, 其中 D' 为外径, d 为内径)。另外, 对于形状复杂或尺寸较大的碳素工具钢及合金工具钢工件, 常在淬火加热前采取预热。预热的作用在于消除淬火加热前存在于工件中的残余内应力, 减小高温加热时工件表里(或厚薄部分)的温差以及由此而产生的内应力, 并能缩短工件在高温的透热或保温时间(比不预热者缩短20~30%)。由于时间缩短, 预热还可以减轻工件的氧化、脱碳以及过热倾向。对碳钢及

表6-2 各种截面的零件形状系数

形 状	形 状 系 数
 球 正方体	0.75
 圆棒 方棒	1.0
 板	① $b \leq 2a$: 1.50 ② $2a < b \leq 4a$: 1.75 ③ $b > 4a$: 2.0
 管	① 两端开口短管 ≤ 2.0 ② 一端封闭管 $2 \sim 4$ ③ 长管或两端封闭管 > 4

一般合金钢，往往采取一次预热，其预热温度为 $550 \sim 650^{\circ}\text{C}$ ；对高合金钢（如高速钢），往往采取两次预热，第一次为 $600 \sim 650^{\circ}\text{C}$ ，第二次为 $800 \sim 850^{\circ}\text{C}$ 。

3. 加热介质 加热介质不同，则加热速度不同，因而保温时间也随之不同。在一般生产中，以铅浴炉加热速度为最快，盐浴炉次之，空气电阻炉为最慢。当其它条件相同时，三者的保温时间(t)之比大致为 $1/3 : 1/2 : 1$ 。表6-3为计算保温时间的经验公式（公式中 D 为计算厚度或直径），可供参考。

表6-3 计算保温时间的经验公式

加热设备类型	钢 材 品 种	经验公式, t (分)
盐 浴 炉	碳素结构钢	$t = (0.2 \sim 0.4) \times D$
	碳素工具钢与合金结构钢	$t = (0.3 \sim 0.5) \times D$
	合金工具钢	$t = (0.5 \sim 0.7) \times D$ (一次预热时间为 $2t$)
空气电阻炉	碳素钢	$t = (1 \sim 1.2) \times D$
	合金钢	$t = (1.2 \sim 1.5) \times D$

4. 装炉情况 工件在炉中的放置及排列情况对其受热条件有明显影响，从而会影响其保温时间。如工件悬挂于立式炉中或单层放置于箱式炉底板上，以及在盐浴炉中加热等情况下，其保温时间是不同的。根据工件装炉量的不同，实际保温时间应为 kt ， k 为装炉系数，一般 k 值为 $1 \sim 2$ ，可根据实际生产条件经试验而定。根据航空工厂多年来的生产经验，其计算淬火保温时间的公式见表6-4，该表也适用于正火、退火。

表6-4 计算正火、退火、淬火保温时间的公式

加 热 条 件		正火、退火、淬火保温时间
空气或气氛炉	发动机厂	25~30分钟 + 每1毫米最大厚度2~3分钟
	飞机厂	10~15分钟 + 每1毫米条件厚度1分钟
盐浴炉	—	3~5分钟 + 每1毫米最大或条件厚度0.5~1分钟

5. 炉温 提高炉温，可缩短加热保温时间。快速加热已在生产上得到应用。该法是将工件放入比正常加热温度高出100℃左右的炉中进行加热，为防止过热，须严格控制加热保温时间。

(三) 加热速度 对于形状复杂、要求变形小或高合金钢制件、大型合金钢锻件等，为减少淬火变形及开裂倾向，必须考虑其加热速度问题。工件加热时，往往棱角边缘处升温最快，靠近表面处次之，而心部加热速度最慢，这种不均匀的温度分布将在加热过程中形成很大的热应力与组织应力。工件形状愈复杂，尺寸愈大，快速加热产生的应力便愈大。为了限制加热速度，可采取预热升温或限速升温的办法。但对形状简单的碳钢、低合金钢工件则仍可进行快速加热。

(四) 冷却方式 工件淬火的冷却方式甚多，计有单液淬火、双液淬火、分级淬火、等温淬火、预冷淬火等，已在前面讨论过了。为保证产品质量，除应选择正确的淬火方法外，还要注意选用合适的淬入方式，其基本原则是淬入时应保证工件得到最均匀的冷却，其次是应该以最小阻力方向淬入，此外，还应考虑工件的重心稳定。图6-2为上述原则具体化的示例。

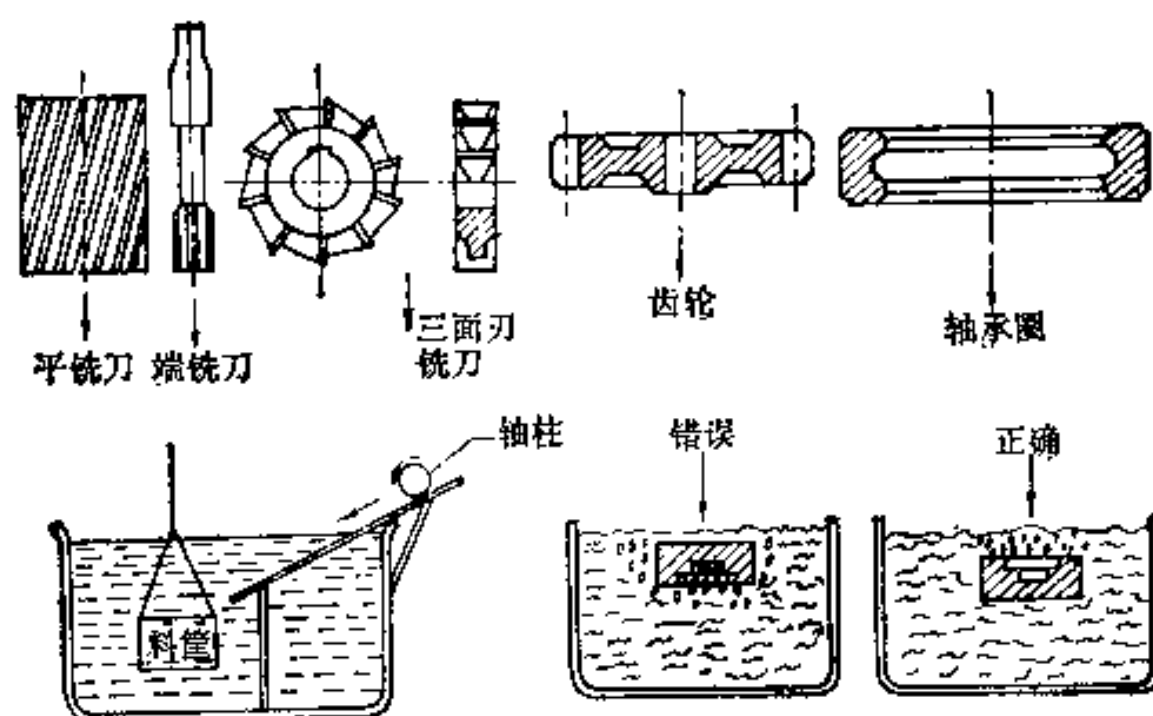


图6-2 工件正确淬入方式示意图

一般说来，工件淬入淬火介质时应采用下述操作方法：①厚薄不均的工件，厚的部分先淬入；②细长工件一般应垂直淬入；③薄而平的工件应侧放立着淬入；④薄壁环状零件应沿其轴线方向垂直淬入；⑤具有闭腔或盲孔的工件应使腔口或孔向上淬入；⑥截面不对称的工件应以一定角度斜着淬入，以使其冷却比较均匀。

三、等温淬火工艺

航空工厂尤其是飞机工厂中等温淬火工艺的应用甚广，现简要介绍如下：

(一) 淬火加热温度与保温时间 等温淬火时由于等温热介质的温度较高, 冷却能力较小, 为避免从高温冷至等温温度的过程中发生珠光体转变或上贝氏体转变, 应设法增大过冷奥氏体的稳定性, 故等温淬火时的加热温度一般比普通淬火的高 $30\sim 80^{\circ}\text{C}$ 。

保温时间的确定则与普通淬火相同。

(二) 等温温度与等温时间 等温温度应根据钢的机械性能要求来确定。如要求硬度、强度愈高, 则等温温度应愈低, 反之亦然。 30CrMnSiA 钢在 $300\sim 400^{\circ}\text{C}$ 的等温属于贝氏体等温淬火, $180\sim 290^{\circ}\text{C}$ 等温属于马氏体等温淬火, 等温温度不得超过 400°C , 否则会因出现上贝氏体而引起韧性的剧烈下降。 30CrMnSiNi2A 钢 $310\sim 330^{\circ}\text{C}$ 等温为贝氏体等温淬火, $180\sim 300^{\circ}\text{C}$ 等温则属于马氏体等温淬火, 等温温度不得超过 330°C , 否则机械性能将下降。该钢经等温后的性能指标为: $310\sim 330^{\circ}\text{C}$ 等温, 抗拉强度 $\sigma_b=150\pm 10$ 公斤/毫米²; $280\sim 320^{\circ}\text{C}$ 等温, $\sigma_b=160\pm 10$ 公斤/毫米²; $180\sim 230^{\circ}\text{C}$ 等温, $\sigma_b=170\pm 10$ 公斤/毫米²。等温温度的偏差为 $\pm 5^{\circ}\text{C}$, 比淬火加热时的 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 要严格得多, 这是因为等温温度对性能影响十分显著, 如偏差太大, 将难以达到技术要求。

至于等温时间, 可根据钢的等温转变曲线来估算。一般 30CrMnSiA 为 $15\sim 20$ 分钟, 30CrMnSiNi2A 为60分钟, 从等温槽中取出后通常在空气中或 $\geq 60^{\circ}\text{C}$ 的水槽中冷却并清洗干净。

(三) 等温介质 生产上常用的等温介质为融熔硝酸盐或碱, 后者冷却能力比前者稍大, 具体成分见§6-2(淬火介质)。等温淬火时对工作物的最大厚度有一定限制, 否则性能将达不到技术要求。如 30CrMnSiA 钢在硝酸盐或碱浴中等温时, 实心圆柱体最大直径不应超过12毫米; 双面冷却的扁平零件和空心圆柱体的壁厚不应超过6毫米; 单面冷却的零件壁厚不应超过3毫米。对于 30CrMnSiNi2A 钢其最大厚度的限制为: 圆柱体或正方体不超过80毫米; 型材不超过60毫米; 双面冷却的板材和管材不超过40毫米; 单面冷却的管材不超过20毫米。

四、冷 处 理

冷处理可看成是淬火的继续, 即将淬火后已冷到室温的工件继续深冷至零下温度, 使在淬火后保留下来的残余奥氏体继续向马氏体转变, 以达到减少或消除残余奥氏体的目的。

应当指出, 并不是所有的工件和钢种都需进行冷处理, 面主要是一些高碳合金工具钢和经渗碳或碳氮共渗的结构钢零件, 为提高其硬度和耐磨性, 或为保证其尺寸的稳定性(对精度要求高的零件而言)才进行这一工序。

实践表明, 在一般情况下, 冷处理的温度达到 $-60\sim -80^{\circ}\text{C}$ 即可满足要求。生产中常用的冷处理介质及其达到的温度如表6-5所示。此外, 工厂中也常使用致冷机进行冷处理。

表6-5 冷处理用介质及其达到的温度

介 质	达到的温度 ($^{\circ}\text{C}$)	介 质	达到的温度 ($^{\circ}\text{C}$)
25% NaCl + 75% 冰	-21.3	液 氧	-183
20% NH_4Cl + 80% 冰	-15.4	液 氮	-195.8
干冰 (固体 CO_2) + 酒精	-78	液 氢	-252.8

§ 6-2 淬 火 介 质

淬火工艺中冷却是很重要的工序。为了获得马氏体组织，一般钢淬火时都需采取快冷，使其冷速大于临界冷速，以避免过冷奥氏体发生分解。从钢的C曲线可知，其鼻部温度大约在 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 。可见，当工件温度冷至上述温度以下时便不再需快冷，因为这时过冷奥氏体的孕育期又增长，适当减慢冷却亦无妨，况且在马氏体转变区正需慢冷才能减少组织应力，从而降低淬火变形和开裂的倾向。因此从淬火冷却过程对淬火介质的要求来看，它应当具有在高温（ $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ ）时冷却快、低温时冷却慢的特性。图6-3即是人们所期望得到的理想淬火介质的冷却曲线，这正是热处理工作者选择、革新淬火介质的依据和方向。

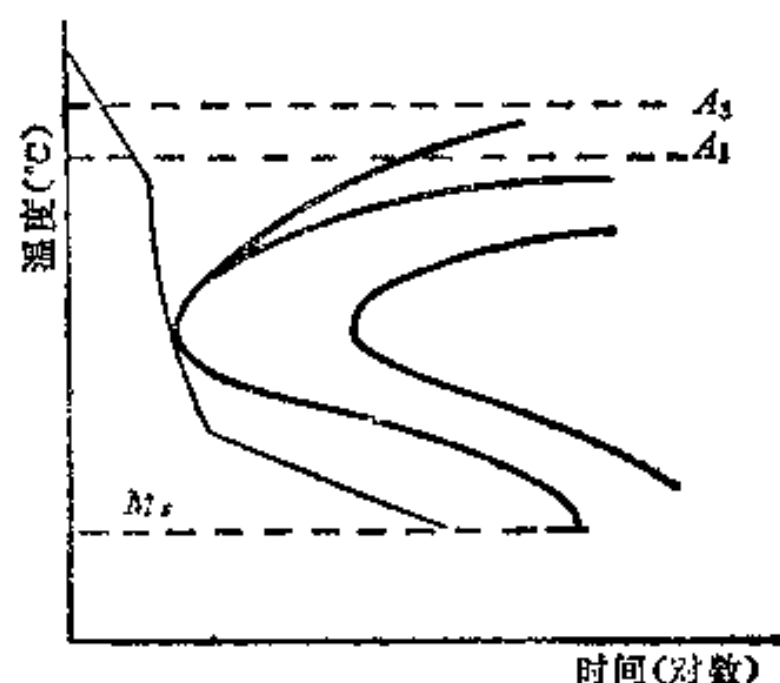


图6-3 理想淬火介质的冷却曲线

一、淬火介质的分类

淬火介质的品种很多，根据其冷却特性，可分为两大类：

第一类属于淬火时发生物态变化的淬火介质，包括水质淬火剂、油质淬火剂和水溶液等。淬火介质的沸点大都低于工件的淬火温度，所以，赤热工件淬入其中，介质便会汽化沸腾，使工件强烈散热。此外，在工件与介质的界面上，还可以以辐射、传导、对流等方式进行热交换。

第二类属于淬火时不发生物态变化的淬火介质，包括各种熔盐、熔碱、熔融金属等。淬火介质的沸点都高于工件的淬火温度，所以当赤热工件淬入其中时介质不会汽化沸腾，只在工件与介质的界面上，以辐射、传导和对流的方式进行热交换。

作为淬火介质，其一般要求是：无毒、无味、经济、安全可靠；不易腐蚀工件，淬火后易清洗；成分稳定，使用过程中不易变质；在过冷奥氏体的不稳定区域应有足够冷却速度，在低温马氏体区域应具有较缓慢的冷却速度，以保证淬火质量；在使用时，介质粘度应较小，以增加对流传热能力和减少损耗。

二、有物态变化的淬火介质

（一）冷却特性 淬火介质的冷却特性是指试样温度与冷却时间或试样温度与冷却速度之间的关系。测定冷却特性曲线通常是用导热率很高的银球试样，将其加热后迅速置入淬火介质中，利用热电偶测出试样心部温度随冷却时间的变化。冷却速度与温度的关系曲线是根据这种温度-时间曲线换算得来的。图6-4为银球试样及冷却特性曲线。

（二）冷却机理 赤热工件淬入淬火介质（以水为例）中，其冷却过程大致可分为三个阶段：

1. 蒸汽膜阶段 当工件刚进入介质的一瞬间，周围介质立即被加热而汽化，在工件表面形成一层蒸汽膜，将工件与液体介质隔绝。由于蒸汽膜的导热性较差，故使工件

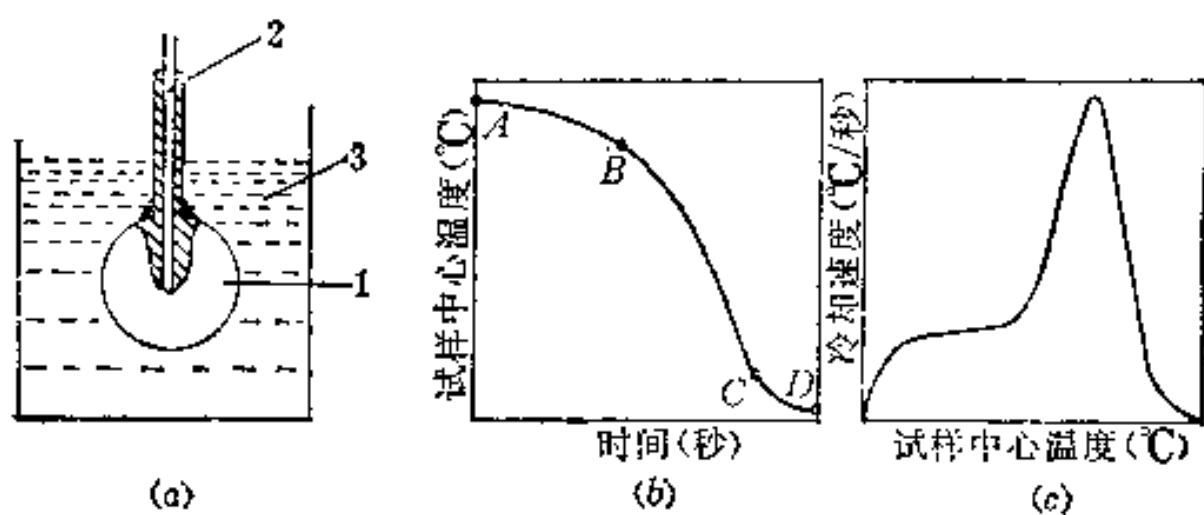


图6-4 银球试样与冷却特性曲线

(a) 银球试样示意图：1—银球试样 ($\phi 20$ 毫米)，2—热电偶，3—介质；(b) 试样温度与冷却时间的关系；(c) 冷却速度与试样温度的关系。

的冷却速度较慢，如图6-4(b)中AB段。冷却开始时，由于工件放出的热量大于介质从蒸汽膜带走的热量，故膜的厚度不断增加。随着冷却的进行，工件温度不断降低，膜的厚度及其稳定性也逐渐变小，直至破裂而消失，这是冷却的第一阶段。

2. 沸腾阶段 当蒸汽膜破裂后，工件即与介质直接接触，介质在工件表面激烈沸腾，不断逸出的气泡带走了大量热量，使冷却速度变快，如图6-4(b)中BC段。初期冷速最大，随温度下降而逐渐减慢，此阶段一直要到工件冷至介质的沸点时为止，这是冷却的第二阶段。

3. 对流阶段 当工件冷至低于介质的沸点时，则主要是靠对流传热方式进行冷却，这样工件的冷却速度甚至比蒸汽膜阶段还要缓慢，如图6-4(b)中CD段。随着工件表面与介质的温差不断减小，冷却速度愈来愈小，这是冷却的第三阶段。

(三) 常用淬火介质

1. 水 水是使用最早的一种淬火介质，它经济易得，而且有较强烈的冷却能力。图6-5为水在静止与流动状态下的冷却特性，可见静止水的蒸汽膜阶段温度较高，在800~

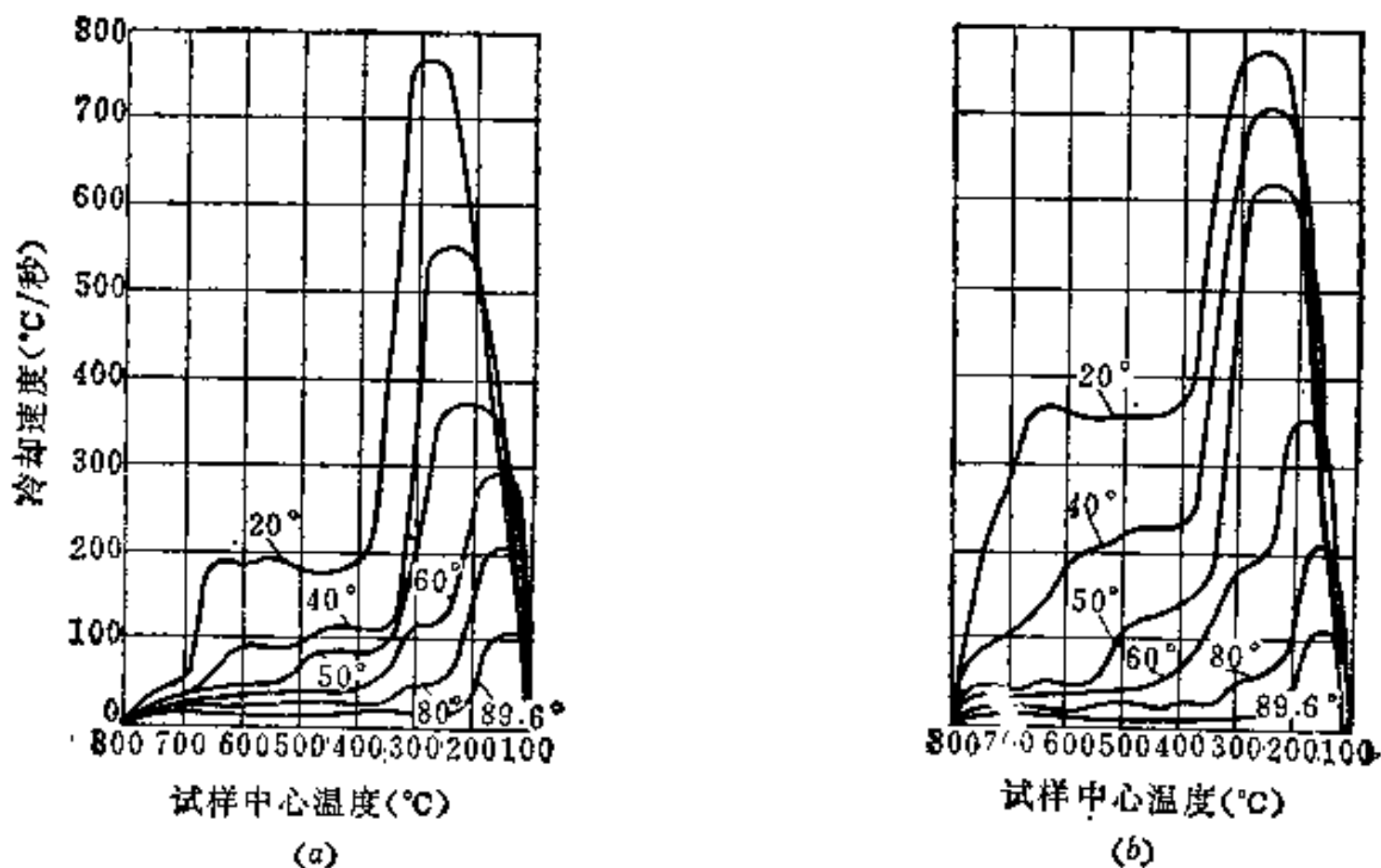


图6-5 静止水(a) 和循环水(b) 的冷却能力

380°C温度范围,此阶段的冷速缓慢,约180°C/秒。温度低于380°C以下才进入沸腾阶段,使冷却速度急剧上升,280°C左右冷速达最大值,约770°C/秒。

水作为淬火介质的主要缺点是:①冷却能力对水温的变化很敏感,水温升高,冷却能力将急剧下降,并且对应于最大冷速的温度移向低温,故使用温度一般为20~40°C,最高不能超过60°C;②在马氏体转变温度区的冷速太大,易使工件严重变形甚至开裂;③不溶或微溶杂质(如油、肥皂等)会显著降低其冷却能力,因为这些外来质点能作为形成蒸汽的核心,加速蒸汽膜的形成并增加膜的稳定性,所以当水中混入这些杂质时,工件淬火后易于产生软点。

2. 盐水与碱水 为了提高水的冷却能力,往往在水中添加一定量的盐或碱(一般为5~10%)。目前比较普遍采用的是食盐水溶液,其优点是蒸汽膜因加入盐而提早破裂。通常将蒸汽膜破裂的温度,也就是开始沸腾阶段的温度称为特性温度。盐水的特性温度比纯水高,高温(650~550°C)区间的冷却能力约为水的十倍,从而使钢淬火后的硬度较高且均匀;同时盐水冷却能力受温度的影响也较纯水为小,因此目前生产中盐水已完全取代了纯水而广泛用于碳钢的淬火。盐水的使用温度一般为60°C以下。盐水的缺点是在低温(200~300°C)区间冷速仍很大。

碱水作为淬火介质,常用的是5~15%苛性钠(NaOH)水溶液。它在高温区间的冷却能力比食盐水还大,而在低温区间的冷却能力则与之相近。此外它能与已氧化的工件表面作用而析出氢气,使氧化皮易于脱落,淬火后工件呈银灰色,表面较洁净,不需清理。

但碱水的应用不如盐水那么广泛,这是由于苛性钠对工件及设备的腐蚀较严重,淬火时有刺激性气体产生,溅于皮肤上有腐蚀性,以及易于老化变质之故。

3. 油 淬火用油有植物油与矿物油两大类。植物油如豆油、芝麻油等,虽有较好的冷却特性,但因易于老化、价格昂贵等缺点,已为矿物油所取代。用油作为淬火介质的主要优点是:油的沸点一般比水高150~300°C,其对流阶段的开始温度比水高得多,即一般在钢的 M_s 点附近已进入对流阶段,故低温区间的冷速远小于水,这有利于减少工件的变形与开裂。油的主要缺点是:高温区间的冷却能力很小,仅为水的1/5~1/6,只能用于合金钢或小尺寸碳钢工件的淬火。此外,油经长期使用还会发生老化,故需定期过滤或更换新油等。

提高油温会降低粘度,增加流动性,因而可提高其冷却能力。油温一般应控制在60~80°C,最高不超过100~120°C(即油的工作温度保持在闪点●以下100°C左右),以免着火^[6]。

随着可控气氛热处理的应用,要求热处理后的工件能获得光亮的表面,需采用光亮淬火油^[8]。目前大多在矿物油中加入油溶性高分子添加剂来获得不同冷却能力的光亮淬火油,即高、中、低速光亮淬火油,以满足不同的需要。加入的光亮剂中以咪唑啉油酸盐、双脂、聚异丁烯丁二酰亚胺等的效果较好,含量以1%为佳。

在淬火油当中发展的另一系列是真空淬火油。这种油应具有低的饱和蒸汽压,不易蒸发,不易污染炉膛并很少影响真空炉的真空度,有较好的冷却性能,淬火后工件表面

● 闪点是指油表面上的油蒸汽和空气自然混合时与火接触而出现蓝色火苗闪光的温度。油温到达闪点后,就有着火的危险。

光亮，热安定性好，具体类别可查阅有关专著^[8]。

(四) 冷却强度 为了反映工件在不同介质中冷却时的冷却能力，便于相对比较，规定以 18°C 静止水的冷却能力作为标准，定义冷却强度 $H = 1$ ，如某介质的 $H > 1$ 时，表示其冷却能力比静止水大；若 $H < 1$ 时，则表示其冷却能力比静止水小。表 6-6 为常用介质的 H 值。由该表可看出，水温对冷却能力的影响是较大的，50°C 的水在过冷奥氏体不稳定区域 (650~550°C) 的冷速比 50°C 的矿物油还要慢，然而在马氏体转变区域与 18°C 水又几乎一样，这说明水温升高对淬火是不利的。

表6-6 几种常用淬火介质的冷却强度 H

淬 火 介 质	冷 却 强 度 H	
	650~550°C	300~200°C
0°C 水	1.06	1.02
18°C 水	1.00	1.00
26°C 水	0.84	1.00
50°C 水	0.17	1.00
74°C 水	0.05	0.74
100°C 水	0.014	0.71
18°C 10% NaOH 水溶液	2.00	1.10
18°C 10% NaCl 水溶液	1.83	1.10
18°C 10% 苏打水溶液	1.33	1.00
50°C 菜子油	0.33	0.13
50°C 矿物油	0.25	0.11
50°C 变压器油	0.20	0.09
10% 油在水中乳浊液	0.12	0.74
肥皂水	0.05	0.74
空气 (静止)	0.028	0.007
真空	0.011	0.004

搅动与否以及搅动程度对淬火介质的冷却强度 H 有很大影响^[4,7]。表 6-7 表示不同搅动程度时各介质的冷却强度数值。由所列数据可以看出，激烈搅动时油的冷却能力为静止油的 4 倍，故当淬透性较低的低合金钢淬火时，对油进行搅动是十分必要的。

表6-7 不同程度搅拌时各种介质的冷却强度 (H 值)

搅拌程度	空 气	油	水	盐 水	盐浴 (204°C)
静 止	0.008	0.25~0.30	0.9~1.1	2.0	0.5~0.8
轻微搅动	—	0.30~0.35	1.0~1.1	2.0~2.2	—
缓慢搅动	—	0.35~0.40	1.2~1.3	—	—
中等搅动	—	0.40~0.50	1.4~1.5	—	—
强烈搅动	—	0.50~0.80	1.6~2.0	—	—
激烈搅动	0.20	0.80~1.10	4	—	2.25
端淬喷水	—	—	2.5	5.0	—

三、无物态变化的淬火介质

这类介质主要指熔盐、熔碱及熔融金属，多用于分级淬火及等温淬火。其传热方式是依靠周围介质的传导和对流将工件的热量带走。因此介质的冷却能力除取决于介质本

淬火油的代用品,其缺点是对工件表面有腐蚀作用。

(三) 氯化锌—碱水溶液 这种淬火剂的配比为 $\text{ZnCl}_2 49\% + \text{NaOH} 49\% + \text{肥皂粉} 2\%$, 再加 300 倍水稀释。使用时搅拌均匀, 使用温度范围为 $20 \sim 60^\circ\text{C}$ 。其特点是: 高温区冷速比水快, 低温区冷速比水慢, 淬火后变形小, 表面较光亮, 适用于中小型形状复杂的中、高碳钢制工模具的淬火。

(四) 合成淬火剂 它的主要成分是 $0.1 \sim 0.4\%$ 聚乙烯醇水溶液, 附加少量的防腐剂 (苯甲酸钠)、防锈剂 (三乙醇胺) 及消泡剂 (太古油) 而制成。其工作温度为 $25 \sim 45^\circ\text{C}$ 。这种淬火剂的特点是: 高温区冷速与水相近, 低温区冷速比水要慢, 淬火时在工件表面形成凝胶状薄膜, 使沸腾与对流期延长, 该膜在以后冷却中会自行溶解。提高合成淬火剂的浓度可使冷却能力下降。这种淬火剂的冷速可调, 无毒、无臭、不燃, 具有一定的防腐、防锈、消泡能力, 目前广泛用于碳素工具钢、合金结构钢、轴承钢等多种材料的淬火, 但以中碳钢应用的效果为最好^[9]。

(五) 聚醚淬火剂 该淬火剂在美国称为 “UCONA 淬火剂”。聚醚水溶液淬火剂的主要成分为环氧乙烷与环氧丙烷。它的特点是能以任何比例互相溶解, 故可调节浓度来控制冷却速度, 因而有万能淬火剂之称, 其主要缺点是价格昂贵^[10]。

§ 6-3 钢的淬透性

一、淬透性的意义

(一) 淬硬层与淬透性 在淬火操作中经常会遇到两种情况: 一种是工件从表面到中心都是马氏体组织, 具有同样的高硬度, 我们称之为 “淬透” 了; 另一种是工件表层淬得马氏体组织, 具有高硬度, 而心部则不是这种组织, 其硬度偏低, 我们称之为 “未淬透”。众所周知, 工件淬火时, 表面与中心的冷却速度是不等的, 表面最快, 中心最慢 (见图 6-7)。如工件截面上某一处的冷速低于临界冷却速度, 则不能得到全马氏体, 或

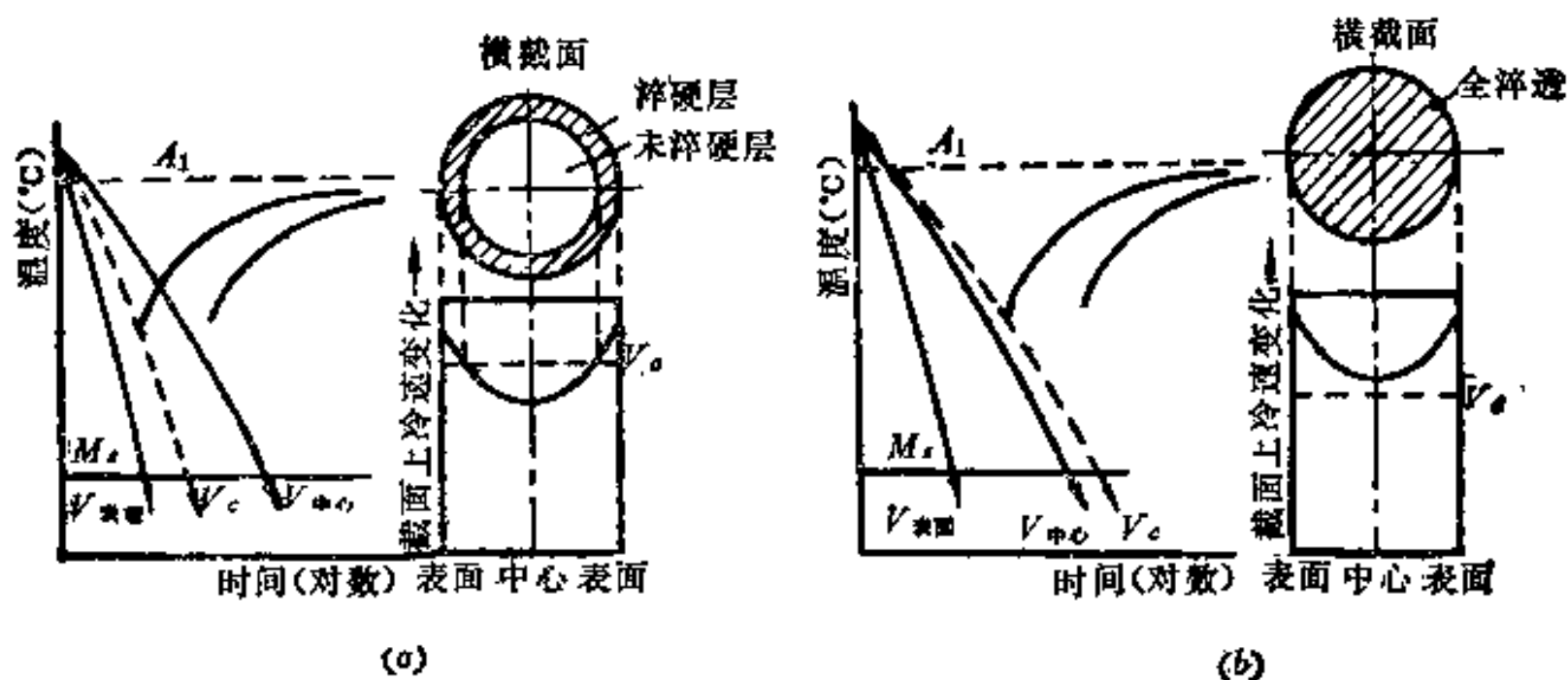


图6-7 零件截面上各处的冷速变化及产生的后果

(a) 未淬透; (b) 淬透。

根本得不到马氏体, 此时工件的硬度便偏低。通常, 我们将未淬透的工件上具有高硬度马氏体的这一层称为 “淬硬层”。但是, 如某种钢的临界冷却速度较小, 工件截面上各

(三) 淬透性的实用意义 钢的淬透性大小是合理选用钢材和正确制订热处理工艺的重要依据之一。如果工件淬透了, 则其表里的性能就均匀一致, 能充分发挥钢材的机械性能潜力; 如果未淬透, 则表里的性能就存在差异, 尤其在回火后, 心部的强韧性便比表层的低。因此多数结构零件 (尤其是承受拉、压和剪切力的) 都希望能在淬透的情况下供使用, 以保证有良好的使用性能。

但是, 也并非在任何情况下都要求淬透性越高越好。随各种零件的受力情况和工艺过程的不同, 往往对淬透性有着不同的要求。例如, 冷冲模具主要要求表面硬而耐磨, 故其回火温度一般较低, 如果淬透了, 反而易于在冲压时发生脆裂。又如, 焊接零件若选用淬透性高的钢制造, 往往容易在焊缝热影响区内形成淬火组织, 从而增大焊接变形和开裂的倾向。可见, 根据具体情况选择具有适当淬透性的钢种是十分重要的。

由于钢的淬透性高低取决于其临界冷却速度的大小, 而临界冷却速度的大小又取决于过冷奥氏体的稳定性, 因此, 凡是影响过冷奥氏体稳定性的因素, 也都将影响到钢的淬透性。所有这些影响因素已在第五章中作过详细讨论, 这里就不再重复了。

二、淬透性的确定方法

淬透性的确定方法甚多, 下面介绍常用的几种方法:

(一) 断口检验法 它是根据试样断口所呈现的状态来评定钢的淬透性。由于硬脆的淬硬层 (马氏体) 和软韧的未淬硬层 (珠光体或贝氏体) 在断口上有明显的区别 (前者晶粒细致, 呈绢状断口; 后者呈粗粒状断口), 易于将淬硬层深度测出, 故可根据断口来评定钢的淬透性。我国国家标准 GB227-63《碳素工具钢淬透性试验法》规定, 从退火钢条中部截取三个试样。试样如为方形, 则截面为 20×20 毫米 (± 0.2 毫米), 长度为 100 ± 5 毫米, 试样中间一侧开一个深度为 $3 \sim 5$ 毫米的“V”形槽, 以利于淬火后打断观察断口。试样也可为圆形, 直径为 $22 \sim 23$ 毫米, 长度 100 毫米, 刻槽深度亦为 $3 \sim 5$ 毫米。试样分别在 760°C 、 800°C 、 840°C 保温 $10 \sim 20$ 分钟, 然后淬入 $10 \sim 30^\circ\text{C}$ 的水中, 通过观察断口上淬硬表层 (脆断区) 的深度 h , 对照相应的评级标准图来评定淬透性等级 (我国 GB227-63 规定了六个等级即 $0 \sim 5$ 级)。此法主要适用于碳素工具钢。至于低合金工具钢也可参照使用该标准。

(二) U 曲线法 此法采用长度为直径 $4 \sim 6$ 倍的圆柱形试样 (在淬火时可使试样中部不直接受端部强烈冷却的影响)。将一组不同直径的试样经奥氏体化后在一定的淬火介质 (如水、盐水、油等) 中冷却, 然后从试样中部切开, 经磨平后自试样表面向内每隔 $1 \sim 2$ 毫米距离测定硬度值, 并将所测结果画成硬度分布曲线。淬透性的高低可用淬硬层深度 h 或 D_H/D 来表示。 D 为试样直径; D_H 为未淬硬区直径, 见图 6-10。

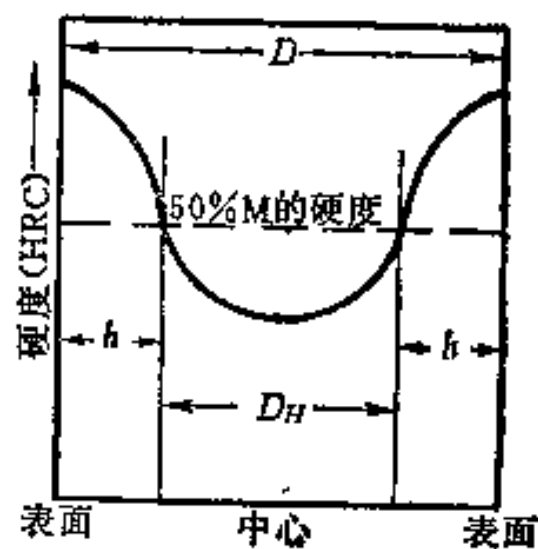


图6-10 U 曲线法示意图

U 曲线法大多用于结构钢。此法最大优点是直观、准确, 与实际淬火情况比较接近。但这种试验方法比较繁琐费时, 尤其对大批的生产检验来说, 是不太适用的。

(三) 临界直径法 将某种钢做成各种不同直径的一组圆柱体试样, 按规定的条件

淬火以后，可找出其中截面中心的组织恰好是含 50% 马氏体组织的一根试样，该试样的直径就被称为临界直径，以 D_0 表示。低于此直径时全部可以淬透，而大于此直径时就不能被淬透。显然，钢材及淬火介质不同， D_0 也就不同。但对于成分一定的钢材，在一定的淬火介质中冷却时 D_0 值是一定的。为了排除冷却条件的影响，引入了理想临界直径的概念，一般用 D_i 表示。它是假定钢材在冷却强度为无限大的冷却介质中淬火 ($H = \infty$)，即当试样投入这种冷却介质后，试样表面的温度便立即冷却到淬火介质的温度，这时工件或试样能够淬透的最大直径（形成 50% 马氏体）就称为理想临界直径。试样大于 D_i 时不能完全淬透。 D_i 的数值仅仅取决于钢的成分，成分不同， D_i 值也就不同，因此它是反映钢淬透性的判据。图 6-11 为理想临界直径 D_i 与在一定淬火介质中淬火时临界直径 D_0 之间的换算图表。例如某种钢已知理想临界直径 D_i 为 60 毫米，如换算成油淬 ($H = 0.4$) 时的临界直径，由该图可求出 $D_0 = 27$ 毫米。临界直径法常用于评定结构钢的淬透性。

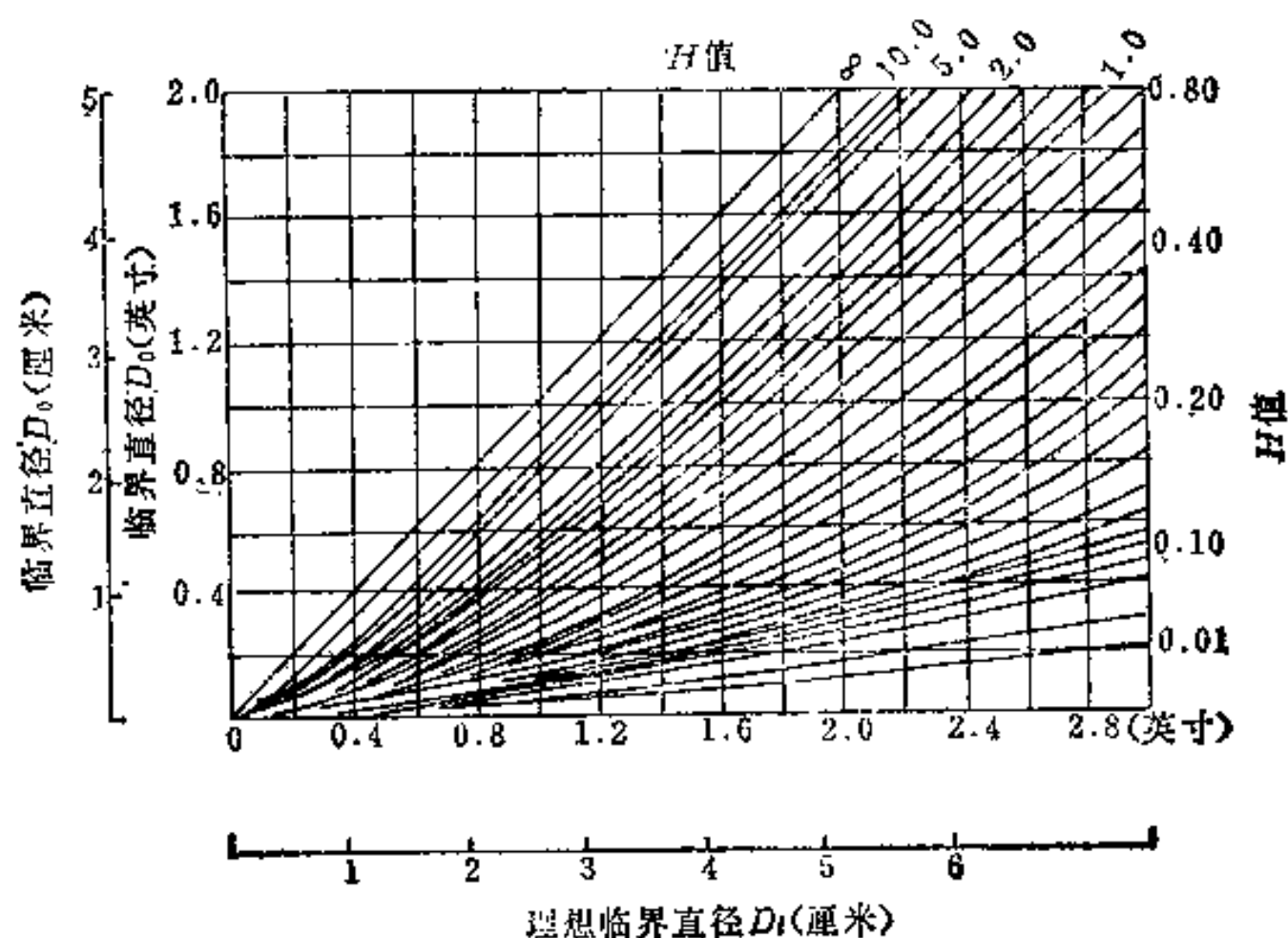


图6-11 临界直径 D_0 与理想临界直径 D_i 的关系（在不同 H 值的淬火介质中）

掌握临界直径的数据有助于我们判断工件热处理后的淬透程度，并制订出合理的热处理工艺，因此对生产实践具有重要意义。表 6-9 为常用钢材的临界直径，可供参考。

表6-9 钢的临界直径

钢 号	半马氏体硬度HRC	20~40°C 水 D_0 (mm)	40~80°C 油 D_0 (mm)
35	38	8~13	4~8
45	42	13~16.5	5~9.5
60	47	11~17	6~12
T10	55	10~15	< 8
65Mn	53	25~30	17~25
20Cr	38	12~19	6~12
40Cr	44	30~38	19~28
35CrMo	43	36~42	20~28
60Si2Mn	52	55~62	32~46
50CrVA	48	55~62	32~40
38CrMoAlA	44	100	80
18CrMnTi	37	22~35	15~24
30CrMnSi	41	40~50	32~40

(四) 末端淬火法 简称端淬法, 是目前世界上应用最广泛的淬透性试验法。我国国家标准 GB225-63《结构钢末端淬透性试验法》有详细规定。末端淬火法用的试样及设备见图 6-12。

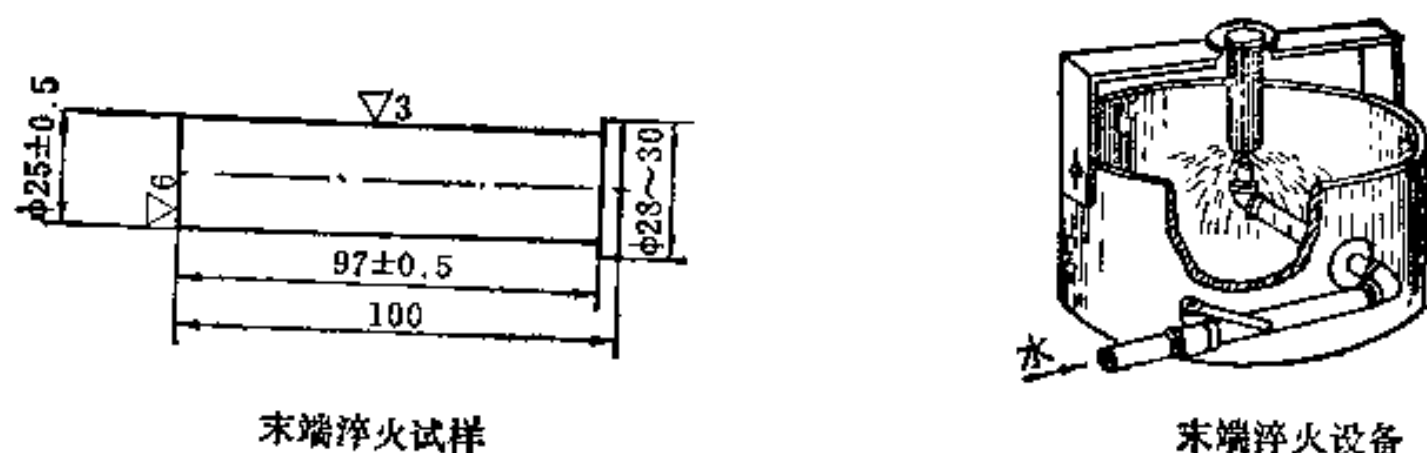


图6-12 末端淬火试样与设备

将加热好的试样, 从炉中取出后, 迅速放在立架上, 并立即喷水冷却试样的末端, 使该处快速冷却 (图 6-13a), 约经 10~20 分钟待整个试样冷却后取下, 然后磨平试样的两侧, 磨削深度约为 0.2~0.3 毫米 (为防止回火, 磨削时应注意冷却), 再沿试样长度方向, 从水冷端到空冷端每隔一定距离测量硬度值 (图 6-13b), 结果作成如图 6-13(c) 所示的曲线, 即所谓淬透性曲线。

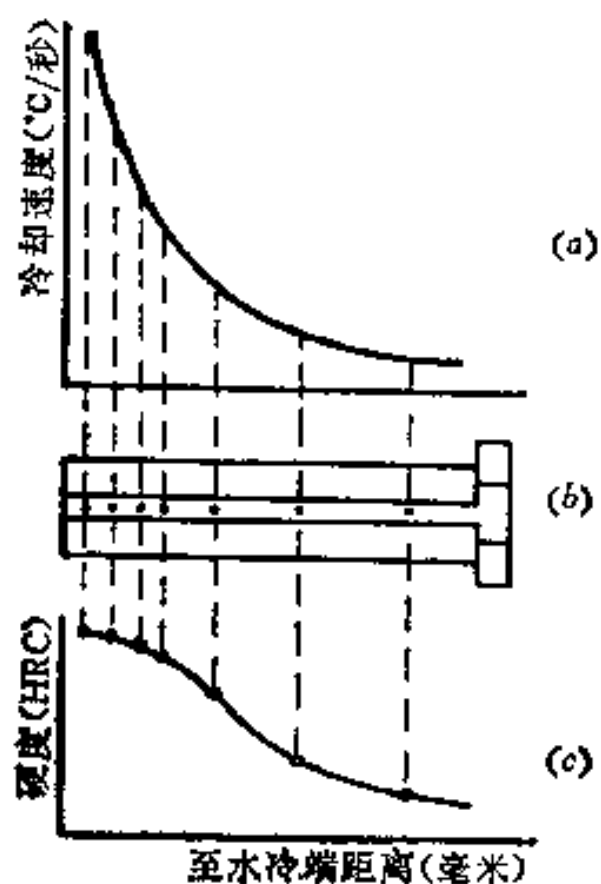


图6-13 末端淬火法的原理示意图

(a) 试样长度方向上冷却速度的变化; (b) 试样上测硬度的部位; (c) 淬透性曲线。

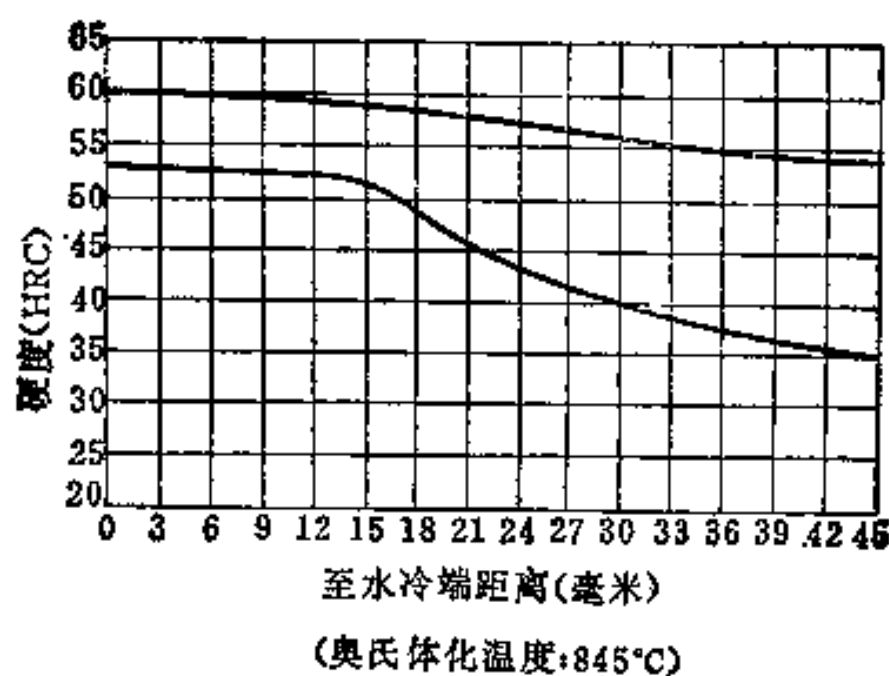


图6-14 40CrNiMoA钢淬透性曲线

为了使试验条件标准化, 试验设备须符合下列规定: 设备喷水口的直径为12.5毫米, 喷水口与试样末端的距离为 12.5 毫米, 喷出水柱的自由高度 (指不放试样时) 为 65 ± 5 毫米, 并且水压应稳定, 水温为 $10 \sim 30^{\circ}\text{C}$ 。

由淬透性曲线可以看出, 水冷端冷却速度最大, 随着至水冷端距离之增大, 冷却速度逐渐减小, 因而硬度也逐渐下降。

由于钢中成分的波动, 每一种钢的淬透性曲线不是一条线, 而是一个带, 称为淬透

性带。图 6-14 为 40CrNiMoA 钢的淬透性曲线。钢的淬透性常以 “ $J \frac{HRC}{d}$ ” 的形式表示 (d 为至水冷端距离; HRC 为该处的硬度值)。如 $J \frac{42}{5}$ 即表示距水冷端 5 毫米处试样的硬度值为 HRC42。

除上述确定钢的淬透性方法外, 还可采用计算法。这种方法主要是作为设计新钢种的成分或在使用某一钢种而缺乏其淬透性曲线时的参考, 不能作为该钢淬透性的依据, 因此计算法不能代替实验法。关于计算法及其它确定淬透性的方法, 可参阅专著^[11,12]。

三、淬透性曲线的应用

淬透性曲线在合理选择钢材、预测钢材的组织与性能, 制订合适的热处理工艺等方面都有很重要的实用价值, 现介绍几种主要用途。

(一) 根据淬透性曲线, 求出不同直径棒材 (或圆柱形工件) 截面上的硬度分布。

1. 截面直径在 100 毫米以下的棒材或圆柱形工件 例如欲选用 45Mn2 钢制造直径为 50 毫米的轴, 试求经水淬后其截面上的硬度分布曲线。

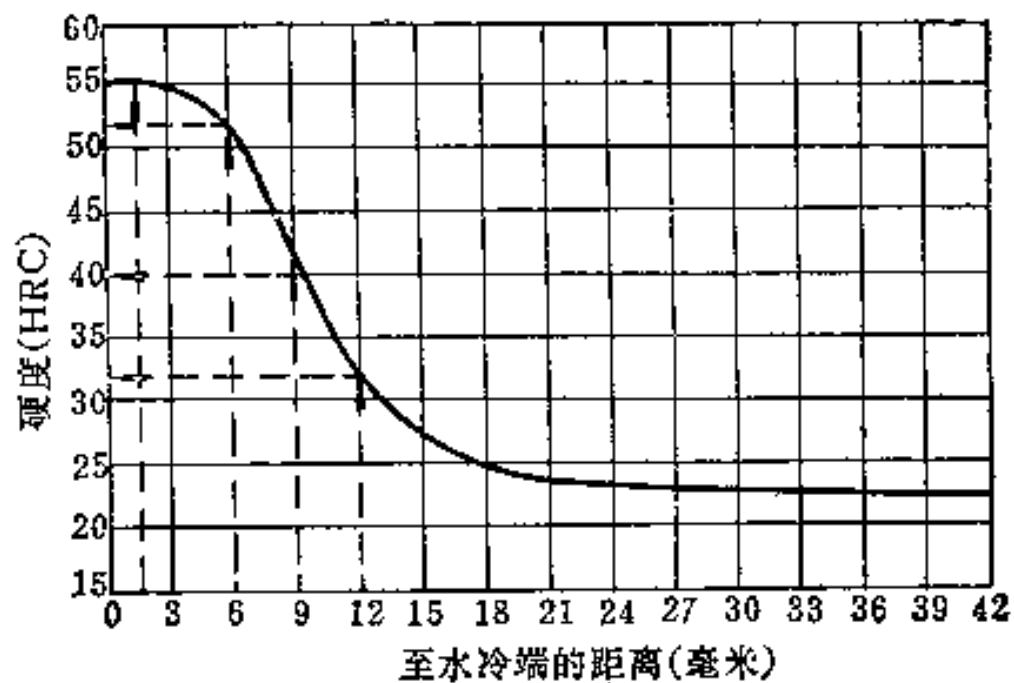


图6-15 45Mn2钢的淬透性曲线

首先查阅 45Mn2 钢的淬透性曲线, 见图 6-15。然后再参阅图 6-16

(a)。当直径为 50 毫米时, 引一水平线与表面、 $-\frac{3}{4}R$ 、 $-\frac{1}{2}R$ 及中心的曲线相交, 得到离水冷端的距离分别为 1.5 毫米、6 毫米、9 毫米及 12 毫米, 再由 45Mn2 钢的淬透性曲线, 可查得:

至水冷端的距离 1.5 毫米处的硬度为 HRC55.5;

至水冷端的距离 6 毫米处的硬度为 HRC52;

至水冷端的距离 9 毫米处的硬度为 HRC40;

至水冷端的距离 12 毫米处的硬度为 HRC32。

根据以上硬度值, 可作出 45Mn2 钢制直径为 50 毫米的轴经水淬后的截面硬度分布曲线, 见图 6-17。

2. 截面直径在 220 毫米以下的棒材或圆柱形工件 此时应使用硬度线解图 (见图 6-18)。图中虚线上的数字, 如 0、5、10……等, 表示截面上沿半径线至表面的距离。例如, 0 表示棒材的表面; 5 表示沿半径线距表面 5 毫米处。虚线与实线交点在横坐标上的投影点, 即表示相当于末端淬火试样上至水冷端的距离。然后根据淬透性曲线求得一系列硬度值, 就可作出由表面至中心的截面硬度分布曲线。

例如直径 120 毫米的轴, 由 45Mn2 钢制成, 在水中淬火 ($H=2$), 作其截面硬度分布曲线。

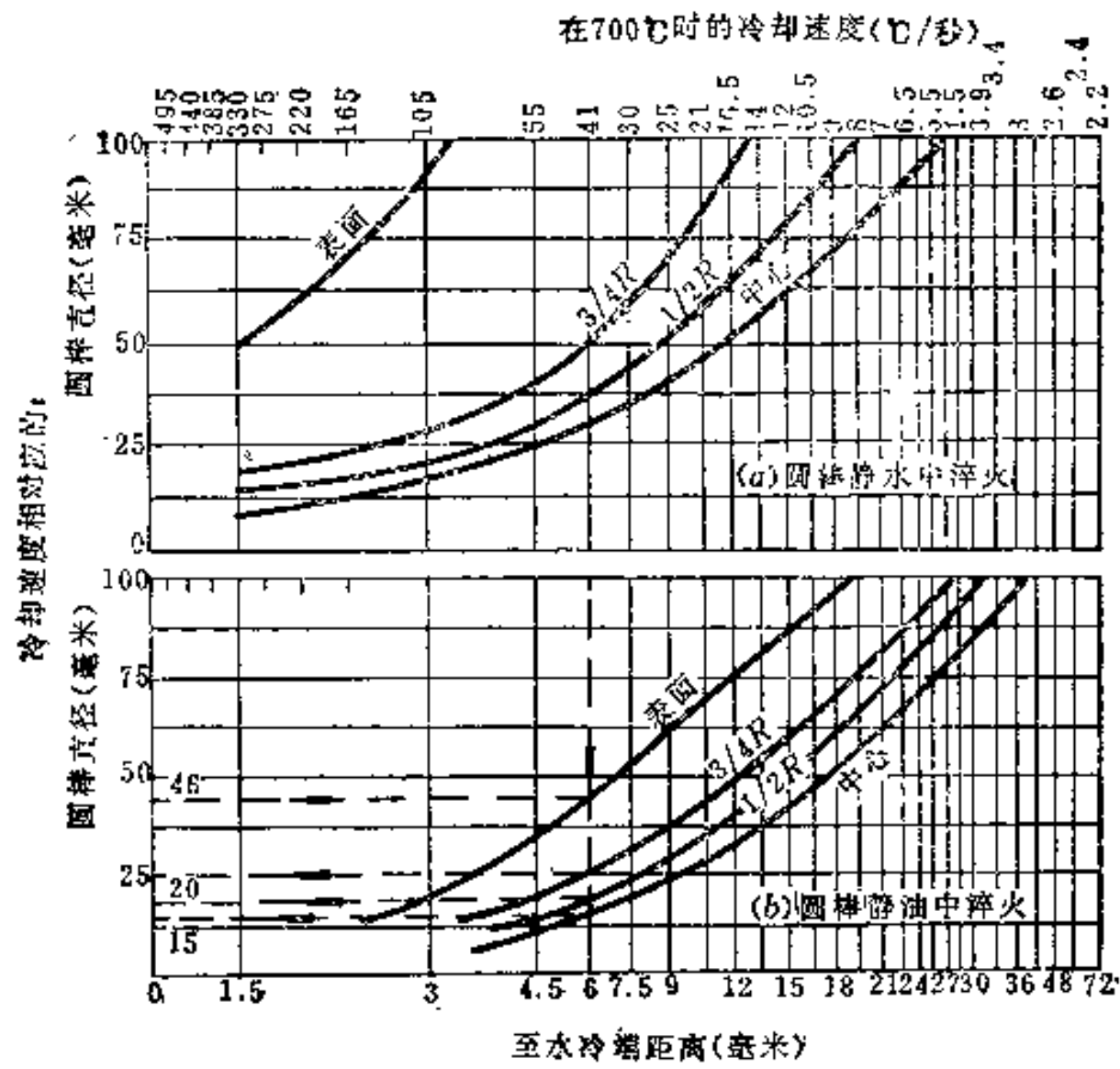


图6-16 沿末端淬火试样的长度、圆棒直径、圆棒内不同位置与冷却速度之间的关系
(a) 圆棒静水中淬火; (b) 圆棒静油中淬火。

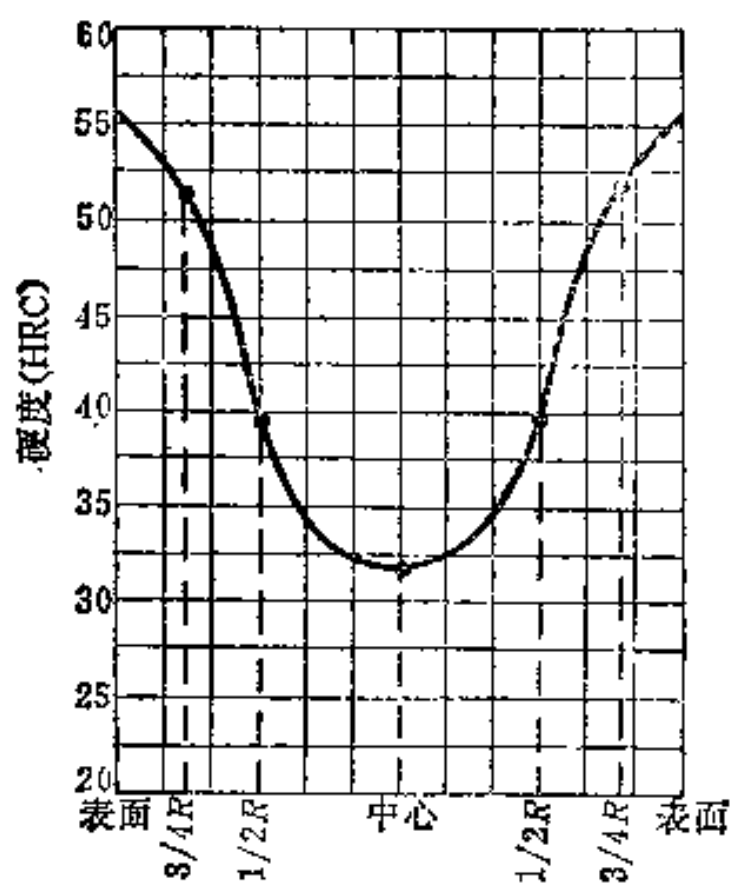


图6-17 直径50毫米的45Mn2钢经水淬后的截面硬度分布曲线

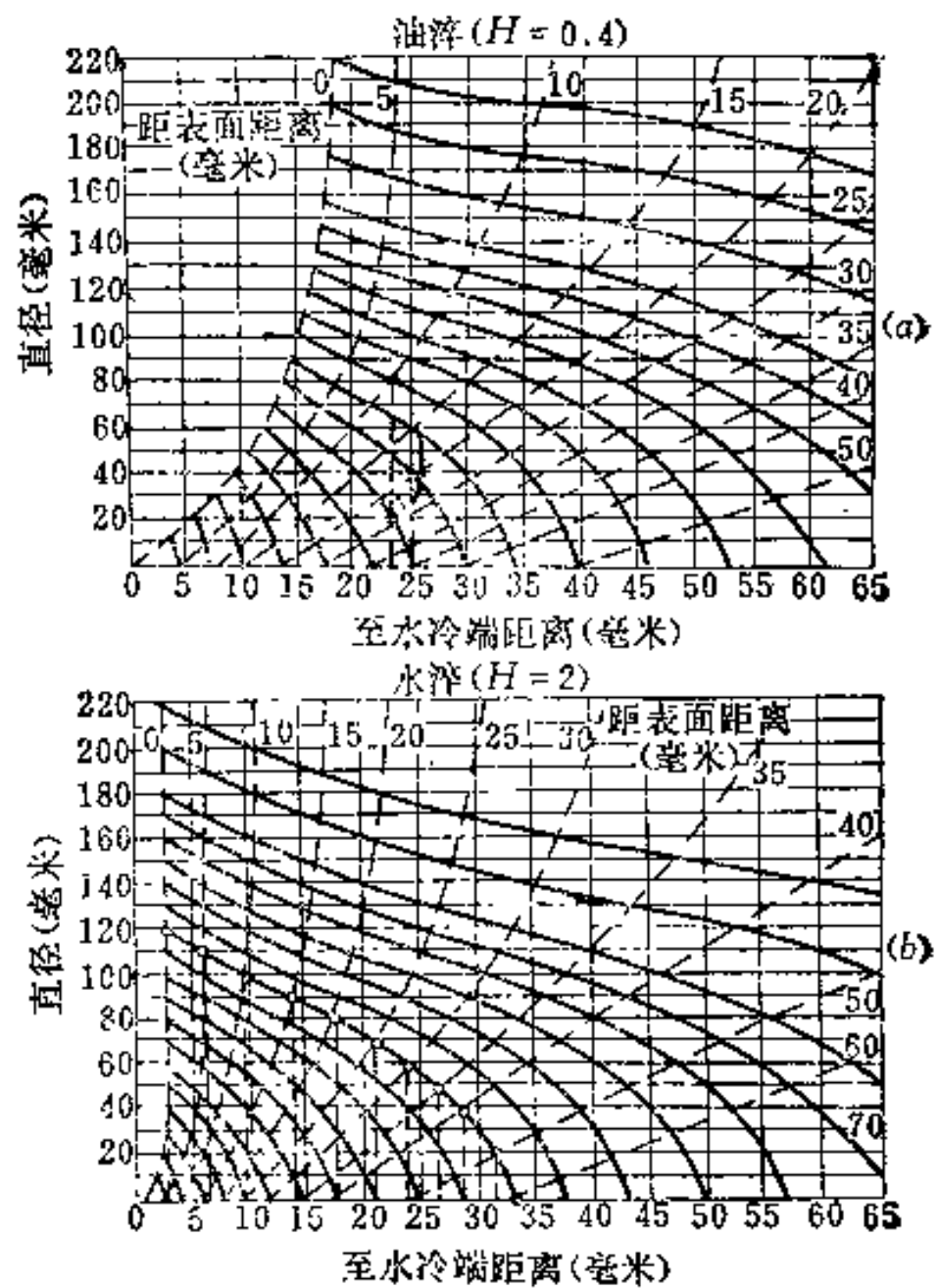


图6-18 硬度线解图

由图 6-18 纵坐标 120 毫米处作横坐标的平行线, 先与虚线 0 相交, 然后沿实线分别与虚线 5, 10, 15……60 相交, 各交点在横坐标上的相应投影点为:

至表面距离 (毫米)	0	5	10	15	20	25	30	35	40	50	60
至水冷端距离 (毫米)	3	6	9.5	14	17.5	21	24	26.5	28	32	33

再根据 45Mn2 钢淬透性曲线, 得出至水冷端各距离处的硬度值:

至水冷端距离 (毫米)	3	6	9.5	14	17.5	21	24	26.5	28	32	33
相应的硬度值 (HRC)	55	52	39	28	25	24	23	23	22.5	22.5	22.5

由此可作出直径 120 毫米的 45Mn2 钢制轴的截面硬度分布曲线。

(二) 根据工艺要求, 应用淬透性曲线可选择适当钢种及其热处理工艺。现仅以圆形截面的工件为例来介绍应用的方法, 至于其它形状截面的工件, 其应用方法可参阅“钢的淬透性手册”。

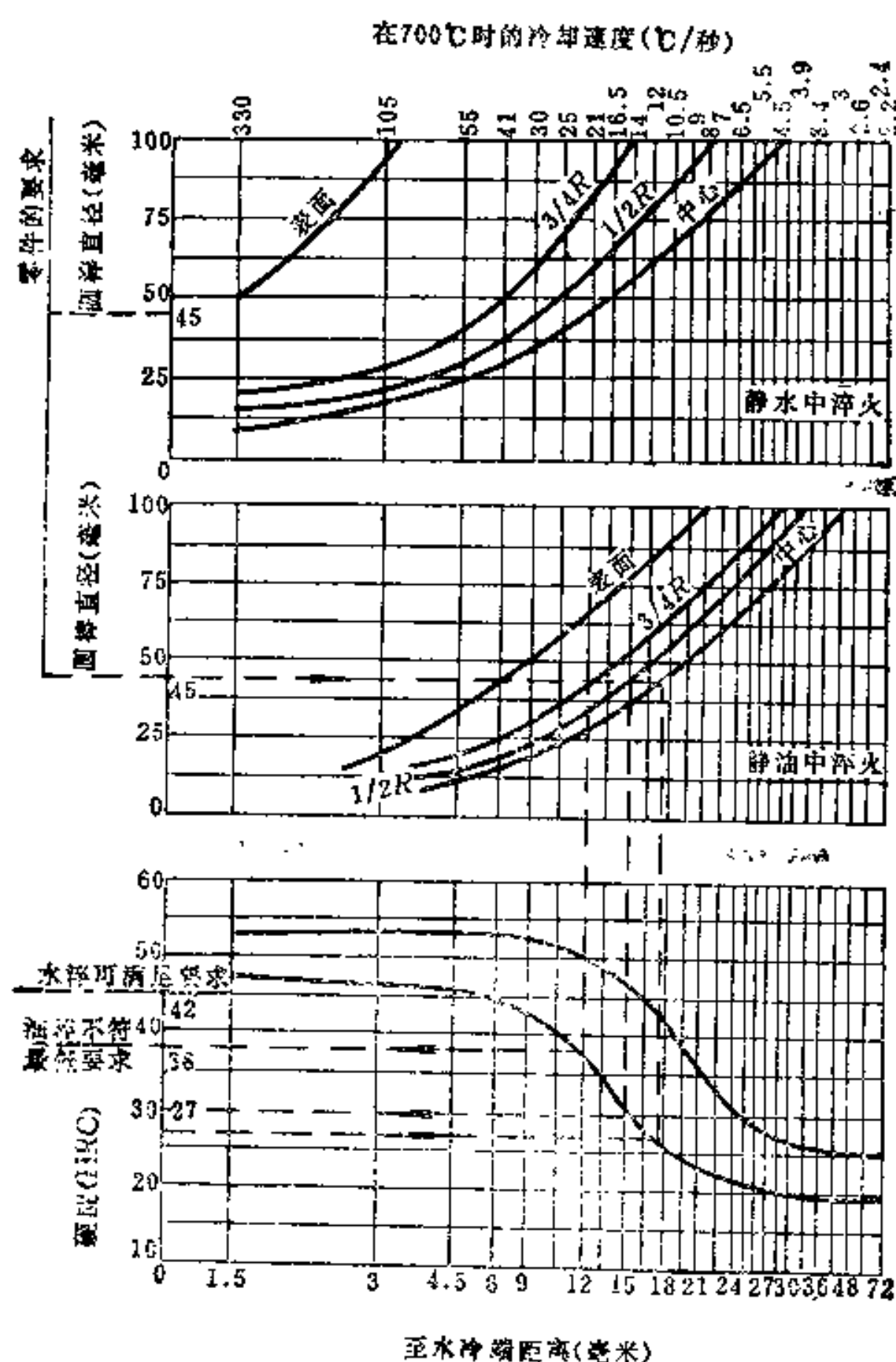


图6-19 利用淬透性曲线选择钢材热处理工艺的图解

实际临界尺寸(球体和圆柱体的直径 D_0 方钢边长 a)(毫米)
(七个变量,冷却速度、物体尺寸、淬火加热温度、冷却介质种类、至半马氏体区和马氏体区的距离关系)

冷却介质

5% NaCl 5% NaOH 理想冷却 $H = \infty$

水溶液(20℃) 水溶液(20℃)

20℃水 40℃水

矿物油 动物油 植物油

末端淬透性试验

从水冷端至半马氏体区的距离(毫米)

1 2 2.5 3 4 5 6 8 10 15 25 35 50 70

0.5 0.6 0.7 0.8 1 1.5 2 2.5 3 4 5 6 8 10 12 15 20 25 30 40 50 60 80 100 120 140 160 200

标准 淬火工件心部的组织

I 马氏体
II 50%马氏体

理想临界直径(毫米)

1000

800

600

400

200

100

80

60

50

40

30

25

20

16

12

10

8

6

5

4

3

2

1.8

1.6

1.4

1.2

1

0.8

0.6

0.5

0.4

0.3

0.2

0.1

0.05

0.02

0.01

0.005

0.002

0.001

淬火温度(℃)

1000

900

800

700

600

500

400

300

200

100

50

0

圆柱体或球体

$\frac{a}{L}$

$\frac{D_0}{L}$

$\frac{D_0}{L} > 10.0$

球体

1.4

2

3

4

5

6

7

8

9

10

12

14

16

18

20

24

30

40

50

60

70

80

90

100

120

140

160

180

200

240

260

300

350

400

450

500

550

600

650

700

750

800

850

900

950

1000

图6-21 确定淬透性的图解图

的拉应力和心部的压应力趋于减小(图 6-22b), 直到某一时刻时, 终减至零(图 6-22c)。但此时试样截面上仍然存在着温差, 心部还会继续收缩, 而心部早先已被缩短, 这样表层将会阻碍心部收缩到室温下应有的长度, 结果就使表层由原来的受拉应力变为受压应力, 而心部则恰好相反, 亦即表层与心部的应力都转化为与冷却初期呈相反方向的应力, 这种现象称为“热应力反向”, 见图 6-22(d)。当心部渐渐冷却到室温时, 表层所受的压应力和心部所受的拉应力也就愈来愈大, 由于在低温时钢的屈服强度已较高, 塑性形变较为困难, 故这种应力状态将一直保留下来, 而成为残余内应力。由此可知热应力的变化规律是: 冷却前期, 表层受拉, 心部受压; 冷却后期, 表层受压, 心部受拉。

如果考虑到热应力在圆柱试样上三个方向的分布, 则如图 6-23 所示。其中, 沿直径方向(径向应力)心部为拉应力, 表面应力为零。沿心轴方向(轴向应力)和切线方向(切向应力), 表面均为压应力, 心部为拉应力, 特别是轴向拉应力相当大。常见的大型轴类零件(如轧辊等), 因冷却后心部轴向残余拉应力很大, 再加上心部往往存在气孔、夹杂、锻造裂纹等缺陷, 故容易造成横向开裂。这是热应力对大型零件造成的不利影响, 但对一般形状简单的小轴零件还有其有利的一面, 即所产生的表面压应力可提高其疲劳抗力。在一般情况下压应力不致于引起钢件的开裂。

(二) 组织应力 经奥氏体化的钢件在淬火冷却时, 由于表层冷却较快, 其温度先降至 M_s 点, 并发生马氏体转变, 而马氏体的比容比奥氏体大, 故表层将先产生膨胀; 但温度较高的心部此时尚未发生转变, 这样表层的膨胀就会受到心部的牵制, 其结果也会在工件中产生内应力。像这种由于工件的表层和心部发生马氏体转变的不同时性而造成的内应力称为组织应力。

应当指出, 钢件自高温快速冷却时, 仅单一地产生组织应力而无热应力存在是不可能的, 因为产生组织应力本身就表明工件中存在着温度的不均匀性, 因而也就必然伴随着热应力的产生。但是, 在某种特殊的冷却条件下(见后), 可使热应力较小, 以致可以忽略。

这里, 我们同样以圆柱试样为例来说明组织应力的产生和分布规律。为简化起见, 暂先不考虑热应力的作用。

淬火快速冷却时, 试样表层先转变成马氏体而膨胀, 但由于受到心部的阻碍, 将使表层产生压应力, 而心部产生拉应力。当心部产生的拉应力大到足以超过钢的屈服强度时, 心部将发生塑性形变, 使心部沿轴向伸长, 而表层温度较低, 其屈服强度较高, 不易发生塑性形变。继续冷却时, 心部也将发生马氏体转变而膨胀, 此时表层将阻碍其膨胀, 结果使表层由原来的受压应力变为受拉应力, 而心部则恰恰相反, 亦即表层和心部的应力都转化为与冷却初期呈相反方向的应力, 这种现象称为“组织应力反向”。这种应力状态将一直保留到室温而成为试样中的残余内应力。由此可见, 组织应力的变化规律是: 冷却前期, 表层受压, 心部受拉; 冷却后期, 表层受拉, 心部受

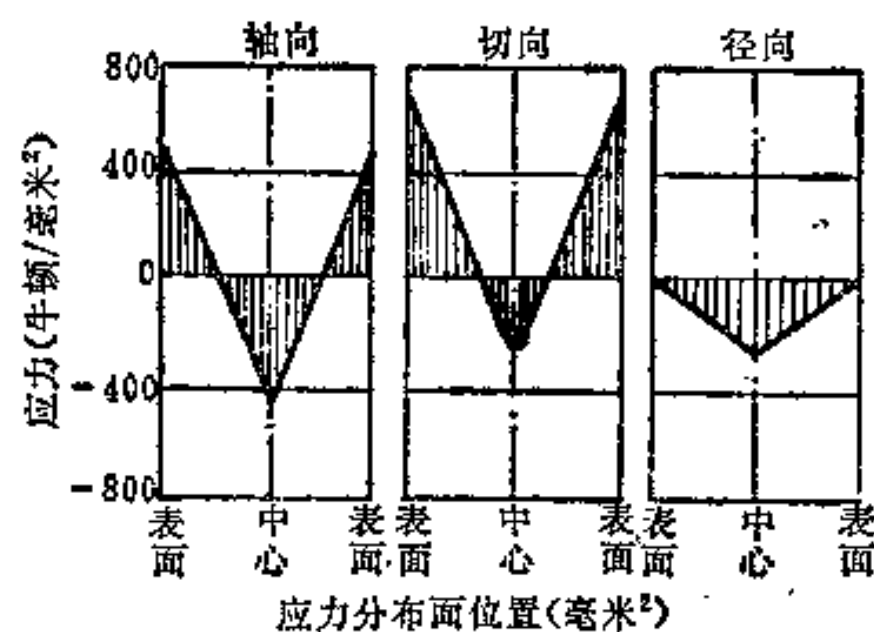


图6-24 Fe-16Ni合金圆柱试样($\phi 50$ 毫米)自900℃缓冷至330℃, 再在冰水中急冷至室温时残余组织应力的分布

压, 亦即组织应力的方向及其变化规律, 正好与热应力相反。

图6-24表示 Fe-16Ni 合金圆柱形试样($\phi 50$ 毫米)淬火后沿截面的应力分布状况。该合金的 M_s 点约为 300°C , 在此温度以上奥氏体极为稳定, 故将试样在 900°C 奥氏体化后缓冷至 330°C 时, 亦不发生任何转变。由于冷却缓慢, 这时可认为不产生热应力。从 300°C 淬入冰水中快冷时, 如果也忽视因快冷引起的热应力, 所测得的应力可近似地认为是组织应力。与图6-23相比, 组织应力的分布正好与热应力的分布相反, 即在表层的轴向和切向应力是拉应力, 并且切向应力大于轴向应力, 心部为压应力; 径向应力在表面为零, 心部则为压应力。

组织应力的大小与工件在马氏体转变温度范围内的冷速有关。冷速愈大, 截面上的温差就愈大, 因而组织应力也愈大。此外, 钢的含碳量愈高, 马氏体的比容就愈大, 故组织应力也愈大。但是有些高碳钢或高碳合金钢淬火后含有大量的残余奥氏体, 这将使其体积膨胀量减小, 因而组织应力也相应地减小。

应当指出, 钢件在淬火过程中, 在组织转变发生前往往只有热应力产生, 到 M_s 点以下则热应力与组织应力同时产生, 且以组织应力为主。这两种应力综合的结果, 便决定了钢件中实际存在的内应力。但这种综合作用是十分复杂的, 在各种因素作用下, 有时因两者的方向相反而起着抵消或削弱的作用, 有时又因两者的方向相同而起着加强作用。

二、淬火变形

淬火变形有两种主要形式: 一种是工件几何形状的变化, 它表现为尺寸及外形的变化, 通常称为扭曲或翘曲; 另一种是体积变化, 它表现为工件体积按比例地胀大或缩小。生产实践中工件的变形, 多是同时兼有这两种情况。前者是淬火工件中热应力和组织应力作用的结果, 后者则是组织转变时比容改变而引起^[17]。我们把组织转变所引起的体积变化称为体积效应, 也叫比容差效应。

(一) 热应力、组织应力和体积效应所造成的变形趋向

1. 热应力造成的变形趋向 热应力引起的变形表现为使工件沿最大尺寸方向收缩, 沿最小尺寸方向胀大, 即力图使工件的棱角变圆, 平面凸起, 变得趋于球状, 其形状正好象一个真空中受内压的容器一样, 它可用图6-25来示意地说明。图6-25(a)为圆柱体的原始形状, 带影线的部分为表层, 其余为心部。如果先假设表层的冷缩不受心部牵制, 就得到图6-25(b)的情况, 但事实上表层的冷缩必然受到强度低、塑性高的心部的牵制, 如只考虑轴向应力的话, 这时表层就受拉应力, 而心部则受压应力, 心部在压应力作用下就会在轴向产生塑性压缩, 使截面直径变粗, 如图6-25(c); 继续冷却, 心部还要继续冷缩, 这时整个圆柱体的高度还要进一步变小, 直到心部冷到室温时为止。最后, 圆柱体就变成为图6-25(d)所示的腰鼓形状。

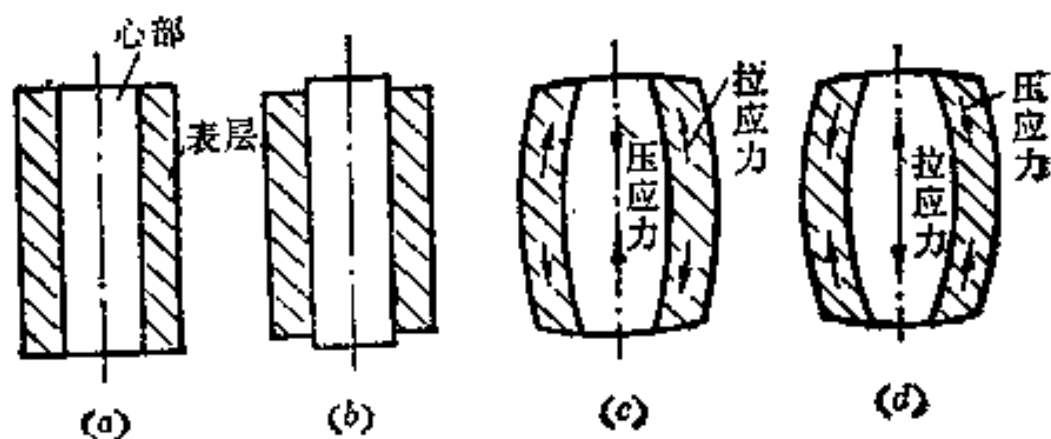


图6-25 圆柱体在热应力作用下的变形趋向

2. 组织应力造成的变形趋向 组织应力造成的变形趋向恰好与热应力相反, 它表现为工件沿最大尺寸方向伸长, 沿最小尺寸方向收缩, 力图使工件棱角突出, 平面内凹, 其外形好象一个承受外压的真空容器一样, 它可用图6-26来示意地说明。图6-26(a)为圆柱体的原始形状, 带影线部分为表层, 其余为心部。假设表层发生马氏体转变引起体积膨胀而不受心部的牵制, 就得到图6-26(b)的情况, 但实际上由于表层的膨胀

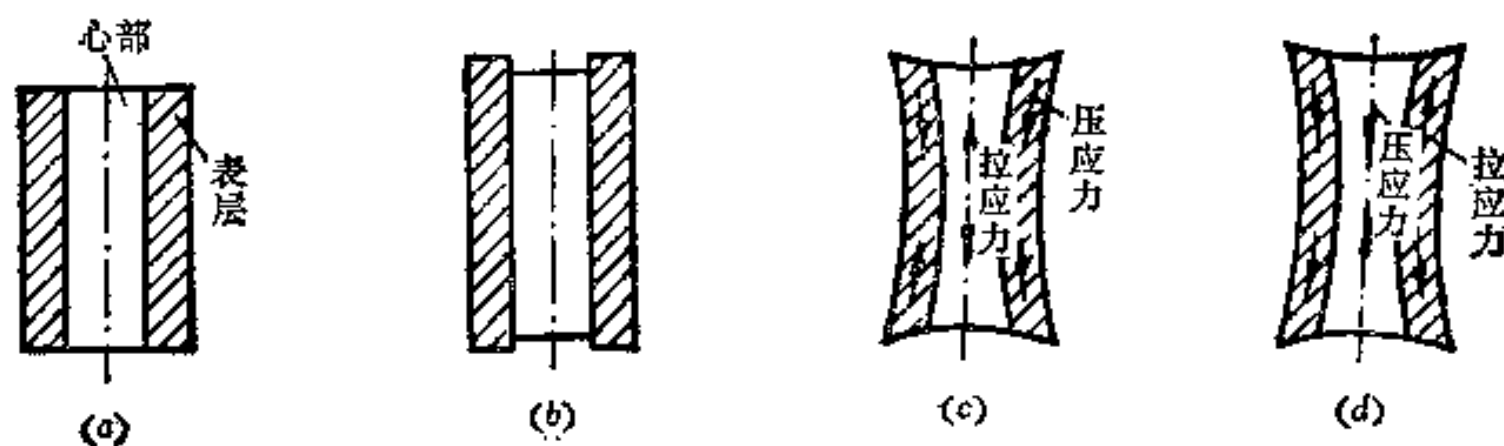


图6-26 圆柱体在组织应力作用下的变形趋向

必然受到塑性较高、强度较低的心部的牵制, 如果只考虑轴向应力, 这时表层受压应力, 而心部受拉应力, 心部在拉应力作用下就会引起塑性伸长, 并使截面直径缩小, 见图6-26(c); 继续冷却时, 心部还要发生马氏体转变, 这时整个圆柱体的高度还有进一步伸长的趋势, 直到心部冷却至室温时为止。最后如图6-26(d)所示象朝鲜长鼓一样的形状。

3. 体积效应造成的变形趋向 组织转变引起的比容变化即体积效应, 一般总是使工件的体积在各个方向上作均匀的胀大或缩小。不过对圆(方)孔体工件(尤其壁较薄的)来说, 则当其体积增大或减小时, 往往是高度、外径和内腔等尺寸均同时增大或缩小。这主要是由于体积变化时所引起的内腔周长尺寸变化超过了壁厚方向上的尺寸变化所致。

如果热处理后组织中马氏体量越多, 或者马氏体中含碳量越高, 则其体积胀大就越多; 而如果残余奥氏体量越多, 则体积胀大就减少。因此热处理时可以通过控制马氏体与残余奥氏体的相对量来控制其体积变化, 如控制得当, 则可使其体积既不胀大, 也不缩小。

热应力、组织应力和体积效应对变形趋向的影响可用图6-27归纳说明之^[4]。它可以作为我们分析工件变形规律时的基本依据。

(二) 影响淬火变形的因素 影响淬火变形的因素很多, 主要有以下几个方面:

1. 钢的淬透性 若钢的淬透性较好, 则可以使用较为缓和的冷却介质, 因而其热应力就相对小一些。再则淬透性好, 工件易淬透, 于是其组织应力和体积效应的作用就相对较大, 因而一般是以组织应力造成的变形为主。反之, 若钢的淬透性较差, 则热应力对变形的作用就较大。

2. 奥氏体的化学成分 碳浓度愈低, 热应力的作用愈大。这是低碳马氏体的比容较小, 组织应力也较小的缘故。反之, 碳浓度愈高, 组织应力的作用便愈大。随着合金元素浓度的提高, 钢的屈服强度也提高, 使淬火变形不容易发生。但另一方面, 合金浓度愈高, 导热性便愈差, 因而内外温差愈大, 热应力也愈大, 又促使变形增大。

奥氏体的化学成分影响到 M_s 点的高低。 M_s 点的高低对淬火冷却时的热应力影响

零件类别	轴类	扁平体	正方体	圆(方)孔体	扁圆(方)孔体
原始形状					
热应力的作用	d^+, l^- 	d^-, l^+ 	趋于球状 	d^-, D^+, l^+ 	d^-, D^+
组织应力的作用	d^-, l^+ 	d^+, l^- 	平面内凹, 棱角突出 	d^-, D^-, l^+ 	d^+, D^-
体积效应	d^+, l^+ 或 d^-, l^- 	d^+, l^+ 或 d^-, l^- 	a^+, l^+ 或 a^-, l^- 	d^+, D^+, l^+ 或 d^-, D^-, l^- 	d^+, D^+, l^+ 或 d^-, D^-, l^-

图6-27 各种简单形状工件的淬火变形趋向

不大,但对组织应力却有很大影响。若 M_s 点较高,则开始马氏体转变时工件的温度较高,尚处于较好的塑性状态,因而在组织应力的作用下很易变形。所以 M_s 点愈高,则组织应力对变形的影响就愈大。如 M_s 点较低,由于工件温度较低而使塑性变形抗力增大,加之残余奥氏体量也较多,所以组织应力对变形的影响就较小,此时工件就易于保留由热应力引起的变形趋向。

3. 淬火加热温度 淬火加热温度提高,不仅使热应力增大,而且由于淬透性增加,也使组织应力增大,故将导致变形增大。

4. 淬火冷却速度 冷却速度愈大则淬火内应力愈大,淬火变形也愈大。但热应力变形主要决定于 M_s 点以上的冷却速度,组织应力变形主要决定于 M_s 点以下的冷却速度。

5. 原始组织 这里所讲的原始组织是指淬火前的组织状况,其含义较广,包括钢中夹杂物的等级、带状组织(铁素体或珠光体的带状分布、碳化物的带状分布)等级、成分偏析(包括碳化物偏析)程度、游离碳化物质点分布的方向性以及不同的预备热处理所得到的不同组织(如珠光体、索氏体、回火索氏体)等等。

钢的带状组织和成分偏析易使钢加热至奥氏体状态后存在成分的不均匀性,因而可能影响到淬火后组织的不均匀性,即那些低碳、低合金元素区可能得不到马氏体(而得到屈氏体或贝氏体),或得到比容较小的低碳马氏体,从而将造成工件不均匀的变形。

高碳合金钢(如高速钢 W18Cr4V 及高铬钢 Cr12)中碳化物分布的方向性,对钢淬火变形的影响较为显著,通常沿着碳化物带状方向的变形要大于垂直方向的变形,因

此对于变形要求严格的工件，应合理选择纤维方向，必要时应该改锻。

原始组织的比容愈大，则其淬火前后的比容差别必然愈小，从而可减少其组织应力。一般以调质处理后的回火索氏体作为原始组织对减少变形有较好效果。但也不能一概而论，实践证明，如对 T10、T12 等尺寸较大、淬火时体积易于缩小的工件，还是以球化体为好。

6. 工件形状 工件的几何形状对淬火变形的影响极大。一般来说，形状简单、截面对称的工件，淬火变形较小；而形状复杂、截面不对称的工件，淬火变形较大。这是由于截面不对称时会使工件产生不均匀的冷却，从而在各个部位之间产生一定的热应力和组织应力。通常，在棱角和薄边处冷却较快；有凹角和窄沟槽处冷却较慢；外表面比内表面冷却快；圆凸外表面比平面冷却快。下面简述截面不对称工件淬火变形的一般规律。

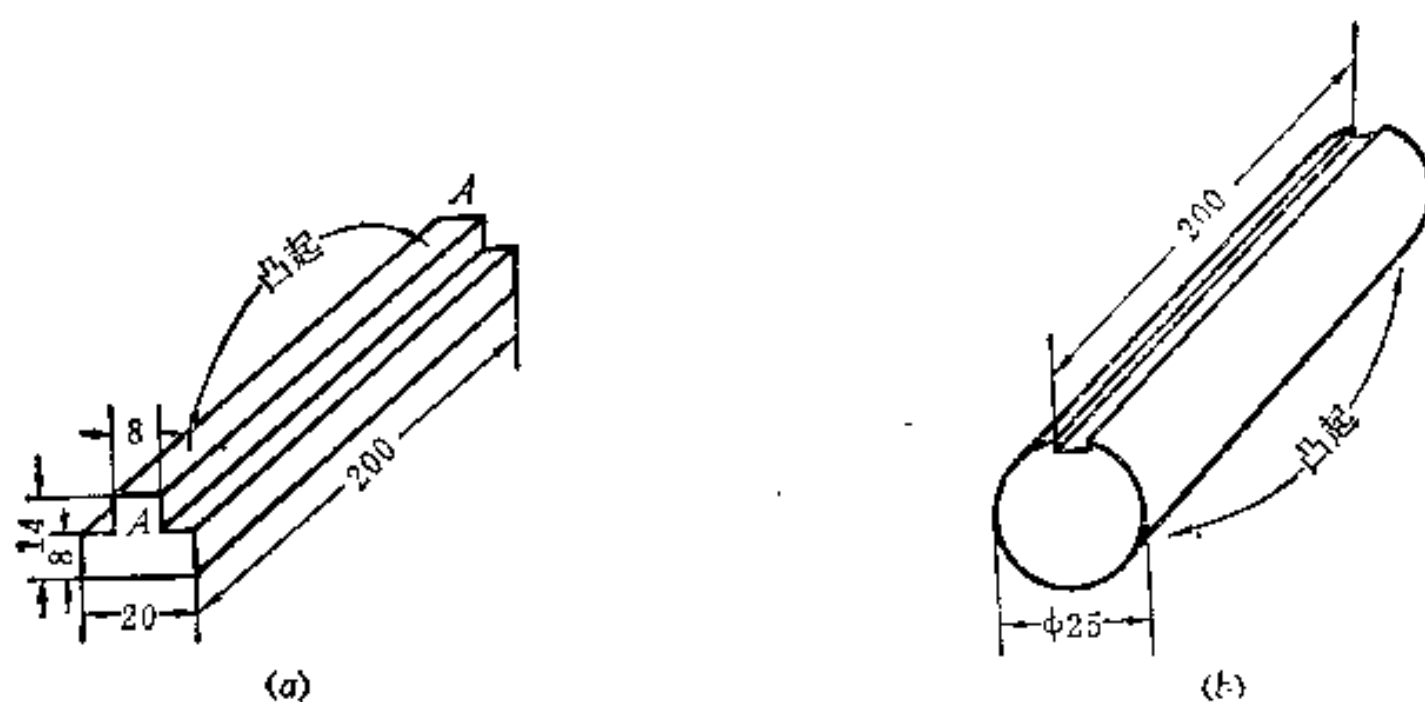


图6-28 截面形状不对称工件的淬火变形趋向

(a) T型工件；(b) 带键槽轴。

例如，图6-28所示两个工件，均用45钢制造，淬火工艺也完全相同（820℃加热，垂直淬水），结果T型工件上冷却较快的一侧（A-A）呈凸起，而轴上冷却较快的带键槽一侧却呈凹入，两种变形趋向完全相反，现简要分析如下：

对T型工件来说，开始时由于A-A部分冷却较快，先发生收缩，使快冷面一侧在瞬间略有下凹，但因受到冷却较慢的平面部分的牵制而引起不均匀的塑性拉伸；与此相应，使尚处于较高温度的慢冷部分产生不均匀的塑性压缩。结果造成了快冷面有所伸长，慢冷面有所缩短。待随后慢冷面继续冷缩时，快冷面温度已较低，其屈服强度显著升高，不致使其发生压缩形变，因此便造成工件向快冷面凸起的现象。这是由热应力引起的变形趋向。如继续冷却，其快冷面仍先冷到 M_s 点并发生马氏体转变，从而引起体积膨胀，使其继续伸长。由于这时慢冷部分的温度较高，尚有一定的塑性，在快冷部分对其产生的拉应力作用下将会引起一定的伸长；随后再当慢冷部分因发生马氏体转变引起体积膨胀而伸长时，将会使工件朝着与原来相反的方向变形。这是组织应力引起的变形趋向。但是这种“逆向”变形有时可能超过原来的“正向”变形而造成变形反向，有时则不可能，这取决于慢冷部分的组织应力、体积效应和相对截面积的大小。显然，T型工件是属于后一情况，故仍保持原来的快冷面凸起的状况。

但对带键槽轴而言，虽然在 M_s 点以上引起的变形趋向与T型工件基本相同，但在

M_s 点以下, 由于其慢冷部分相对截面积较大, 由该处发生马氏体转变时引起的组织应力所合成的“膨胀”力较大, 足以使变形反向, 以致最后造成快冷面呈凹入的状况。

综上所述, 工件因冷却不均匀而产生翘曲变形时, 其变形趋向取决于热应力、组织应力和体积效应的大小。钢的淬透性愈好、 M_s 点愈高、尤其是当慢冷部分的相对截面积愈大时, 组织应力的作用愈占上风, 使慢冷面凸起。在完全淬透的情况下, 淬火冷速愈大, 则热应力的作用愈占上风, 使快冷面凸起。

由于工件截面不对称是造成翘曲变形的根本原因, 所以如能相应地创造某些“不对称”的冷却条件 (例如将慢冷部分先入淬火介质), 使工件的不同部分尽可能得到均匀的冷却, 则必将可以克服或减少工件的翘曲变形。

7. 淬火前的残余应力大小及分布也会影响淬火变形的程度 例如机械加工、焊接、校正等均能产生残余应力, 如果淬火前没有经过预先退火来消除应力, 则淬火后变形将可能增加。

总之, 淬火变形是复杂多变的, 影响因素很多, 要防止淬火变形必须从多方面入手。

三、淬火开裂

工件淬火后如产生变形尚能设法校正, 但如淬裂则只得报废。因此, 分析研究工件淬火开裂的原因, 掌握其规律并提出防止的措施, 就具有十分重要的意义。

产生淬火开裂的原因是多方面的, 但根本原因有二: 一是拉应力超过材料的断裂强度 σ_b ; 二是内应力虽不太高 (未超过材料的断裂强度), 但由于材料内部的缺陷而造成其强度降低。

(一) 淬火裂纹的类型 图 6-29 列出钢件热处理时产生的裂纹类型。

1. 纵向裂纹 又称轴向裂纹, 如图 6-29(a)。它多半产生在全部淬透的工件上, 往往是由于冷却过快、组织应力过大而形成。纵向裂纹的形成除了热处理工艺及操作方面的原因外, 原材料中热处理前的既存裂纹, 大块非金属夹杂, 严重的碳化物带状偏析等缺陷, 也是不容忽视的原因。因为这些缺陷的存在, 既增加了工件内的附加应力, 而且还降低了工件的强度和塑性。在 M_s 点以下尽量慢冷可有效地避免产生这种裂纹。

2. 横向裂纹 (也包括弧形裂纹) 这类裂纹往往是在工件仅部分淬透时, 于淬硬层与未淬硬层心部间的过渡区产生的, 见图 6-29(b)。截面较大的高碳钢工件, 往往会出现这类裂纹。此外, 在某些有尖角、凹槽及孔的零件中, 由于冷却不均匀及未能淬透,

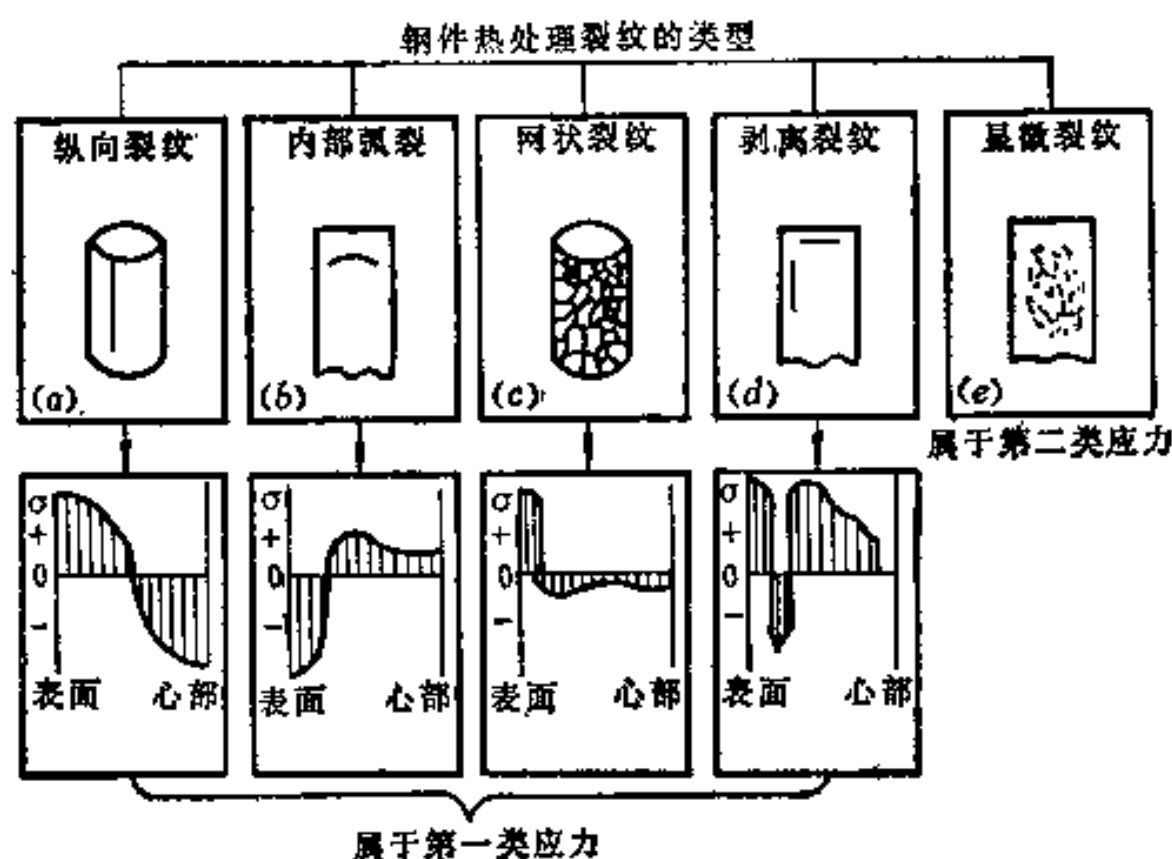


图6-29 钢件热处理时产生的裂纹类型

一般在模具冷到250℃左右即取出 (M_s 点为220℃) 空冷至80℃左右并立即回火, 或者取出后立即回火, 否则也易发生开裂。

(4) 空心圆柱体内径较小者, 因内孔冷却不良, 极易在内壁上产生裂纹。尤其在钢的含碳量较高和淬不透的情况下, 在中心孔附近的内表面, 组织应力引起的切向拉应力的峰值很高, 故使内孔表面常出现纵向裂纹。

(5) 如果回火温度过低、回火时间过短或者淬火后未及时回火, 都可能引起工件的开裂。这是因为奥氏体向马氏体的转变在淬火后的一段时间内还可能继续进行, 组织应力仍在不断增加, 并且淬火后内应力还在不断地重新分布, 可能在某些危险断面处造成应力集中。因此, 对于大型工件, 不仅淬火后需充分回火 (消除内应力), 而且回火后出炉温度最好不高于150℃, 并用敷盖保温的办法使其缓慢冷却到室温。

四、减少淬火变形和防止淬火开裂的措施

根据以上分析, 可概略地提出以下减少淬火变形和防止淬火开裂的措施^[18,19,20]。

(一) 正确选择材料与合理设计工件形状 对于形状复杂、截面尺寸相差悬殊的工件最好选用淬透性较高的合金钢, 使之能在缓冷的淬火介质中冷却, 以减小内应力。对形状复杂且精度要求较高的模具、量具等, 可选用低变形钢 (如 CrWMn·Cr12MoV 等) 并采用分级或等温淬火。

工件形状设计时应尽量减少截面厚薄悬殊、避免薄边尖角; 在零件厚薄交界处尽可能平滑过渡; 尽量减少轴类的长度与直径的比; 对较大型工件, 宜采用分离镶拼结构以及尽量创造在热处理后仍能用机械加工修整变形的条件。

(二) 正确地锻造与预备热处理 钢材中往往存在一些冶金缺陷, 如疏松、夹杂、发纹、偏析、带状组织等, 它们极易使工件淬火时引起开裂和无规则变形, 故必须对钢材进行锻造, 以改善其组织。

锻造毛坯还应通过适当的预备热处理 (如正火、退火、调质处理、球化处理等) 来获得满意的组织, 以适应机械加工和最终热处理的要求。

对于某些形状复杂、精度要求较高的工件, 在粗加工与精加工之间或在淬火之前, 还要进行消除应力的退火。

(三) 采用合理的热处理工艺 加热时应尽量做到加热均匀, 以减小加热时的热应力; 对大型锻模及高速钢或高合金钢工件, 应采用预热。

选择合适的淬火加热温度, 一般情况下应选择淬火的下限温度。但有时为了调整残余奥氏体量以达到控制变形量的目的, 也可把淬火加热温度适当提高。

正确选择淬火介质和冷却方法。在满足性能要求的前提下, 应选用较缓和的淬火介质, 或采用分级淬火、等温淬火等方法。在 M_s 点以下要缓慢冷却, 以减少组织应力 (如水-油双液淬火)。此外, 从分级浴槽中取出空冷时, 必须冷到40℃以下才允许去清洗, 否则也易开裂。

淬火后必须及时回火, 尤其对形状复杂的高合金钢工件更应特别注意。

(四) 热处理操作中采取合理措施 对热处理操作中的每一道辅助工序如堵孔、绑扎、吊挂、装炉以及工件浸入淬火介质的方式和运动方向等都应予以足够的重视, 以保证工件获得尽可能均匀的加热和冷却, 并避免在加热时因自重而引起变形。

(五) 使用压床淬火 对于一些薄壁圈类零件、薄板零件、形状复杂的凸轮盘和伞齿轮等, 由于在自由状态冷却时, 很难保证尺寸精度的要求。为此, 可采用压床淬火, 亦即将零件置于一些专用的压床模具中, 再加上一定的压力后进行冷却 (喷油或喷水), 这样可使零件变形达到所要求的范围。

五、其它淬火缺陷及其防止

除淬火变形与开裂外, 还会产生其它淬火缺陷, 如硬度不足、软点、氧化与脱碳等, 下面作一简要介绍:

(一) 硬度不足 它是指工件上较大区域内的硬度达不到技术要求。造成硬度不足的原因很多, 主要是:

1. 淬透性不足 钢材的淬透性不够高而工件的尺寸又较大时, 表层得不到足够数量的马氏体。

2. 奥氏体成分不合要求 对过共析钢, 如加热温度过高, 奥氏体中溶有过量的碳和合金元素, 会使 M_s 点显著降低, 以致淬火后有大量残余奥氏体而影响硬度。

3. 淬火加热温度过低或保温时间过短 这就造成奥氏体中碳及合金元素浓度不够或奥氏体的成分不均匀, 甚至没有完成全部转变, 使淬火组织中还残存着珠光体或铁素体, 故淬火后硬度不足。此外, 装炉量过大或炉温不均而使工件加热不均匀、炉温控制失灵等, 也会因欠热而使硬度不足。

4. 冷却速度不够 在淬火冷却过程中, 工件如冷却速度不够而发生了部分奥氏体的分解, 形成珠光体型产物或贝氏体, 以致不能在淬火后形成足够数量的马氏体。

冷却速度不够的原因可能是淬火介质选择不当、使用过久而变质以及介质的温度升高或混入较多杂质而使其冷却能力下降。

5. 操作不当 例如, 对采用预冷淬火的工件, 预冷时间过长; 对双液淬火的工件, 在水中停留时间过短, 或出水后停留时间过长才转入油中; 对采用分级淬火的工件, 分级停留时间过长, 或分级温度过高 (冷速小于临界冷却速度), 以致奥氏体发生分解, 如此等等。

6. 表面脱碳。

在实际生产中, 当发现淬火后硬度不足时, 应对整个热处理过程进行调查和分析, 并与金相组织检验相配合, 找出其主要原因, 以便针对性地加以解决。对硬度不足的工件可以再重新淬火 (即返修), 但重淬前, 对工件应进行一次退火、正火或高温回火以消除淬火应力, 防止重淬时产生更大的淬火变形甚至开裂。

(二) 软点 它是指工件上许多小区域内的硬度不足。软点往往是工件磨损或疲劳破裂的中心, 它会显著降低工件的使用寿命, 因此成品件上不允许有软点存在。产生软点的主要原因是:

1. 工件原来的金相组织不均匀, 如钢材中存在碳化物偏析、带状组织或大块铁素体等。在此情况下, 淬火前应进行锻造或适当的预备热处理, 使组织尽量均匀化。

2. 工件表面局部脱碳或工件渗碳后其表面碳浓度不均匀, 低碳区淬火后即成软点。

3. 淬火介质冷却能力不足, 如水中混入油或肥皂等杂质, 易使工件产生软点。

4. 操作不当, 如工件表面不洁, 未清除氧化皮或污垢; 工件浸入淬火介质时, 运动

不充分等都会形成软点。

在查明产生软点的原因后，应针对性地采取相应措施进行补救。

(三) 氧化与脱碳 淬火加热时，由于工艺不合理、操作不当或设备方面的原因，会造成工件的氧化与脱碳。

钢在氧化性介质（氧、二氧化碳、水蒸汽等）中加热时，铁和合金元素原子便会被氧化。钢的氧化分为两种：一种是表面氧化，即在钢的表面生成氧化膜；另一种是内氧化，即在钢内部沿晶界扩散，在一定深度的表面层中产生晶界氧化。表面氧化会影响工件的尺寸，内氧化则影响工件的性能。

试验研究已表明，钢在 560℃ 以下加热时，表面氧化膜由两层氧化物组成，即内层是 Fe_3O_4 ，表层是 Fe_2O_3 。由于这种氧化膜结构致密，与基体结合牢固，并包在钢的表面，可阻止氧的继续深入，故氧化速度慢。此时可不必考虑防氧化问题。

钢加热到 560℃ 以上时，表面氧化膜由三种不同铁的氧化物所组成，即最外层为 Fe_2O_3 、中间层为 Fe_3O_4 、最里层为 FeO ，其厚度之比为 1:10:100，实际上主要由 FeO 组成。 FeO 为缺位固溶体，也称“维氏体”。其结构松散，氧很容易穿过它继续向里扩散，使内部继续氧化；而且这种氧化膜与基体结合不牢，易剥落。因此，这种氧化膜不能起保护作用，使钢的氧化速度很快；并且随温度升高，氧化愈加强烈（图6-30）。

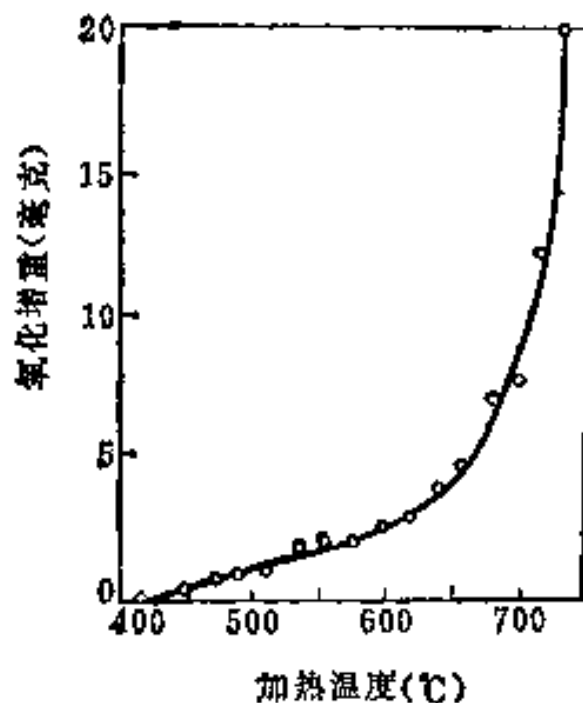
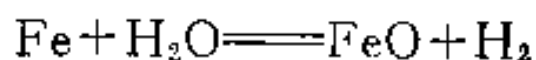
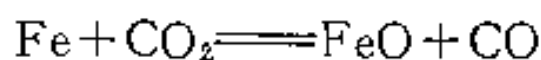
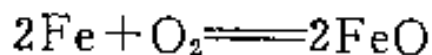


图6-30 钢的氧化速度与加热温度的关系

加热介质中，氧、二氧化碳和水都会使钢氧化，其化学反应如下：

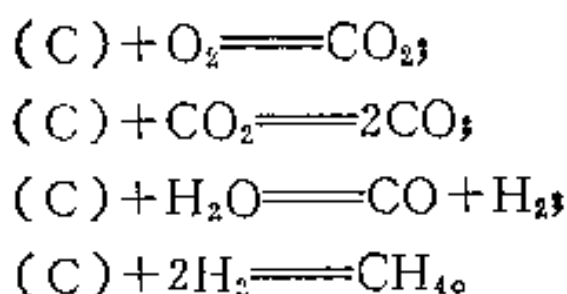


钢的内氧化是在 800~900℃ 较长时间加热发生的。介质中的氧和二氧化碳除了进行表面氧化之外，还沿奥氏体晶界向里扩散。当钢中含有铬、硅、钛、铝等合金元素时，这些元素与氧的亲合力远比铁大，因此优先被氧化，沿晶界生成氧化物，使晶界附近合金浓度降低，奥氏体稳定性变小，淬火时便会沿晶界形成屈氏体网。在抛光而未浸蚀的试样中便可看到沿晶界内氧化的黑色产物。

淬火加热造成的内氧化层很薄，一般只有几个微米，淬火后都能磨去，不影响使用。而渗碳或氰化层中的内氧化则较深，如果淬火后磨不掉，就会影响表层性能。

防止氧化的方法很多，包括：①对盐浴进行脱氧；②采用保护气氛加热；③消除工件表面的水渍和锈斑；④采用高温短时快速加热；⑤表面用涂料防护或装箱填料防护；⑥降低原料气或滴注液中的水分和杂质含量；⑦防止炉子漏气；⑧工件预留足够的加工余量等。

脱碳是指钢在脱碳性气氛中加热时，气氛中的氧、二氧化碳、水和氢等与钢表层中的固溶碳发生化学反应，生成气体逸出钢外，使钢的表层碳浓度降低的现象。脱碳最严重时，可使表层变成铁素体。脱碳的化学反应如下：



表层脱碳后，内层的碳便向表面扩散，这样就使脱碳层逐渐加深。加热时间愈长，脱碳层也愈深。

必须指出，脱碳和渗碳是一对可逆反应。反应向哪方面进行，决定于介质的碳势与钢中碳浓度的相对高低。在某一温度下，介质气氛与钢（奥氏体）之间达到动态平衡时，既不增碳也不脱碳，这时钢的含碳量即为介质的碳势。如果介质的碳势低于钢中碳浓度，则发生脱碳。反之，如果介质的碳势高于钢中碳浓度，就发生渗碳。当介质的碳势与钢中碳浓度相等时，两者达到平衡，既不脱碳也不渗碳，所以防止脱碳的根本办法是采用可控气氛加热，使气氛的碳势与钢中碳浓度相等。此外，在高纯氮或惰性气氛中加热以及采用真空热处理等也都可防止脱碳。前面提到的防氧化措施，也都可以用于防止脱碳。已经脱碳的工件，可以在控制气氛炉中加热进行复碳处理，以恢复原来的碳浓度。

§ 6-5 淬火工艺的新发展

人们通过对材料在使用中发生的各种失效形式的宏观和微观分析，进一步认识了材料的显微组织、亚结构与各种使用性能间的关系，从而促进了人们去开发获得更高强韧化效果的新途径，其中包括近年来涌现出来的许多新的淬火工艺，现简述如下：

一、奥氏体晶粒的超细化处理

一般把使钢的晶粒度细化到十级以上的处理方法称为“晶粒超细化”处理。经超细化处理后淬火，可使钢获得高的屈服强度、韧性和低的韧脆转化温度。目前，获得晶粒超细化的方法很多，其中主要的是：

1. 超快速加热法 这主要是靠采用具有超快速加热的能源来实现的。如大功率电脉冲感应加热、电子束加热和激光加热等皆属此类。采用这种方法可使钢件表面或局部获得超细化的奥氏体晶粒，故淬火后其硬度和耐磨性显著提高。

2. 快速循环加热淬火法 这种方法最早是由格润基 (Grange)^[21]提出的。其过程见图6-31，即首先将工件快速加热至 A_{c3} 以上，经短时间保温后迅速冷却，如此循环多次。由于每加热一次，奥氏体晶粒就被细化一次，所以经过4次循环后，便使45钢的晶粒度从6级细化到12级。这种方法对于其它所有能淬硬的钢均可适用。但是其晶粒细化的程度和由此而获得的机械性能则受到一系列因素的影响，其中主要的是：①钢的成分；②原始显微组织；③加热速度；④最高加热温度；⑤在 A_{c3} 以上的保温时间；⑥循环次数等等。一般来说，原始组织中的碳化物愈细小，加热速度愈快，最高加热温度愈低（在合理的限度内），其晶粒细化效果愈好。至于在 A_{c3} 以上的保温时间应以均温为限，不宜过长；循环次数也不需过多，因为当晶粒细化到一定程度后就与其自身的长大倾向相平衡而不再有明显的细化效果。应当指出，对于尺寸较大的零件要使整体都得到快速的加热和冷却是困难的，因此这种方法在实用上有一定的局限性。

3. 形变热处理法 这是一种把压力加工与热处理相结合的方法，见图6-32^[21]。其

过程是先将钢加热至略高于 A_{c3} 的温度,使之奥氏体化,随后进行热轧,使奥氏体发生强烈的形变,接着再等温保持适当时间,使形变奥氏体发生起始再结晶,并于晶粒尚未开始长大之前进行淬火。这样可以获得显著的超细化效果。

总之,晶粒超细化处理的方法很多,并且还在不断地发展中。这里不再赘述。

二、碳化物的超细化处理

目前,生产中除了奥氏体晶粒超细化处理外,高碳钢中碳化物的超细化处理也同样受到普遍的重视。这是因为碳化物的尺寸、形态、分布和数量对钢的性能(如韧性、疲劳强度、硬度和耐磨性等)有着显著影响。研究指出^[22],高碳钢中,当碳化物直径大于1微米时,在较高的应力下,裂纹往往发源于碳化物质点。有人发现^[23],当钢中含碳量一定时,其断裂韧性随碳化物质点平均距离的减小(通过碳化物细化)而增加。可见,细化碳化物并使之均匀分布是改善高碳钢强韧性的一个有效途径。

由于高碳工具钢在最终热处理状态下碳化物的尺寸、形态和分布在很大程度上受其原始组织的影响,所以人们往往把目的在于使碳化物超细化而获得适当原始组织的预备热处理与最终热处理看成是一个不可分割的整体,统称为碳化物超细化处理。但实际上最终热处理工艺一般变化不大,大都为淬火、低温回火,而预备热处理工艺却变化多样。为了使高碳钢中碳化物细化,首先必须使毛坯组织中的碳化物全部溶解,因此作为碳化物超细化的预备热处理的一个共同特点是首先必须进行高温固溶加热,然后再采取不同的工艺方法得到细小均匀分布的碳化物。其主要方法如下:

1. 高温固溶化淬火+高温回火(即高温调质处理) 高温固溶化后采取淬火,不仅可以抑制先共析碳化物的析出,而且淬火得到的马氏体+残余奥氏体组织经高温回火后,可得到球状的碳化物,并呈均匀弥散的分布。据报道^[24],退火的GCr15钢料经1050℃、30分钟加热后在沸水中淬火,并随即进行高温回火(740℃、2小时),可使其碳化物平均粒度细化到0.3微米。又如^[25],为了提高T8钢冲头的韧性和耐磨性,以调质处理(800℃加热、水-油冷,560℃回火2小时)代替球化退火,经低温淬火(750℃加热,水-油冷)+280~300℃回火后,可消除大块崩刃现象,并使寿命提高十倍。

2. 高温固溶等温处理 有人^[26]在研究GCr15钢碳化物细化问题后提出,先于1040℃加热30分钟进行高温固溶化,继之于625℃或425℃下进行等温处理,这样可得到片状珠光体(625℃等温)或贝氏体(425℃等温)组织,最后再按通常工艺进行淬火、回火。这时碳化物尺寸可达0.1微米,从而使钢的接触疲劳寿命提高2~3倍。

三、控制马氏体、贝氏体组织形态及其构成的淬火

实践表明,充分利用板条状马氏体和下贝氏体组织的特性是改善钢强韧性的一条重要途径。现举例说明如下:

1. 中碳合金钢的超高温淬火 中碳合金钢经正常温度淬火后,一般得到片状马氏体与板条状马氏体的混合组织。片状马氏体的存在对钢的断裂韧性不利。提高中碳合金钢的淬火温度,有利于在淬火后得到较多的板条状马氏体。研究指出^[27,28],4340钢(相当于40CrNiMoA钢)采用高温(1200℃)淬火(油冷)后与正常温度(870℃)淬火相比,其断裂韧性可提高约70%。其原因是超高温淬火后得到的几乎都是板条状马氏体,而

且在马氏体板条周围有100~200埃的残余奥氏体薄膜存在,这种薄膜很稳定,即使冷至液氧温度(-183°C)也不转变,它对高的局部应力集中不敏感,不易产生裂纹,故能提高断裂韧性。此外,高的奥氏体化温度可以使合金碳化物完全溶解,并且也抑制了脆性元素沿晶界的析出,因而也对改善断裂韧性产生有利影响。但是超高温淬火后往往得到粗大的晶粒,其冲击韧性值较低。因此,这种工艺尚有待于进一步研究。

2. 高碳钢的低温短时加热淬火 高碳钢在采用普通淬火工艺时,往往得到片状马氏体组织,此时具有较高的脆性。但如适当控制淬火加热时奥氏体的含碳量,也可使淬火后得到以板条状马氏体为主的组织,使钢在保持高硬度的同时,还具有良好的韧性。高碳钢采用快速加热至略高于 A_{c1} 的温度、短时保温淬火,可以实现上述要求^[25]。这是因为低温短时加热时可以得到较细的晶粒,而且奥氏体的含碳量较低,使 M_s 点较高,故淬火后可得到以板条马氏体为主加细小碳化物的组织。这是保证其具有较高强韧性的原因。但是,为了使低温短时加热淬火取得好的强韧化效果,对淬火前的原始组织有一定的要求,即希望其碳化物愈细愈好。

应当指出,上述工艺只适用于含碳量高于0.5%的钢,对含碳量低于此限的钢,强韧化效果则不明显。

3. 控制等温转变规范或连续冷却时的冷速获得复合组织的淬火 在§4-5中已指出,通过这种办法获得适当数量的贝氏体加马氏体的复合组织,可以使钢得到良好的强韧性。一般来说,采用等温淬火可通过控制等温温度和等温时间而较准确地控制所得复合组织的形态(是上贝氏体还是下贝氏体)和相对量。若贝氏体先于马氏体形成,由于这些贝氏体分割了原奥氏体晶粒,可使随后形成的马氏体束尺寸减小,这对改善钢的强韧性更为有利。

四、使钢中保留适当数量塑性第二相的淬火

淬火钢中存在的塑性第二相不外乎是自由铁素体和残余奥氏体。为了发挥它们对钢强韧性的有益作用,近年来已发展形成了一些新型的热处理工艺。

1. 亚共析钢的亚温淬火($\alpha + \gamma$ 两相区淬火) 近年来发现,结构钢采用亚温淬火对改善钢的韧性、降低韧脆转化温度和抑制可逆回火脆性具有明显效果,并且已成功地在普通低、中合金钢制造的低温容器和大型汽轮机转子的热处理中得到应用。亚温淬火对处理前的原始组织有一基本要求,即不应有大块状的自由铁素体存在^[26]。因此在亚温淬火前往往需进行正常淬火或调质(有时也可正火),使之得到如马氏体、贝氏体、回火索氏体、索氏体之类的组织。

亚温淬火之所以能对钢的性能产生上述有益影响,是由于以下原因:

(1) 晶粒细化和杂质偏聚浓度减小 亚温淬火的加热温度处于 $\alpha + \gamma$ 两相区内,由于温度较低,加之钢中尚存在的细小弥散分布的难熔碳、氮化物质点对奥氏体晶粒长大的阻碍作用,使此时的奥氏体晶粒十分细小。同时,它与铁素体晶粒相间存在,使 $\alpha - \gamma$ 相界面积比一般热处理时奥氏体晶界面积约大10~50倍^[20]。在较大的晶界和相界面积上杂质元素的偏聚浓度自然大大减小。此外,亚温淬火、回火后钢中存在适当数量细小的自由铁素体可以大大减轻裂纹尖端的局部应力集中,阻止裂纹扩展。以上这些因素都将对改善韧性和降低(可逆)回火脆性倾向产生有益作用。

(2) 杂质元素在 α 及 γ 晶粒中的再分配 钢中所含各种元素可分为扩大 γ 区元素(如碳、锰、镍、氮……等)和缩小 γ 区元素(如磷、铈、锡、硅……等)两大类。图6-33示意地表示两类二元铁基合金相图。由图可知,在 $\alpha + \gamma$ 两相区内,扩大 γ 区的元素应富集在 γ 相内,而缩小 γ 区的元素则应富集在 α 相内。磷、铈、锡等属(可逆)回火脆性的致脆元素,经亚温淬火后则富集于 α 相中,使其在 γ 相中的含量减少,因而有益于降低钢的(可逆)回火脆性倾向。

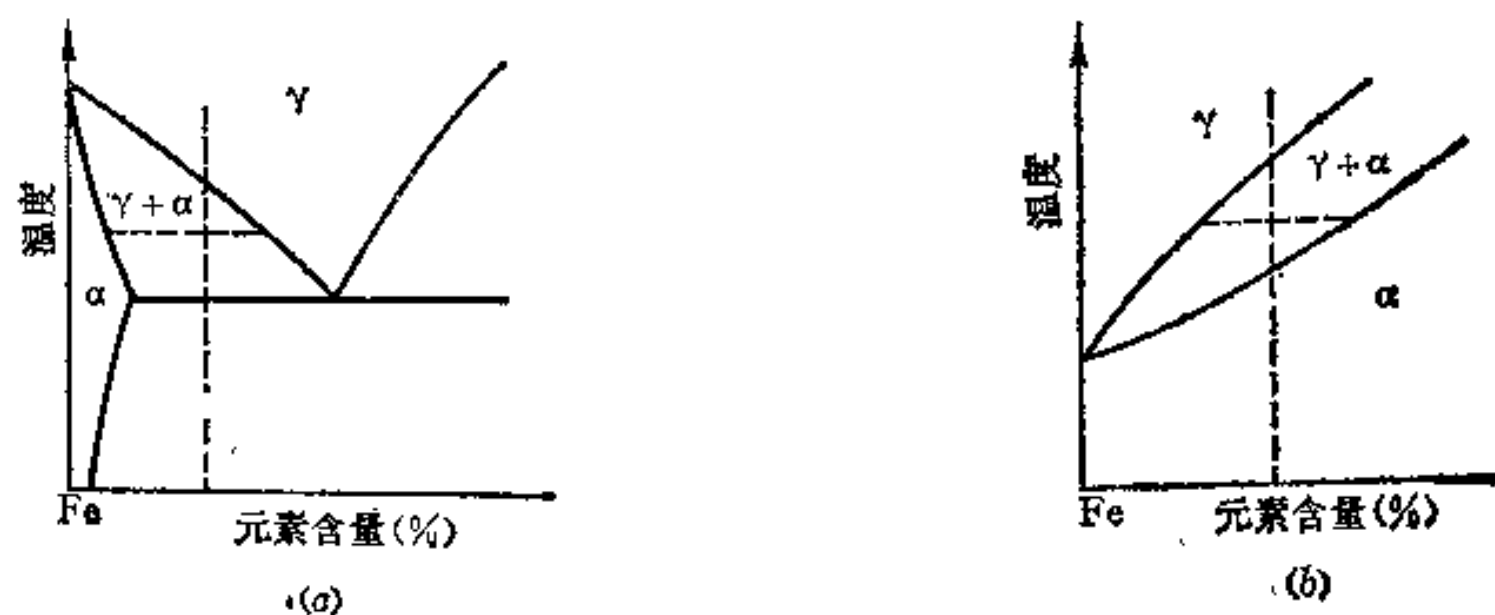


图6-33 二元铁基合金相图
(a) 扩大 γ 区元素; (b) 缩小 γ 区元素。

(3) 减少碳化物的沿晶析出 对含有铝、铈、钒、钛等元素的钢来说,在亚温区加热时,会有微量的细小弥散的碳化物、氮化物存在,在淬火后进行回火时,它们可作为碳化物的形核中心,从而可减少碳化物的沿晶析出,这无疑对钢的韧性也是有益的。

图6-34示出30CrMnSiA钢分别经普通淬火(930°C淬火)和亚温淬火(先930°C淬火,再800°C淬火)后于不同温度回火时的机械性能变化^[31]。可以看出,亚温淬火后钢的硬度比普通淬火的略低,但其冲击韧性却高得多,在高温回火时也不出现(可逆)回火脆性。

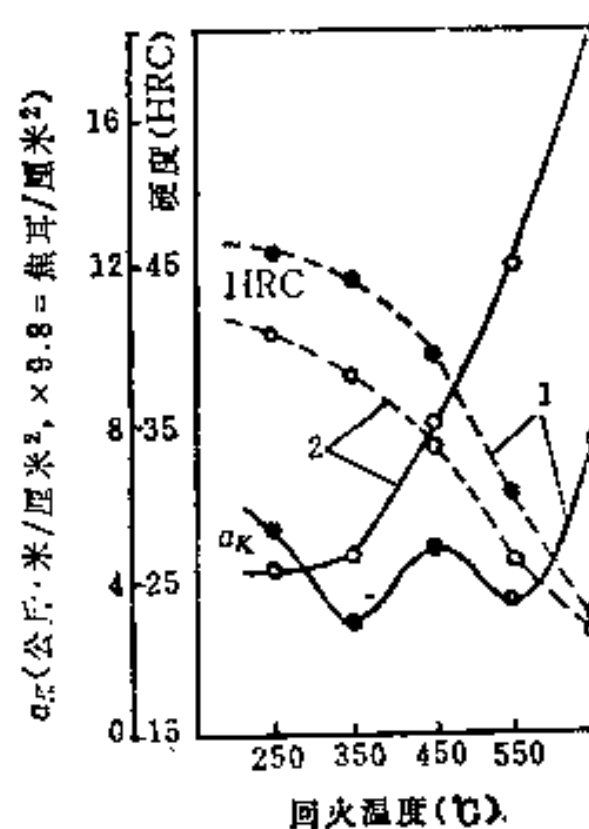


图6-34 30CrMnSiA钢经普通淬火和亚温淬火后,于不同回火温度下的机械性能

1—普通淬火; 2—亚温淬火。

第七章 回火转变与钢的回火

将淬火后的钢在 A_1 以下的温度重新加热、保温，并以适当的速度冷却，这一工艺过程称为“回火”。

回火的基本目的是提高淬火钢的塑性和韧性，或者说降低其脆性，但却往往不可避免地要降低其强度和硬度。造成马氏体组织脆性的主要原因已在第三章中讲过，这里不再重复。回火的另一目的是降低或消除淬火引起的残余内应力（虽然残余内应力也是引起脆性的原因之一，但也还值得单独提出来）。由于马氏体本身总是具有某种程度的脆性，零件淬火后也总是存在着一定的残余应力，因此回火处理是不可缺少的。一般来说，将淬火零件不经回火而投入使用，是危险的，也是不允许的。这种危险性随着零件尺寸的加大、钢材含碳量的提高和零件形状复杂性的增加而增加。某些高碳钢制的大型零件（如轧辊）甚至在等待回火的期间就会突然爆裂，这更清楚地说明了钢的脆性和残余应力之大，说明了回火以及及时回火的重要性。

回火处理可以在 A_1 以下很宽的温度范围内进行，钢的性能也可以在很宽的范围内变化：从淬火马氏体的性能直到粗大的粒状碳化物+充分再结晶的铁素体组织的性能，因此，淬火加回火又是调整钢的性能以满足使用要求的有效手段。

§ 7-1 淬火钢在回火时的组织变化

钢经过淬火，所得的组织是马氏体加一定量的残余奥氏体。对于普通碳钢来说，当含碳量小于0.5%时，残余奥氏体(A_R)的量常常小于2%；含碳量为0.8%时， A_R 约为6%；含碳量为1.25%时， A_R 可能超过30%⁽¹⁾。对于合金钢来说，随着所含合金元素的种类和数量的不同， A_R 量的变化幅度可能更大。我们这里首先研究碳钢的回火，因此马氏体是主要的组分。

淬火组织是高度不稳定的。这是因为：①马氏体中溶解的碳是高度过饱和的，即使是含碳0.2%的钢，马氏体中的含碳量也十倍于铁素体在727°C时的平衡含碳量。②马氏体中有很高的应变能，这与马氏体中高密度的位错和孪晶等亚结构有关。③马氏体中有很高的界面能，这又与大量马氏体片或条束的存在（即界面面积大大增加）有关。④马氏体中还存在着一定量的残余奥氏体。根据铁碳状态图，在 A_1 温度以下的最终稳定组织，只能是平衡状态的铁素体与渗碳体的混合物。正是由于马氏体和残余奥氏体的这种不稳定状态与状态图所规定的稳定状态的自由能差，提供了转变的驱动力，使得回火转变成为一种自发的转变。换句话说，马氏体和残余奥氏体本身随时都满足转变为铁素体+渗碳体这种混合物的热力学条件，一旦动力学的条件允许，转变就会自动进行。

这个动力学的条件就是原子具有足够的活动能力。回火处理——人为地加热，就是使原子的活动能力加大，使转变以适当的速度进行；或在适当的时间内，使转变达到所要求的程度。

几十年来对钢在回火时组织转变的研究，积累了大量的资料，人们对回火时组织转

变的认识也在不断深入。自然，在不同的阶段，会提出不同的看法。下面将根据最近的研究，对回火时的组织转变作一简要的介绍。

根据在不同的温度范围所发生的组织转变的基本特点，可将整个回火过程分为如下五个有区别而又可能互相重叠的阶段^[1~3]：

第一阶段：预备阶段，温度范围为 $-40\sim 100^{\circ}\text{C}$ 。这一阶段主要发生的是碳原子的偏聚，偏聚的结果可能形成一种超结构。也有人称这一阶段为时效阶段^[3]。

第二阶段： η -碳化物的析出阶段，温度范围为 $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ 。由于碳化物的析出，马氏体的正方度也随之而下降。

第三阶段：残余奥氏体转变阶段，其温度范围为 $200\sim 300^{\circ}\text{C}$ 。在这个阶段中残余奥氏体转变为 θ - Fe_3C 和铁素体。

第四阶段：碳化物转变和铁素体恢复的阶段，其温度范围为 $200\sim 450^{\circ}\text{C}$ 。在这个阶段内， η - Fe_2C 会转变成 χ - Fe_5C_2 和 θ_n - $\text{Fe}_{2n+1}\text{C}_n$ ($n=1, 2, 3$)。

第五阶段：高于 450°C 至 700°C ，碳化物完全转变为 Fe_3C ，马氏体的正方度下降为1，完全转变成铁素体。因此这一阶段是渗碳体长大和球化、铁素体再结晶的阶段。

应当说明，随着温度的提高，回火转变本是连续进行的，而阶段则是根据转变的一些特性人为划分的。由于所采用的研究方法不同，各种方法的分析精度在不断提高，加之即便是同一转变也会在试样的各处先后发生，因此不同的研究者给出的温度范围必然有一些差异。对我们来说，最重要的是了解转变的特点，而不必过分拘泥于具体的温度值。下面分别作进一步的介绍。

一、第一阶段 ($-40\sim 100^{\circ}\text{C}$)

早在二十多年前文切尔 (Winchell)^[4]就发现，甚至在低达 -60°C 的温度下，淬火马氏体中就有时效现象出现。图7-1^[4]中钢的硬度随时间、温度的变化就表明了这一点。随后的X射线衍射^[5]、电子显微镜^[6]、穆斯包尔效应^[7]和场离子显微镜^[8]的研究也证实

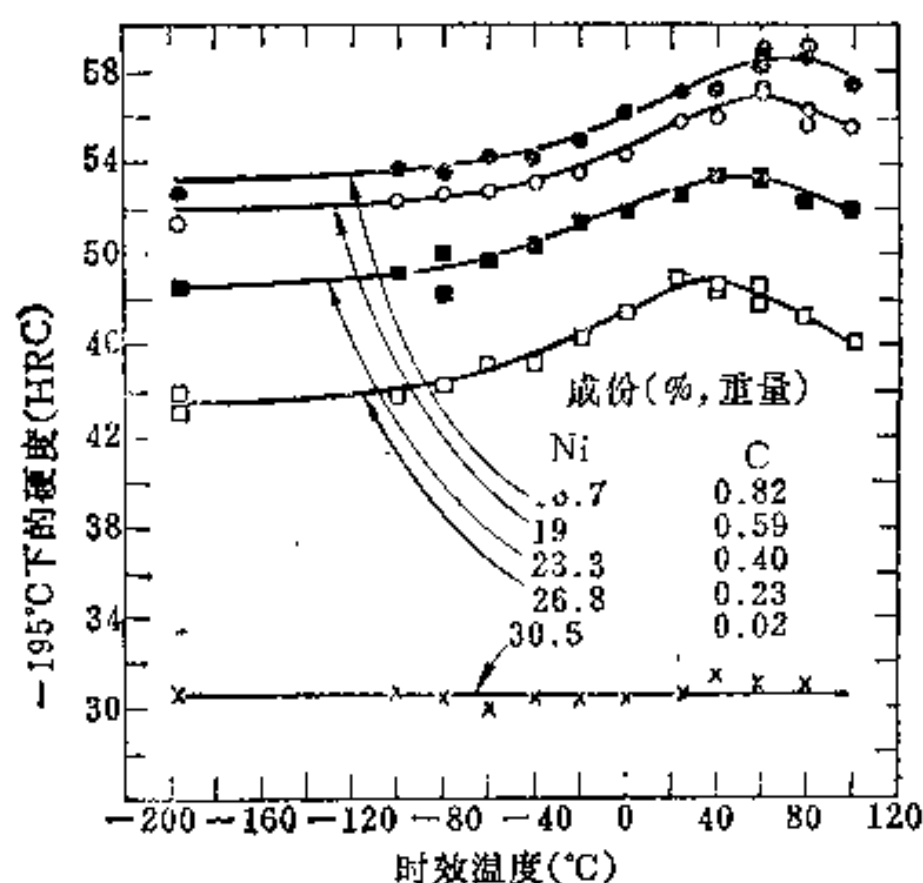


图7-1 铁碳镍合金马氏体在所示温度时效3小时后，于 -195°C 所测得之硬度

了这一点。最近对原生马氏体(Virgin martensite), 即生成后一直保存在低温(-196°C)的马氏体在不同温度时效后的电阻率的测量, 也证明在 $-40\sim 100^{\circ}\text{C}$ 之间发生了明显的结构变化, 见图7-2^[8]。图中的横坐标可以是温度, 也可以是时间。如果是在高温时效, 达到电阻率峰值的时间很短(例如, 在 100°C 时少于15秒), 而在低温, 则所需时间要长得多。所有这些都表明, 这一过程是一个热激活过程。计算表明, 这一过程的激活能为 75 ± 4 千焦/克分子(或 18 ± 1 千卡/克分子), 正好相当于碳在马氏体中扩散的激活能。由于观察不到新相的析出, 而且在这样的低温下铁原子也不可能扩散, 因此, 这种变化只能是碳原子的偏聚。

文献[3]估计这种偏聚的碳原子团可能包括2~4个碳原子。文献[9]认为这种原子团呈压扁了的八面体形状, $a=b=0.7$ 纳米, $c=0.3$ 纳米。文献[2]根据电子显微镜照片(图7-3a)进一步分析, 认为当温度足够高或时间足够长时, 偏聚的发展会在 $\{102\}$ 面上形成一些小畴(图7-3b), 畴的尺寸约为5纳米, 间距为6~8纳米。每一个畴中可以包含几个偏聚原子团, 团的尺寸小于1纳米, 间距1纳米, 在畴中随机地分布着。

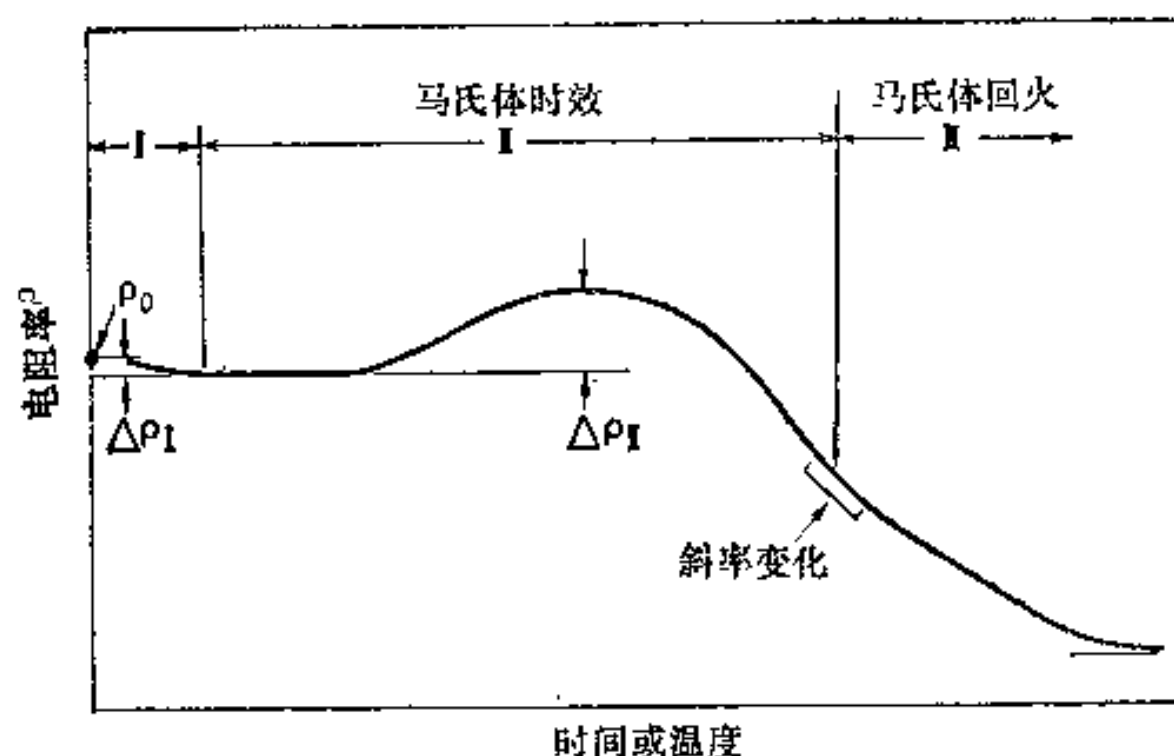


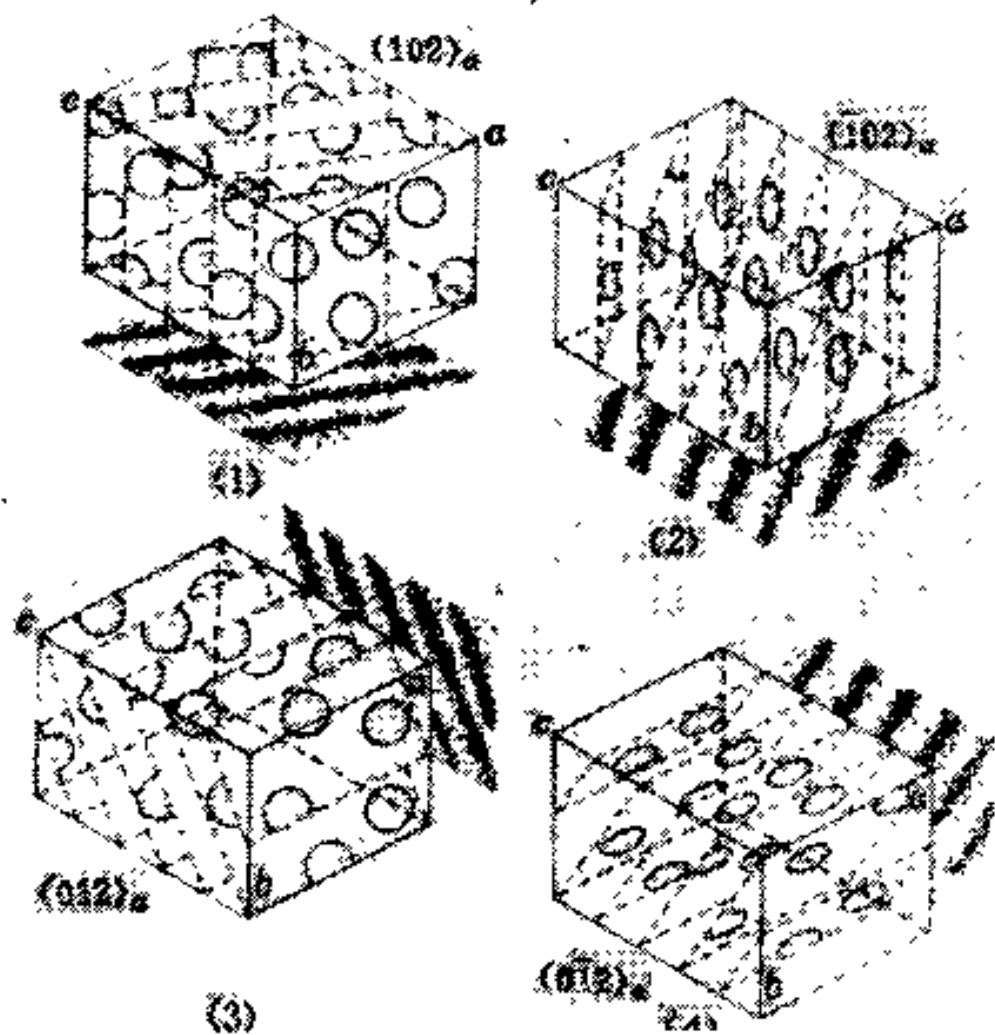
图7-2 电阻率随时效温度或时间变化的示意图
(图中的马氏体时效段即第一阶段)

随着温度的提高或时间的延长, 偏聚的原子团会进一步长大并形成一种超结构, 其成分大约为 Fe_4C ^[7,11]。进一步的工作^[2]也证实在衍射花样中有超结构点存在, 并给出了这种长程有序相 Fe_4C 的晶体结构。这里所谓的超结构, 是指碳原子作长程有序的排列, 而每一个碳原子周围都带着一个由铁原子组成的三棱柱(铁原子位于棱柱的结点上), 各个棱柱间以某种形式互相连接的一种结构整体(见图7-7)。但这种有序相与偏聚畴以及和基体间究竟是什么关系, 目前还不清楚。

回火第一阶段的研究, 大大深化了人们对于回火早期阶段的认识, 也帮助人们了解了淬火钢在室温放置时发生的组织和性能的变化, 因此有着重要的理论和实际意义。由于这是个典型的时效过程, 因此也有人称为钢的时效阶段^[3]。



(a)



(b)

图 7-3

(a) 含碳1.39%的马氏体在70℃回火1小时，在高分辨率电子显微镜下所得 $\{101\}_a$ 面的点阵条纹，射线平行于 $[0\bar{1}0]_a$ ，图中的白区即由碳原子偏聚结构造成的；(b) 对a图的解释示意图， $\{102\}_a$ 上的圆圈代表偏聚碳原子团组成的小畴。

二、第二阶段 (100~200℃)

这一阶段与第一阶段的基本不同点在于，第一阶段没有任何碳化物析出，而这一阶段析出 η -碳化物^[10]。 η -碳化物 (η -Fe₂C) 属于正交晶系，其点阵常数为 $a = 0.471$ 、 $b = 0.433$ 、 $c = 0.284$ 纳米，碳原子有规则地占据八面体位置的一半。析出的 η -碳化物与基体的位向关系为：

$$(110)_\eta // (101)_{\alpha''}$$

$$[001]_\eta // [100]_{\alpha''}$$

上式中的 α'' 代表低碳马氏体基体，其轴比为 $c/a=1.008$ 。根据 $c/a=1+0.045 \times \text{含碳量}$ 的关系可以算出，此时马氏体中的含碳量为0.178%。 $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ 与基体是共格的。图7-4是 $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ 在Fe-1.22C合金中的金相形态。细致的研究证明， $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ 呈片状，厚为3~5纳米，沿着位错线周期地析出，间距约为10纳米。这一阶段的激活能为60~80千焦/克分子，也相当于碳在马氏体中扩散的激活能⁽¹⁾。然而，根据最近的测量结果⁽⁸⁾， η -碳化物析出阶段的激活能为100~146千焦/克分子，比碳在 α -铁中的扩散激活能大，又比铁在 α -铁中的自扩散激活能小，而是相当于铁沿着位错管扩散的激活能。因此，可以认为，这一阶段的速度控制过程是铁原子沿着位错通道从逐渐生长的 η -碳化物扩散开去的过程。



图7-4 $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ 在1.22C钢中的分布情况（钢经淬火后在150°C回火16小时），80000 \times ⁽¹²⁾

值得注意的是，尽管在这个阶段的析出相是 $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ 这一点目前已基本上得到公认，但长期以来人们都认为这个析出物是 ϵ -碳化物（ $\epsilon\text{-Fe}_{2.3}\text{C}$ 或 $\epsilon\text{-Fe}_{2.4}\text{C}$ ），大量的文献和教科书也都是这样写的。那么，究竟应该怎样看待这个问题，这里有必要加以说明。

自从1929年库尔久莫夫（Kurdjumov）第一个发现在回火的这一阶段析出过渡型碳化物而不是渗碳体以来，科学工作者进行了大量的工作来研究这个过渡相究竟是什么。1946年海登里希（Heidenreich）发现了与 $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ 晶体结构相同的沉淀相。1948~51年贾克（Jack）⁽¹⁸⁾用X射线衍射法确定了 ϵ -碳化物的晶体结构和大致的成分（ $\text{Fe}_2\text{C} \sim \text{Fe}_3\text{C}$ ）。随后的大量工作则研究了 ϵ -碳化物与低碳马氏体的关系，低碳马氏体的成分， ϵ -碳化物的精确成分、存在温度及向 Fe_3C 转变的机理等等（这方面的发展情况，可参见[14]）。一直到1972年弘津（Hirotsu）⁽¹⁰⁾用电子衍射和透射电子显微镜的研究才证实

了这个过渡碳化物是 $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ ，而不是 $\varepsilon\text{-Fe}_{2-3}\text{C}$ 。随后，一些研究者^(21~24)又证明 $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ 不仅在碳钢中，也在镍钢、锰钢中存在，虽然锰、镍的存在会使 $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ 的点阵常数略有改变。直到现在，应该说这一结论基本上得到了公认。

产生这样的偏差，首先是因为这些碳化物太细小，而且密排六方的 ε -碳化物和正交点阵的 η -碳化物的衍射线很难区分。其次是因为技术发展的限制。当时使用的是 X 射线衍射技术，而 X 射线衍射线条很弱，不适宜作精细的区分工作。只有在出现了高压透射电子显微镜、电子衍射技术充分发展的情况下才可能对这类微小的共格析出相进行重新检验而得出正确的结果。

三、第三阶段 (200~300°C)

在这个阶段中马氏体的分解、即碳化物的析出和转变会继续进行，然而占主导地位的组织变化是残余奥氏体的分解。突出的表现是，如果残余奥氏体的量足够多，那么钢在这个温度范围内的回火会导致钢的体积明显增加。奥氏体的比容是钢内各种组织中最小的，所以体积的增加肯定标志着残余奥氏体的转变。

最近的一项研究是将含有大量残余奥氏体的淬火钢在电子显微镜中一边加热一边观察⁽²⁾，结果表明，残余奥氏体的分解始于它和回火马氏体的边界，当温度高于 230°C 后，分解也可以在奥氏体中发生。残余奥氏体的分解产物只是 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 和铁素体。 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 的形状为粒状，大小约为 5 纳米（也有人报导为 2 纳米），含有缺陷。分解产物与母相的位向关系为：

$$\begin{aligned} (100)_\theta // (011)_\alpha // (111)_{AR} \\ [010]_\theta // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha // [\bar{1}0\bar{1}]_{AR} \end{aligned}$$

另一个值得注意的现象是，在残余奥氏体分解之前，其中也形成碳原子的偏聚团，其尺寸小于 1 纳米。

这一阶段的激活能为 115 千焦/克分子 (27 千卡/克分子)，略高于碳在奥氏体中扩散的激活能。由此可以看出，残余奥氏体的分解，是受碳原子的扩散控制的。

需要指出的是，根据文献[16]，残余奥氏体的分解产物不是 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 而是 $X\text{-Fe}_5\text{C}_2$ (见后)加上铁素体。过去还有一种说法，即残余奥氏体的分解产物是下贝氏体或回火马氏体，这样说不仅涉及到了碳化物，而且还暗示了所生成的铁素体的转变机理和金相形态。文献[20]在使用磁性法和 X 射线法研究了高碳马氏体的回火后得出结论，认为马氏体和残余奥氏体都是先分解为 ε -碳化物，然后转变成 $X\text{-Fe}_5\text{C}_2$ ，最后再转变为渗碳体。而根据马 (Ma) 等⁽²⁵⁾最近的研究，高碳钢在 250~300°C 回火时，残余奥氏体分解为 $X\text{-Fe}_5\text{C}_2$ ，而在 350°C 回火时，则分解为 $X\text{-Fe}_5\text{C}_2$ 和 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 的混合物。但这个结论是以穆斯包尔效应和碳化物居里点的测量为根据的，不如文献[2]中的电子衍射来得可靠。由此可见，究竟残余奥氏体的分解产物是什么，还不完全清楚，因而不能说已经得到定论。

四、第四阶段 (200~450°C)

如前所述，这一阶段发生的反应是碳化物的转变和铁素体的回复。过去的研究都认为这阶段发生的碳化物转变是 ε -碳化物直接向 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 的转变，然而最近的研究^(2,15)

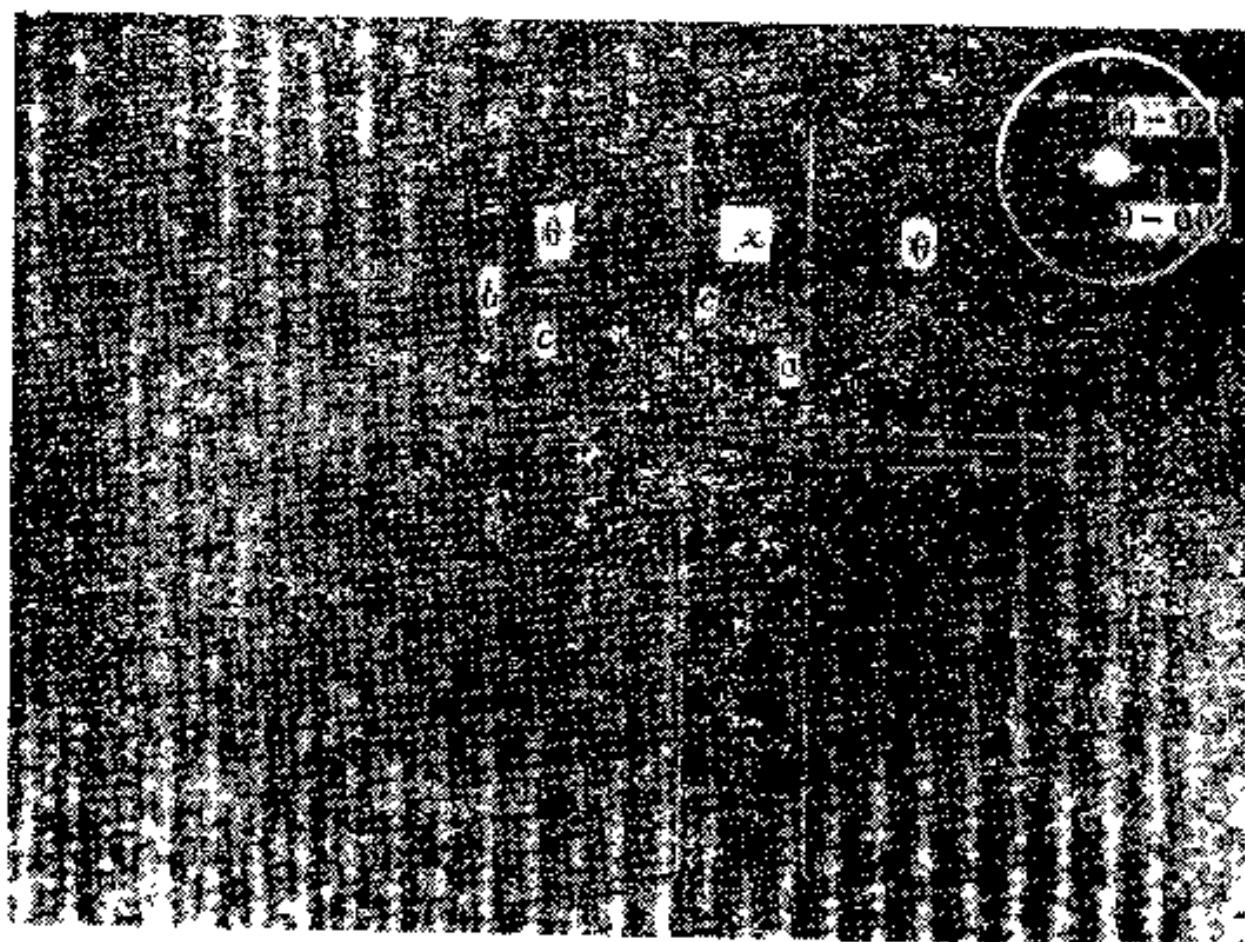


图7-5 经400°C回火1小时后所沉淀出的颗粒的点阵像

(说明 θ -Fe₃C和X-Fe₅C₂的显微合成交互成长, 图像是由所圈定的区域的衍射形成的)

表明, 这阶段的转变是由 η -Fe₂C转变为 θ -Fe₃C和与之共生的X-Fe₅C₂。更一般地说, 是由 η -Fe₂C转变为 θ_n -Fe_{2n+1}C_n, 当其中 n 等于1、2、3、4时, 则分别得到Fe₃C, Fe₅C₂, Fe₇C₃和Fe₉C₄。以前的研究之所以没有得到这样的结果, 主要是因为 θ -Fe₃C和X-Fe₅C₂的衍射图案非常相似, 而且所沉淀出的碳化物颗粒又很小。文献[15]是在高分辨率的电子显微镜中采用了点阵和结构图像(简称点阵像)分析后, 才发现了以上这些相的。图7-5和图7-6分别为经两个温度回火后的点阵像, 这是 θ_n -Fe_{2n+1}C_n存在的直接证明。点阵像中的条痕周期与电子衍射图案的合并分析能够精确地确定一个相的存在。研究还证实, 当回火温度高于330°C, 高碳化物Fe₇C₃、Fe₉C₄等消失, 而当回火温度高于450°C时, 所有的碳化物都变成了 θ -Fe₃C。以上这样一个转变的序列, 只与回火温度有关, 与回火时间和马氏体的含碳量无关。

X-Fe₅C₂属于单斜晶系的结构, 其点阵常数为 $a = 1.15620$ 纳米、 $b = 0.45727$ 纳米、 $c = 0.50595$ 纳米、 $\beta = 97.74^\circ$ 。X-Fe₅C₂与基体的位向关系为^[18]:

$$(100)_x // (\bar{1}21)_a;$$

$$[010]_x // [101]_a;$$

$$[001]_x \wedge [\bar{1}11]_a = 7.74^\circ.$$

X-Fe₅C₂析出时的惯析面为 $\{112\}_a$, 其最容易的形核地点在孪晶界上。

X-Fe₅C₂的发现, 并非最近的事。哈格(Hägg)在1934年最先发现了它; 贾克(Jack)和威尔德(Wild)^[20]在1966年确定了它的晶体结构和晶格常数, 但这是用单独合成的



图7-6 经270°C回火1小时后所沉淀出的颗粒的点阵像

(说明 θ -Fe₃C、X-Fe₅C₂和更高碳化物 θ_n -Fe_{2n+1}C_n的显微合成交互成长)

差别都很大,不可能进行就地转变。至于高碳化物 $\text{Fe}_{2n+1}\text{C}_n$ ($n \geq 2$) 向 Fe_3C 的转变,由于发现了它们间的显微合成交互成长方式(或至少是这种交互存在的形态,见图7-5、7-6),表明不存在形核的问题,因此最有可能的是以 Fe_3C 与它们的界面向前推移的方式转变(参见图7-9)。由 η 转变为 $(\theta + \chi)$ 时,适于 $(\theta + \chi)$ 形核的地点有几类:最可能的位置是 η 与基体的界面,其次是孪晶界(对高碳马氏体)或板条界(对低碳马氏体)和原奥氏体晶界。在晶界形核长成的渗碳体膜(在没有球化时)会降低钢的塑性。

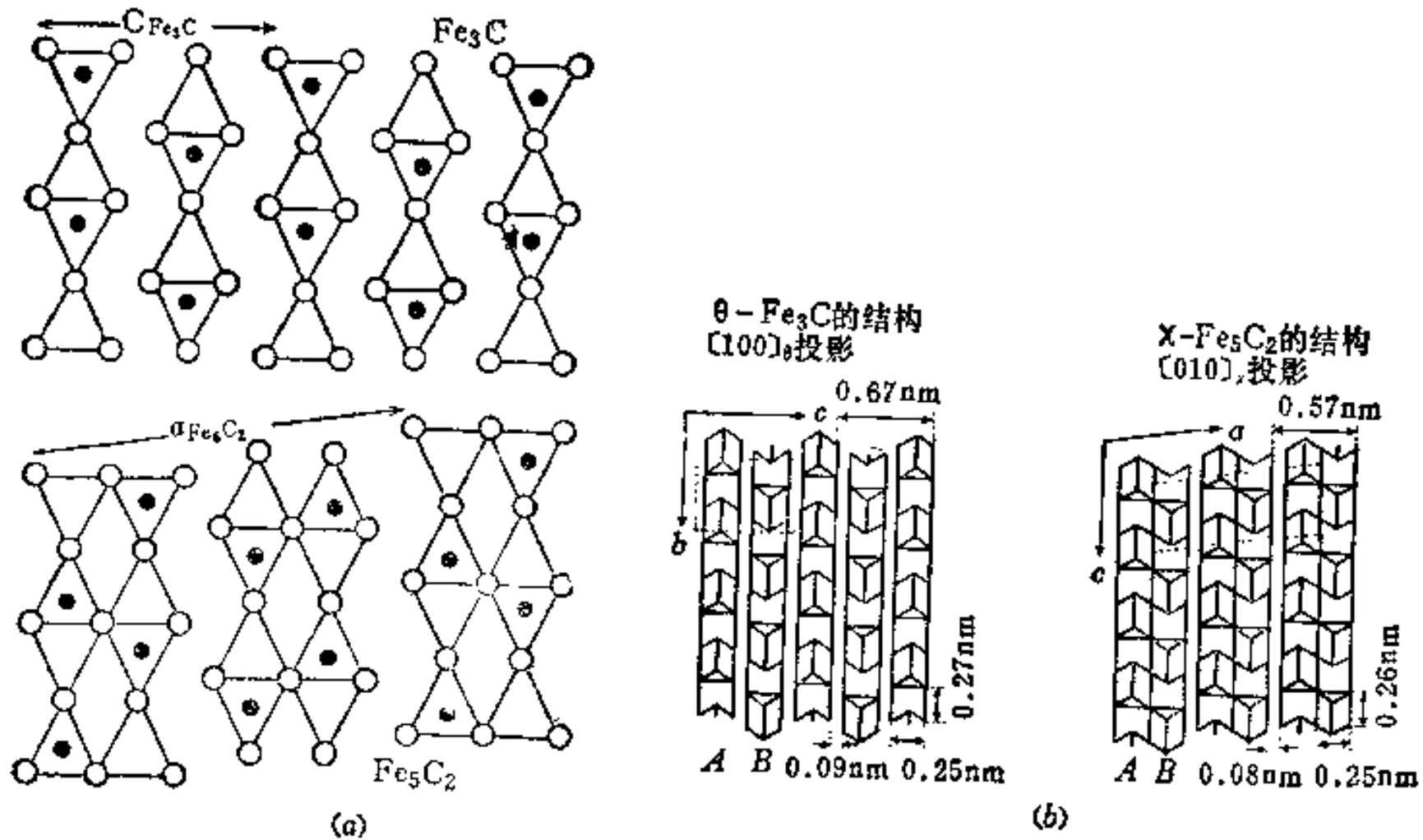


图7-8 不同碳化物中三棱柱的排列

(a) 垂直于 Fe_3C α 轴的三棱柱排列和平行于 Fe_5C_2 (100) 面的三棱柱排列, (b) [100] $_{\theta}$ 方向投影时 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 的结构和 [010] $_{\chi}$ 方向投影时 $\chi\text{-Fe}_5\text{C}_2$ 的结构。

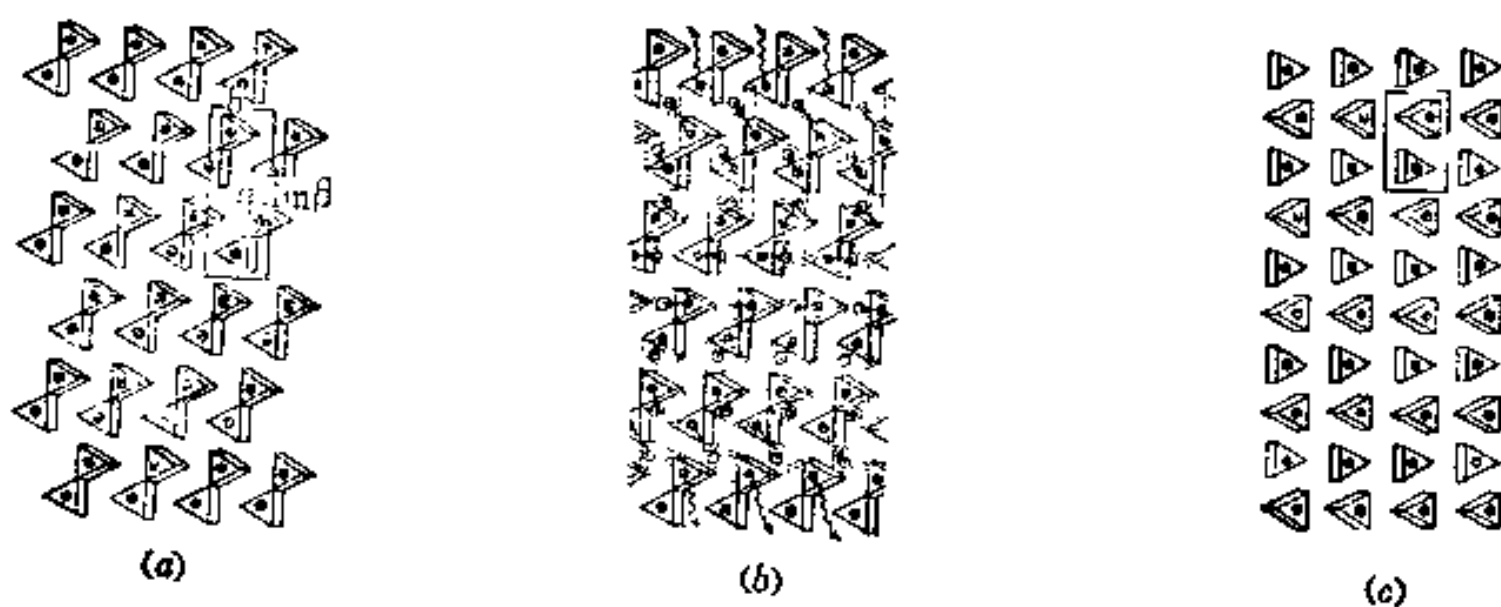


图7-9 由 $\chi\text{-Fe}_5\text{C}_2$ 向 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 转变的机理

(a) $\chi\text{-Fe}_5\text{C}_2$ 结构在 [001] $_{\chi}$ 方向的投影, 黑点表示碳原子; (b) 碳原子的运动以形成 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$; (c) $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 结构在 [010] $_{\theta}$ 方向的投影。

随着 χ 和 θ 碳化物的析出, 马氏体中的含碳量不断下降。当析出充分时, 马氏体中的含碳量会降到平衡含量, 正方度 (c/a) 下降到1, 即马氏体实际上已变成铁素体。此外, 随着渗碳体的长大, 它与马氏体(铁素体)基体间的共格关系随之而破坏, 这为渗碳体的长大创造了条件, 也使铁素体中的应力不断下降, 逐步得到回复。

五、第五阶段 (450~700°C)

第五阶段包括渗碳体长大和球化、铁素体的再结晶。前面曾经提到, 当回火温度高于150°C时, 回火组织中检测不出 χ -碳化物而只有 θ -Fe₃C存在^[22]。这个温度值一方面给我们提供了划分阶段的依据, 同时也说明, 在350~450°C之间已经生成的 θ -Fe₃C可能有一部分早已开始长大。因此这里所说的超过450°C的长大, 实际是指普遍长大的开始。

渗碳体的长大实际上是一个自铁素体中的析出和小颗粒(小片)渗碳体的溶解的联合过程。在长大的同时也在不断地进行球化过程。这和第二章所述的渗碳体球化和长大的过程是极为类似的。但由于回火时渗碳体球化是在已有的高度弥散分布的基础上进行的, 而球化退火时现成核心很少; 同时, 球化退火时球化温度要比高温回火的温度高, 所以回火后所得的渗碳体颗粒的尺寸要远小于球化体的颗粒。回火时, 在原奥氏体晶界和板条界上的渗碳体会优先球化, 因为在这种界面上的扩散更为容易。

渗碳体向铁素体中长大时, 这个区域的密度要减小(因渗碳体的密度小于铁素体), 所以要求有额外的空位加以补充。正好别处的小渗碳体片溶解时会产生多余的空位, 所以那里的碳原子和空位都会向正在长大的渗碳体扩散过来。由此看来, 空位的扩散(而不是碳原子的扩散)可能是渗碳体长大和球化的速度控制的过程。实际测得的激活能(210~315千焦/克分子)比碳的扩散激活能(大约84千焦/克分子)要大得多, 接近于铁在 α -Fe中的自扩散激活能(大约250千焦/克分子), 这也可以说明上述观点^[1]。

和渗碳体长大、球化同时进行的另一个过程, 是铁素体的回复和再结晶。大体上可以说, 在600°C以下是回复阶段, 而在600°C以上则是再结晶阶段。回复阶段也许在更低的温度(例如400°C左右^[29])就可以开始。对低碳钢而言, 回复阶段所发生的主要变化是位错的重新安排。位错在板条中和在低角度的板条界面的重排, 可能导致胞状结构的消失而只剩下许多平行的位错线, 同时, 位错密度也大大下降, 表现在金相形态上则是片状马氏体的孪晶界消失; 板条状马氏体中的许多小角度界面(例如位错胞的界面)消失, 马氏体板条变得更“干净”。但这两种组织仍分别维持着透镜片和针状的外形, 如图7-10^[30]、7-11^[31]所示。高温回火组织中, 铁素体通常保持着针状的或片状的外形, 这是回火组织的一大特点。

已经知道, 纯铁的理论最低再结晶温度约为450°C, 然而在回火时, 虽然在600°C保持很长的时间, 再结晶也不发生或仅部分发生, 其原因主要是碳化物对晶界的钉扎作用。

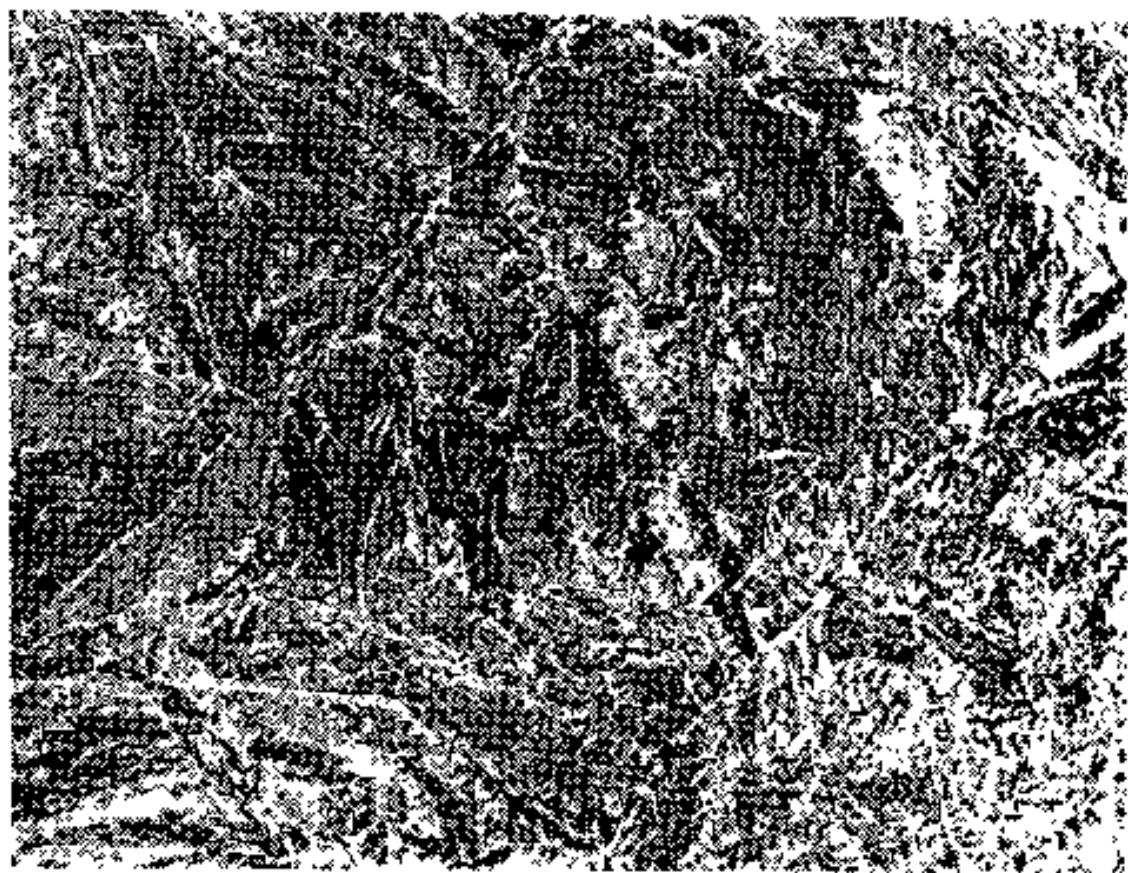


图7-10 1.3 C 钢970°C水淬后500°C回火2小时, 复型, 2000×

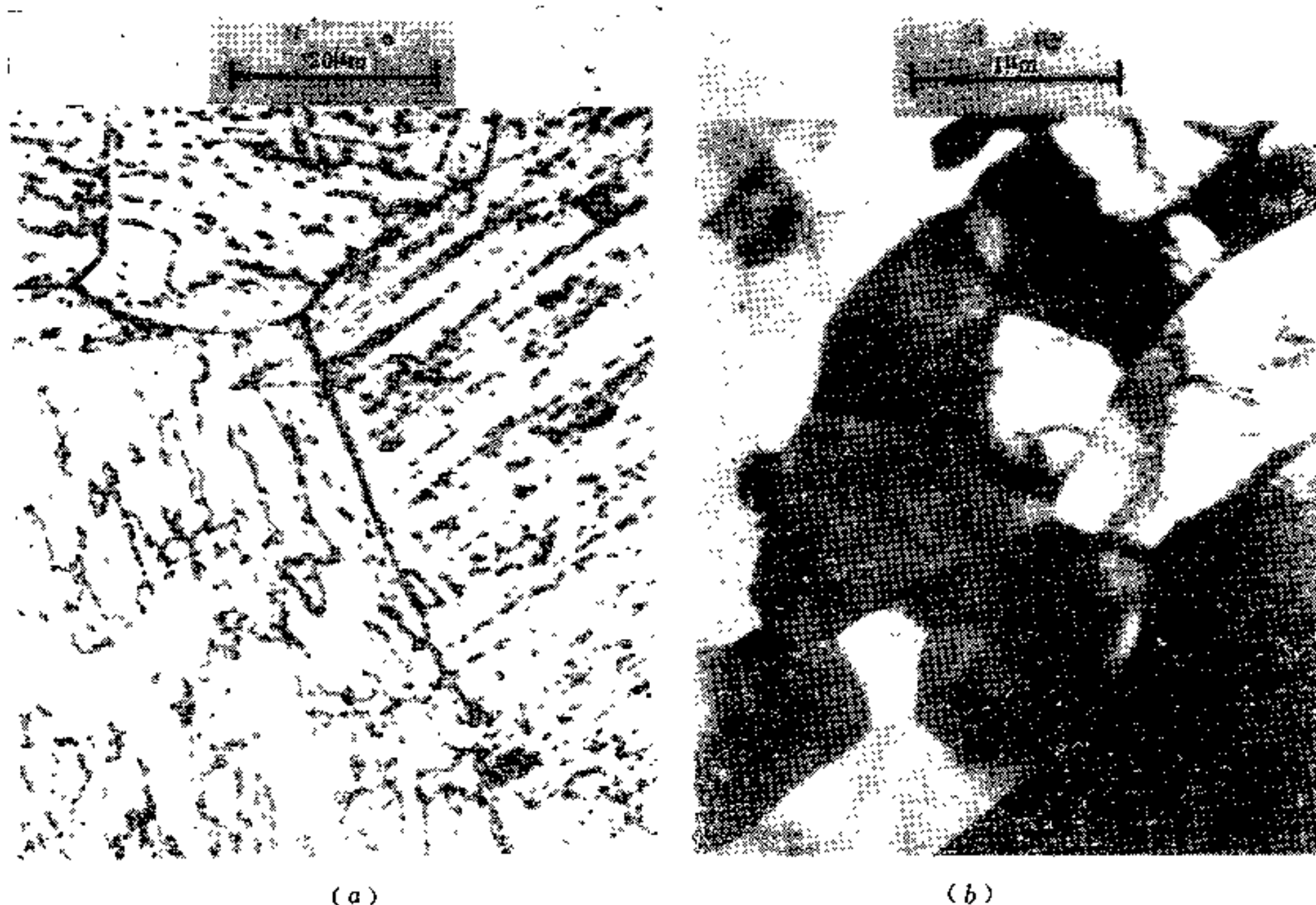


图7-11 含碳0.18%的马氏体经600℃回火10分钟后的显微组织
(a) 光学金相；(b) 透射电子金相。

这就是说，在碳化物析出阶段，尤其是当 Fe_3C 析出时，在片状马氏体的片与基体的交界处以及原奥氏体晶界形成的碳化物(对高碳钢)；在板条马氏体的板条间和原奥氏体晶界析出的碳化物(对低碳钢)，会阻止这些晶界的移动，从而在更高的温度下维持了铁素体的非等轴晶粒外形。然而碳化物与界面的这种交互作用，只有在一定的条件下，即碳化物之间的距离等于或略小于亚晶粒的尺寸时，才能有效地发挥^[32]。

表 7-2^[32]给出了低碳钢回火时渗碳体颗粒大小、间距与铁素体晶粒大小的关系。表

表7-2 低碳钢 (0.2% C) 回火时碳化物尺寸和铁素体晶粒大小的变化情况

回火温度 (°C) 和时间	碳化物尺寸 (微米)	碳化物颗粒间的距离 (微米)	计算的铁素体晶粒 尺寸 (微米)	相应的ASTM 晶粒度级别
400—12小时	0.18	0.65	0.77	16.1
100小时	0.23	0.83	0.79	16.0
200小时	0.23	0.83	0.88	15.7
500—2分钟	0.03	0.13	0.55	17.0
15分钟	0.18	0.65	0.69	16.4
300分钟	0.22	0.80	0.90	15.6
600—5分钟	0.13	0.47	0.63	16.7
20分钟	0.26	0.96	0.90	15.7
300分钟	0.44	1.60	1.71	13.8
700—5分钟	0.33	1.20	1.71	13.8
20分钟	0.45	1.60	1.71	13.8
120分钟	0.51	2.00	1.29	14.6
300分钟	0.69	2.40	1.57	14.0

六、关于回火过程的阶段划分问题

以上已就淬火钢在不同回火温度下所发生的组织转变分阶段进行了叙述。由于回火是受扩散控制的，所以转变不仅取决于温度，也取决于时间，但是温度是主要的。有一些转变非到一定的温度不能进行，如残余奥氏体的分解要在 200°C 以上； Fe_3C 的析出

表7-3 回火转变阶段划分的比较

年 代	文献编号 (见文末)	阶 段 划 分 情 况	注
1926	[33]	三阶段 (没有温度限) 1. 马氏体分解，碳化物沉淀； 2. 残余奥氏体分解； 3. 碳化物的转变。	最初的提议
1951	[13]	三阶段 { 1. $80\sim 160^{\circ}\text{C}$: 马氏体分解， ε -碳化物沉淀； 2. $230\sim 280^{\circ}\text{C}$: 残余奥氏体转变； 3. $260\sim 360^{\circ}\text{C}$: ε -碳化物向 Fe_3C 转变。	肯定了 ε -碳化物
1954~57	[34]	三阶段 { 1. $<205^{\circ}\text{C}$: 马氏体分解， ε -碳化物沉淀； 2. 残余奥氏体分解(原文献未给出温度范围)； 3. $205\sim 700^{\circ}\text{C}$: 碳化物转变，铁素体晶粒长大， 315°C 前 ε -碳化物已全变成 Fe_3C 。	
1972	[31]	1. 100°C 以下：发生碳原子的偏聚； 2. $100\sim 200^{\circ}\text{C}$: ε -碳化物沉淀； 3. $200\sim 300^{\circ}\text{C}$: χ 析出，残余奥氏体转变； 4. $250\sim 700^{\circ}\text{C}$: 碳化物向 Fe_3C 转变； 5. $400\sim 600^{\circ}\text{C}$: 缺陷结构的回复； 6. $>600^{\circ}\text{C}$: 铁素体的再结晶。	未接受三阶段 的说法 明确提出‘把 ε 的 析出称为第一阶段’ 是错误的。
1980	[35]	三阶段 { 1. $100\sim 250^{\circ}\text{C}$: 过渡碳化物(ε 或 η)析出； 2. $200\sim 300^{\circ}\text{C}$: 残余奥氏体转变为铁素体和渗碳体； 3. $250(350)\sim 700^{\circ}\text{C}$: 过渡碳化物 and 低碳马氏体转变为渗碳体和铁素体。	仍然迁就了三阶段
1981	[1]	四阶段 { 1. $<250^{\circ}\text{C}$: ε 碳化物沉淀，马氏体正方度下降； 2. $200\sim 300^{\circ}\text{C}$: 残余奥氏体分解； 3. $200\sim 350^{\circ}\text{C}$: 渗碳体取代 ε 碳化物，马氏体正方度变为1； 4. $>350^{\circ}\text{C}$: 渗碳体长大和球化，铁素体再结晶。	明确提出四阶段的 文献之一
1983	[3]	1. $-40\sim 100^{\circ}\text{C}$: 碳原子偏聚，可能形成 Fe_4C -称之为马氏体时效阶段； 2. $150\sim 200^{\circ}\text{C}$: 发现 ε -碳化物(有意地把 η 称为 ε)-称之为回火的第一阶段； 3. $300(350)^{\circ}\text{C}$: 渗碳体开始析出，称之为第二阶段； 4. 400°C : 亚结构发生明显回复。(此文未研究残余奥氏体和铁素体问题)	为了坚持三阶段的 提法，不得不提出马 氏体回火前有一个时 效阶段。
1983	[2]	1. $<100^{\circ}\text{C}$: 称为预备阶段，碳原子偏聚和超结构的形成； 2. $100\sim 200^{\circ}\text{C}$: η - Fe_2C 沉淀，称为第一阶段； 3. $180\sim 300^{\circ}\text{C}$: 残余奥氏体分解，称为第二阶段； 4. $200\sim 700^{\circ}\text{C}$: 碳化物转变为 χ , θ_n ，最终为 θ - Fe_3C ，称为第三阶段。	为了照顾长期形成 的三阶段的提法，提 出了一个预备阶段。

要在 450℃以上；铁素体的再结晶要在 600℃以上等等，都表明了温度的决定性影响。但所有的回火转变都可在一定的温度范围内发生，在该范围内，在较低温度而较长时间与较高温度而较短时间条件下发生的转变可能有相同的效果，如 650℃长时间的再结晶可能与 700℃短时间的再结晶效果相同（参见表 7-2），这又体现了时间的作用。这种情况，很可能是不同的研究者报导的回火转变温度有差异的主要原因。另一个原因则是所使用的钢材成分不相同，淬火温度也不等效。

根据教学的需要和回火研究的当前状况，本书提出了五个阶段的划分法。但为了大家在阅读文献时的方便，特将各个时期对回火阶段的几种代表性提法归纳如表 7-3，从中也可以看出回火研究发展的大致状况。图 7-14 示意地画出了淬火钢回火时各个阶段发生的组织变化。

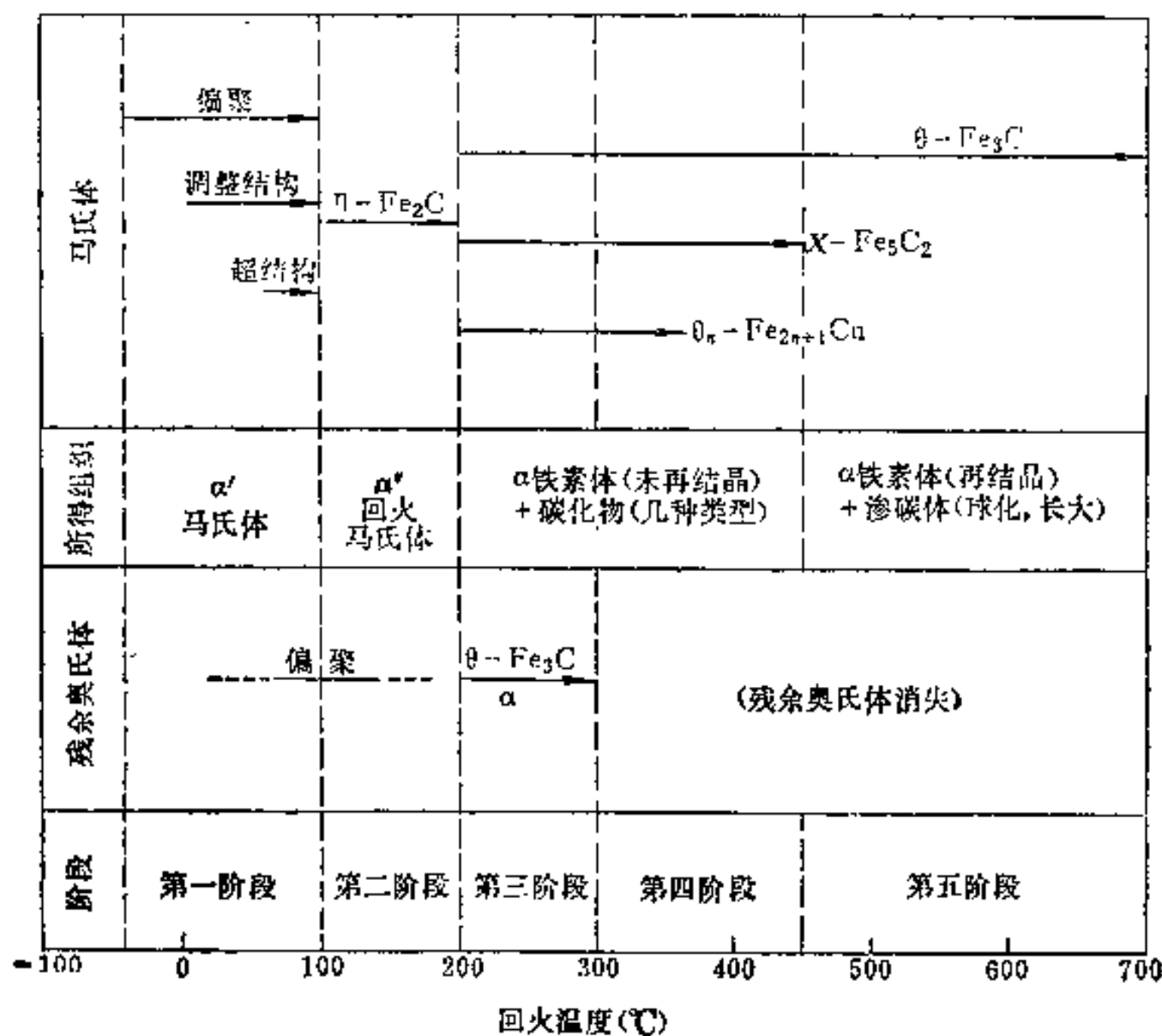


图7-14 淬火碳钢在回火时组织转变与回火温度的关系示意图

§ 7-2 淬火钢回火后机械性能的变化

淬火钢经回火后，随着回火温度的不同，机械性能将发生一定的变化。这种变化是显微组织变化的必然结果。

首先来看硬度的变化。图 7-15 表示不同含碳量的钢硬度随回火温度变化的情况^[26]。由图可见，随着回火温度的提高，钢的硬度连续地下降。但有一个例外：高碳钢在 100℃左右回火时，硬度略有上升，并出现一个不高的峰值。更仔细的研究^[12]得到如图 7-16 的结果，说明这个低温峰值的出现和 η -碳化物的共格析出有关。不过也应该指出，此时的基体马氏体含碳量并未下降太多，这也是低温峰值出现的一个重要基础。由第三章已知，马氏体的硬度最主要来自于过饱和的碳的固溶强化效应（还可进一步参考文献〔4〕和〔37〕）。除了在低温下的碳偏聚以外，回火的整个过程都伴随着马氏体中含碳量

的下降,这便是回火时钢的硬度下降的基本原因。至于过渡型碳化物(η 、 χ 等)的析出,虽可产生一定的时效硬化效果,但其影响小于固溶强化,因此硬度变化的总趋势是回火温度升高,硬度不断下降。当 Fe_3C 析出、基体的含碳量已经下降到平衡值后,起作用的强化机理基本上是渗碳体的弥散强化,因此,随着回火温度的升高,硬度进一步下降的原因则是渗碳体的长大和球化,以及铁素体基体的回复和再结晶。

图 7-17^[38]给出了在静拉伸时碳钢的抗拉强度、屈服强度、伸长率和断面收缩率随回火温度的变化情况。由图可见,随着回火温度的升高,强度、硬度都下降,而伸长率和断面收缩率则上升。强度、硬度同是表示对塑性变形的抗力,所以前面解释硬度变化的道理完全适用于解释强度随回火温度的变化。不过应该注意,当含碳量高时(图 7-17 c),由于低温回火时钢的脆性太大,拉伸实验时试样发生早期脆断,所以测不出强度值。

图 7-17 中的弹性极限随回火温度的变化也很值得注意:三种钢都出现峰值,而且在 200~405°C 范围回火后弹性极限值都较高;高于或低于这个范围回火,弹性极限值则很低。高温回火后弹性极限值低是因为钢的强度太低,而低温回火后弹性极限低则主要是因为其内应力(由马氏体相变和激冷而引起)太大,没有得到很好的消除^[38]。残余奥氏体经 200°C 以上回火后的转变也可能是提高弹性极限的一个原因,但低碳钢淬火后并没有(或极少)残余奥氏体,同样出现极大值,说明残余奥氏体的影响是极次要的。比较图 7-17(a)、(b)、(c)还可以看出,随着含碳量的提高,弹性极限的极大值也有所提高。弹簧钢一般都具有较高的含碳量并采用 300~400°C(或稍高)的回火就是这个道理。

高碳钢在淬火后,在片状马氏体的结合处往往生成许多显微裂纹。实测表明,单位体积的马氏体中所含裂纹面积可达每立方毫米约 15 平方毫米,其中晶界裂纹约为每立

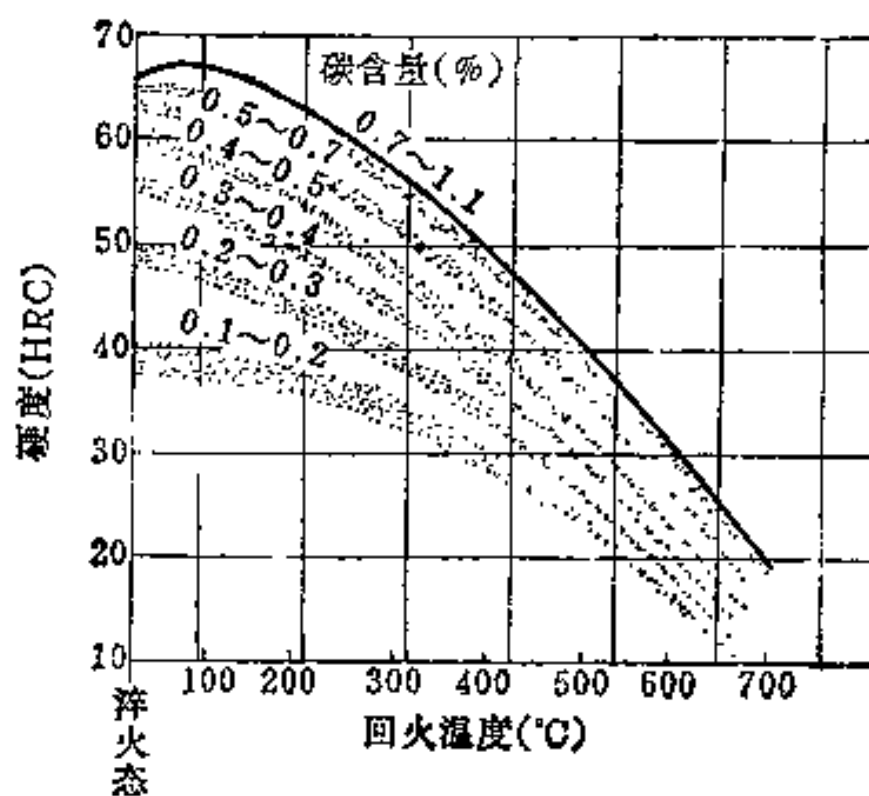


图 7-15 不同含碳量的钢的硬度随回火温度变化的情况

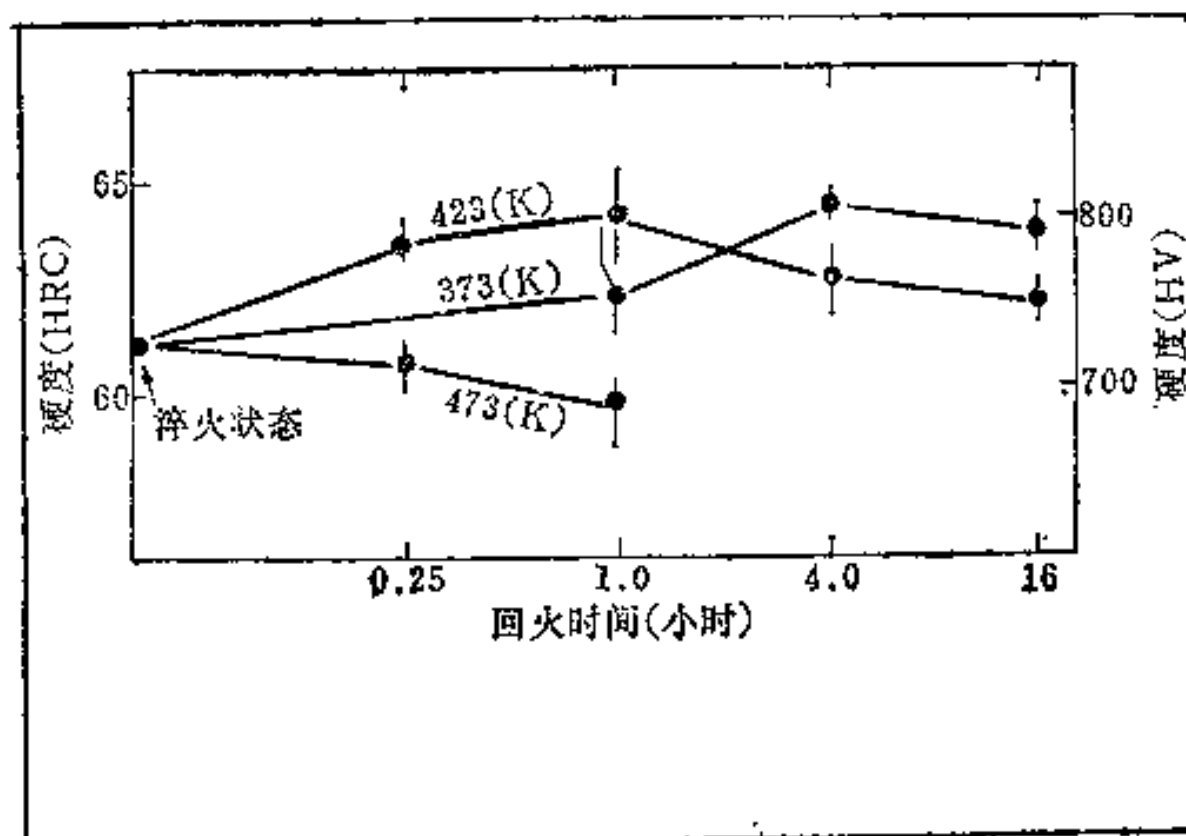


图 7-16 1.22 C 钢中马氏体的硬度与回火温度、时间的关系

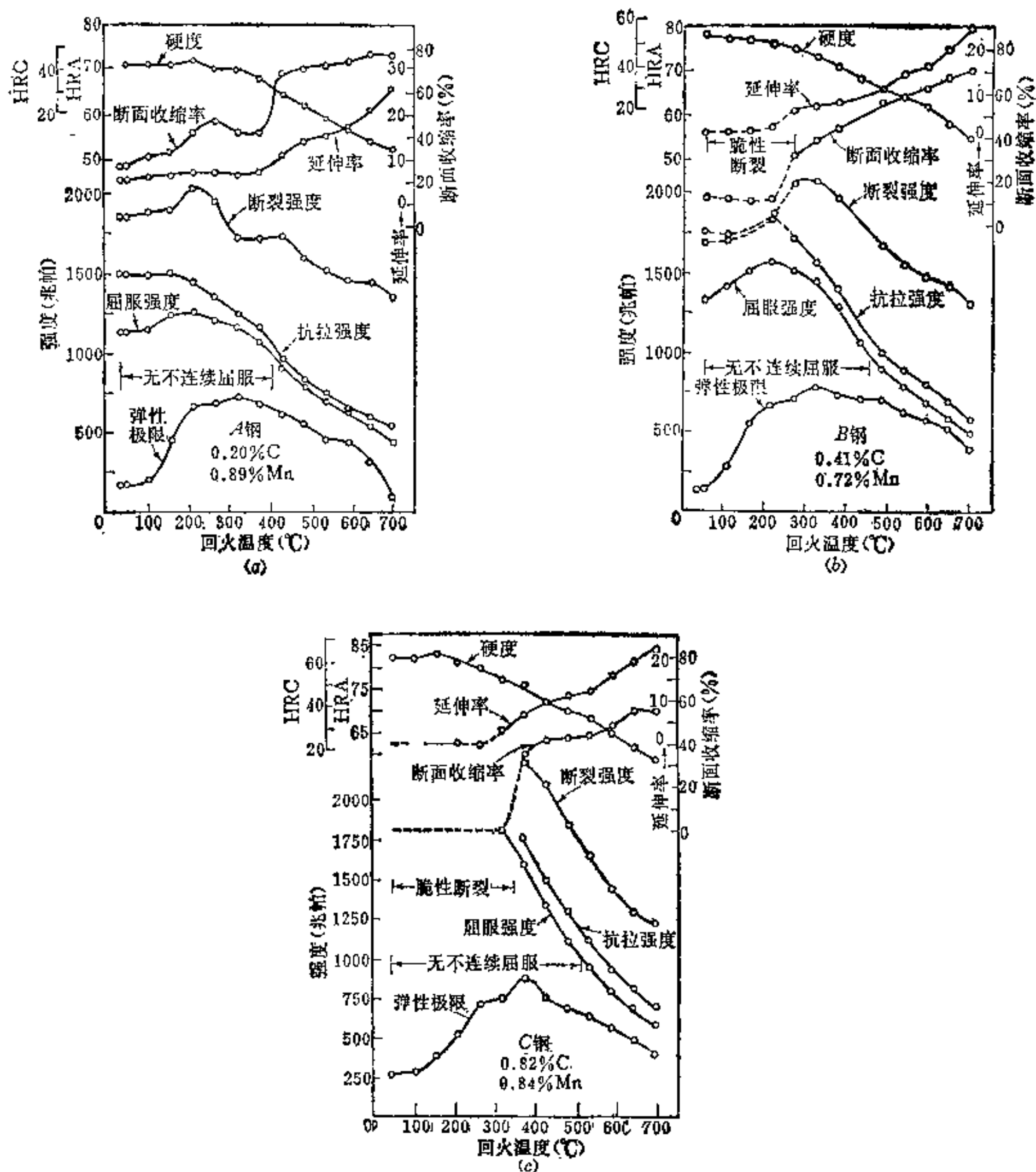


图7-17 回火温度对碳钢机械性能的影响 (钢中含锰量约为0.8%)

(a) 0.2% C; (b) 0.41% C; (c) 0.82% C。

方毫米 11~14 平方毫米^[39]。回火对于消除这些裂纹有很大的作用, 见图 7-18^[39]。由图可见, 只有回火的 η -碳化物析出阶段^[39]和碳化物聚集长大阶段^[40]才对消除显微裂纹有明显作用, 前者是由于内应力的下降、马氏体正方度大大下降和体积收缩等引起的塑性流变的作用; 后者是由于碳化物聚集长大时的桥接作用和扩散控制的愈合作用。显微裂纹的减少, 必然会提高钢的机械性能。

回火对钢的机械性能的另一重要影响就是改变钢的韧性。通过对强度和塑性变化的分析, 或许有人会推测韧性将随回火温度提高而单调地增加。然而实践证明, 有这样两个温度区, 如果淬火钢在其中回火, 韧性将大大下降。这就是所谓的回火脆性, 我们将在 § 7-4 中较详细地研究。

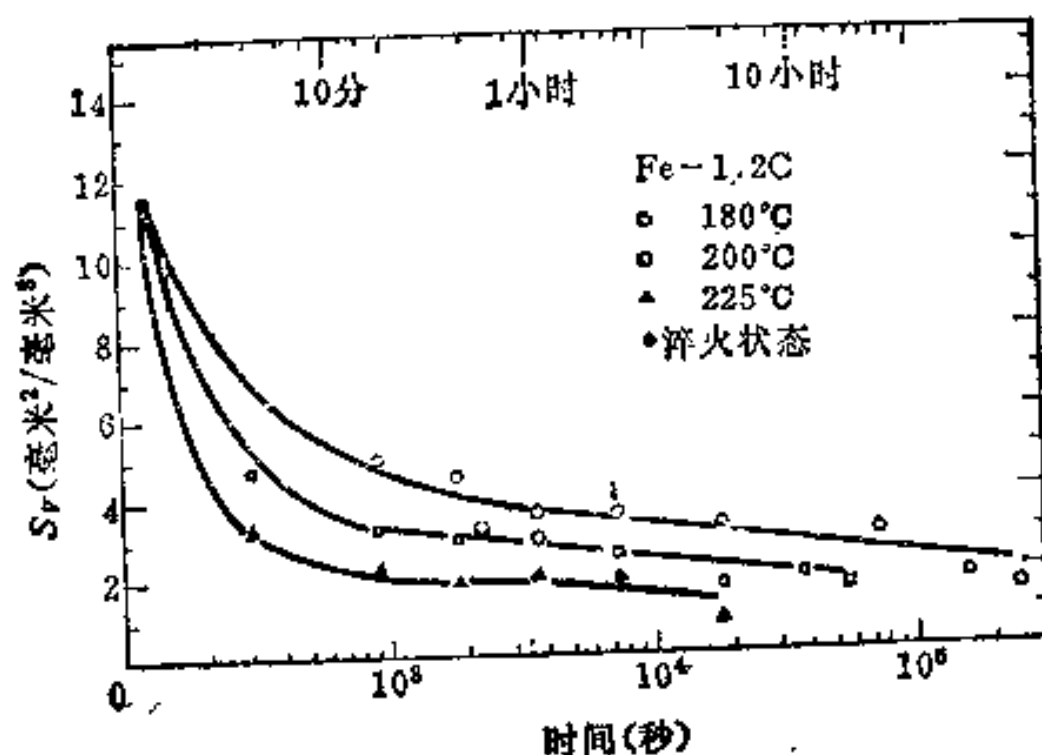


图7-18 回火对消除显微裂纹的作用
(高纯度1.22C钢1093°C加热盐水淬火后再经回火)

§ 7-3 合金元素对回火的影响

正如对钢中其它转变都有影响一样,合金元素对钢的回火转变,以及对回火后的组织和性能,都有着很大的影响。这种影响可以归纳为三个方面:①合金元素延缓钢的软化,或者说提高钢的抗回火软化能力(简称回火抗力);②合金元素引起二次硬化现象;③合金元素影响钢的回火脆性。

一、合金元素提高钢的回火抗力

前已述及,随着回火温度的升高,淬火钢的强度和硬度会不断下降,或者说,钢会不断地软化。然而实践证明,不同的钢下降的快慢程度差别甚大。我们可以用回火抗力这个术语来描述下降快慢的程度,下降慢的则回火抗力大。不难看出,回火抗力实际上是与回火时的组织变化相联系的。如果马氏体和残余奥氏体不容易分解,过渡型碳化物不容易向 Fe_3C 转变,渗碳体不易长大和球化,铁素体不易再结晶,一句话,如果回火时钢的组织很稳定,则硬度势必下降得慢,回火抗力必然高。因此,如果从组织转变的角度来描述问题,则可说回火抗力代表回火时钢的组织稳定性。

合金元素一般都提高钢的回火抗力。图7-19是Fe-C合金经不同温度回火后硬度与马氏体原始含碳量的关系^[37]。图7-20是加入几种常见合

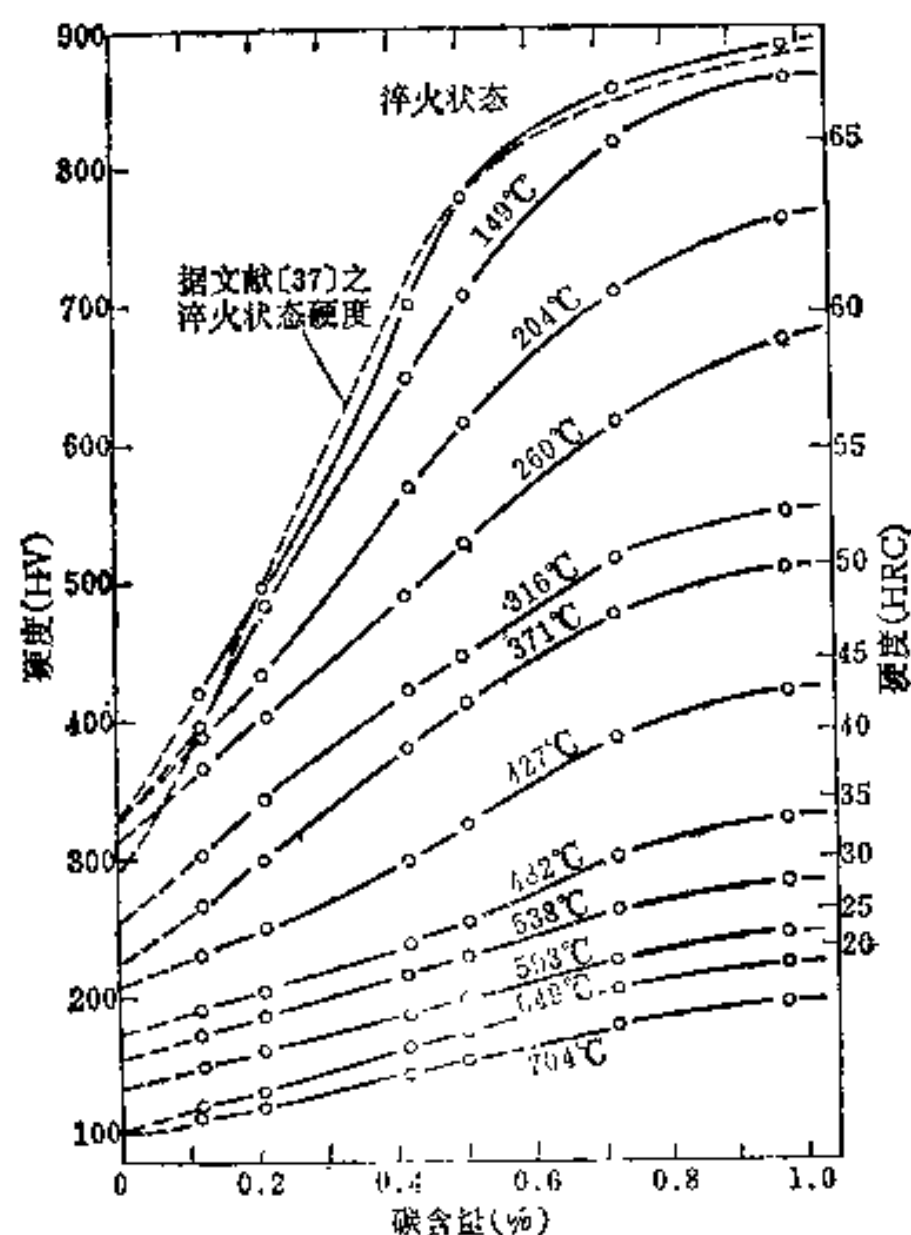


图7-19 铁碳合金在不同温度回火后硬度与原始碳量的关系

金元素后对含碳 0.2% 的钢回火后硬度的影响^[37]。图中的 ΔHV 是加入合金元素与不加入合金元素在同样条件下回火后的硬度差值。未加入合金元素的值以图 7-19 为准。图 7-20 没有考虑含碳量的影响，因为实验证明，在含碳量小于 1.0%，合金元素含量小于 2% 时，可以认为其影响与含碳量无关。由图可以看出，合金元素对低温回火后的硬度影响很小（图 7-20 a 中没有锰、钼、磷的曲线，因为测不出它们的影响）。这是因为在回火温度低于 100°C 时，只发生碳原子的偏聚，与合金元素无关；而回火温度在 100~200°C 间所发生的 η 相共格析出，并不要求长程的扩散，所以，即便合金元素有影响，也是很微弱的。

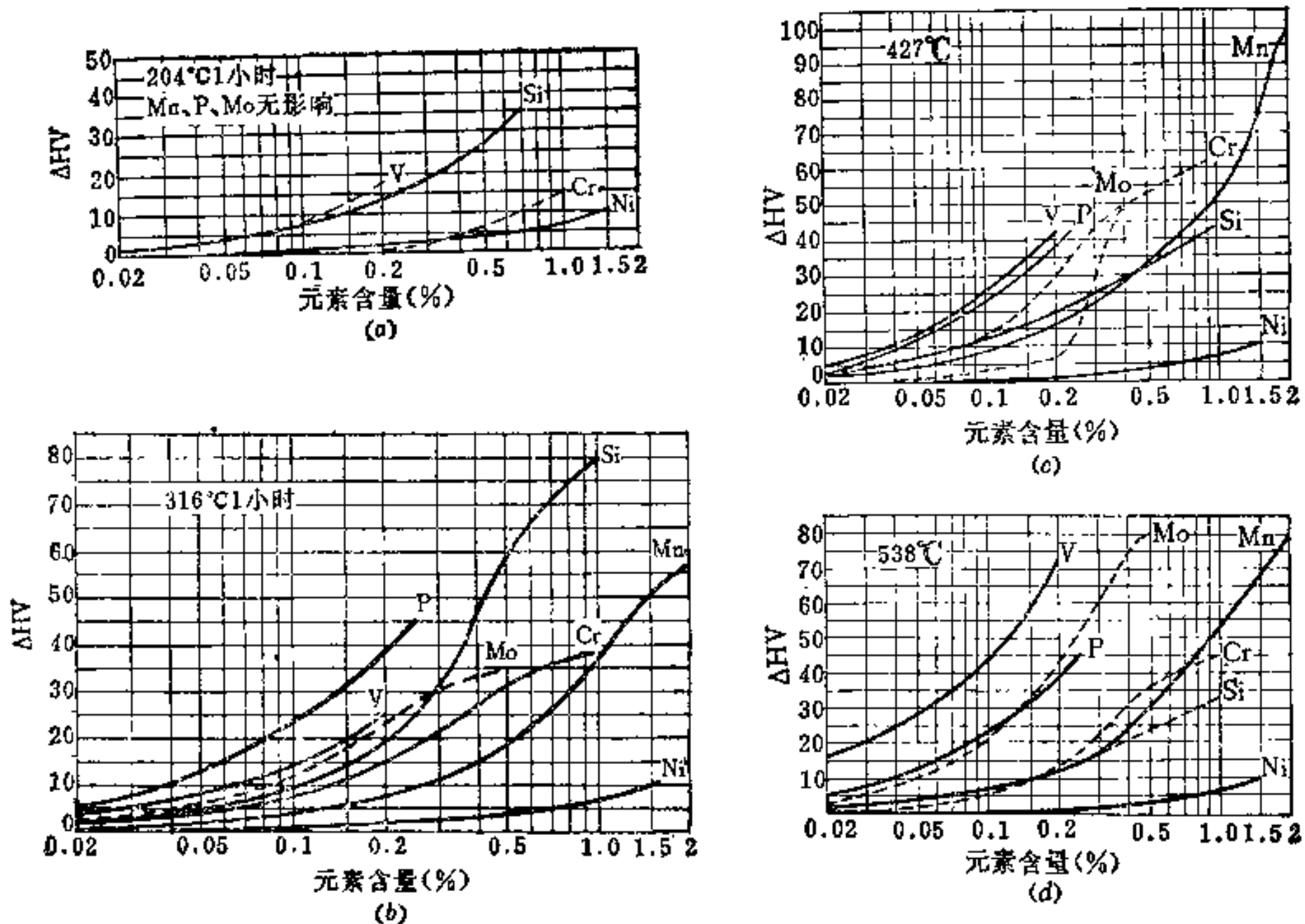


图 7-20 几种常见合金元素引起的回火后的硬度增加值

回火温度分别为：(a) 204°C；(b) 316°C；(c) 427°C；(d) 538°C。

在 316°C 回火（图 7-20 b）合金元素的影响有所加强，但是不同的元素作用的机理却稍有不同。它们的一个共同作用是减低碳原子的扩散系数，但因为碳的扩散此时已不是速度控制过程，所以这一影响是微弱的。另一个作用是合金元素本身的扩散，这是速度控制过程。如果我们假定在奥氏体化后合金元素是均匀分布的，那么马氏体中的合金元素也是均匀分布的，在碳化物析出时，非碳化物形成元素（镍、硅、磷）倾向于向马氏体基体中移动，而碳化物形成元素（铬、钼、钒）则倾向于向碳化物中移动，弱碳化物元素也会向碳化物中移动。然而实际上，在这个阶段两类元素的运动看来都很微弱，只有铬、锰是溶于铁的碳化物中的，它们的作用和这一事实有关。表 7-4^[41]给出了合金元素在铁中的扩散系数，可供参考。但铬的数据可能还需要进一步测定。

硅在 316°C 提高回火抗力的作用最显著。这除了固溶强化作用外，主要是由于它在该温度附近能强烈地阻止 η -碳化物（早期的研究称之为 ϵ -碳化物）向渗碳体的转

表7-4 合金元素在α-铁中扩散的参数

元 素	激活能Q (千焦/克分子)	常数 D_0 (厘米 ² /秒)	$D_{910^{\circ}\text{C}}$ (厘米 ² /秒)	T °C
C	80	6.2×10^{-3}	1.8×10^{-6}	
N	76	3×10^{-3}	1.3×10^{-6}	
Co	226	0.2	2.1×10^{-11}	700~790
Cr	241	2.5		775~875
Mo	238	0.44		
Ni	258	9.7	3.7×10^{-11}	700~900
W	298	25		
Fe (自扩散)	210	0.5		700~750

变^[37,42,44]。在 427°C 回火 (图 7-20 c) 时, 合金元素的作用大体上如 316°C 时的情况, 不过这时合金元素阻碍渗碳体颗粒长大的影响越来越强了。在 538°C (图 7-20 d) 回火时, 合金元素主要是通过阻止碳化物聚集长大和铁素体再结晶而增加硬度的。至于钒、钼作用的突然加强, 则是所谓二次硬化效应所致, 下面将详细分析。

将文献[37]的结果重新整理画图 (见图 7-21) 可以更有助于我们看清合金元素作用的实质。图中镍、磷引起的增量在所有的回火温度下都是同一值, 这充分说明它们的作用只是固溶强化, 和回火转变没有关系。硅除了在 316°C 引起显著的硬度增高外, 在其它温度下基本上也维持常值, 这说明它对回火转变再没有其它作用, 而主要是固溶强化。显然, 这是由硅属于非碳化物形成元素所决定的。铬和锰引起的增值幅度随回火温度变化频繁, 说明它们对碳化物转变的各阶段都有一定影响, 或者说参与了这些转变。尤其是在 450°C 附近出现的较高的峰值, 也许意味着它们在阻滞 X-碳化物向 θ-碳化物的转变上起了较大作用 (参见 § 7-1)。至于钼和钒在 550~650°C 之间引起的硬度急剧增加, 则是一种二次硬化效应。不过因

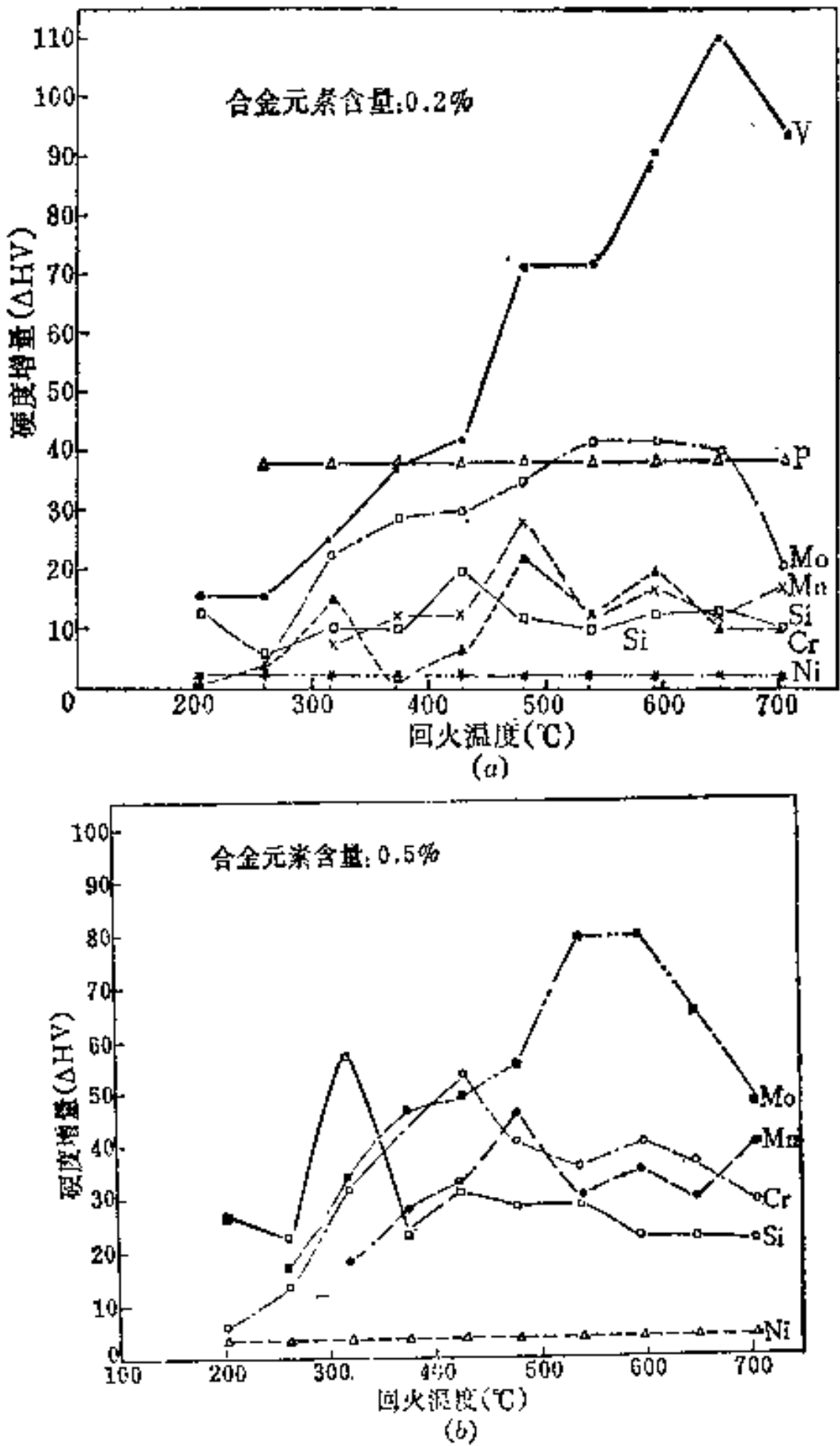


图7-21 合金元素含量一定时对不同温度回火后硬度的贡献
(a) 含量为0.2%; (b) 含量为0.5%。

为含量不高，这种效应并未得到充分发挥。现在已经知道，铬也是有二次硬化效应的，但这里的含量不高，所以这种影响没有表现出来。

文献〔37〕证明，根据测得的基本的（即碳钢的）回火硬度（图 7-19），再把各个合金元素引起的硬度增加值分别与之叠加，可以相当精确地计算出常用低合金钢的回火硬度，这也是很有实际意义的。

当淬火钢中存在残余奥氏体时，合金元素如铬、钼、钨、镍、锰、钒等对残余奥氏体的分解也有影响。根据所含的元素种类和数量，残余奥氏体的稳定性发生不同的变化：它们可能像碳钢一样在 200~300℃ 之间发生分解，也可能会保持到更高的温度，在回火保温时大体上按照钢的 IT 曲线而发生分解反应。图 7-22〔43〕

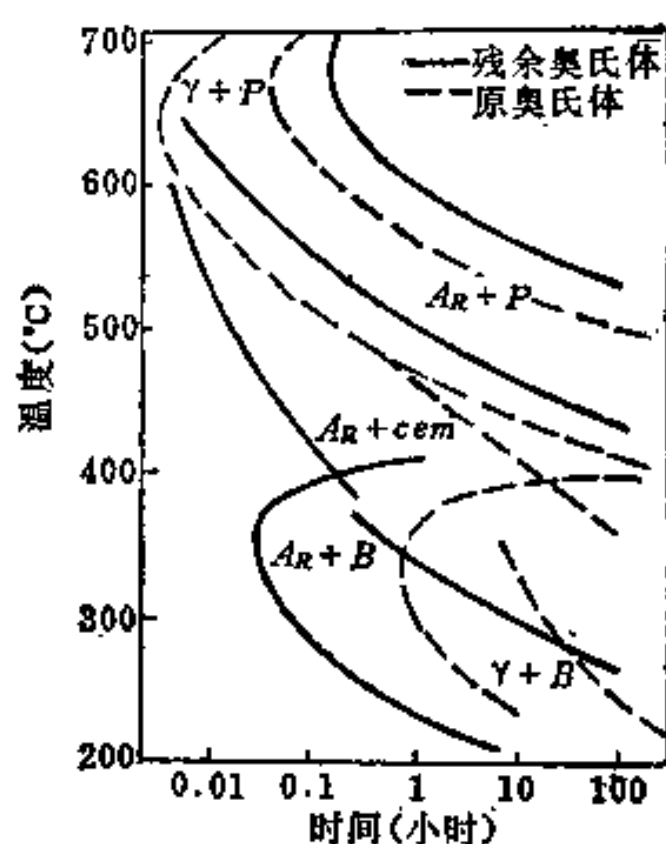


图 7-22 1.11C-4.11Cr 钢的原奥氏体 (γ) 和残余奥氏体 (A_R) 的等温转变图

对 1.11C-4.11Cr 钢的两种奥氏体（原奥氏体和残余奥氏体）的 IT 曲线作了比较（顺便说明，并非所有钢中残余奥氏体与原奥氏体都是这种关系）。由图可见，残余奥氏体甚至可在回火时转变成珠光体或贝氏体。如果回火保温时残余奥氏体没有分解，在随后的冷却中它很可能发生马氏体转变。这种现象称为二次淬火。二次淬火并不会使回火后的硬度增加很多，因为新生成的马氏体量是很少的，但是钢的脆性却因此而明显加大。因此，对产生了二次淬火的钢必须再次进行回火。这对于高碳高合金工具钢和中、高合金钢渗碳后的零件，具有现实意义。国外有些工厂在高速钢或高合金模具钢高温回火后，往往加一道低温回火，就与此有关。

二、合金元素引起二次硬化

所谓二次硬化，是某些淬火合金钢在 500~650℃ 回火后硬度增高、在硬度-回火温度曲线上出现峰值的现象。只有含量超过一定值的碳化物形成元素、尤其是强碳化物形成元素（钒、钛、钼、钨、铬等）才引起二次硬化；非碳化物形成元素如镍、硅，弱碳化物形成元素如锰，皆不能引起二次硬化。二次硬化本质上是一种共格析出的合金碳化物（如 VC、TiC 或 Mo_2C 等）的弥散强化。合金碳化物越稳定越细小，强化效果就越大。二次硬化效应在工业上有十分重要的意义，例如工具钢靠它可保持高的红硬性，某些耐热钢靠它可维持高温强度，某些结构钢、不锈钢靠它可改善机械性能。

根据奥罗万 (Orowan) 的不可变形球体粒子的弥散强化理论（围绕理论），可以将弥散硬化后的屈服强度 σ_s 与基体的屈服强度 σ'_s 以下式联系起来：

$$\sigma_s = \sigma'_s + \Delta\sigma \quad (7-1)$$

式中 $\Delta\sigma$ 表示因弥散硬化引起的强度增加，并且可由以下抗剪强度的增加 $\Delta\tau$ 来估计。在粗略近似的情况下，

$$\Delta\tau = \frac{T}{bd/2} \quad (7-2)$$

式中, T 为位错的线张力; b 为柏氏矢量; d 为弥散颗粒间的距离。更为精确的处理给出^[45]:

$$\Delta\tau = -\frac{Gb\alpha}{4r} \ln\left(\frac{d-2r}{2b}\right) \left(\frac{1}{(d-2r)/2}\right) \quad (7-3)$$

式中, G 为剪切模量; α 为常数; r 为弥散颗粒的半径, 其余意义同上。由上式可见, 颗粒愈细, 颗粒间距愈小, 则产生的弥散强化效果也愈大。但是, 析出相 (弥散相) 的长大是服从以下方程的^[46]:

$$(r_t^3 - r_0^3) = \frac{K}{RT} V_m^2 C D \gamma t \quad (7-4)$$

式中, r_0 和 r_t 分别为时间等于零和 t 时的颗粒平均半径; D 为溶质在基体中的扩散系数; γ 为颗粒与基体间的界面能; V_m 为析出相的克分子容积; C 为与半径为 r_0 的析出相平衡的基体浓度; K 为常数。可见, 要想颗粒长大得慢, 就要求 D 和 γ 小。合金元素的扩散系数很小和特殊碳化物微粒与基体的共格或半共格界面满足了这些要求, 因此特殊碳化物相非常小, 强化效果很大。

前已述及, 在 $400 \sim 700^\circ\text{C}$ 之间, 渗碳体颗粒会很快长大, 因而弥散强化效果将下降, 即钢的强度、硬度将降低。然而当不断长大的渗碳体被更为细小分散的合金碳化物所取代时, 强化效果 (或硬度) 又会大大增加, 只是当这些碳化物在高温下长期保持并发生长大时才使硬度下降, 这样就在硬度-回火温度曲线上导致峰值的出现, 如图 7-23^[46] 所示。

渗碳体之所以会被合金碳化物所取代是因为后者在热力学上更稳定。由此可见, 对合金钢而言, 回火过程还要多一个由渗碳体向合金碳化物转变的过程。对几种常见元素而言, 这种转变的完整序列分别为:

钒钢: $\text{Fe}_3\text{C} \longrightarrow \text{V}_4\text{C}_3$ 或 VC 。

钛钢: $\text{Fe}_3\text{C} \longrightarrow \text{TiC}$ 。

钼钢: $\text{Fe}_3\text{C} \longrightarrow \text{Mo}_2\text{C} \longrightarrow \text{Mo}_6\text{C}$ (或 $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$); 在一定条件下还有出现 MoC , Mo_{23}C_6 , Mo_3C 的可能。

钨钢: $\text{Fe}_3\text{C} \longrightarrow \text{W}_2\text{C} \longrightarrow (\text{W}_{23}\text{C}_6) \longrightarrow \text{W}_6\text{C}$ 。

铬钢: $\text{Fe}_3\text{C} \longrightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 \longrightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 。

所谓完整的序列是指在合金元素含量足够高、合金元素与碳的含量比足够大以及温度足够高、时间足够长的条件下所可能达到的最充分的转变序列。如果这些条件不完全具备, 则上述转变就可能进行不彻底。例如铬含量不够高 ($< 7\%$) 则不会出现 Cr_{23}C_6 。表 7-5 列出了各种常见合金碳化物的有关参数, 以供参考。应当指出, 对二次硬化有意义的是 Mo_2C , W_2C , VC , TiC 和 Cr_7C_3 等; 而前述完整序列中右边的那些碳化物一

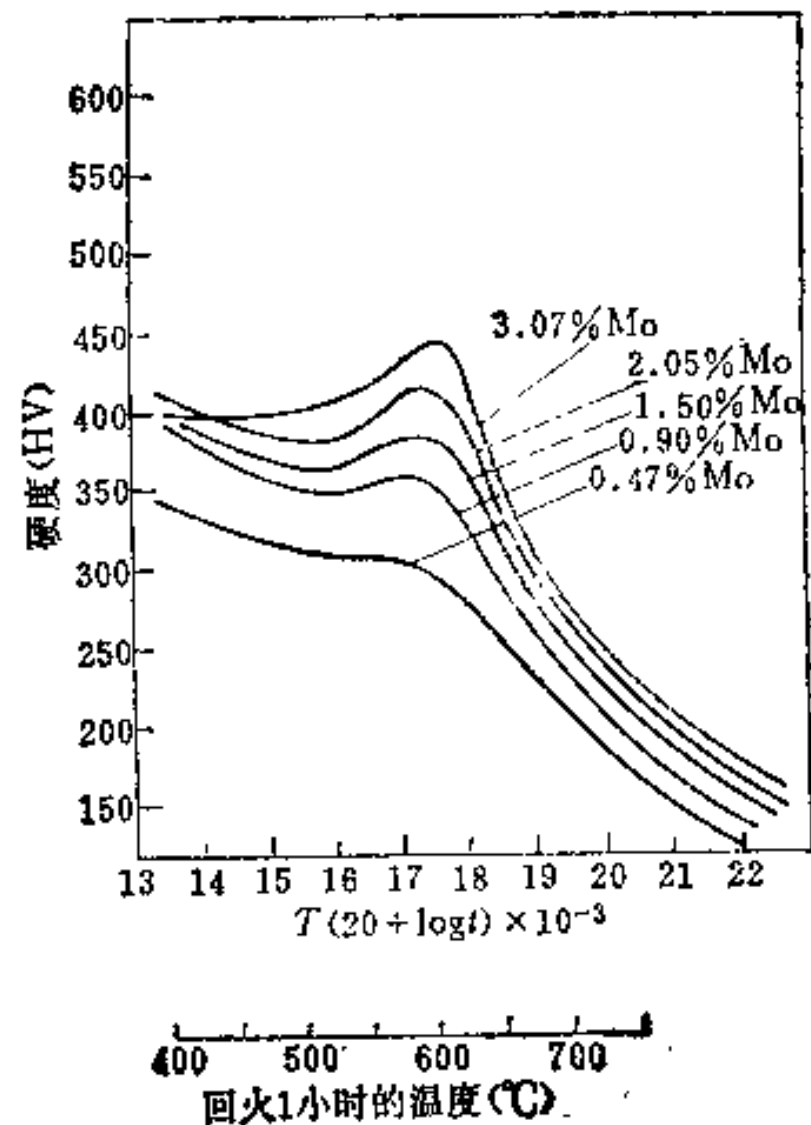


图7-23 0.1 C 的钼钢中出现的二次硬化现象

表7-5 各种合金碳化物的有关参数

碳化物	晶体结构	位向关系	析出物形状和尺寸	析出温度 (°C)	所研究钢的成分	参考文献
Fe_3C	正交	$(001)_{\text{Fe}_3\text{C}} // (211)_\alpha$ $[100]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [011]_\alpha$ $[010]_{\text{Fe}_3\text{C}} // [1\bar{1}1]_\alpha$	条状 长度1000 Å (550°C)	250~550	4% Mo-0.2% C	[47、48]
V_4C_3	立方	$\{100\}_{\text{V}_4\text{C}_3} // \{100\}_\alpha$ $\langle 100 \rangle_{\text{V}_4\text{C}_3} // \langle 110 \rangle_\alpha$	片状 直径100 Å 厚度10 Å	550~650	2% V-0.2% C	[27、17、19]
Mo_2C	六方	$(0001)_{\text{Mo}_2\text{C}} // (011)_\alpha$ $[11\bar{2}0]_{\text{Mo}_2\text{C}} // [100]_\alpha$	针状(550°C) 直径10~20 Å 长度100~200 Å	550~650	4% Mo-0.2% C	[46、47]
W_2C	六方	同上	针状(550°C) 直径23~35 Å 长度100~300 Å	500~600	6% W-0.2% C	[41]
Cr_7C_3	六方	$(0\bar{1}1)_{\text{M}_3\text{C}} // (0001)_{\text{M}_7\text{C}_3}$ $(012)_{\text{M}_3\text{C}} // (1\bar{1}00)_{\text{M}_7\text{C}_3}$ $(100)_{\text{M}_3\text{C}} // (11\bar{2}0)_{\text{M}_7\text{C}_3}$	针状或片状	500~600		[50、51]

般是在 650°C 以上长时间回火后才出现的。它们一旦出现，钢的硬度就会下降。通常把这种现象称为过时效。

合金碳化物取代渗碳体，一般也有两种方式：一种是所谓就地转变；另一种是所谓分离转变。就地转变是指合金碳化物在渗碳体与铁素体的界面上形核，并向渗碳体内生长。由于渗碳体已经有所长大，所以这样生成的合金碳化物颗粒较大，颗粒间距离也较大，其强化作用较小。分离转变是指合金碳化物主要在位错处形核和长大，这样生成的碳化物十分弥散，强化效果也大。上述引起二次硬化的合金碳化物，主要都是在位错处形核和长大的。图 7-24^[47]显示了 Mo_2C 在位错处形核和长大的情况。图 7-25^[41]给出了一个很好的例子说明析出的合金碳化物的大小决定着硬化作用的大小。图中所有钼钢二次硬化的硬度都大于钨钢，就是因为回火时析出的 Mo_2C 颗粒小（见表 7-5）而密度大（每立方厘米中 $2 \sim 4 \times 10^7$ 个）， W_2C 的颗粒大（见表 7-5）而密度小（每立方厘米中 1×10^6 个）^[41]，亦即前者比后者的分布更为弥散。

多种碳化物形成元素的同时加入，可使析出物颗粒更小，密度加大，而且所用合金总量也有所下降。这对于高温下使用的铬钢具有很大意义。为了提高抗氧



图7-24 0.2C-4Mo钢在550°C回火7小时后， Mo_2C 在位错处生长的情况（薄膜透射）

温度曲线上出现马鞍形，钢的韧脆转化温度升高，断口中晶界（沿晶）断裂的比例加大，钢的平面应变断裂韧性 (K_{Ic}) 下降。然而，除了冲击功是最肯定的标志外，韧脆转化温度资料很少，断裂型式和断裂韧性还有互相矛盾的报道，例如文献[59]就未发现在冲击功的马鞍形处有相应的 K_{Ic} 的降低，因此现在尚不能作最后的结论。图 7-27 是不同的钢产生 TME 后冲击功下降的情况。由图可以看出，不同的钢在 300~400°C 之间回火后，冲击功几乎都会出现一个马鞍形。图 7-28^[38] 是发生 TME 后韧脆转化温度升高的示意图。由图可以看出，如果发生了 TME，韧脆转化温度将会升高。此图也同时说明了钢的原始韧性大小的影响和测试温度的重要性。例如 A 钢（左图），如果只是在室温测冲击韧性，即使发生了 TME，韧性下降似乎不大，但如使用温度下降到 -20~-30°C，韧性就会大幅度的下降，从而发生意料不到的脆性破坏。从这个意义上说，在

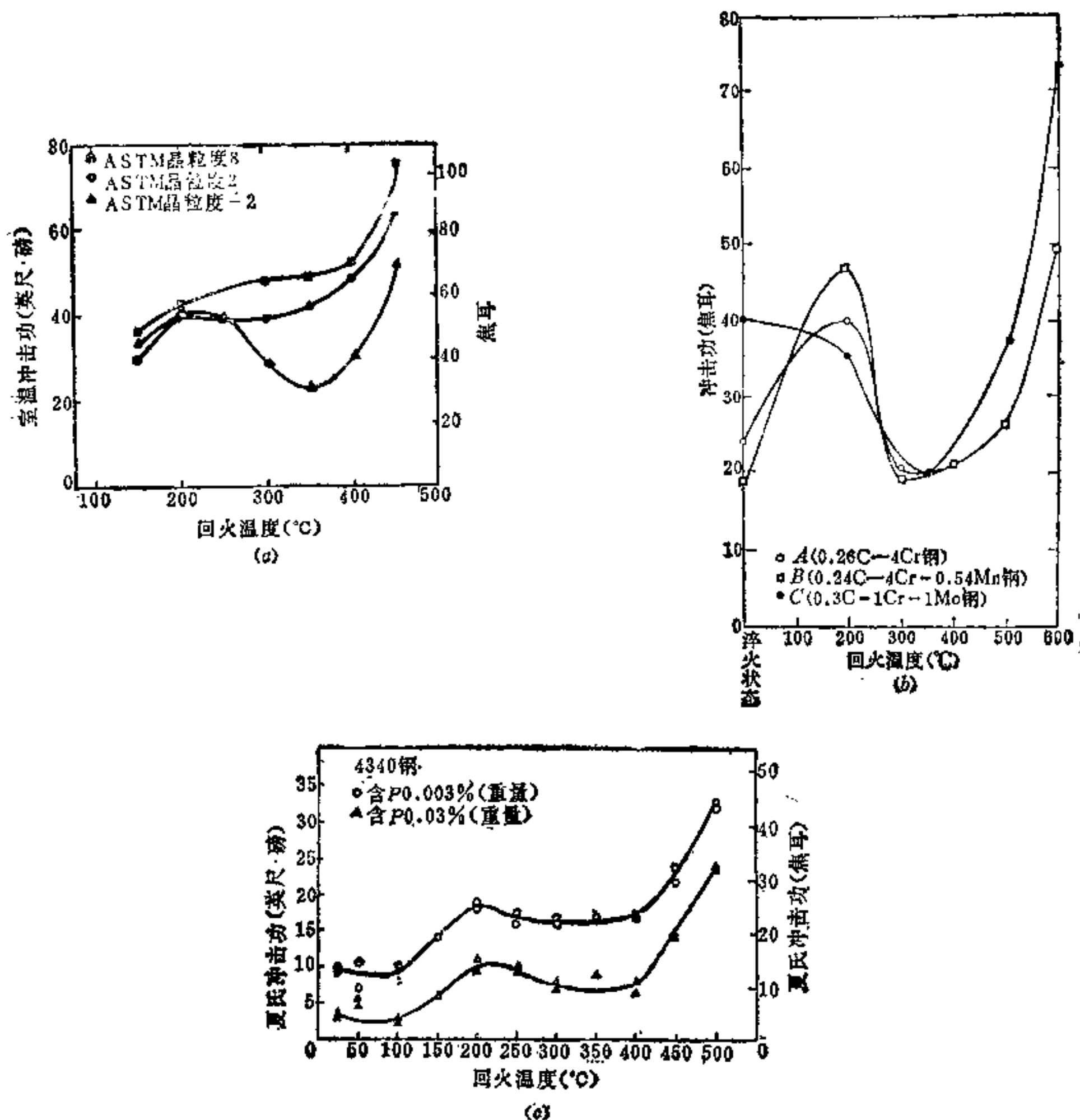


图7-27 不同的钢中产生TME的情况

(a) 高纯度 0.3C-3.5Ni-1.7Cr 钢^[58]；(b) 0.3C-1Cr-1Mo 和 0.3C-4Cr-0.5Mn 钢^[57]；
(c) 4340 (0.003 P 和 0.03 P) 钢^[58]。

选材时更应当注意使用A钢时的潜在危险。反过来,这个事实又说明,只进行室温下的冲击韧性实验,而不进行更低温度下的考核,这种实验设计往往也是不可取的。

直到目前为止,关于TME的实验报道有些仍然是互相矛盾的,据此而提出的各种机理,自然也各不相同。不过我们更倾向于认为它们是互相补充而不是互相矛盾的。目前的几种主要看法可归纳如下。

1. 残余奥氏体分解导致TME说 托马斯(Thomas)等人^[67,60,52]用透射电子显微镜和电子衍射仔细地研究了中、低碳钢的残余奥氏体后发现,产生TME时,总是伴随着残余奥氏体的分解,在条束间产生 Fe_3C 的薄膜,而正是这 Fe_3C 薄膜导致了TME。由于一般中、低碳钢淬火后主要形成条束状马氏体,而残余奥氏体存在于马氏体条之间,所以分解而成的 Fe_3C 也处于马氏体条间。其所造成的断裂对于马氏体而言是晶界断裂,而对于原奥氏体而言则是穿晶断裂。图7-29给出了两个例子,表明这种马氏体条间的 Fe_3C 的存在。

应该说明,在发现回火马氏体脆性的早期,有人就提出其产生的机理为残余奥氏体的分解(分解为沿原奥氏体晶界分布的渗碳体和铁素体),但因为:①温度范围吻合得不好(残余奥氏体一般在 $200\sim 300^{\circ}C$ 间分解,而产生TME的回火温度范围比它高);②当时观察不到低碳钢中的残余奥氏体,但低碳钢中同样出现TME;③有TME倾向的钢经过冷处理(可以消除残余奥氏体)后仍然有TME发生;④也解释不了晶界断裂出现的百分比,所以这一说法又被许多人放弃。现在所介绍的理论虽然提法与以前相同,但内容已经不一样,而是更加深化了一步。这也只是到1973年电子显微镜技术充分发展,极小量弥散存在的残余奥氏体(1~2%或更少)能被精确地检出之后,这一脆性理论才有可能被重新提出来。

马氏体条间的残余奥氏体如果是热稳定的(即没有分解),那么它将改善钢的韧性。如果回火时分解为碳化物,则会降低韧性。霍恩(Horn)^[63]等人根据对4340和300-M钢的研究还进一步提出,条间残余奥氏体在TME温度范围内回火时,也不一定全部转变,余下部分在随后的受力过程中,因所加应力的作用还会转变,从而进一步增加脆性,这就提出一个第三章已讨论过的残余奥氏体的机械稳定性问题,这里不再详述。

2. 杂质偏聚在原奥氏体晶界引起TME说 文献^[64,65,50]等认为TME是由杂质在原奥氏体晶界的偏聚引起的。他们的根据是:①在工业用结构钢中,发生TME时的断口大部分是沿晶断口;②高纯钢中无TME,而有意加入磷、氮、铈、锡、硫等元素的则产生TME,甚至用高纯的4340钢的基本成分($Fe-0.37C-1.82Ni-0.81Cr-0.25Mo$)做实验时,也未发现TME,当再加入4340所需的锰、硅量(分别为0.72%、0.30%)时,则发现TME;③试验TME的高纯钢中是含有残余奥氏体的,但并未引起TME;

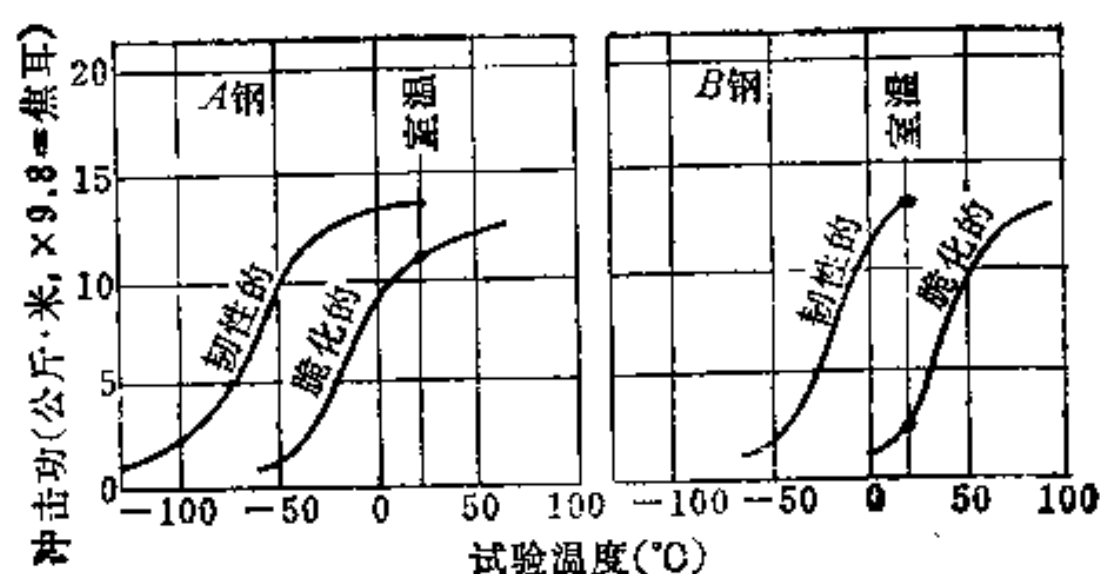


图7-28 发生TME后韧脆转化温度的变化情况(示意图)

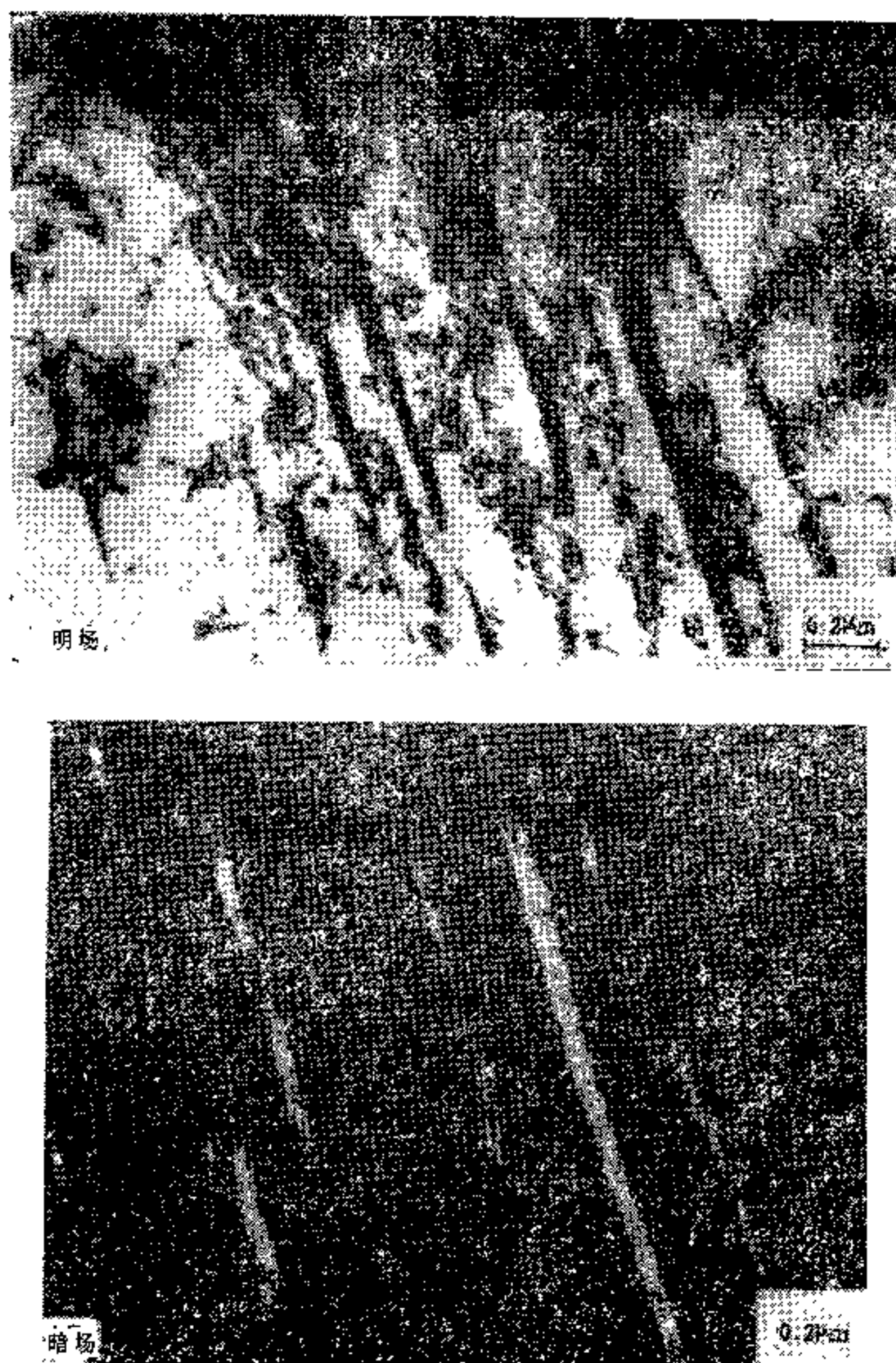


图7-29 马氏体条间碳化物的形态

(a) 0.25C-3.0Cr-2.0Ni-0.51Mo 钢在400°C回火1小时;

(b) 低磷(0.003%)4340钢在350°C回火1小时。

④俄歇电子能谱对断口的分析,证明有杂质元素的偏聚。但他们也有实验结论说明,如果奥氏体化温度足够高的话,高纯钢中也有可能出现TME。他们认为碳化物在晶界上的析出,只不过是促进已经被杂质弱化了的晶界的脆化。而杂质的偏聚弱化作用,基本上发生于钢在奥氏体化的时候。

3. 杂质偏聚和马氏体条间的碳化物都引起TME说 依钢的具体成分和热处理条件而定。持有这种观点的有文献[51、53、58]等。很明显,这可以看成是前述两种观点的综合。

除上述以外,过去还有人提出过 ϵ -碳化物向 Fe_3C 的转变引起TME(从而可以解释硅、铝使TME温度升高的效应,因为硅、铝推迟上述转变);有人提出氮化物在晶间析出是TME的原因(从而解释锰、铬在一定条件下有加强TME的作用),等等,这里不再详述。看来,杂质偏聚和马氏体条间残余奥氏体的分解、转变可能是两个主要原因。

想用一個机理来解释所有的实验事实,看来是不太可能的。顺便还要指出,回火马氏体脆性一词易被人误解为系由回火马氏体引起,在明白了上述机理后,相信这种误解是可以消除的。

减低回火马氏体脆性的方法有以下几种:①提高原材料纯度并改善熔炼方法,降低钢中的杂质含量。②采用铝脱氧或加入能细化晶粒的元素如钛、钨、钼等以获得细小的奥氏体晶粒,从而降低在单位晶界面积上的杂质偏聚量。③加入合金元素钼(钼能减弱磷在晶界的偏聚),降低锰的含量(锰促进磷在晶界的偏聚)。④采用快速回火的方法(如高频感应加热回火或电热回火)来抑制杂质的扩散偏聚过程。但前已述及,磷、锡等是在奥氏体化时发生偏聚的,故此法对它们引起的脆性作用不大。⑤采用等温淬火代替淬火-回火也可以抑制回火马氏体脆性。值得强调的是,不管采用何种方法,都不可能完全消除回火马氏体脆性,因此这一脆性温度范围往往被视为回火的禁区,通常都避免在这个温度范围内回火。最近的一些工作表明,有些材料制成的一些零件,在这个温度范围内回火后性能反而好。例如,高碳钢冲头在 $230\sim 300^{\circ}\text{C}$ 回火后寿命最高。这一问题还将在后面进一步说明。

二、回火脆性(TE)

(一)概述 当将一定成分的淬火钢在 $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ 回火较长时间或慢冷通过这个温度区时,钢会变脆,或说变得对脆性敏感,这种现象称为回火脆性或 500°C 脆性。产生回火脆性的标志是:①冲击功-回火温度曲线上出现马鞍形,或简略地说,冲击韧性下降;②韧脆转化温度升高;③断口通常是沿原奥氏体晶界的沿晶断口;④晶粒边界上有杂质元素和某些合金元素的偏聚。前两点可以说是产生回火脆性的性能判据,后两点可说是回火脆性的断口形态和成分判据。

图7-30^[67]给出了含高磷的镍钢和镍铬钢在一定温度区间内回火后冲击功下降的情况(试样先经 900°C 加热油淬, 625°C 回火2小时水冷,然后再经不同温度回火并水冷,最后测量其冲击功)。冲击功下降所对应的温度区即是该钢产生回火脆性的温度区。

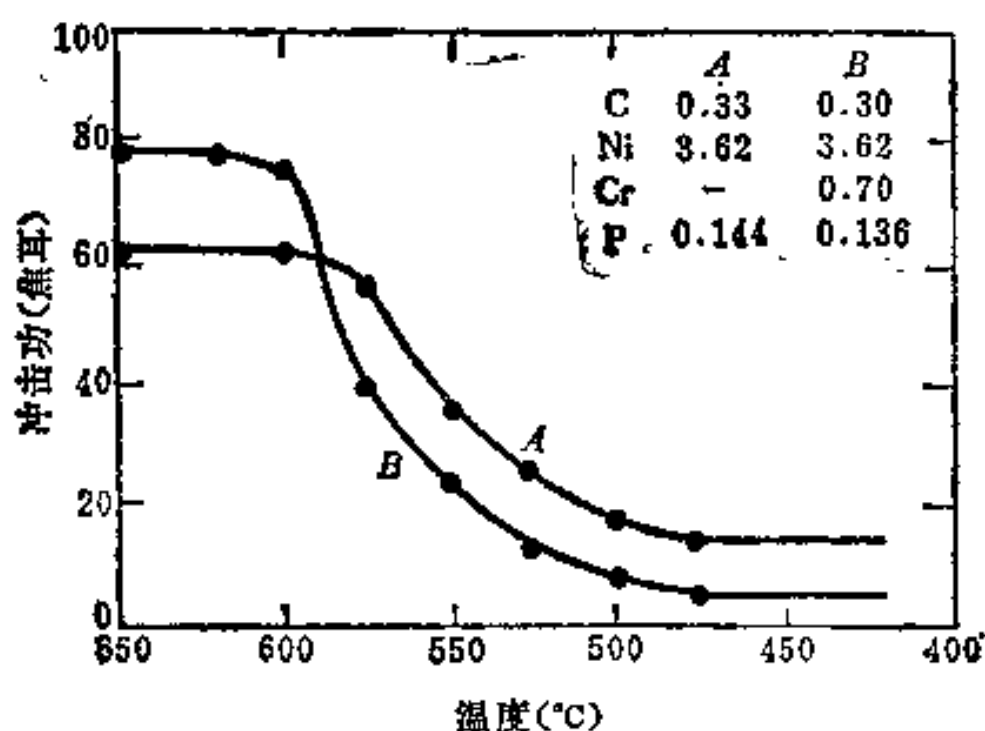


图7-30 含高磷的镍钢和镍铬钢的脆化温度范围

目前有两种测量韧脆转化温度的办法,一种是测量夏氏V型缺口试样的冲击功随温度的变化,并以未脆化状态的值与脆化状态的值的中值所对应的温度为韧脆转化温度,如图7-31(a)所示。这样测得的温度即称韧脆转化温度(Ductile to Brittle Transition Temperature),简称为DBTT。另一种是观察不同温度回火后的冲击试样的断口,并以出现50%纤维状断口和50%晶界断口的温度作为韧脆转化温度。这样测得的温度通常又称为断口形貌转化温度(Fracture Appearance Transition Temperature),以下简称FATT。用FATT的值或韧性状态和脆性状态下形貌转化温度的差值(ΔFATT)都

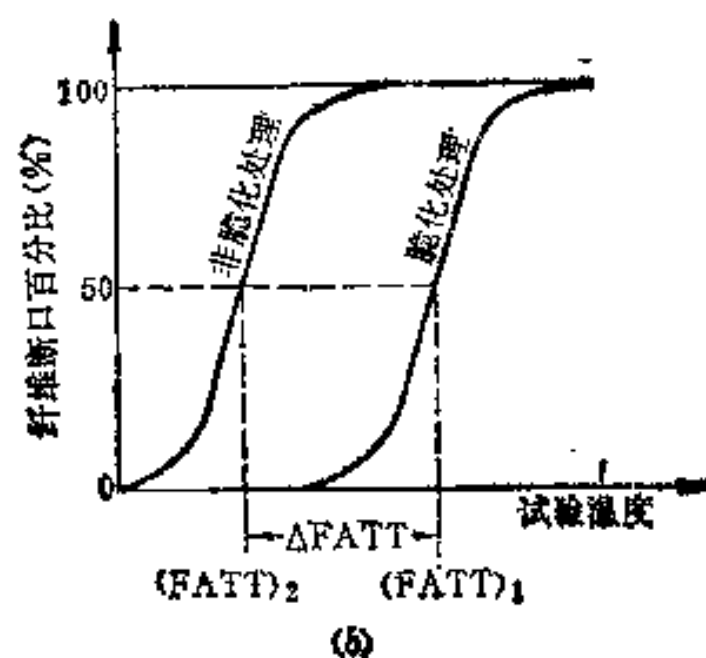
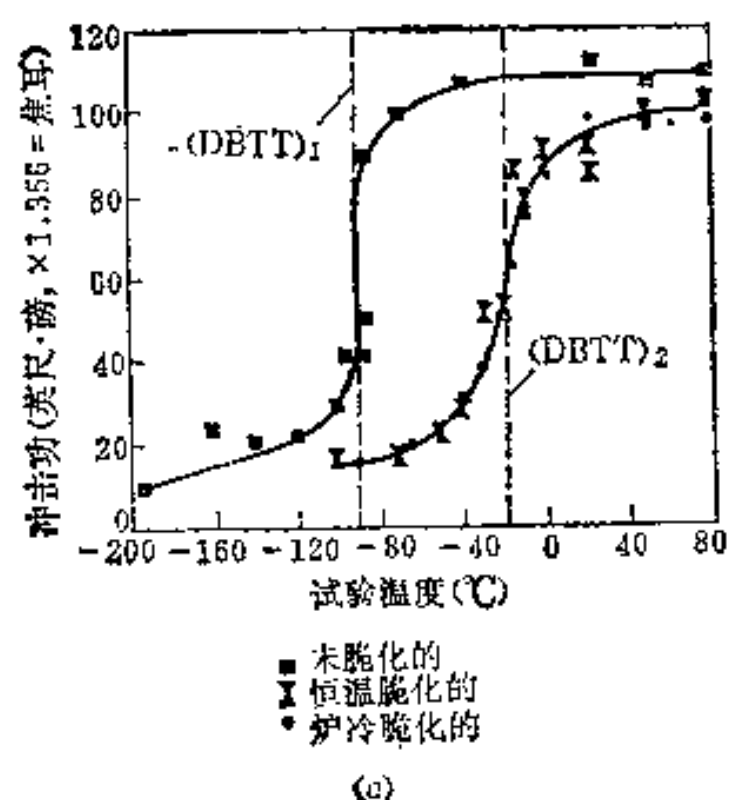


图7-31 确定韧脆转化温度的示意图

可以定量地评定钢对回火脆性的敏感程度, 见图7-31(b)。通常FATT与DBTT是吻合得很好的, 但前者有用得越来越多的趋势。

与TME相比较, TE有两个显著的特点: 一是更大的时间依赖性, 二是可逆性。

所谓时间依赖性有两层涵义: ①在某一脆化温度下, 保温时间越长, FATT越高。图7-32^[68]是一种镍铬钢回火脆性的恒温FATT曲线。从中可以看出, 在脆化温度范围内的任一温度下, FATT总是随时间延长而提高。在脆化最快的550°C附近, 几分钟便足以影响FATT, 而在500°C保温约200小时后, FATT可以上升约100°C。为了弄清楚随着保温时间的延长, FATT是否会出现一个极大值或恒定值, 从而为研究TE的机理提供线索, 进行了更长时间的试验。文献[69]报道, 2.25Cr-1Mo钢在480°C回火2000小时后脆化速率开始下降, 但在8000小时后仍然有脆化作用。文献[70]报道, 对某种镍铬钼钒合金钢, 10000小

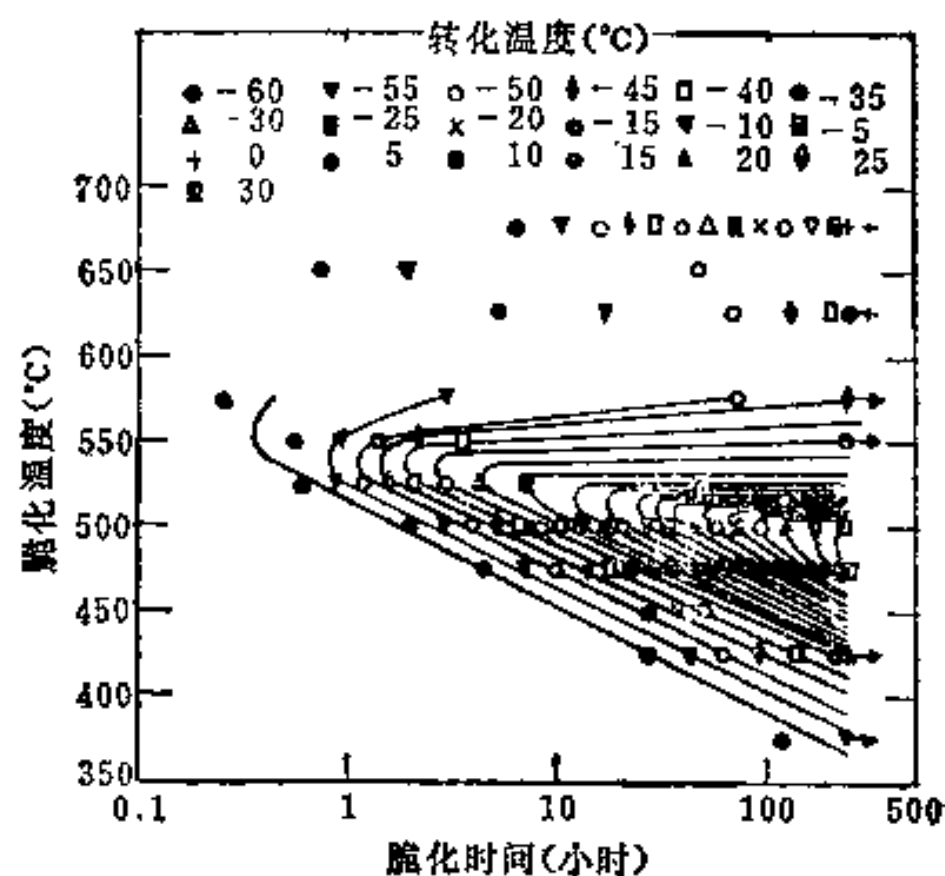


图7-32 1.3Ni-0.6Cr钢在回火时的恒温FATT曲线

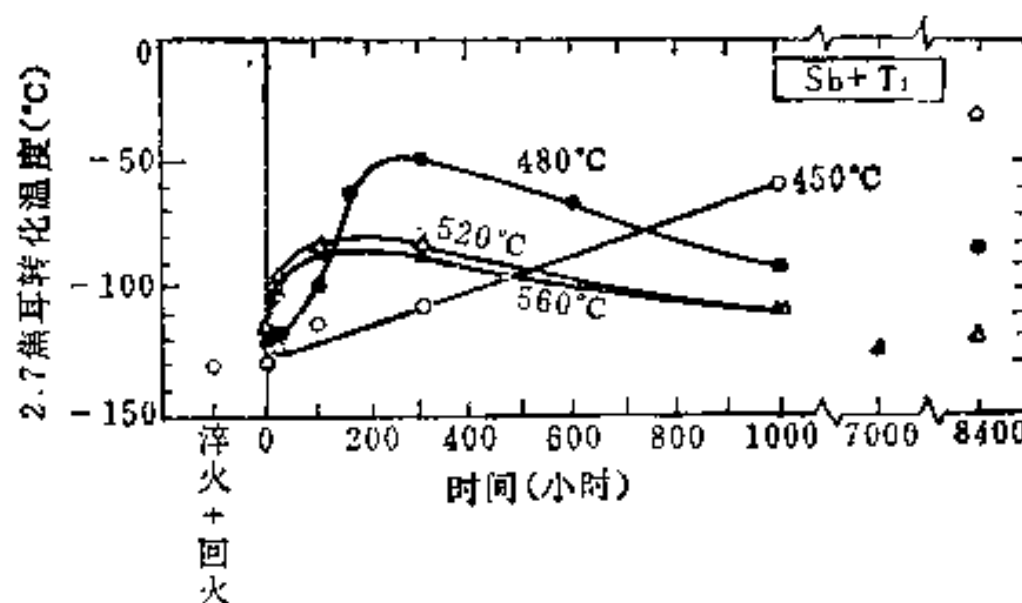


图7-33 3.5Ni-1.7Cr-0.065Sb-0.1Ti钢的韧脆转化温度与不同回火温度下保温时间的关系

时后FATT 达到一个常值, 但30000小时后也没有明显的下降。然而文献〔78〕却报道了随回火时间的延长, 韧脆转化温度出现极大值的情况, 见图7-33。②当在脆化温度或高于此温度下进行回火时, 随后的冷却速度对回火脆性的出现与否具有决定性的影响, 如果快冷则一般不出现回火脆性, 反之则出现。这说明, 在脆化温度范围内的停留时间不能过长。图7-34^{〔71〕}给出了回火后的冷却速度对40Cr 和30CrMnSi 钢冲击韧性影响的情况。

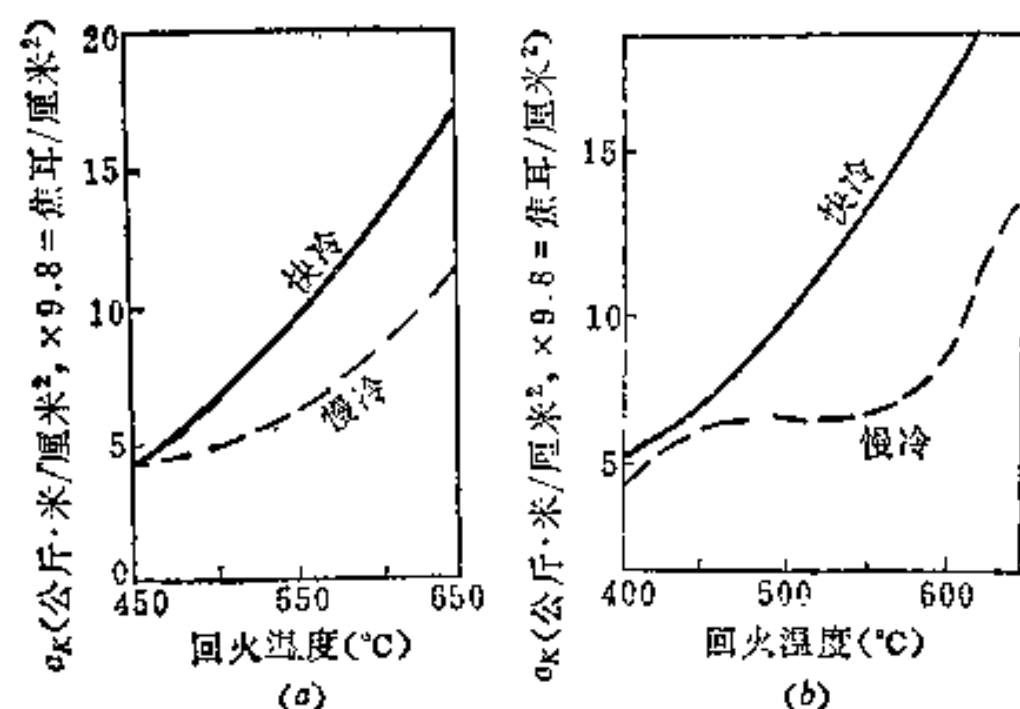


图7-34 回火后的冷却速度
对钢冲击韧性的影响

(a) 40Cr钢; (b) 30CrMnSi钢。

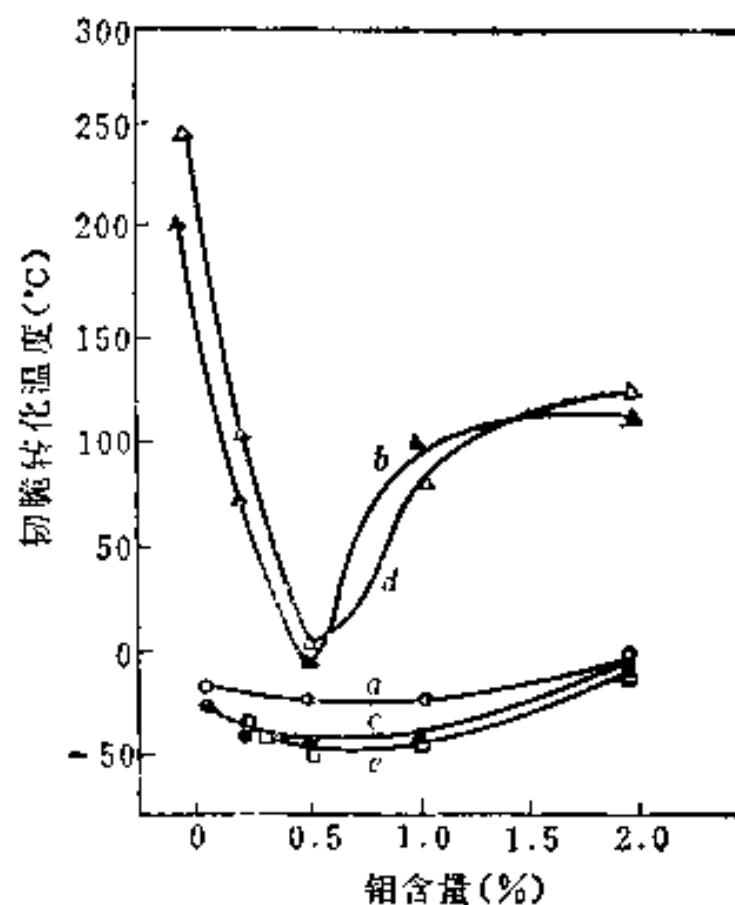


图7-35 回火制度和含铝量对0.3C-
1Cr-1Mn-0.25Si钢FATT的影响

(a) 淬火+回火; (b) 淬火+回火+脆化;
(c) 淬火+回火+脆化+脱脆; (d) 淬火
+回火+脆化+脱脆+脆化; (e) 淬火+回
火+脆化+脱脆+脆化+脱脆。

所谓可逆性, 是指如果钢先在较高温度回火并快冷, 没有产生脆性, 再将其在脆化温度范围内加热或慢冷通过此温度区, 则会产生脆性。将上述脆化了的钢再进行高温回火并快冷, 脆性又会消失, 称为脱脆。脱脆处理后的钢再进行上述导致脆化的处理, 还会致脆。图7-35^{〔72〕}系用 0.3C-1Cr-1Mn-0.25Si 钢做出。图注中淬火指1200°C加热30分钟水冷; 回火为650°C 1小时水冷; 脆化处理为475°C、500小时水冷; 脱脆处理为650°C 1小时水冷。由图可清楚地看出TE的可逆性。

(二) 影响回火脆性的因素 影响钢的回火脆性的因素可分为以下三方面: 钢的成分、热处理工艺和组织状态。

1. 钢的成分 成分是影响回火脆性的最根本的因素。例如碳钢, 不含合金元素, 便没有这类脆性。根据钢中成分对TE的作用, 大体可以把它们分为三类^{〔76〕}:

(1) 包括铬、镍、锰、硅、碳等, 它们都有不同程度的促进回火脆性的作用。当单独加入时, 其作用大小按锰、铬、镍、硅、碳的顺序递减。但这类元素促进脆性的作用必须有磷、锡、锑、砷等杂质存在才能表现出来。例如不含上述杂质的高纯镍铬钢就不显示回火脆性^{〔73, 74〕}。当两种或两种以上这类元素同时加入时, 其促进脆化的能力会大于单独加入时两者的作用之和, 表7-6^{〔75〕}是一个很好的实例。

(2) 包括磷、硫、锡、锑、砷、硼等杂质。它们也是促进回火脆性的, 但要它们

引起回火脆性, 必须以存在(1)类元素为前提, 所以碳钢中虽含有以上某些杂质, 却不存在回火脆性。从试验的结果看, 磷和铈是两个影响最大的杂质元素, 其余的影响较小; 一般来说, 含量如果在10ppm (百万分之一) 数量级, 影响较小, 但如含量在100ppm以上, 则可认为是高含量, 并往往会引起明显的回火脆性。表7-6和7-7^[77]都是说明杂质元素引起回火脆性的例子。

表7-6 杂质元素和合金元素对 $\Delta FATT$ 的影响

钢 种	含0.01%杂质元素时引起的 FATT 的升高(°C)			
	Sb	P	Sn	As
3.5Ni钢	7	10	15	5
1.7Cr钢	8	15	10	4
3.5Ni-1.75Cr 钢	112	20	58	10

表7-7 0.2C-Ni-Cr-Mo钢中加入0.05%磷对回火脆性的影响

合 金 元 素 (%)				$\Delta FATT$ (°C)
Ni	Cr	Mn		
0.1	2.3	1.0		228
3.0	0	1.6		166
3.2	2.1	0.1		132

(3) 包括钨、钼、钒、钛等, 对回火脆性有抑制作用。其中又以钼的作用最为显著, 钨次之。许多研究都表明, 含钼量有一个最佳值, 高于或低于这个值, 都不能很好地抑制回火脆性。据统计, 最佳含钼量在0.5%左右, 随钢的化学成分不同可能在0.2~0.7%间变化。当加入的钨量(重量)为钼的2倍左右时, 大约能达到与钼相同的抑制效果。

2. 热处理工艺 其影响可以概括如下: ①若在回火脆化温度范围(350~600°C)内回火, 或在更高的温度回火并慢冷通过此温度区间, 均会导致回火脆性。当然, 不同的钢, 这一温度范围有所不同。②回火后的冷却速度对出现回火脆性的情况有很大影响。所有的研究都证实, 即便是在脆化温度区内回火, 如果保温时间很短或随后快冷也能获得较高的韧性和较低的韧脆转化温度, 甚至不出现脆性。③脆化后的钢可用脱脆处理加以改善(如前所述)。

3. 组织状态 这里主要是指回火前的组织状态。对镍铬钢而言, 马氏体回火时脆性最严重, 贝氏体次之, 珠光体最轻。此外, 原奥氏体晶粒大小也有明显的影响。一般来说, 原奥氏体晶粒愈粗大, 钢的脆化程度亦愈大。

(三) 回火脆性的形成机理

人们很早就发现了回火脆性的现象。第一次世界大战时发现了回火的枪炮钢变脆的现象并称之为“克虏伯病”。从1917年发表第一篇有关回火脆性的文章到现在, 人们一直在探寻产生回火脆性的原因, 并提出了各种各样的解释。其中的两大流派是平衡偏聚理论和非平衡偏聚理论。

1. 平衡偏聚理论 麦克莱恩(Mclean)^[78]1948年提出, 回火脆性是因为碳原子在晶界的偏聚, 使晶界变成过饱和的固溶体即马氏体而变脆。后来的工作证明, 引起脆性

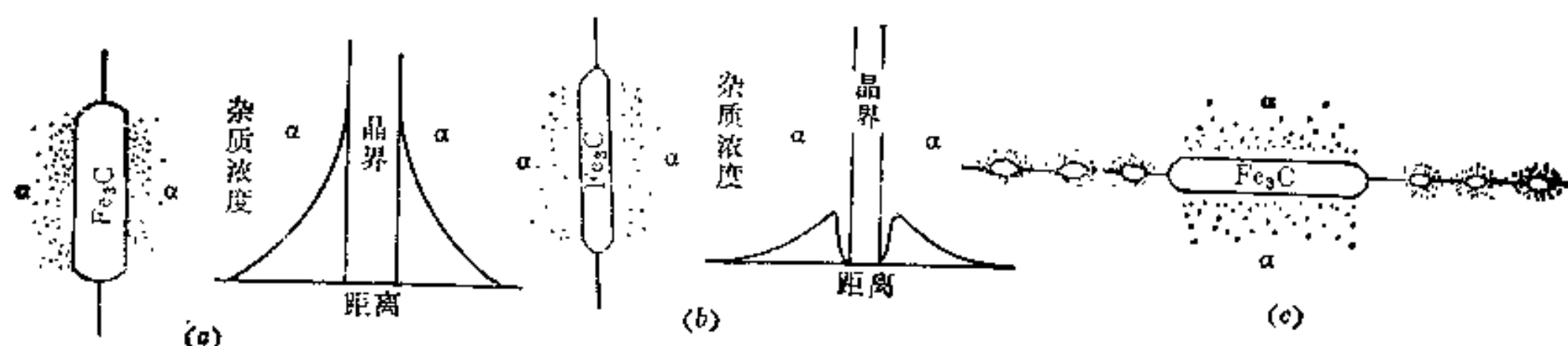


图7-36 由碳化物中排出致脆元素导致脆性的示意图

(a) 由奥氏体慢冷导致的起始脆化；(b) 加热到650°C淬火引起的脱脆；(c) 在480°C加热引起再脆化。

性是由 α 固溶体通过时效析出超细的 $\text{Fe}_3\text{C}(\text{N})$ 质点对位错起了钉扎作用而造成的。因为长时间加热后上述碳氮化物会粗化，所以他们也认为这一机理不适于解释长时间加热后的脆性。但这一机理没有考虑杂质的作用，也是它的不足之处。

(四) 抑制回火脆性的方法

根据前述各点可知，为抑制回火脆性可采取如下措施：①在钢中加入适量的钼、钨等元素；②减少钢中的杂质含量，尤其是锑、磷、锡等；③以铝脱氧或加入钒、钛等元素以获得细小的奥氏体晶粒；④高温回火后快冷；⑤采用亚温淬火（在§6-5中已讨论过）。其中，前三项即改变钢的成分和提高冶金质量是最根本的方法，因为对于大截面零件，回火后快冷是很难做到的，而对于那些要在脆化温度范围内长期工作的零件如汽轮机轴等等，则只有使用对回火脆性不敏感的材料才能保证工作的可靠性。

§7-5 回火工艺

钢的回火工艺，从操作上来看比较简单，因为它的加热温度不高（低于 A_1 ），保温时间不长（几小时之内），冷却不复杂（除了对回火脆性敏感的钢高温回火后需要油冷或水冷外，一般均为空冷），对设备的要求也不高（一般可使用空气循环炉）。但是，要制订出合理的回火工艺，使之既满足使用要求、避免缺陷，又充分发挥材料的潜力，提高经济效益，却不十分容易。制订回火工艺，就是根据对工件性能的要求，考虑钢的化学成分、淬火条件和淬火后的组织、性能，正确地选择回火温度、保温时间和冷却方法。下面我们将着重介绍正确选定回火温度和时间两个问题。

一、回火温度的选定

回火温度是决定回火钢的组织 and 性能最重要的因素，因此制订回火工艺首先是选定回火温度。在生产中通常按所采用的温度把回火分成三类，即低温回火（150~250°C）、中温回火（350~500°C）和高温回火（>500°C），其选用原则如下：

(一) 低温回火 低温回火时马氏体发生分解，析出 η -碳化物而变成回火马氏体，淬火内应力得到部分消除，淬火时产生的微裂纹也大部分得到愈合，所以低温回火可以在很少降低硬度的同时使钢的韧性明显提高。这对于要求高硬度、高耐磨性以及适当韧性的应用场合是非常合适的。因此，凡是由高碳的中、低合金钢制成的工、模、量具和滚珠轴承等均采用低温回火。由于低碳马氏体本身就具有较高的塑性、韧性和较高的强度，所以低碳钢或低碳合金钢也可以经淬火、低温回火来代替中碳钢制造某些结构零件。工模具的回火温度一般取200°C左右，轴承零件的回火一般取160°C左右，低碳钢的回火

一般也在200℃以下。至于量具，除了硬度和耐磨性以外，还要求好的尺寸稳定性，而这又与回火组织中未分解的残余奥氏体和内应力有关。因此低温回火前往往增加冷处理工序。有的工厂用200~225℃的较长时间（约8小时）回火来代替冷处理，效果也不错。此外，对于高精度量具如块规等，在研磨过程中还要进行更低温度（100~150℃）的时效处理，以消除内应力和稳定残余奥氏体。

渗碳件和碳氮共渗零件，不仅要求表面硬而耐磨，同时也要求心部有较好的塑性、韧性。但因其实质上是表层高碳钢与心部低碳钢的一种复合材料，因此用低温回火可以满足两方面的要求。通常渗碳和碳氮共渗件的回火温度取为160~200℃。

（二）中温回火 前已述及（§7-2），钢的弹性极限随回火温度的变化在200~405℃间出现极大值。目前在工程上，在350~500℃范围内的中温回火主要是利用这一变化特性，使钢获得最大的弹性极限。因此中温回火主要用于各种弹簧钢。一般碳素弹簧钢取此温度范围的下限，如65钢在380℃回火；合金弹簧钢取此范围的上限，如55Si2Mn在480℃回火，这是因为合金元素提高了钢的回火稳定性。

（三）高温回火 钢经高温回火后，得到由铁素体和弥散分布于其中的细粒状渗碳体组成的回火索氏体组织。与渗碳体呈片状的珠光体相比较，在强度相等时，回火索氏体的塑性和韧性有很大提高。例如对40钢，在一定的正火和淬火、高温回火条件下，当强度相同时，高温回火的伸长率可提高50%，断面收缩率提高80%，冲击值提高100%^{〔85〕}。因此，高温回火不仅广泛用于那些要求优良综合性能的结构零件，如涡轮轴、压气机盘以及汽车曲轴、机床主轴等等，一般结构零件也广泛采用。

淬火+高温回火又称调质处理。调质回火的温度主要依据钢的回火抗力和技术条件要求而定。目前已对各种工业用钢测出了各种机械性能随回火温度变化的曲线（有时称为钢的回火曲线），可以作为我们选择回火温度的依据。

对于具有二次硬化作用的高合金钢，往往采用高温回火来获得高的硬度、耐磨性和红硬性。高速钢就是其中的典型。但采用这种高温回火时有两点必须注意：①必须与恰当的淬火相配合，才能获得满意的结果。例如Cr12钢，如果在980℃淬火，则因许多碳化物未溶解于奥氏体中，所以后者所含合金元素和碳量较低，淬火后的硬度高，但高温回火后硬度反而下降。当淬火温度提高到1080℃后，奥氏体中含碳和合金元素量大增，淬火后出现大量残余奥氏体，所以淬火硬度较低，但二次硬化效果却十分显著。②高温回火后还必须至少在同样温度或低温再回火一次。这是因为获得二次硬化效应要以高温淬火，即奥氏体中溶有多量的碳和合金元素为前提，而这就会在淬火后导致较多的残余奥氏体；经过高温回火，残余奥氏体又会发生二次淬火，形成淬火马氏体。前已指出，未回火马氏体是不允许直接使用的，因此必须再回火。再回火的次数取决于钢的回火稳定性，例如高速钢通常要在560℃回火三次，而国外有的工厂甚至在三次回火后还加一次200℃的低温回火，以消除任何可能出现的未回火马氏体。

调质处理有时也用来作工序间处理或预备热处理。例如淬透性很高的合金钢18Cr2Ni4WA在渗碳后心部硬度很高而难于切削加工，即可用高温回火降低其硬度；需要感应加热淬火的重要零件最好以调质处理为预备热处理；氮化零件在氮化前一般也应经过调质处理等等。在这种情况下，高温回火的温度是根据所要求的强度或硬度结合钢的成分来选定的。

火程度的影响远较温度的影响为小；回火参量与回火温度及回火时间的对数都成正比，就说明了这一点。众所周知，回火是由扩散过程所控制的，尽管各个阶段的扩散激活能不同，但温度和时间影响的相对大小不变，这正是(7-6)式所说明的内容。在霍洛门和佳费的文章中不仅从实践中归纳出了公式(7-6)，而且从扩散控制反应的一般速度方程推出了上述方程，从而把所得的公式置于了比较坚实的理论基础之上。

霍洛门等的公式已被广泛接受，在实际中也得到了广泛的应用。例如对许多钢已经测出了回火硬度与 P 值的关系曲线，如图7-37^[89]所示。然而，硬度-回火参量曲线用起来不很方便，因此发展了一种具体标出温度、时间的回火曲线图，如图7-38^[89]所示。图

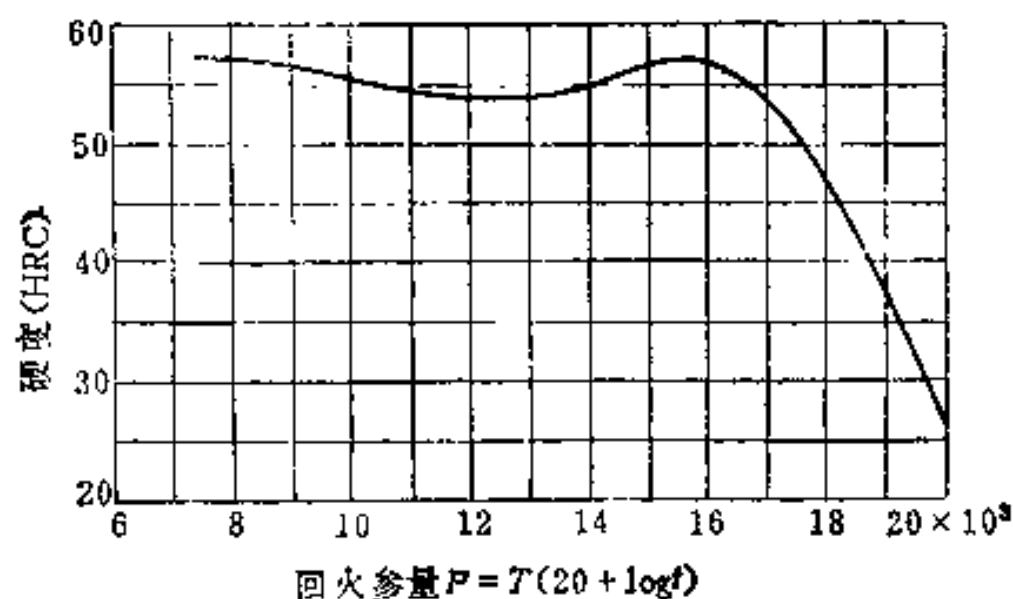


图7-37 H13钢(0.35C-5Cr-1.5Mo-1V)
的回火硬度与回火参数的关系。

7-37和7-38的意义完全一样。应用这类图可以很容易地看出当温度或时间变化时所引起的硬度变化。

值得指出，霍洛门关系不仅用于回火是成功的，当用于蠕变断裂或再结晶和晶粒长大时，也已被实践证明是成功的^[90,91]。这是因为这些过程都受扩散控制，服从于共同的速度方程。文献[92]研究了几种回火参数的有效性问题，可作为深入研究的参考。

我国目前对回火参量和它的应用很少研究，也没有系统的实验工作，这种状况极待改进。

最后，在制订回火工艺时还有一些其它的问题也必须考虑，例如在回火脆性温度范围或其以上回火后应当快冷；回火应当及时，甚至不待工件冷至室温就入炉回火（但应补加一次回火以免留下未回火马氏体）；一些特殊回火方法的采用，如电热回火、局部回火、自回火、定形回火等等，有些前而已经提到，有些则过于具体细致，这里不再详细论述。

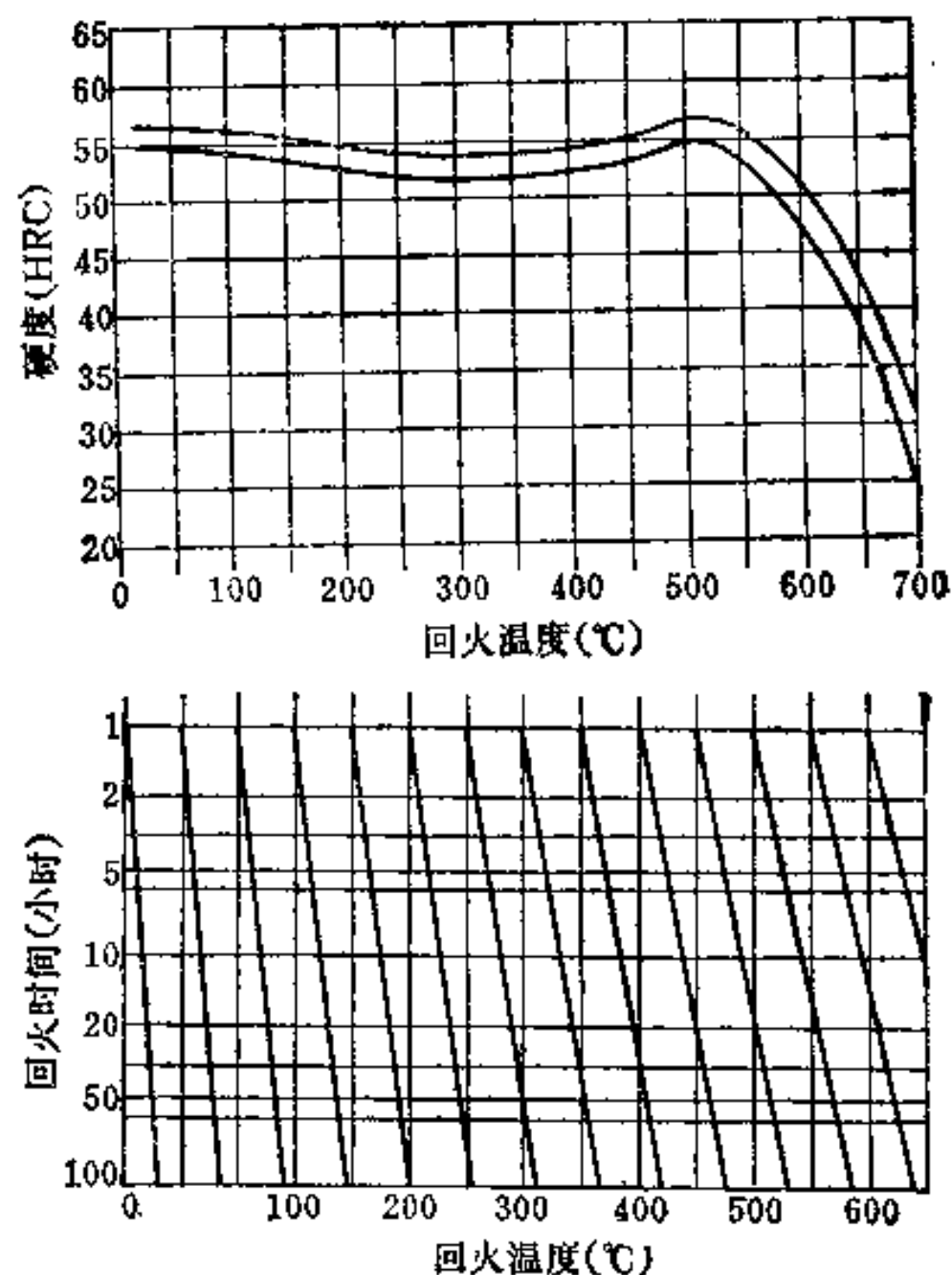


图7-38 H13钢(0.35C-5Cr-1.5Mo-1V)
的另一种回火曲线图

参 考 文 献

- [1] R. W. K. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*, Edward Arnold, 1981.
- [2] S. Nagakura et al., *Met. Trans.*, 14A(1983), 1025.
- [3] A. M. Sherman et al., *Met. Trans.*, 14A(1983), 995.
- [4] P. G. Winchell et al., *Trans. ASM*, 55(1962), 347.
- [5] P. C. Chen et al., *Met. Trans.*, 11A(1980), 1333.
- [6] S. Nagakura et al., *Trans. JIM*, 20(1979), 100.
- [7] N. DeCristofaro et al., *Met. Trans.*, 9A(1978), 821.
- [8] P. A. Beaven et al., *Proceedings of Int. Conf. on Martensitic Transformations*, M. A. Meyer, Ed., MIT, Cambridge, 1979, P. 559.
- [9] 弘津根彦, 热处理(日), 14(1974), 327.
- [10] Y. Hirotsu et al., *Acta Met.*, 11(1972), 645.
- [11] В. И. Изоров и Л. М. Утевский, *Физ. Мет. Металловед.* 26(1968), №. 1, СТР. 98.
- [12] D. L. Williamson et al., *Met. Trans.*, 10A(1979), 1351.
- [13] K. H. Jack, *JISI*, Sep. 1951, P. 26.
- [14] E. Tekin and P. M. Kelly, in *Precipitation from Iron-Base Alloys*, AIME, 1965, P. 173.
- [15] S. Nagakura et al., *Trans. JIM*, 22(1981), P. 699.
- [16] C-B, Ma et al., *Met. Trans.*, 14A(1983), P. 1033.
- [17] Y. Ohmori, *Trans. JIM*, 13(1972), 119.
- [18] Y. Imai, *Trans. JIM*, 16(1975), 721.
- [19] Y. Imai et al., *Trans. ISIJ*, 15(1975), 79.
- [20] K. H. Jack et al., *Nature*, 212(1966), 248.
- [21] Y. Hirotsu et al., *Trans. JIM*, 15(1974), 129.
- [22] K. Shimizu et al., *Trans. JIM*, 15(1974), 193.
- [23] Y. Hirotsu et al., *Trans. JIM*, 17(1976), 503.
- [24] Y. Tanaka et al., *Trans. JIM*, 22(1981), 779.
- [25] C-B Ma et al., *Met. Trans.*, 14A(1983), 1033.
- [26] S. Murphy et al., in *The Mechanisms of Phase Transformations in Crystalline Solids*, Monograph №. 33, 1969.
- [27] D. H. Jack et al., *Mat. Sci. and Eng.*, 11(1973), 1.
- [28] D. H. Jack, *Mat. Sci. and Eng.*, 13(1974), 19.
- [29] G. R. Speich, *Trans. AIME*, 245(1969), 2653.
- [30] A. Sherader und A. Rose, *De Ferri Metallographia*, I, Max-Planck-Institut für Eisenforschung, 1966.
- [31] G. R. Speich et al., *Met. Trans.*, 3(1972), 1043.
- [32] R. N. Caron et al., *Met. Trans.*, 3(1972), 2381.
- [33] H. Hanemann et al., *Stahl Eisen*, 46(1926), 1508.
- [34] B. S. Lement et al., *Trans. ASM*, 46(1954), 851; 47(1955), 291; 49(1957), 823.
- [35] G. Krauss, *Principles of Heat Treatment of Steel*, ASM, Metals Park, 1980.
- [36] M. A. Grossmann and E. C. Bain, *Principles of Heat Treatment*, 5th Ed. ASM, Metals Park, 1964.
- [37] R. A. Grange et al., *Met. Trans.*, 8A(1977), 1775.
- [38] H. Muir et al., *Trans. ASM*, 47(1955), 380.
- [39] T. A. Balliett et al., *Met. Trans.*, 7A(1976), 81.
- [40] A. R. Marder et al., *Met. Trans.*, 5(1974), 778.
- [41] R. W. K. Honeycombe, *Structure and Strength of Alloy Steels*, Climax Molybdenum Co. Publication, 1972.
- [42] A. G. Allten et al., *Trans. ASM*, 45(1953), 498.
- [43] M. Cohen, *Trans. ASM*, 44(1952), 347.
- [44] A. S. Kenneford et al., *JISI*, 185(1957), 467.
- [45] M. F. Ashby, *Acta Met.*, 14(1966), 679.

第八章 钢的化学热处理

§ 8-1 化学热处理概述

钢的化学热处理是将钢件在适当的介质中加热保温,以改变其表层的化学成分和组织,从而获得所需要的机械或化学性能的工艺的总称。随着工业技术的发展,对机械零件提出了各式各样的要求。例如发动机上的齿轮和轴,不仅要求齿牙和轴颈的表面硬而耐磨,还必须能够传递很大的扭矩和承受相当大的冲击负荷;在高温燃气下工作的涡轮叶片,不仅要求表面能抵抗高温氧化和热腐蚀,还必须足够的高温强度,等等。所有这类对零件表面和心部的不同要求,用同一材料制作零件并使之经受同一种热处理是不能很好满足的,这样就推动了化学热处理的发展。

目前工业上广泛使用的化学热处理方法都是在零件表面添加某种元素,即所谓的渗入法。依据所渗入的元素,可以将化学热处理分为渗碳、渗氮、渗铝、渗硼……等等。如果同时渗入两种以上的元素,则称之为共渗,如碳氮共渗、铬铝硅共渗……等等。钢用渗入法处理时所渗入的元素,可能溶于铁中形成固溶体(如渗碳),也可能与铁形成某种化合物(如渗硼),总之是要与基体金属互相作用。近年来发展的一种处理则是将具有某种特殊性能的化合物直接沉积于基体表面,形成一层与基体金属无关的覆盖层,例如气相沉积碳化钛、氮化钛等。这可以算是化学热处理的另一大类别,但限于篇幅,这里不拟介绍。

概括地说,一切渗入法化学热处理的过程,都可以分为三个互相衔接而又同时进行的阶段,即分解、吸收和扩散。分解是指零件周围介质的分解,以形成渗入元素的活性原子,例如 $\text{CH}_4 \rightleftharpoons 2\text{H}_2 + [\text{C}]$, $2\text{NH}_3 \rightleftharpoons 3\text{H}_2 + 2[\text{N}]$,其中 $[\text{C}]$ 、 $[\text{N}]$ 分别为活性的碳、氮原子。所谓活性原子即指初生的、原子态(即未结合成分子)的原子。只有这种原子才能溶于钢中。吸收指的是活性原子被金属表面吸收的过程。究竟吸收是怎样进行的,对此有两种看法:一种认为吸收是一种化学吸收,即活性原子先与基体金属反应生成某种化合物(如碳先与铁反应生成 Fe_3C),此化合物瞬即分解,渗入原子再向心部扩散;另一种认为吸收是一种物理吸收,即活性原子先吸附并溶解于零件表面,然后再向心部扩散。如果活性原子只吸附而不能溶解于表层金属,则吸收过程仍不能完成。碳不能溶于铜中,钢件表面镀一层铜可以防止零件渗碳,就是因为铜阻断了吸收过程。

扩散则指的是渗入原子在基体金属中的扩散,这是化学热处理得以不断进行和获得一定深度的渗层的保证。从扩散的一般规律可知,要使扩散进行得快,必须要有大的驱动力(即大的浓度差)和大的原子活动性(即足够高的温度),这对于确定工艺参数显然具有直接的意义。了解以上三个阶段的划分可以说是掌握化学热处理知识的线索,而保证三个阶段的恰当进行则是搞好化学热处理的关键。

本章将只对工业上最广泛使用的渗碳、渗氮、碳氮共渗和渗铝、渗硼等工艺进行介绍。

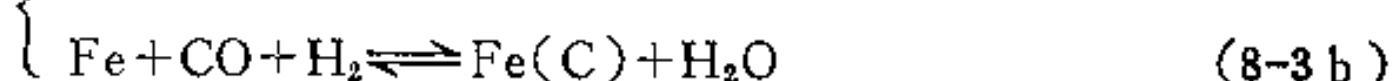
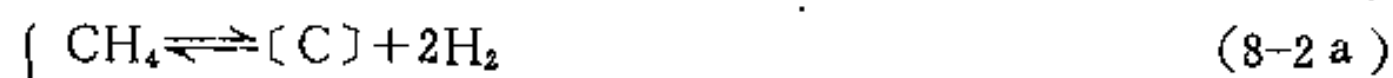
§ 8-2 钢 的 渗 碳

渗碳是将钢置于具有足够碳势的介质中加热到奥氏体状态并保温，在表面与心部间形成一个碳浓度梯度层的处理工艺。它是化学热处理中最古老但目前应用也最广泛的工艺。我国人民曾经对渗碳的发展作出了卓越的贡献，从大约 350 年前的著作^[1]中可以看出，当时在中国固体渗碳已经达到了相当高的水平。根据所使用的介质的物理状态，可以将渗碳分为气体渗碳、液体渗碳和固体渗碳三类。气体渗碳具有碳势可控、生产率高、劳动条件好和可以直接淬火等优点，因此应用最广泛。本节将对它作重点讨论。

一、渗碳原理（以气体渗碳为例）

渗碳过程也可以分为如上节所述的三个阶段，下面将分别加以研究。

（一）渗碳介质的分解 当前在工业中使用的气体渗碳方法可分为两类，一类是用吸热式或放热式可控气氛（近年来使用氮基气的也日益增多）作为载体气，另外再加入某种碳氢化合物气体（如甲烷、丙烷、天然气等）作为富化气以提高并调节气氛的碳势；采用的炉型多为箱式炉或连续式炉。另一类是将含碳有机液体直接滴入渗碳炉，在其中产生所需要的气氛；所采用的炉型可以是箱式的，但更多的是井式炉。不管是哪种方法，气氛中的主要组成物都是 CO 、 CO_2 、 CH_4 、 H_2 、 H_2O 等五种（至于 N_2 ，因其为惰性气体，可不考虑；少量的高碳烷烃和烯烃，最后也会分解为 CH_4 等），其中 CO 和 CH_4 是起增碳作用的，其余的是起脱碳作用的。因此，整个气氛的渗碳能力取决于这些组分的综合作用，而不只是哪一个单组分的作用。据估计，在渗碳炉中可能同时发生的各种反应（炉气各组分与工件的和各组分之间的反应）有 180 种之多^[2]。但与渗碳有关的最主要的反应只是下列三个：



式中， $\text{Fe}(\text{C})$ 表示碳溶入铁（ $\gamma\text{-Fe}$ ）中形成了固溶体（奥氏体）， $[\text{C}]$ 表示生成的活性碳原子。据柯林（Collin）等人^[3]的数据，反应（8-1）和（8-2）对整个渗碳过程贡献较小，而贡献最大的则是反应（8-3），不过这一点还未被普遍接受。但不管各个反应贡献的相对大小如何，从以上各式我们可以得到的共同结论是：当气氛中的 CO 和 CH_4 增加时，平衡向右移动，分解出的活性碳原子增多，气氛碳势增高；反之，当 CO_2 和 H_2O 增加时则分解出的活性碳原子减少，气氛碳势下降。因此，为了控制气氛碳势以得到所需要的值，必须研究上述反应的平衡情况。

图 8-1 是反应（8-1）在一个大气压下达达到平衡时 CO 和 CO_2 的相对量的变化曲线^[4]。由图可见，温度愈高， CO 愈不容易分解，因此，温度越高，为了得到一定数量的活性碳原子，应该加入的 CO 量越大，或者应该把系统中的 CO_2 量维持在更低值。温

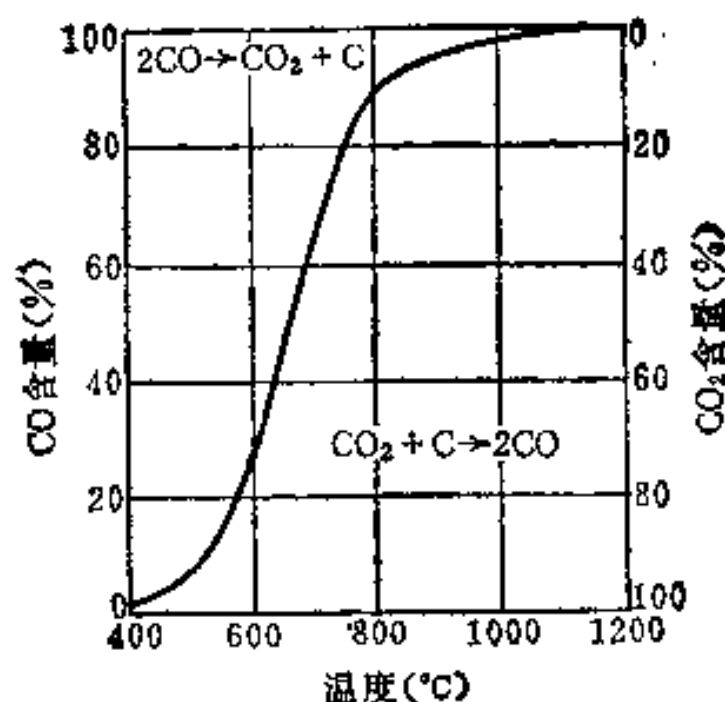


图8-1 反应 $2\text{CO} \rightleftharpoons \text{C} + \text{CO}_2$ 在1个大气压下的平衡曲线

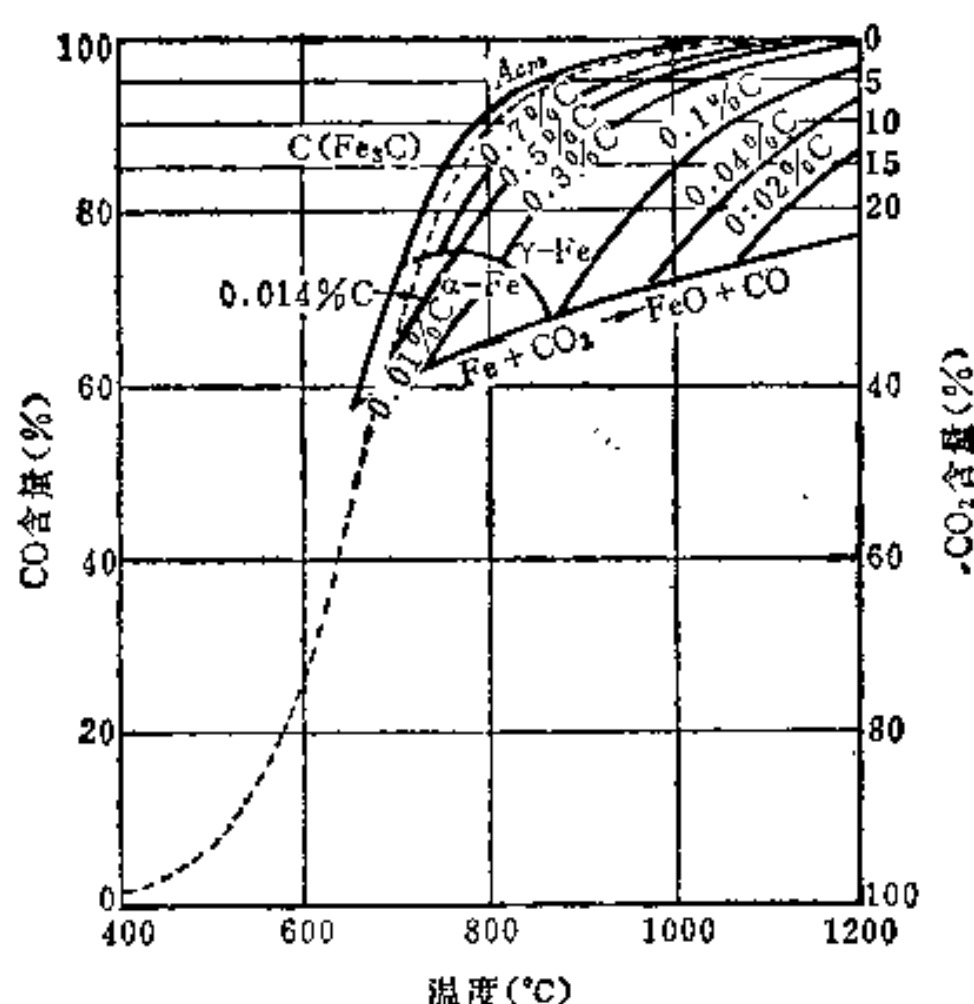


图8-2 CO-CO₂混合气与铁的平衡曲线

度有这样的影响, 是因为这个反应是放热反应: $2\text{CO} \rightleftharpoons [\text{C}] + \text{CO}_2 + 41.3$ (千卡/克分子), 反应的平衡常数 $K' = a_{\text{C}} P_{\text{CO}_2} / (P_{\text{CO}})^2$, 但文献中经常给出的是其逆反应的平衡常数^[2], 即 $K = 1/K' = (P_{\text{CO}})^2 / a_{\text{C}} P_{\text{CO}_2}$, 且

$$\log K = -\frac{8870}{T} + 9.060 \quad (8-4)$$

式中, T 为绝对温度; a_{C} 为碳在钢中的活度; P_{CO_2} 和 P_{CO} 分别为 CO_2 和 CO 的分压。当有铁存在时, 即反应 (8-1 b), 由于新生成的碳会溶解在铁中, 因此是气氛与一定浓度的碳在铁中的固溶体相平衡, 这时的平衡曲线就变成图 8-2^[4] 的形式。

对于反应 (8-2 a) 来说, 则有如图 8-3 所示之平衡曲线。由图可见, 提高温度有助于 CH_4 分解, 这与 CO 是不同的。其所以这样, 是因为甲烷分解是吸热反应: $\text{CH}_4 \rightleftharpoons [\text{C}] + 2\text{H}_2 - 19.1$ (千卡/克分子)。反应的平衡常数 $K' = a_{\text{C}} (P_{\text{H}_2})^2 / P_{\text{CH}_4}$, 但文献中经常也给出其逆反应之平衡常数 $K = P_{\text{CH}_4} / a_{\text{C}} (P_{\text{H}_2})^2$, 且

$$\log K = \frac{4650}{T} - 5.770 \quad (8-5)$$

式中 T 表示温度 (K)。当有铁存在时, 即反应 (8-2 b), 平衡的情况则如图 8-4^[5] 所示。不难看出, CH_4 是非常强的增碳气体, 在 H_2 - CH_4 系统中, 只需要很小量的甲烷几乎就可以使所有不同含碳量的钢增碳。

应当指出, 以上两种反应的平衡条件即平衡时各组分的具体值, 与气氛中其它组分的含量是有关系的, 也就是说, 当使用不同的载体气时, 平衡条件会有变化。例如, 同是吸热式气, 当以甲烷为原料制作时, 气氛中含 CO 、 H_2 和 N_2 分别为 20.5%、41.0% 和 38.5%; 若以丙烷为原料, 则分别为 23.7%、31.6% 和 44.7%^[6]; 而直接滴注法产生的气氛中所含上述各组分分别为 32.3%、64.9% 和 1.03%^[6]。由于上述两种吸热气不同, 它们与钢的平衡情况就有明显的不同, 如图 8-5^[7] 所示。

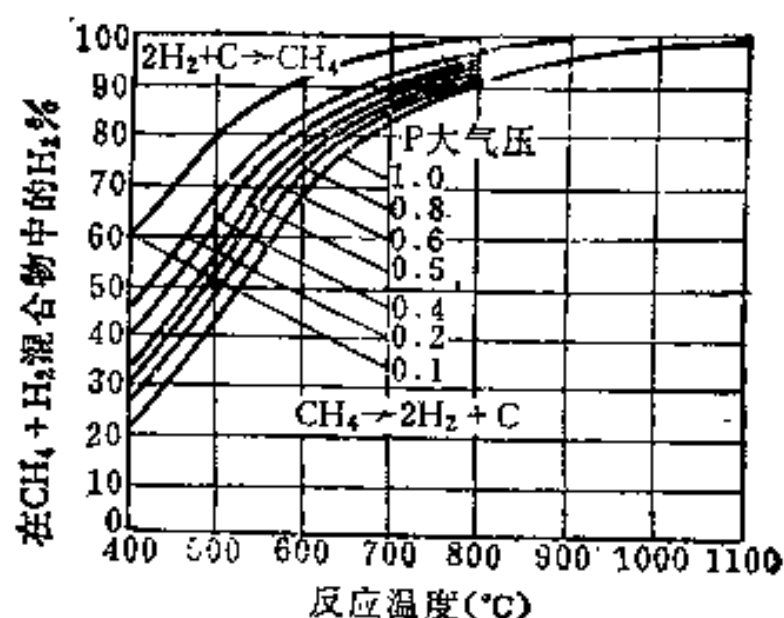
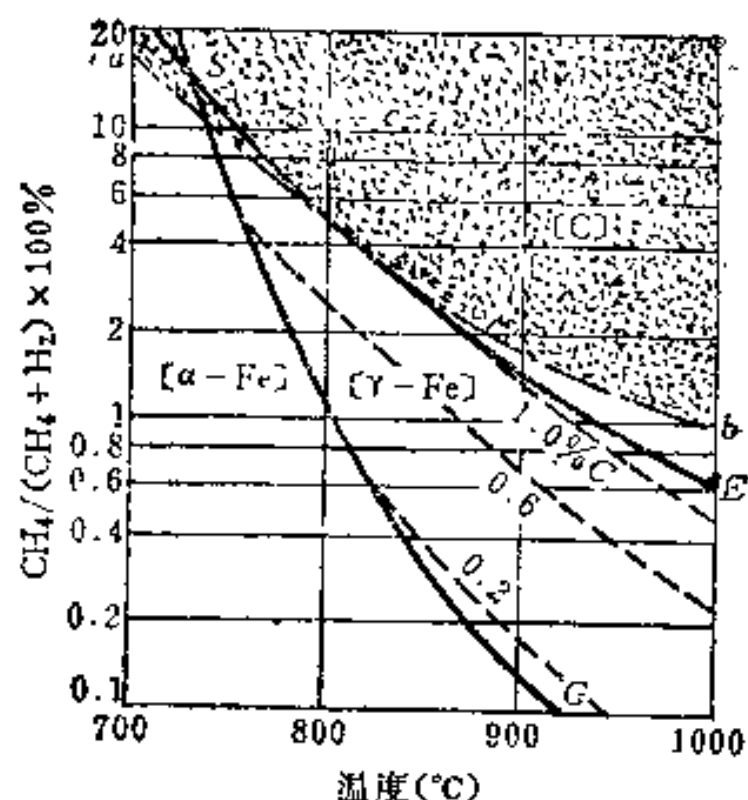
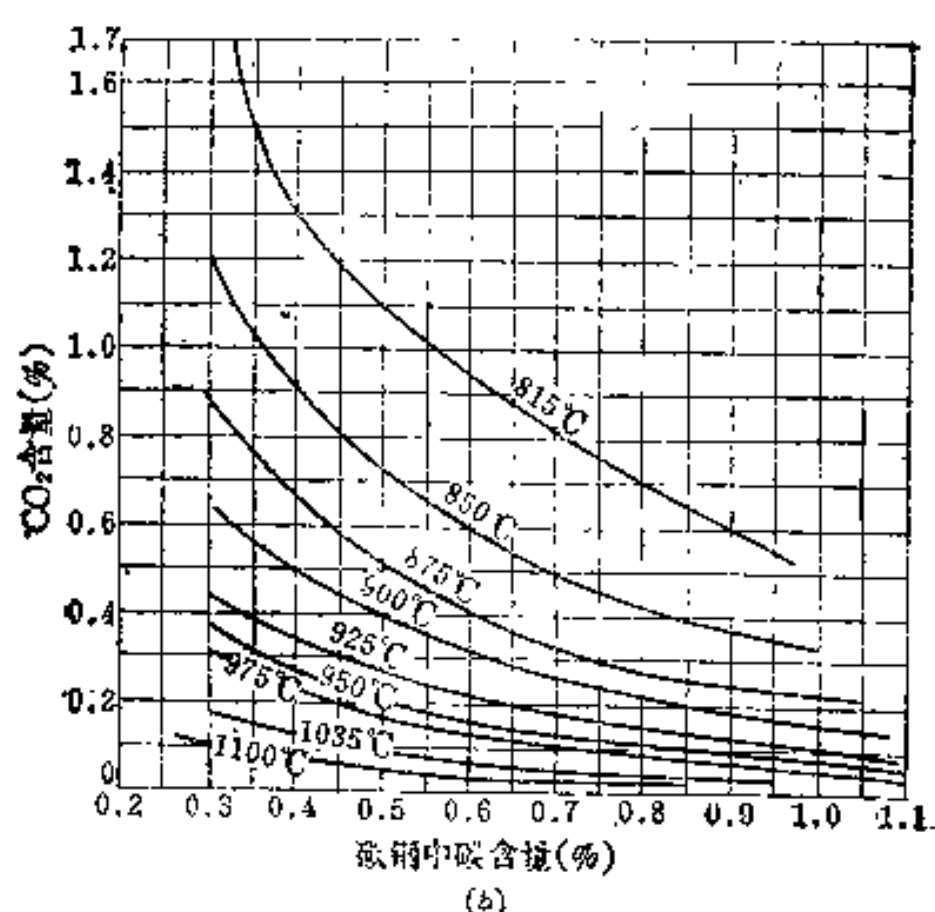
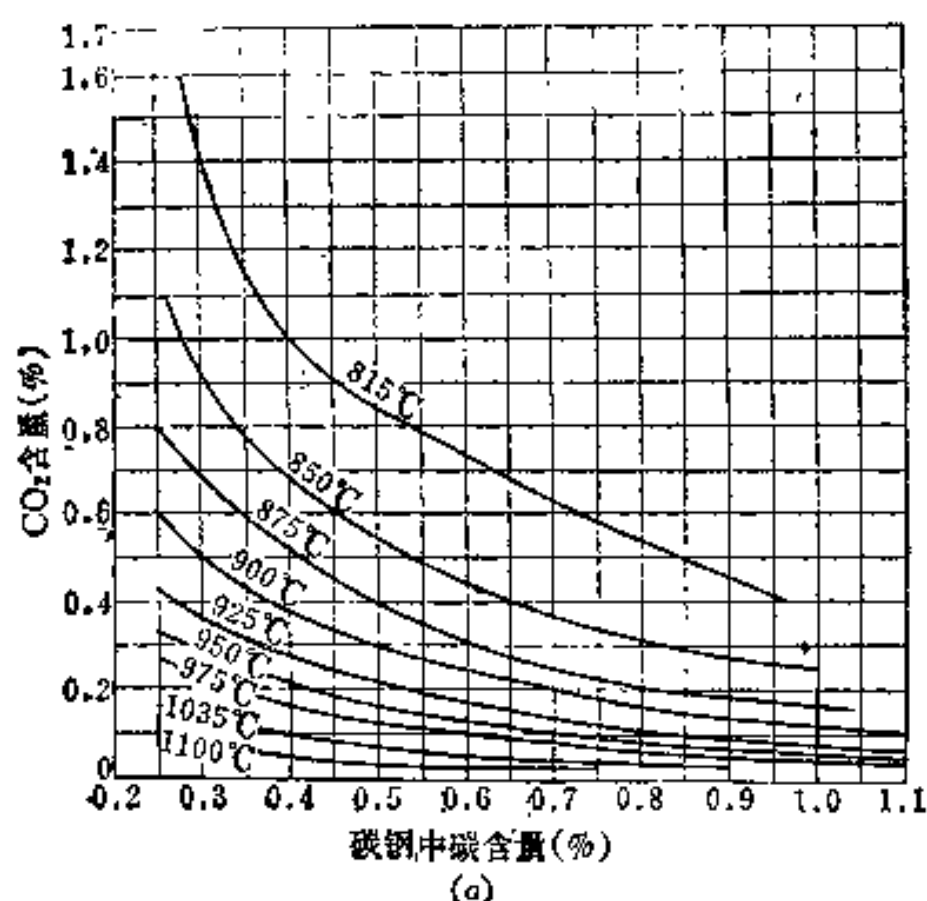
图8-3 反应 $\text{CH}_4 \rightleftharpoons [\text{C}] + 2\text{H}_2$ 的平衡曲线图8-4 各种不同含碳量的钢与 $\text{H}_2 - \text{CH}_4$ 系的平衡关系

图8-5 不同原料制取的吸热气与碳钢平衡时平衡条件的变化

(a) 甲烷为原料; (b) 丙烷为原料。

以上两个反应并不是孤立地进行的, 因为炉气的各组分之间互相都由一定的化学反应联系着, 如碳氢化合物的分解反应, 碳氢化合物与 CO_2 、 H_2O 的反应等, 但其中最主要的是所谓水煤气反应:



其平衡常数为

$$K = \frac{P_{\text{CO}} \times P_{\text{H}_2\text{O}}}{P_{\text{CO}_2} \times P_{\text{H}_2}} = \frac{(\text{CO})(\text{H}_2\text{O})}{(\text{CO}_2)(\text{H}_2)} \quad (8-7)$$

或

$$\frac{(\text{H}_2\text{O})}{(\text{H}_2)} = K \cdot \frac{(\text{CO}_2)}{(\text{CO})} \quad (8-7')$$

由上式看出, H_2O 对 H_2 的比值与 CO_2 对 CO 的比值有严格的比例关系, 当温度一定时, 两个比值差一常数倍 K 。 K 与温度的关系为:

$$\log K = \frac{-1764}{T} + 1.627 \quad (8-8)$$

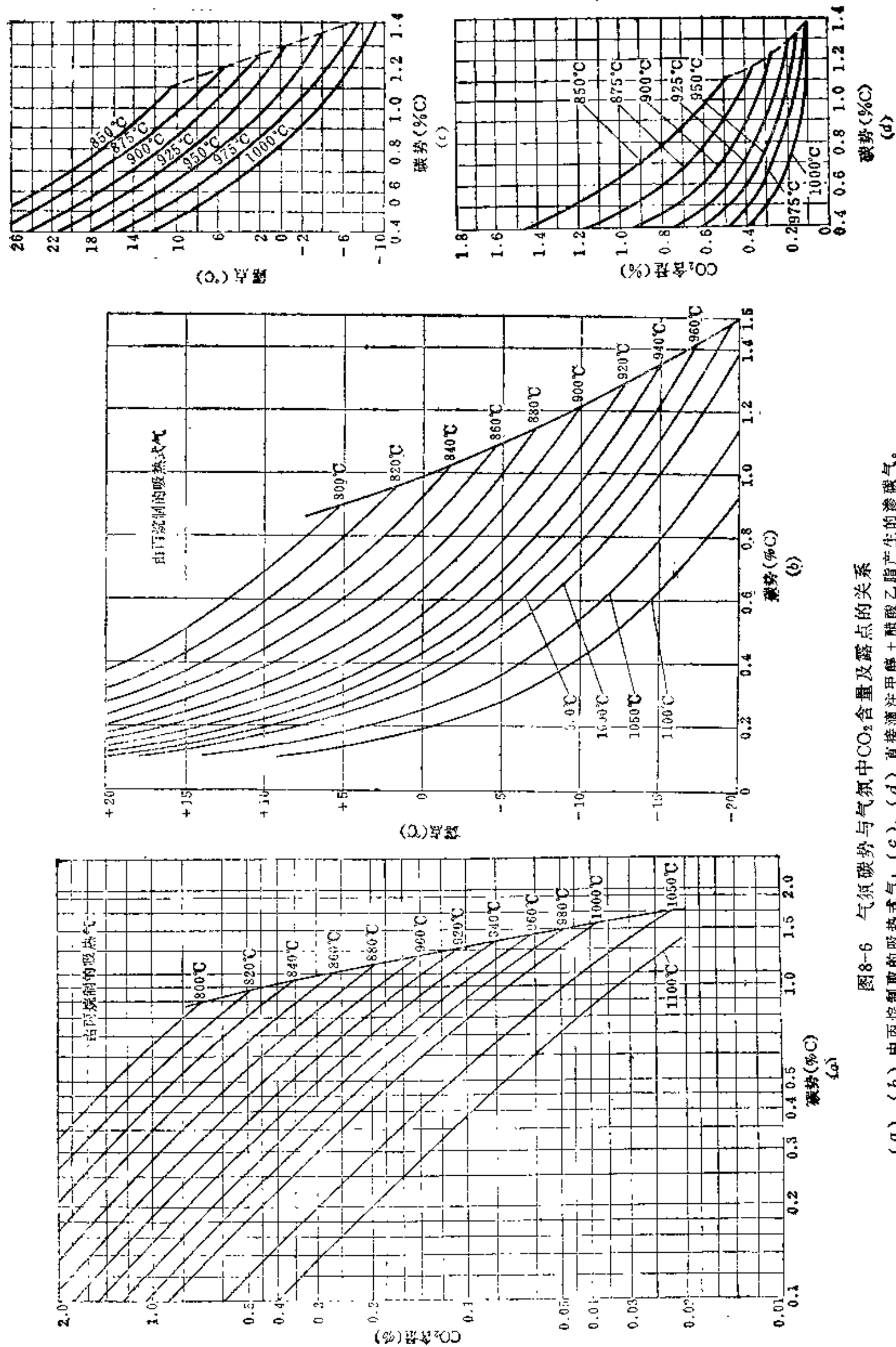


图8-6 气炉碳势与气氛中 CO_2 含量及露点的关系
(a)、(b) 由丙烷制取的吸热式气, (c)、(d) 直接滴注甲醇 + 醋酸乙酯产生的渗碳气。

下碳在奥氏体中的溶解度时, 则表面含碳量主要由渗碳温度决定, 并沿 Fe-Fe₃C 相图中的 ES 线 (*A_{cm}* 线) 而变化。当温度足够高、气氛碳势低于 ES 线上对应值时, 则表面含碳量主要由气氛碳势和渗碳时间决定: 若时间足够长、能够达到平衡, 则表面含碳量等于气氛碳势; 若时间不够长, 达不到平衡, 则表面含碳量小于气氛碳势, 且依照图 8-8 中的曲线而变化。

(二) 碳原子的吸收 要使反应生成的活性碳原子被钢件表面吸收, 必须满足以下条件: ①前述的增碳反应必须在钢件表面进行, 否则活性碳原子到不了工件表面, 又会参加逆反应或别的反应。幸而钢的表面对于上述分解反应有催化作用, 因此这一点很容易满足。②工件表面足够清洁, 没有外来阻挡, 因此工件入炉前的清理工序很重要; 反之, 利用人工阻挡层 (如镀铜层、涂料层) 只可以实现局部渗碳。③吸收活性碳原子后剩下的 CO₂、H₂ 或 H₂O 要及时地被赶走, 否则增碳反应也无法继续进行下去。这就要求炉气有良好的循环, 或者加入 CH₄ 等使反应 (8-9)、(8-10) 在工件表面进行, 以保证工件表面总是有新的 CO 在那里分解。④控制分解与吸收两个阶段, 使之在速度上恰当配合。生产上很容易出现的问题之一——工件上的积碳, 就说明供给碳原子的速度 (分解速度) 大于吸收的速度, 显然是应该避免的。以上各点, 不论吸收是按物理吸收模型或化学吸收模型进行, 都是值得注意的。

(三) 碳原子的扩散 如前所述, 碳原子由表面向心部的扩散是渗碳得以继续进行并获得一定渗层深度所必需的。扩散的驱动力就是表面与心部的碳浓度差。已知碳的原子半径为 0.77 埃, 铁的原子半径为 1.27 埃, 碳在铁中形成间隙面溶体, 故碳在铁中的扩散以间隙扩散的方式进行。因此, 其扩散系数比形成置换固溶体的合金元素如镍、铝等的要大得多。据测量^[9,10], 碳在 γ-铁中的扩散系数为:

$$D = (0.04 + 0.08 \times C\%) \exp\left(\frac{-31350}{RT}\right) \quad (8-11)$$

或
$$D = (0.07 + 0.06 \times C\%) \exp\left(\frac{-32000}{RT}\right) \quad (8-12)$$

可见温度和碳浓度都影响碳的扩散系数。间隙原子的扩散也服从费克定律, 因此由扩散定律解出的一个基本关系

$$d = \Phi \sqrt{t} \quad (8-13)$$

对渗碳也适用。式中, d 为原子扩散距离, 这里即是渗碳层深度; t 是扩散进行的时间; Φ 是一个比例系数, 也称为渗层深度因子。对低碳钢和一些低碳合金钢进行的测量表明, Φ 随渗碳温度有如图 8-9 所示的变化^[2]。从图中可以看出, 当渗碳时间相同时, 渗碳温度提高 100°C 会使渗层深度增加一倍; 或者, 如果渗碳温度提高 55°C, 则在得到相同深度的渗层时时间可缩短一半。

与扩散有关的还有一个渗层碳浓度梯度问题。原则上, 我们希望碳浓度从表面到心部连续而平缓地降低, 如图 8-10 中曲线 2 所示。然而, 由于对通常采用的二阶段渗碳 (即第一阶段用高碳势快速渗碳, 第二阶段将碳势调到预定值进行扩散) 工艺控制不当, 有可能得到如图 8-10 中曲线 1 所示之浓度梯度。这种浓度梯度曲线, 不仅会使表面硬度降低, 而且会产生不理想的残余应力分布。由于钢的马氏体点 M_s 随含碳量升高而下降, 所以表面下的高碳带将会最后转变为马氏体, 从而在表面层造成不希望的残余拉应

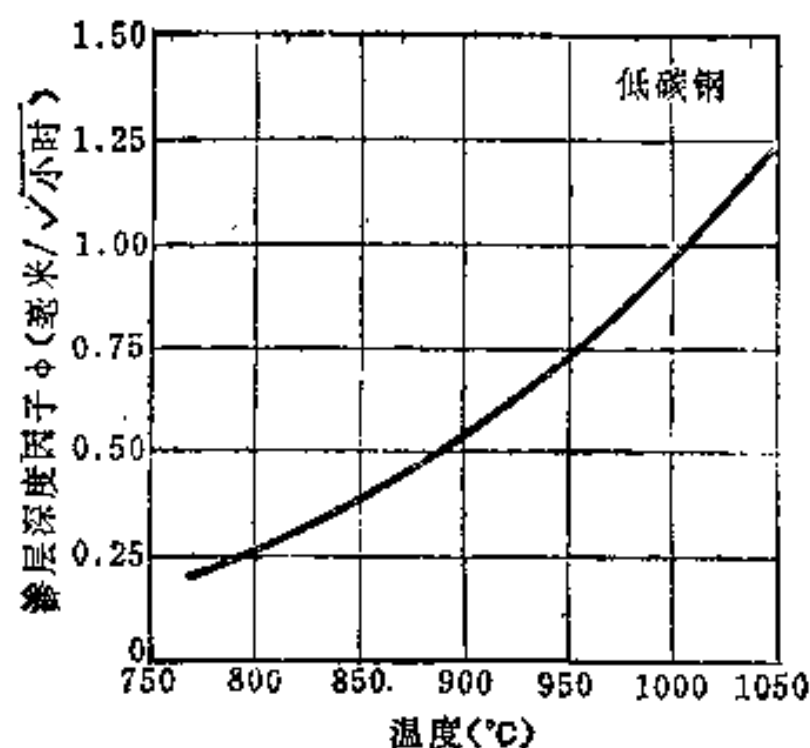


图8-9 渗层深度因子(Φ)随渗碳温度的变化
(Φ 用于公式(8-13)中)

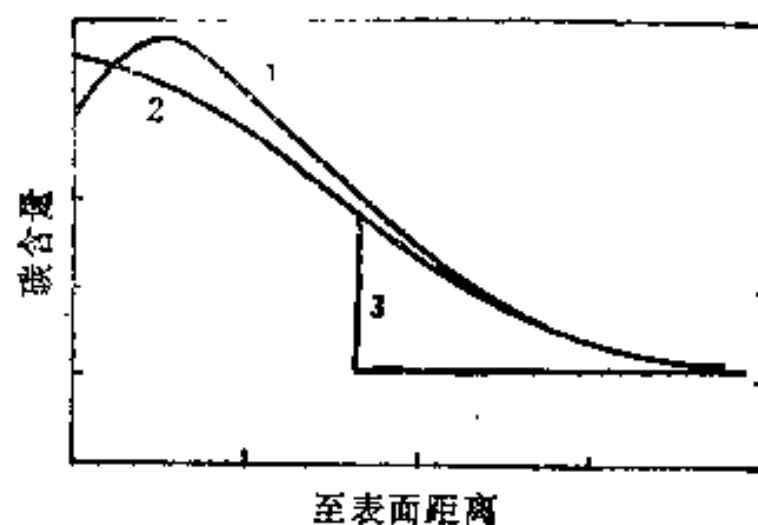


图8-10 几种碳浓度梯度的比较

力。这种浓度梯度显然是不理想的。图 8-10 中曲线 3 所代表的浓度梯度是在渗碳温度低于 900°C 时形成的, 并可由图 8-11 示意地加以解释。这种在渗层与心部之间的浓度突降, 必然引起组织的突变 (即使组织类型一样, 例如同样淬火成马氏体, 其比容差别也会较大), 从而引起额外的残余内应力, 削弱渗层与心部的结合。因此, 这种浓度梯度曲线也是不理想的。

(四) 钢中合金元素对渗碳过程的影响 当合金钢工件渗碳时, 钢中的合金元素对渗碳过程及其结果产生影响, 并表现为如下两方面:

1. 合金元素对表面碳浓度的影响 许多研究都表明, 凡是碳化物形成元素如钛、铬、钼、钨及大于 1% 的钒、铌等, 都增加渗层表面碳浓度; 凡非碳化物形成元素如硅、镍、铝等都降低渗层表面碳浓度。但是当合金元素含量不大时, 这种影响可以忽略。此外, 一般钢中都同时含有这两类元素 (例如同时含有硅、镍、锰、铬, 前二者是非碳化物形成元素, 后二者相反), 它们的作用也可以在一定程度上互相抵销。文献[11]在这方面有详细的分析, 可以参考。

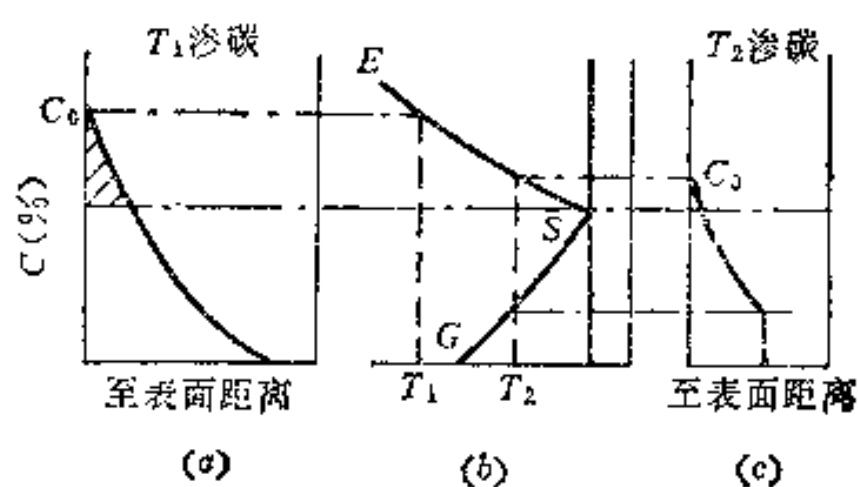


图8-11 渗碳层的表面含碳量和浓度梯度与渗碳温度的关系

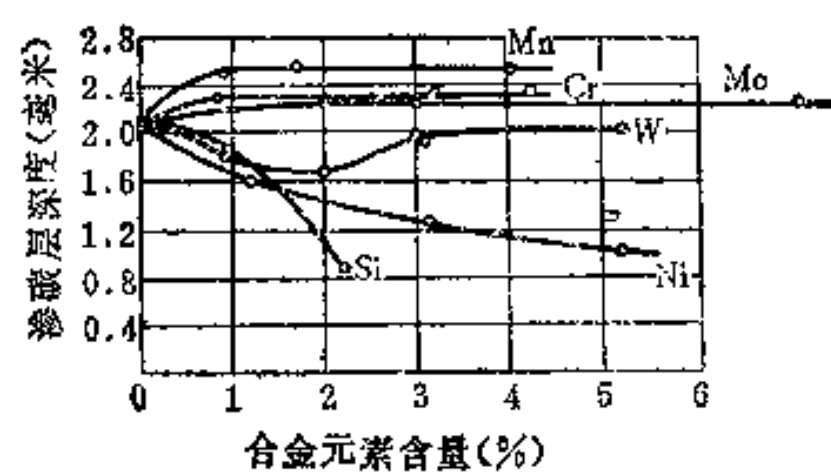


图8-12 合金元素对渗层深度的影响

2. 合金元素对渗层深度的影响 合金元素对渗层深度的影响可综合表示在图 8-12 中。由图可见, 锰、铬、钼能略微增加渗层深度, 而钨、镍、硅等则使之减小。合金元素是通过影响碳的扩散系数和表面碳浓度来影响碳的扩散速度的。例如镍, 虽然它增大碳在钢中的扩散系数, 但它同时又使表面碳浓度降低, 而且后一种影响大于前者, 所以总结果仍然是使渗碳层深度下降。工业上常用的钢种一般不仅含一种合金元素, 因此要

考虑各元素的综合影响, 不过目前还不能精确计算这种影响。

二、气体渗碳工艺

(一) 工艺过程概述 要进行渗碳的零件, 通常是由专门设计的渗碳钢制成的。渗碳钢的含碳量一般在 $0.12 \sim 0.25\%$ 之间, 以保证其较高的塑性和韧性。其所含合金元素主要是铬、锰、镍、钼、钨、钛等, 含量一般都不高。经过适当切削加工的零件, 在渗碳前要经过三氯乙烯蒸汽除油或汽油清洗或吹砂, 以除去表面的油污、锈迹或其它脏物, 因为它们会破坏炉内气氛, 阻碍渗碳, 降低电热体寿命或导致零件腐蚀。局部渗碳的零件要在不渗处涂防渗膏或镀铜 (但镀铜不经济) 加以保护。零件在料筐或料盘内必须均匀放置, 以保证加热和气流的均匀性, 也就是渗碳的均匀性。渗碳过程中必须恰当地控制气氛碳势、温度和时间, 以保证技术条件所规定的表面含碳量、渗层深度和较平缓的碳浓度梯度。渗碳后, 根据炉型或采用直接淬火或重新加热淬火和回火, 以获得预期的性能。不管采用何种炉型和气氛, 决定渗碳质量的三个工艺参数都是气氛碳势、温度和时间。因此下面将对其进行较详细的分析。

(二) 渗碳工艺参数的选择和控制

1. 气氛碳势的选择和控制 从统计资料来看, 对普通渗碳钢及一般用途, 渗碳件的表面含碳量可在 $0.6 \sim 1.1\%$ 间变化^[2]。但究竟以何值为最佳, 则是很值得研究的问题。确定最佳表面含碳量的一个出发点是获得最高的表面硬度。在这种情况下, 钢的成分有很大的影响, 如图 8-13 所示^[4, 12]。由图可见, 随着钢中含镍铬量的提高, 不仅是

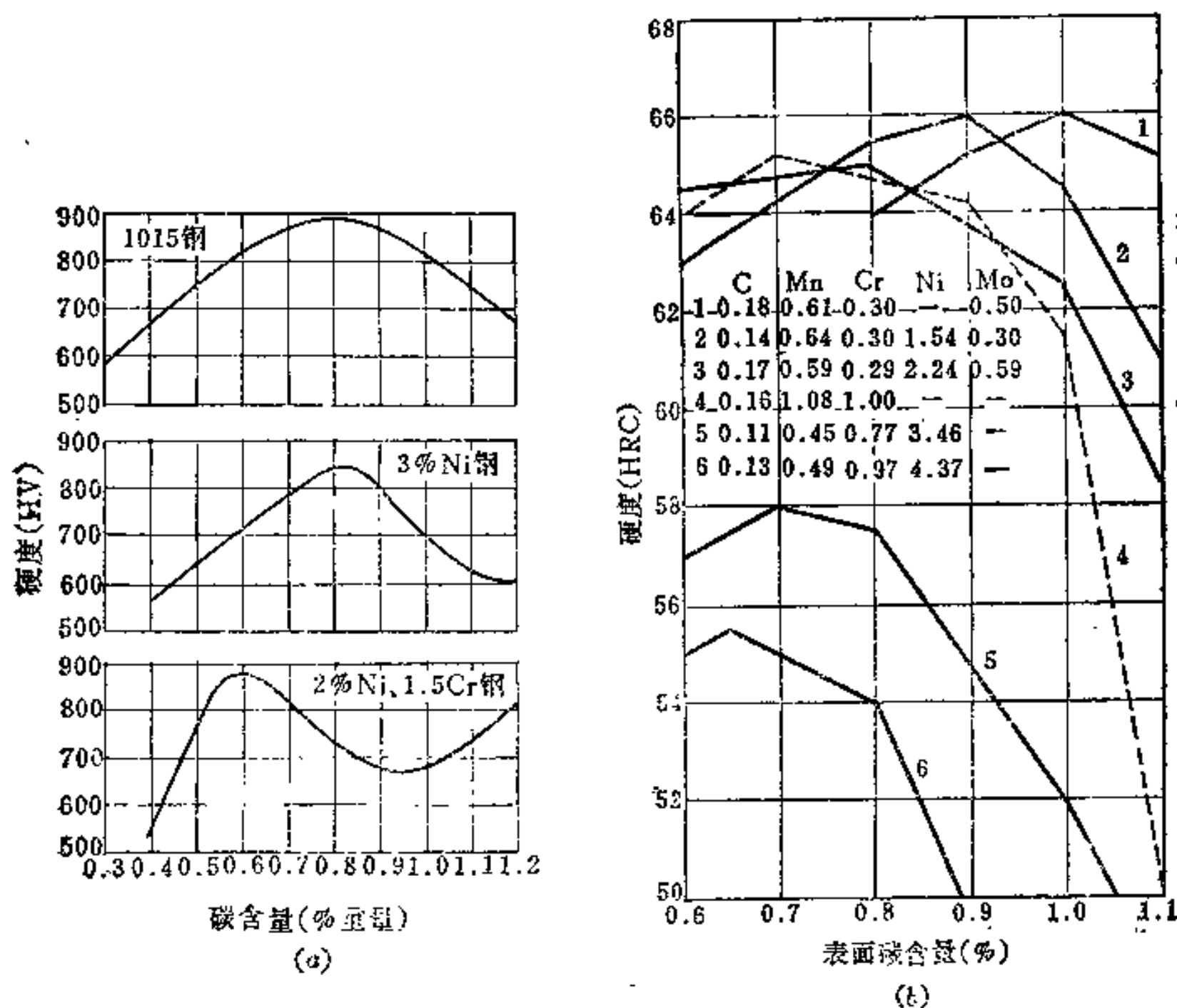


图8-13 不同成分的钢渗碳淬火后表面硬度与表面含碳量的关系

(a) 925°C 渗碳后直接淬火; (b) 920°C 渗碳并直接淬火。

最大硬度对应的表面含碳量下降,而且最大硬度值也下降。这种影响,显然和这两个元素能够比较强烈地降低 M_s 和 M_f 点、从而导致形成较多的残余奥氏体有关。

另一个出发点是渗层的耐磨性和抗磨损疲劳性能。一般认为,渗碳层中应该有适量的碳化物存在才有高的耐磨性,因此,我国在过去二、三十年的生产实践中,对于不控制气氛碳势或表面含碳量的滴注式渗碳法,在金相技术条件中一般都规定应有少量均匀分布的碳化物。估计相对应的表面含碳量大约为 1.0~1.1% 左右。但文献〔2〕中多次提到要减少渗层中的碳化物和残余奥氏体的问题,因为碳化物有可能形成网,而且会夺取钢中合金元素从而降低淬透性,而残余奥氏体则降低硬度。根据这个观点表面含碳量就应该接近共析成分,不能太高。据对一些国外生产的零件的分析,证明也的确是如此。这样的观点和实践也是很值得参考的。

近年来国内外的的工作表明,对于一般低合金渗碳钢,0.8~1.0% 的表面含碳量可能是获得最佳性能的值。对于含较高镍、铬的钢,应比上值略有降低。明确了这一点后,再根据图 8-6 和图 8-8 通过控制 CO_2 含量等来控制气氛碳势,即可得到合格的零件。

至于控制气氛碳势的方法,目前最广泛使用的是红外线仪。曾经广泛使用的露点法几乎已被它完全取代。新发展起来的氧势控制法,由于氧探头的寿命和经济性问题,尚未获普遍推广。但不管用什么方法,控制系统应该对 0.01~0.02% 的 CO_2 含量的变化作出响应,也就是控制精度应该达到上述值。对于高温渗碳,因气氛中的 CO_2 必须维持在更低的值(例如在 980°C 渗碳时,要维持 0.9% 的碳势,气氛中的 CO_2 含量应该是 0.1%),所以控制精度应该提高到 $\pm 0.005\%$ 或更高。当渗碳气氛采用载体气+富化气组时,载体气的碳势最好与最终所要求的零件表面含碳量相等,亦即含有约 0.1~0.3% 的 CO_2 并维持不变,而通过改变富化气的加入量来控制整个气氛的碳势。当采用直接滴注法气体渗碳时,碳势的控制难度要大些,这主要是因为每一次装炉后气氛更不容易达到平衡,而且这样产生的气氛 CH_4 含量较高,此外,炉子密封的情况影响也比较大。

2. 温度的选择和控制 渗碳温度是渗碳工艺中极为重要的参数。温度影响着分解反应的平衡:粗略地说,如果气氛中 CO_2 含量不变,则温度每降低 10°C,将使气氛碳势增加大约 0.08%;温度也影响着扩散速度:如果气氛碳势不变,温度每提高 100°C 可使渗层深度增加一倍;温度还影响着钢中的组织转变:温度的提高会使粗晶粒钢的晶粒长得很大,从而降低钢的韧性;温度还影响炉内元件、尤其是加热体的寿命:温度越高,寿命越短。目前在生产上最广泛使用的温度是 920~930°C,这主要是考虑到炉子的寿命和钢的晶粒大小而定的。对于薄的渗层,温度甚至可降到 880~900°C,这主要是为了控制层深方便。对于深层渗碳(大于 5 毫米),温度往往提高到 980~1000°C,这主要是为了缩短时间。而总的说来,人们还是觉得渗碳时间太长,因此提高渗碳温度的努力始终未辍,尤其近年来节能的要求愈来愈紧迫,渗碳温度更有提高的趋势。例如真空渗碳和真空离子渗碳,目前都在 950~1080°C 的范围内进行。

温度的控制技术目前已经发展得比较成熟,例如 PID 调节已能保证一般生产的要求。但是,对于批量或大量生产来说,如何保证所有的工件都真正处于所要求的温度,有许多问题仍必须注意。一般来说,为了保证表面含碳量和层深在技术条件范围之内,温度的不均匀性(即炉内各工件的温度差)应不大于 $\pm 3^\circ\text{C}$,这就要求炉子的加热设计合理,有足够的气流强制循环,零件的装载(间隔、密度)合理,热电偶的放置位置正

确等等。

3. 时间的确定与控制 时间主要是影响渗层深度, 虽然也在一定程度上影响碳浓度梯度。时间与渗层深度的关系可以表如下式^[2, 58]:

$$d = \frac{802.6\sqrt{t}}{10^{(8720/T)}} \quad (8-14)$$

式中, d 为渗层深度 (毫米); t 为时间 (小时); T 为渗碳温度 (K)。由此可算得, 当渗碳温度分别为 875°C 、 900°C 和 925°C 时, 渗层深度分别为 $0.45\sqrt{t}$ 、 $0.54\sqrt{t}$ 和 $0.63\sqrt{t}$ 毫米。由上式算得的是渗层总深度, 如表面含碳量控制得低于饱和值时, 实际值会比计算值略小。

对时间的控制精度没有太高的要求, 因为扩散是一个缓慢的过程。而且, 真正需要控制的主要是高碳势渗入段和扩散段的时间, 升温阶段和淬火前预冷阶段的影响是有限的。

(三) 工艺参数的综合选择 由于各工艺参数间互相影响较大, 同时也为了缩短渗碳的总时间, 所以通常在渗碳过程中都是对各参数经常进行综合调节。最典型的做法是将整个渗碳过程分为四个阶段: ①升温阶段, 是工件达到渗碳温度前的一段时间, 用较低碳势; ②高速渗碳阶段, 用正常温度或更高的温度和高于所需表面含碳量的碳势, 时间较长; ③扩散阶段, 工件降到 (或维持在) 正常渗碳温度, 碳势降到所需表面含碳量, 时间较短; ④预冷阶段, 使温度降到淬火温度, 便于直接淬火。这种分高速渗碳和扩散阶段的安排, 可以使整个渗碳时间比一个阶段 (或不分阶段) 的渗碳缩短 20~60%, 还可以使碳浓度在近表面处变化平缓, 增加过共析+共析区的深度, 从而得到较深的有效硬化层。

综合选择渗碳各参数就要求综合控制各参数, 图 8-14 以对数坐标给出了不同温度下表面含碳量和露点及 CO_2 含量的关系, 可供参考。

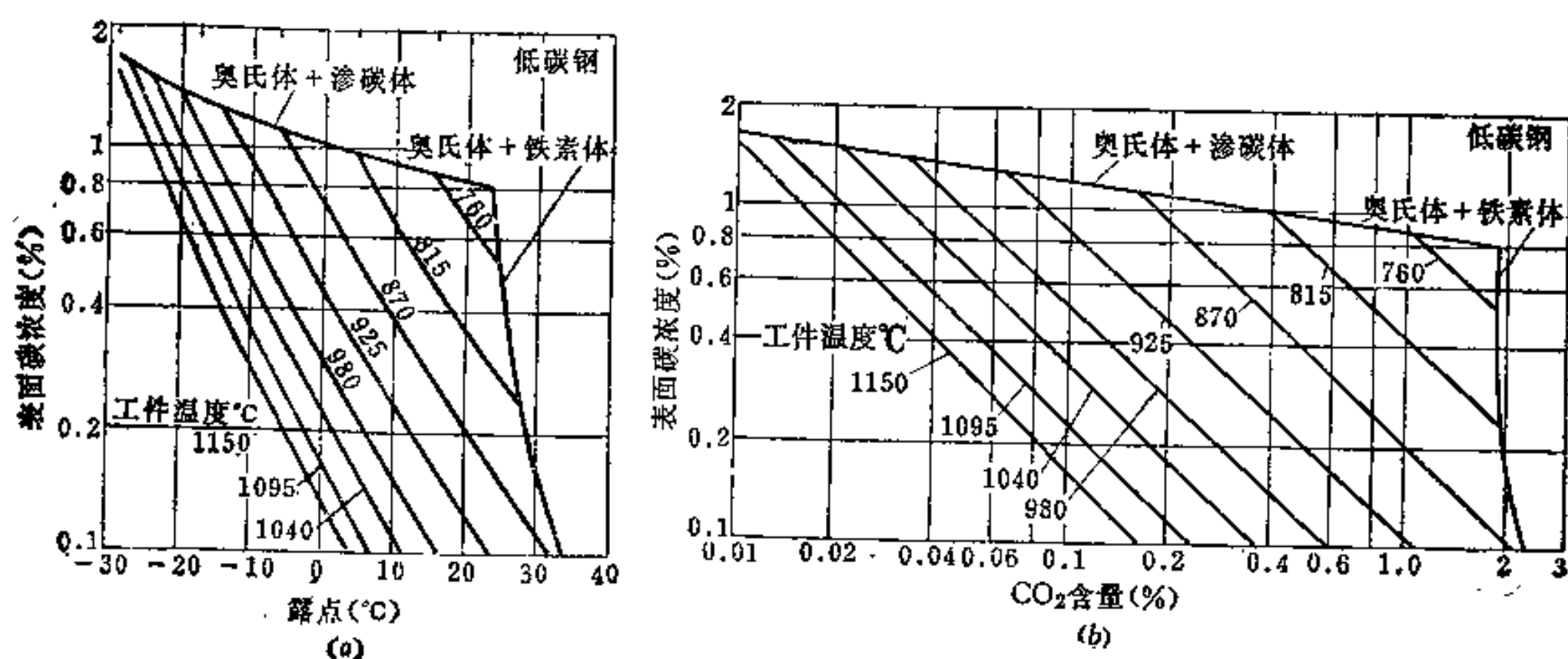


图8-14 气氛碳势 (表面含碳量) 与露点 (a) 和 CO_2 含量 (b) 的关系

此外, 要实现这种多参数的综合控制, 对渗碳设备也必然要提出更高的要求。这就是在保证控制精度的前提下, 应能够自动控制气氛碳势、温度和时间, 应该高度可靠,

在无人照顾的情况下能够自动工作。当前,微处理机已经越来越多地用于渗碳设备,大型电子计算机进行多炉控制也已用于生产,这都是今后发展的方向。

三、固体和液体渗碳简介

(一) 固体渗碳 固体渗碳系因其使用固态的渗碳介质而得名。固体渗碳剂通常由木炭(90%左右)和催渗剂(如 BaCO_3 、 CaCO_3 或 Na_2CO_3 等, 10%左右)组成,呈粒状。将零件埋入渗剂中、密封渗碳箱并加热到渗碳温度后,箱中存在的氧与木炭发生下列反应:



箱中的催渗剂发生下列分解反应(以 BaCO_3 为例):



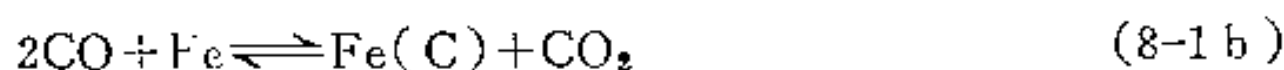
所生成的 CO_2 与木炭发生下列反应:



CO 在金属表面分解并提供活性碳原子:



或



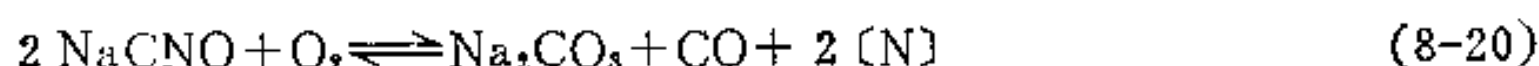
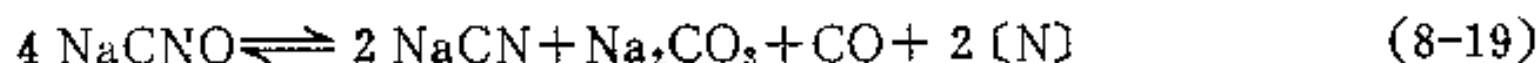
可见,催渗剂分解出的 CO_2 起了将木炭中的碳输送到金属表面的作用,而固体渗碳实际上仍然是通过气体介质在进行。这一气氛的碳势虽然也可通过改变渗碳剂的成分(例如加入旧渗碳剂或调整催渗剂含量)来适当调节,但调节精度很差,而且难于计算,不能随时改变。事实上,由于固体渗碳时碳势通常比较高,所得表面含碳量主要是受奥氏体中的饱和溶解度限制,所以更简便有效的办法是通过改变渗碳温度(根据 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 相图)来控制表面含碳量。例如,如果要求表面含碳量为共析成分,通常就在 815°C 渗碳;如果要求更高的表面含碳量,则可相应地提高温度。

由于渗碳剂传热慢,固体渗碳所需时间比气体渗碳要长得多,因此人们往往用提高温度的办法来加速渗碳。目前常用渗碳温度为 $815\sim 950^\circ\text{C}$,而最高温度已经达到 1095°C 。显然,这就要求使用细晶粒钢,而且渗碳后要使用两次淬火等办法来细化晶粒(见后)。

归纳起来,固体渗碳的优点是:①可适用于各种零件、尤其是小量生产;②可使用各种最普通的炉子,设备费低;③渗后慢冷,可能有利于渗碳后的切削加工;④局部防渗的办法也比采用气体渗碳时为多。它的缺点是:①不适于浅渗层零件的生产;②表面含碳量很难精确控制;③不能直接淬火,也不能使用压床淬火;④需时间长,能源消耗大,劳动条件也差。因此目前固体渗碳的应用已越来越少,但也不能完全取代它。

(二) 液体渗碳 顾名思义,液体渗碳就是在液体介质中进行的渗碳。液体渗碳剂可分为两类:一类是加有氰化物的盐浴,另一类是不加的。由于氰化物有剧毒,国内现已不用这类盐浴,所以这里只简单介绍一下常用的、不加氰化物的盐浴。这种盐浴的组成大体上可以分成三部分:一部分是加热介质,即 NaCl 和 KCl ;一部分是催渗剂,即 Na_2CO_3 ;第三部分是供碳介质、即尿素 $[(\text{NH}_2)_2\text{CO}]$ 和木炭粉。这种盐浴在渗碳时发生的反应是:





由以上反应可以看出：①虽然是液体渗碳，但渗碳反应仍然是在金属表面的气相反应；②虽然原材料无毒，但反应的结果仍使盐浴中含少量(分析表明，约为0.5%)的NaCN；③盐浴还有一定的渗氮功能。

总的说来，液体渗碳的优点是加热速度快、生产率高、加热均匀、利于直接淬火；缺点是易腐蚀零件、碳势调整幅度小且不易精确控制、难于实现自动控制、劳动条件差等等。

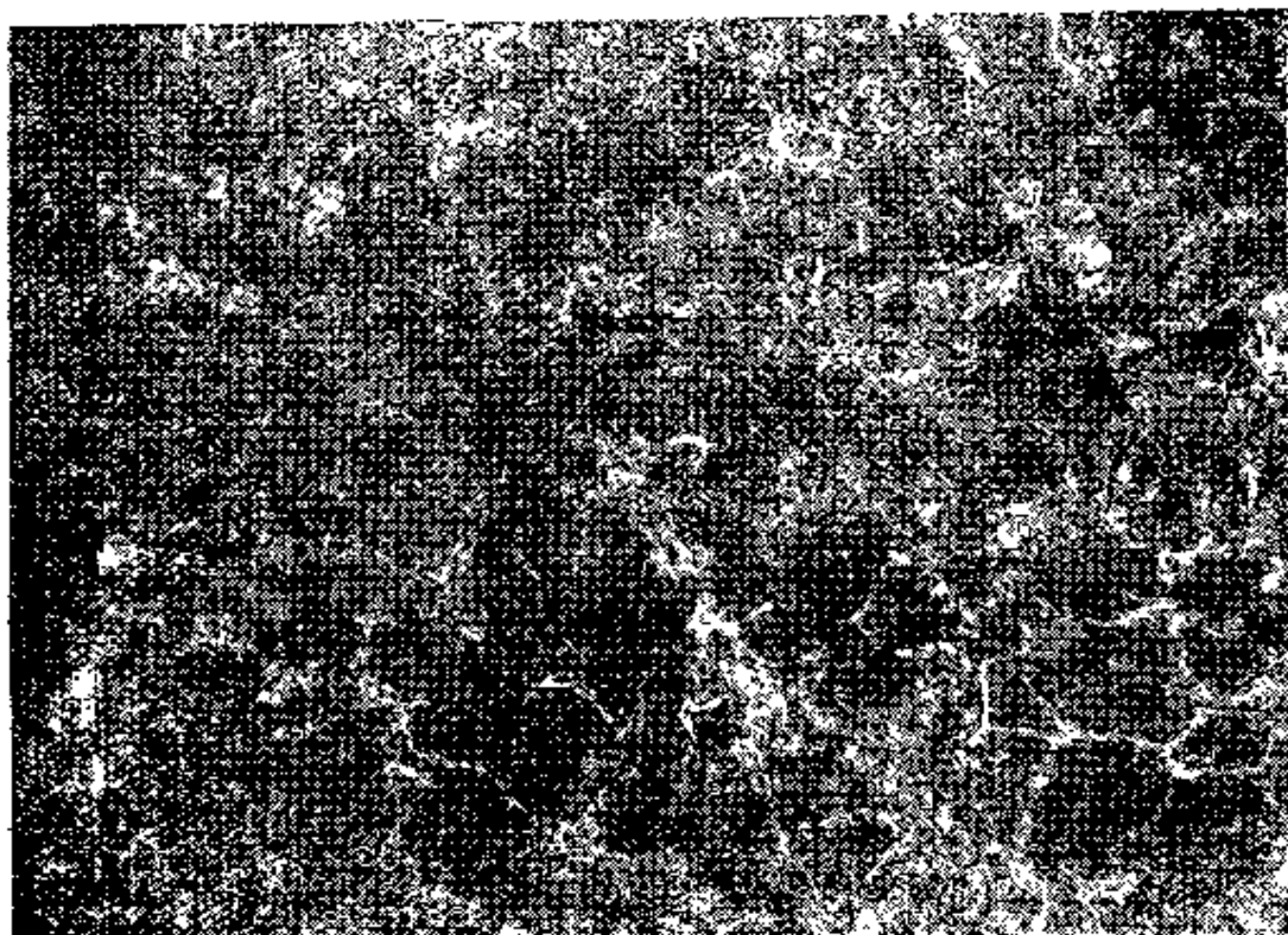
四、渗碳后的热处理

钢件经渗碳后，从表面到心部形成了一个碳浓度梯度，如果缓冷下来，对于低淬透性钢(如碳钢)而言，将得到珠光体类型的组织。也就是说，在过共析成分区为珠光体+网状渗碳体；共析区为珠光体；亚共析成分区为珠光体+铁素体，且铁素体的含量由外向里不断增加，就好像把Fe-Fe₃C相图中不同含碳量的钢的组织连续地排列在一起。图8-15是20钢渗碳后缓冷的组织，由图可以清楚地看出上述特点。然而渗碳的目的是为了使表面得到高的硬度和耐磨性，这种组织显然不能满足要求。由此可见，渗碳后必须进行热处理，否则渗碳的目的就达不到。

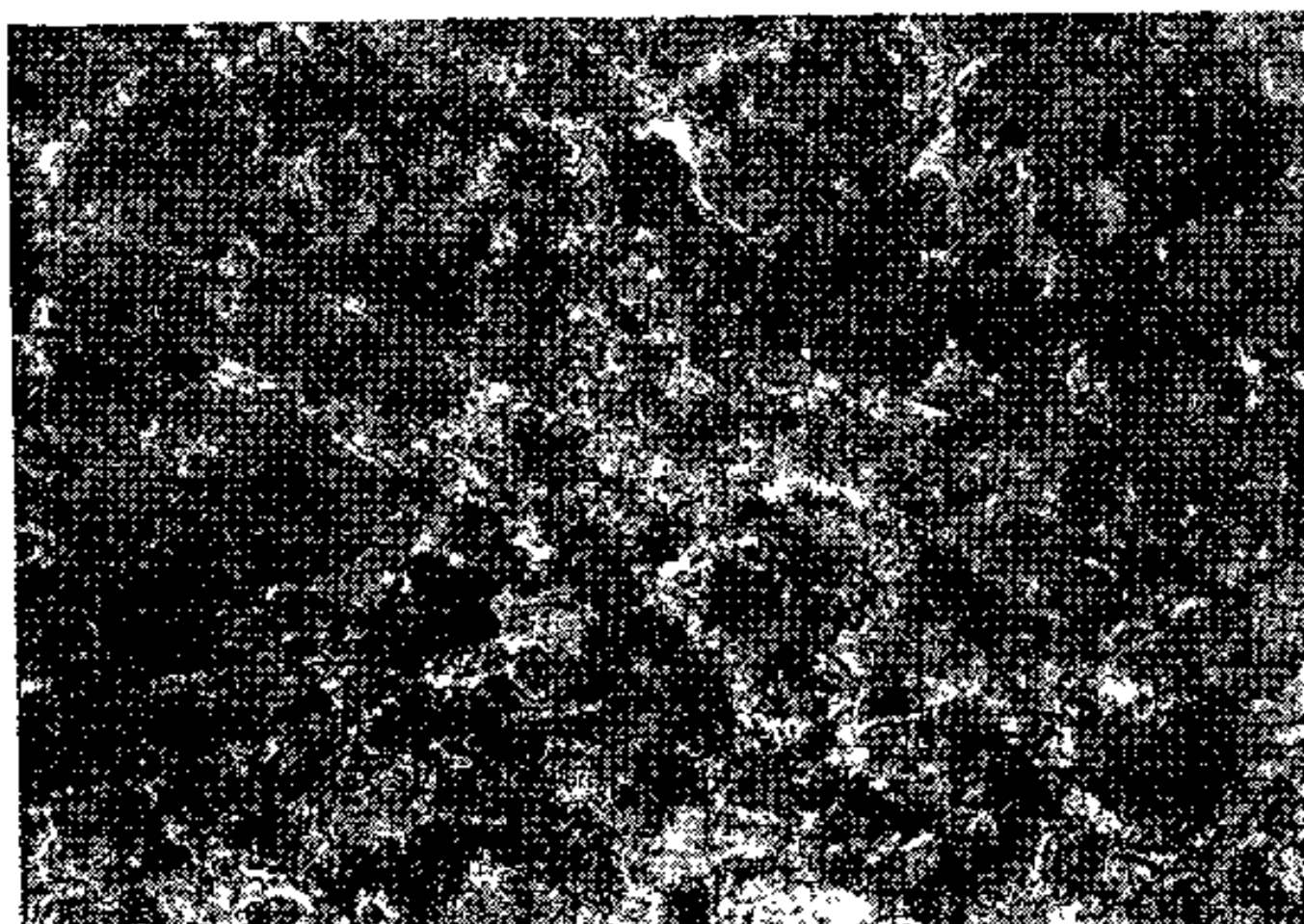
(一) 淬火 渗碳后的热处理包括淬火和回火，对某些钢种还包括冷处理。淬火是为了获得马氏体组织以得到高硬度，通常有三种方法，即预冷直接淬火、一次加热淬火和二次加热淬火等。渗碳件淬火温度的选择要兼顾高碳的渗层和低碳的心部两方面的要求。原则上，过共析层的淬火温度应该低于 $A_{c_{cm}}$ ，而亚共析层的淬火温度应该高于 A_{c_3} 。如果 $A_{c_{cm}} > A_{c_3}$ ，很容易选择一个淬火温度来同时满足这两者的要求；如果 $A_{c_{cm}} \leq A_{c_3}$ ，则很难同时兼顾。在这种情况下，要根据对零件的主要技术要求、钢件心部能否淬透、渗碳后零件的表面含碳量和所采用的淬火方法等综合考虑加以决定。实际上，直接淬火的温度通常是在820~850℃之间，这样的温度接近于一般钢心部的 A_{c_3} ，高于 A_{c_1} 而略低于表层 $A_{c_{cm}}$ ，可以满足两方面的要求。过低的直接淬火温度不可取，因为这会使表面析出网状碳化物，使心部出现过多的剩余铁素体。由于使用了细晶粒钢，又由于可节约人力、能源，并可减小零件的变形程度，加之各种类型的可控气氛渗碳炉提供了直接淬火的可能性，所以现在在工业发达国家里，大部分渗碳件都是直接淬火的。

在选择一次淬火的加热温度时，应该考虑的问题与上相同，而且根据不同炉次的渗碳情况，可以允许在一定范围内调整淬火温度。事实上，在航空工厂中往往规定了较宽的淬火温度范围，以便操作者灵活掌握。例如某厂规定12Cr2Ni4A钢的淬火温度为800±30℃，12CrNi3A钢为810±30℃，18Cr2Ni4WA钢为850±20℃等等。由于多年来我国主要使用井式炉进行气体渗碳，所以一次加热淬火工艺在我国是最普遍的工艺。

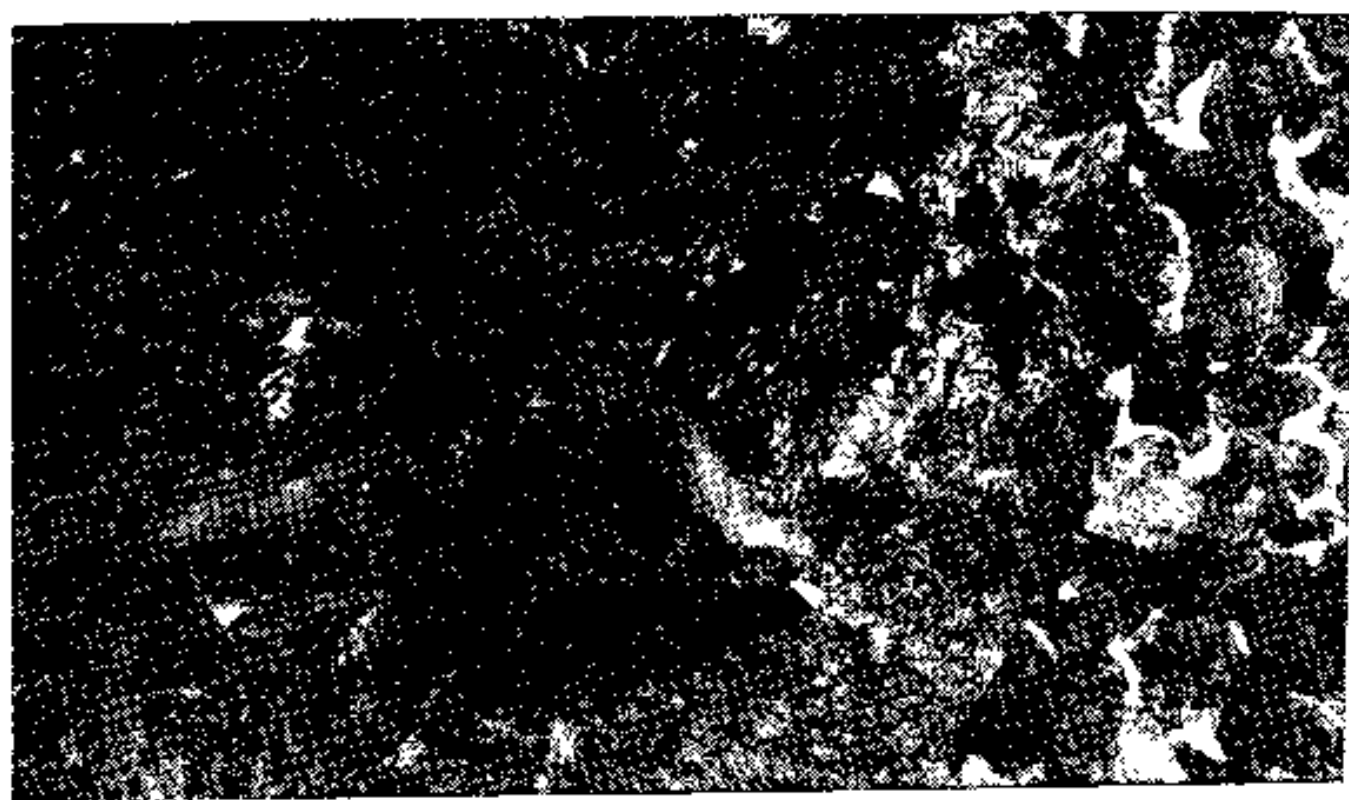
二次加热淬火法对于高温(980~1050℃)渗碳的零件是不可缺少的，因为这时细化晶粒成了一个关键问题。通常第一次淬火温度高于心部的 A_{c_3} ，第二次淬火温度在渗层的 $A_{c_1} \sim A_{c_{cm}}$ 之间。经过两次淬火，晶粒可以得到充分的细化，表层的碳化物(如果有的话)会变成粒状，残余奥氏体也会适当减少。尤其是二次淬火可以显著地提高渗碳后



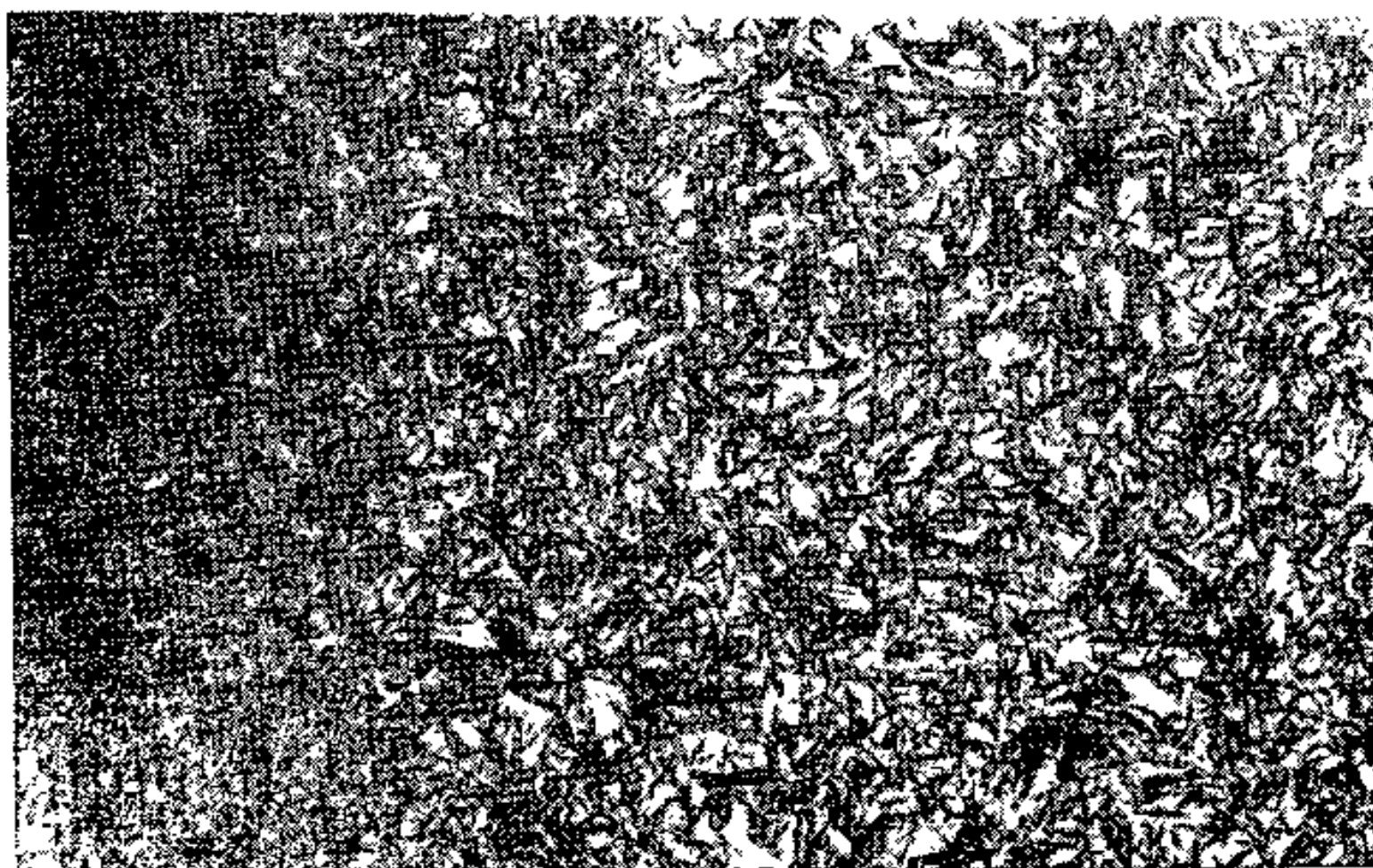
(a)



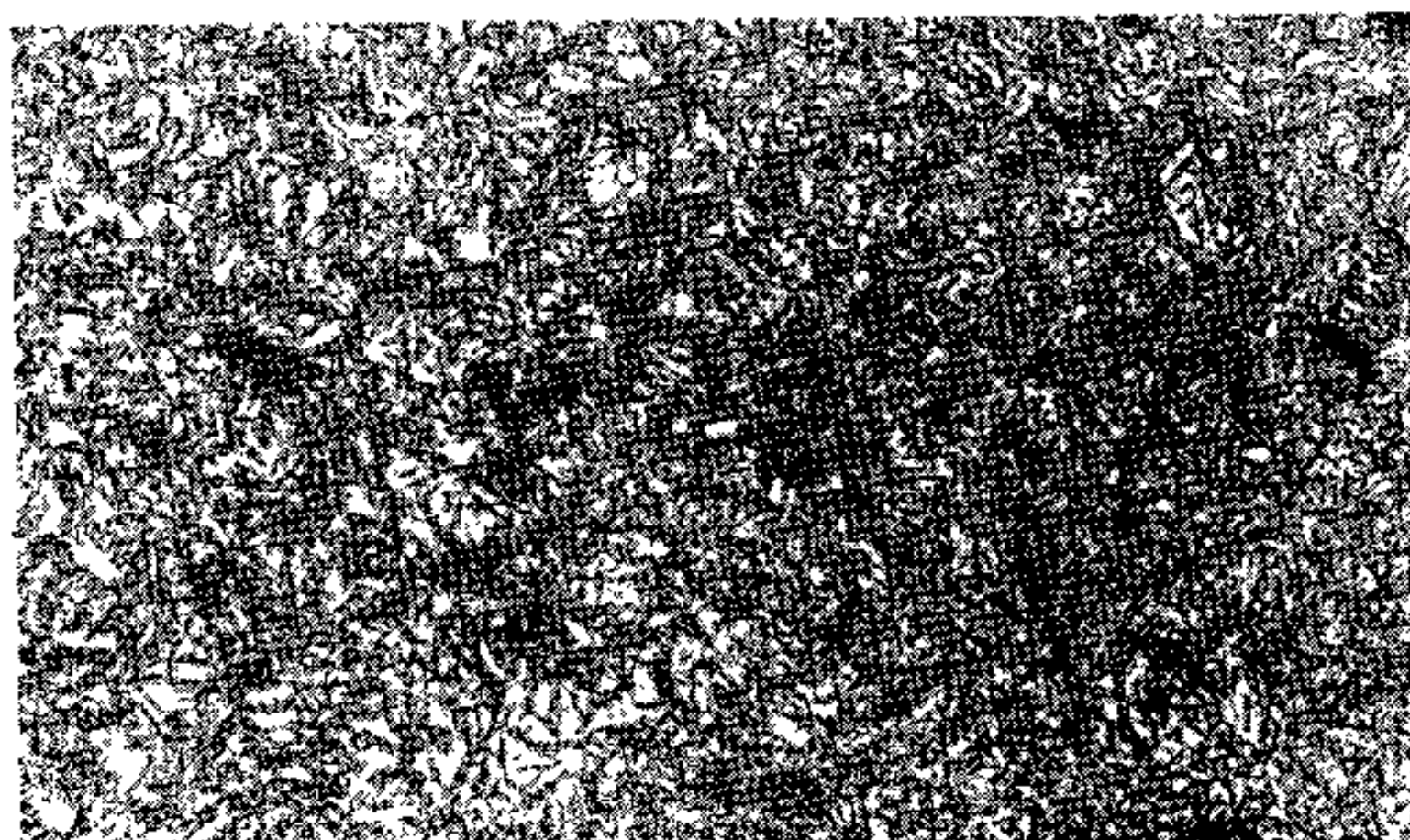
(b)



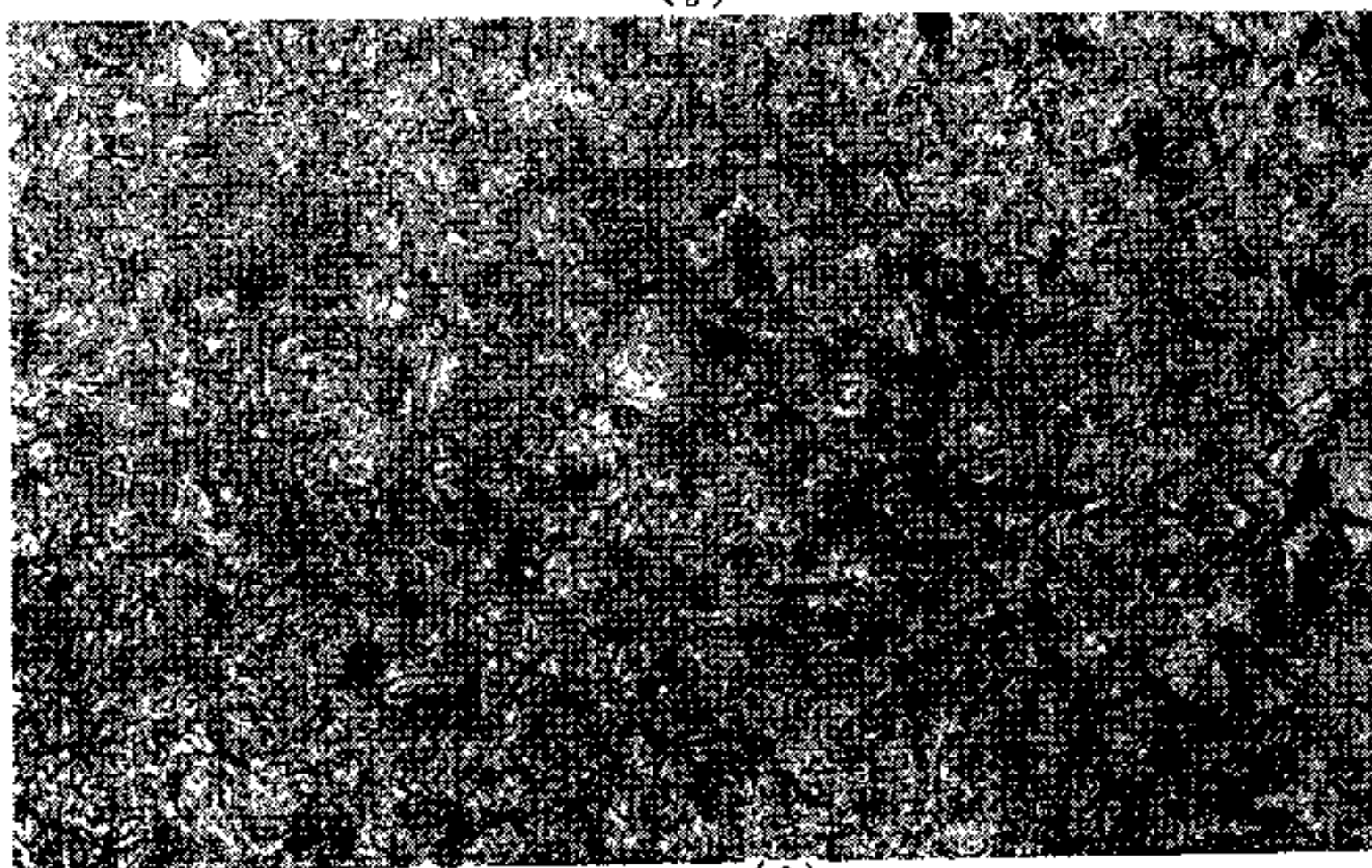
(c)



(a)



(b)



(c)

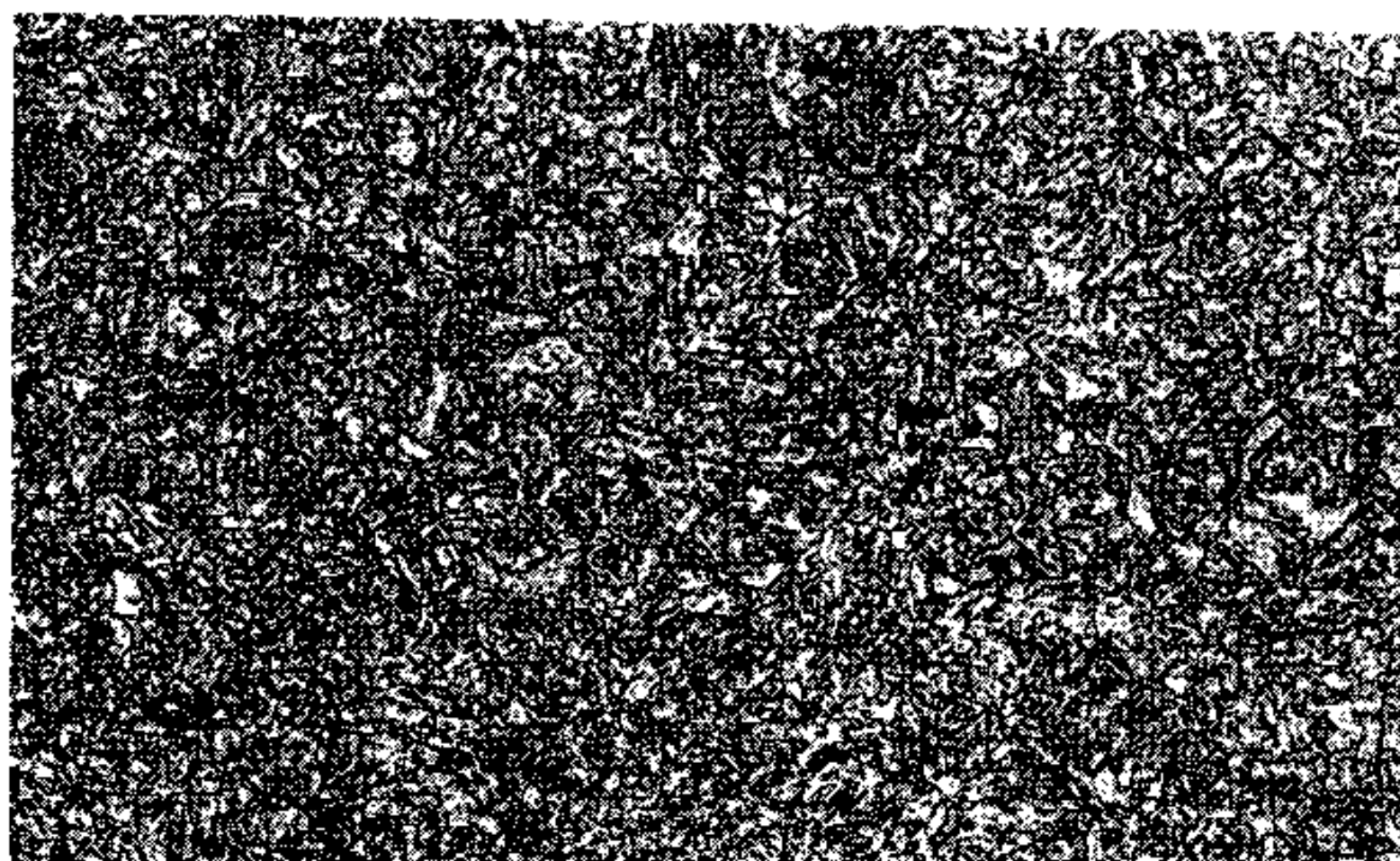
图8-16 12Cr2Ni4A钢经 920°C 渗碳后空冷



(d)



(e)



(f)

的组织, (a) 表面→(f) 心部, 400×

多, 通常的回火温度是 $150\sim 190^{\circ}\text{C}$, 更多采用的是 $160\sim 180^{\circ}\text{C}$ 。也正因为回火温度相当低, 所以提出了究竟这种回火能起多大作用的问题。但是, 从第七章可以知道, 这样的低温回火至少能消除部分内应力和使残余奥氏体趋于稳定, 而绝不会有害处。

(三) 冷处理 冷处理的作用是消除或减少残余奥氏体, 从而提高渗层的硬度, 见图8-17^[13]。渗碳层中的残余奥氏体会降低硬度, 还可能导致零件尺寸的变化、过高的残余应力或开裂, 因此一般认为应该除去^[2]。但同一文献中也认为弥散存在的残余奥氏体即使高达30%也对接触疲劳(麻点剥落)强度没有坏影响, 而集中存在的奥氏体即使量再小也有害处。我国某单位进行的研究认为, 在一定范围内, 奥氏体量的增加甚至对改善接触疲劳强度有好处。

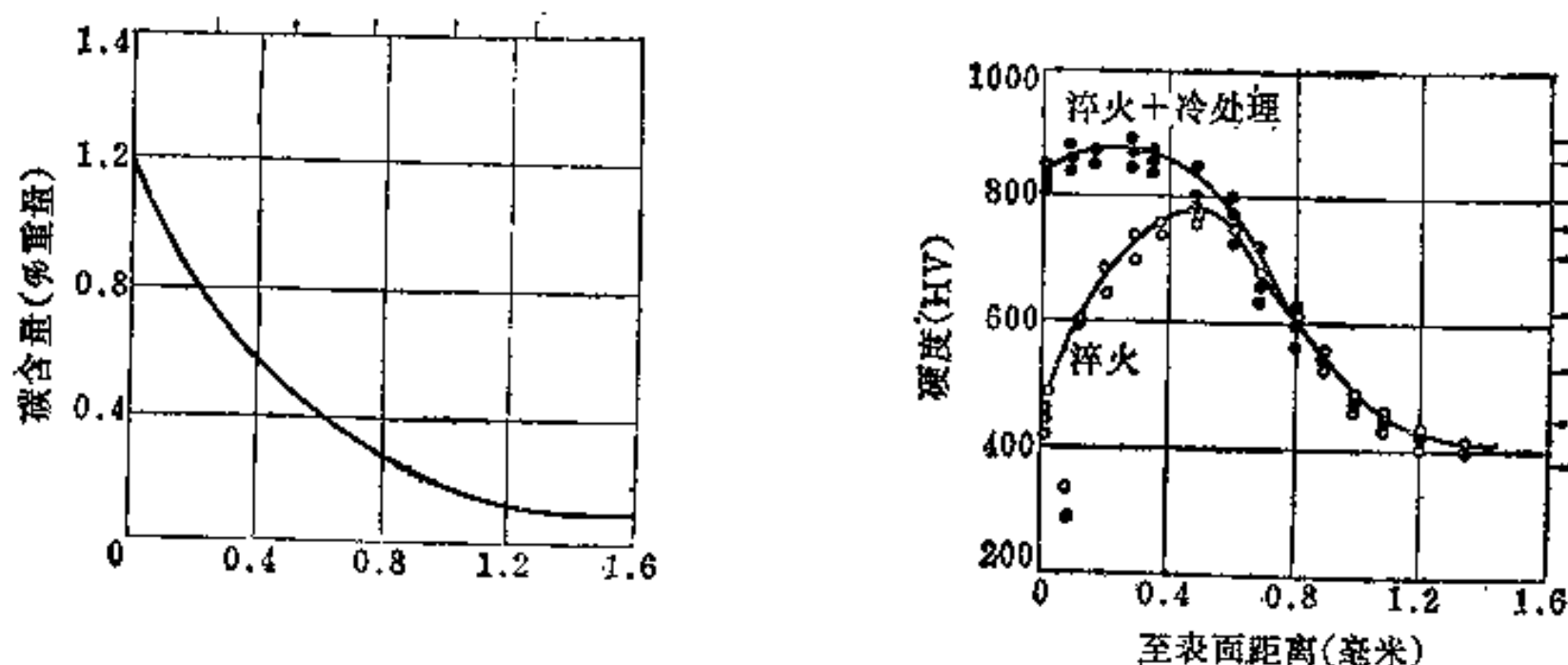


图8-17 0.12C-1.5Cr-3.5Ni钢于 925°C 渗碳并直接淬火和经冰冷处理后之硬度梯度比较

目前在生产中, 除航空工业中有些渗碳件进行冷处理外, 一般工业用得较少。其原因并非是上述意见分歧, 而是冷处理费工费时, 提高了生产成本。进行冷处理的方法见第五章。

五、渗碳层深度的测量

渗碳层深度是对渗碳零件的主要技术要求之一。在生产中采用了两种渗层深度的定义, 一种是全渗层深度, 定义为由渗碳表面至心部与渗层的交界点(在这一点上, 不再能区分心部与渗层的成分或机械性能之差别)的垂直距离; 如果只考虑成分, 也可以定义为表面至含碳量比心部高0.04%的最远的那一点的垂直距离。另一种是有效渗层深度, 定义为零件经渗碳淬火后由表面至硬度为HV550(或HRC50)的最远一点的垂直距离。精确的、重复性好的渗层深度测量技术, 无论是对于生产质量管理、科学研究和技术交流都是十分重要的。现在我国在这方而采用的方法和标准都比较落后, 所以尤需注意研究。目前已有的测量方法有化学分析法、硬度测量法和金相法。

化学分析法是从试样表面至心部逐层取样然后进行化学(或光谱)分析的方法。由此法所得之含碳量与至表面距离的关系曲线, 可以很容易地确定全渗层深度。

金相法又分两种: 宏观金相法和显微金相法。宏观金相法最为简便, 对于渗碳后的冷却速度没有特定要求, 宜于做为炉前监控用。其程序是打断(或切断)试样、磨光(或不磨光)、腐蚀, 然后用测布氏硬度压痕的放大镜测出整个乌黑色外层的厚度作为全

表面硬度偏低的原因可能是表面脱碳，也可能是出现了非马氏体组织，或者是表层马氏体的回火抗力太低。采用井式炉渗碳不能直接淬火，在渗后冷却和再加热的过程中极易引起脱碳，必须注意。过高的表面含碳量、淬火冷却不够或内氧化则易导致非马氏体组织形成。过多碳化物的出现往往引起马氏体回火抗力的降低。渗层深度不足自然是渗碳时间短，深度不均匀则说明炉气循环不良或温度不均匀，而这又与炉子设计和零件装炉情况关系极大。金相组织不合格的原因虽然较复杂，但归纳起来，大概可以通过下述措施加以克服。首先是不要采用过高的气氛碳势，从根本上防止生成网状碳化物；其次是采用细晶粒钢；第三可用一次重复加热淬火（当出现粗大晶粒或网状碳化物时）；第四可采用冰冷处理以消除残余奥氏体，第五可提高淬火温度以减少心部铁素体。

渗碳层内氧化是迄今仍未解决的问题，虽然已经发现了数十年之久^[16]。所谓内氧化是一种在合金的表面以下发生选择性氧化的现象，氧化物可能弥散地分布于晶粒内，也可能存在于晶界。图8-19是瑞典 SIS2511（相当于15CrNi2）钢于吸热气+丙烷中经930℃、5小时渗碳并淬火后的表面层组织。由图8-19(a)可清楚地看出晶界存在的黑色氧化物和晶内存在的黑色点状氧化物。由图8-19(b)则可看出晶界附近的非马氏体组织，显然这是由于晶界氧化而使晶界区合金元素贫化而导致的。因此，内氧化对钢的性能是极为不利的。产生内氧化是因为渗碳气氛中含有 O_2 、 H_2O 、 CO_2 等氧化性组分，而钢中又含有与氧的亲合力比铁强的合金元素。图8-20给出了钢中所含合金元素在930℃于吸热

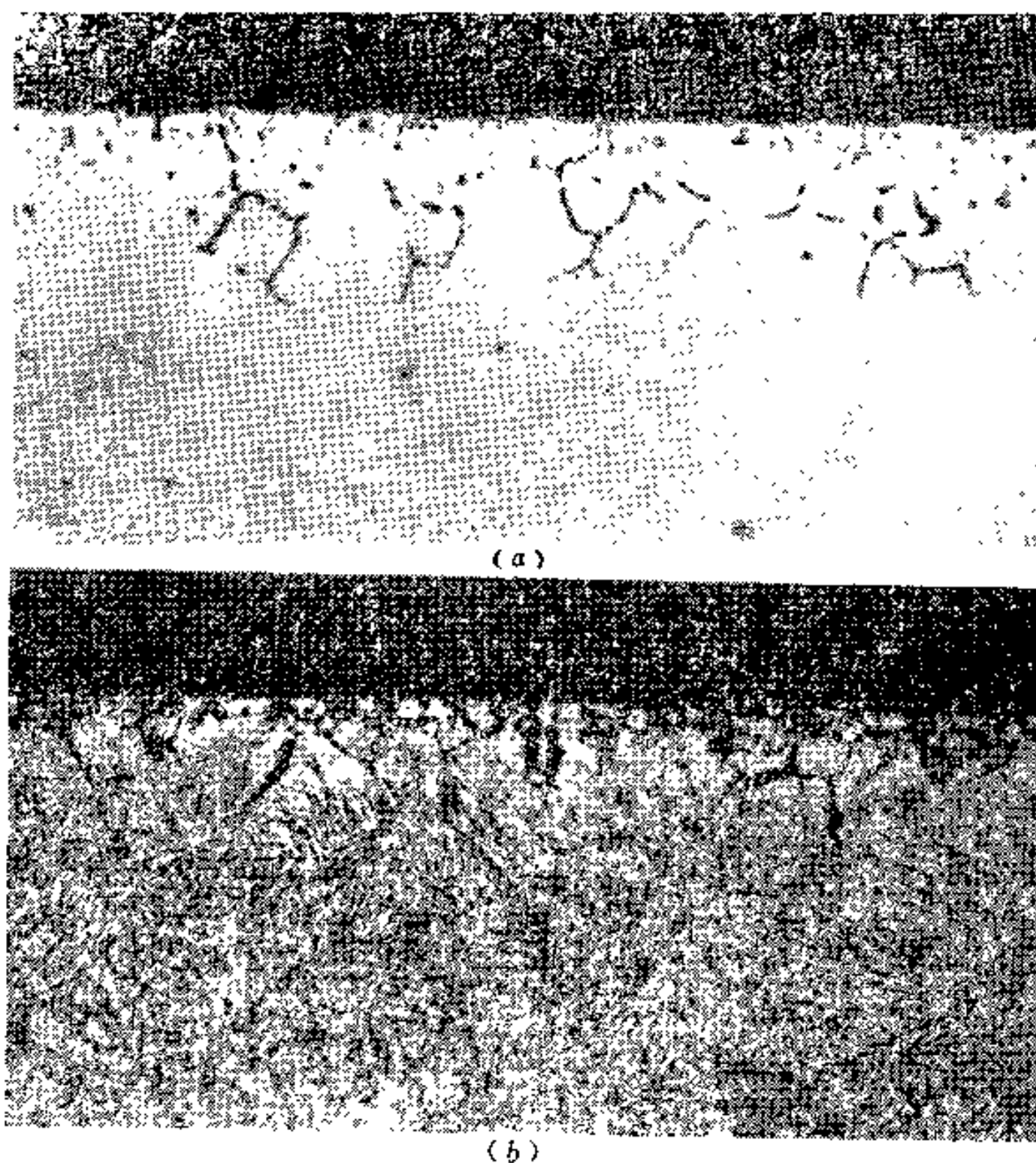


图8-19 SIS2511(15CrNi2)钢气体渗碳淬火后内氧化之组织，1000×
(a) 抛光后未腐蚀；(b) 经2%硝酸酒精腐蚀后的组织。

式气氛中加热时与氧的亲力的相对大小^[17]。由图可见, 钢中的钛、硅、锰、铬等与氧的亲力比铁大, 而铜、镍、钼、钨等比铁小。因此, 如果钢中含有前面四种元素时, 在一定的条件下将发生内氧化。在一般工业用钢中, 硅的含量对内氧化的程度影响最明显, 增加硅含量会使内氧化加剧。气氛碳势的影响也很明显, 碳势增加 (亦即 CO_2 含量下降) 会使内氧化程度减弱。一般在 930°C 渗碳 5 小时的情况下, 发生内氧化的区域的深度可达 $10\sim 15$ 微米^[17]。如果零件渗碳后经过磨削, 内氧化层会被除去, 这也许是这一问题长期来显得不突出的原因, 然而对于渗后不经磨削的零件, 内氧化的存在显然会使机械性能恶化, 虽然影响的程度还需要更深入的研究。现在能提出的解决内氧化问题的方法就是用不含氧的介质 (如 CH_4 , N_2+CH_4 , 分解 NH_3+CH_4 等) 渗碳, 但也有一系列问题需要解决。

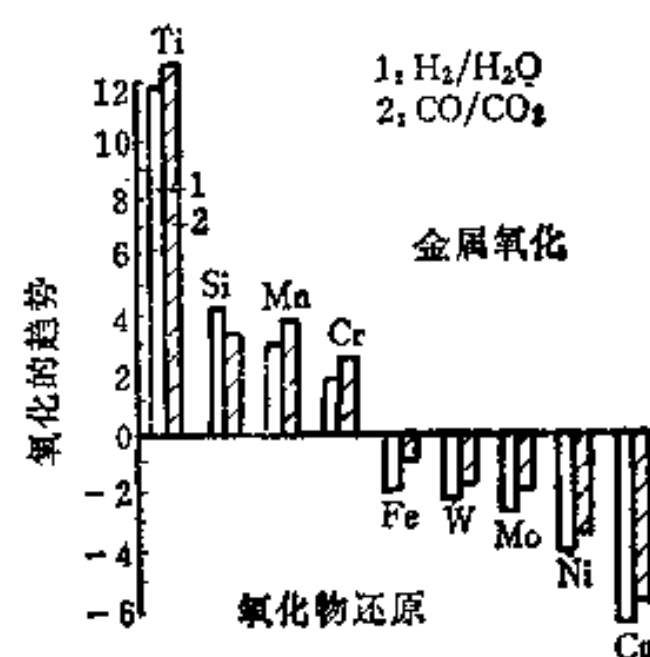


图8-20 钢中元素在吸热式气氛中于 930°C 加热时与氧的亲合力

至于零件变形的问题, 与常规热处理时的情况有许多是共同的, 不再赘述。

七、渗碳后钢的机械性能

渗碳可以在多方面提高钢的机械性能, 但其前提是渗碳和随后的热处理要正确。因此本节将适当结合热处理和组织来加以介绍。

(一) 硬度和耐磨性 随着表层含碳量的提高, 渗碳淬火后钢的硬度自然会提高, 见图8-17。图8-17还说明了消除残余奥氏体在提高硬度方面的作用。

表面硬度的提高对于抵抗磨损的一种形式——均匀磨损或磨耗有直接的好处, 然而对于抵抗另一种磨损形式——磨损疲劳或接触疲劳却不一定有直接的作用。研究表明, 当金属表面承受一定的脉动压强时 (如齿轮或滚动轴承的工作面), 将会在接触点下面一定的深度处产生最大的脉动切应力。如果这个切应力超过材料的剪切抗力, 则会引起微裂纹, 裂纹扩展的结果, 将会引起同深度的一小块金属的剥落, 形成一个小坑。滚转的结果, 则会造成一系列的小坑或麻坑。可见, 提高接触疲劳抗力的关键是要形成足够深的有效硬化层, 使最大切应力处的应力也不超过渗层的剪切强度。提高接触疲劳抗力的另一个途径是在表面层造成残余压应力以部分抵销最大应力值。在合理选择表面碳浓度、渗层的浓度梯度和渗层深度及恰当热处理条件下, 以上两点是能够做到的, 因此渗碳也可以提高钢的接触疲劳强度。

(二) 冲击韧性和断裂韧性 钢经渗碳后冲击韧性和断裂韧性都会降低, 而且表面含碳量越高、渗层越深, 则这两种性能降低得越多。表8-1给出了两种钢在假渗碳 (即钢经受与渗碳同样的热循环但不加渗碳剂于周围介质中) 和真渗碳后冲击韧性的对比, 可以看出渗碳的影响^[18]。图8-21示出了表面含碳量、渗碳层深度和淬火工艺对冲击韧性的影响情况。图8-22示出了渗碳后断裂韧性随至表面距离的变化^[20]。图中试样均经 925°C 渗碳13小时, 有效渗层深度 (至510HV₁处) 一般在 $1.80\sim 2.10$ 毫米间变化, 气氛碳势控制在 $0.9\sim 1.05\%$ 之间, 所得表面含碳量波动在 $0.8\sim 1.0\%$ 之间。渗碳后预冷至 840°C 淬火, 170°C 回火1小时。图中所列各钢之成分见表8-2。

表8-1 两种钢假渗碳和真渗碳后的冲击韧性

钢 号	渗碳规范		淬火 温度 (°C)	回火 温度 (°C)	假 渗 碳		真 渗 碳		
	温度 (°C)	时间 (小时)			抗拉强度 (兆帕)	冲击值 (牛·米/米 ²)	冲击值 (牛·米/米 ²)	表面硬度 (HRC)	心部硬度 (HRC)
20Cr	910	12	870	200	1559	5.39×10^{-3}	8.82×10^{-4}	60~63	42~43
	980	7			1588	5.78×10^{-3}	1.27×10^{-4}	59~63	13
20CrMn	910	12	870	200	1490	9.8×10^{-3}	7.84×10^{-4}	60~63	42~43
	980	7			1471	9.99×10^{-3}	10.8×10^{-4}	61~63	43

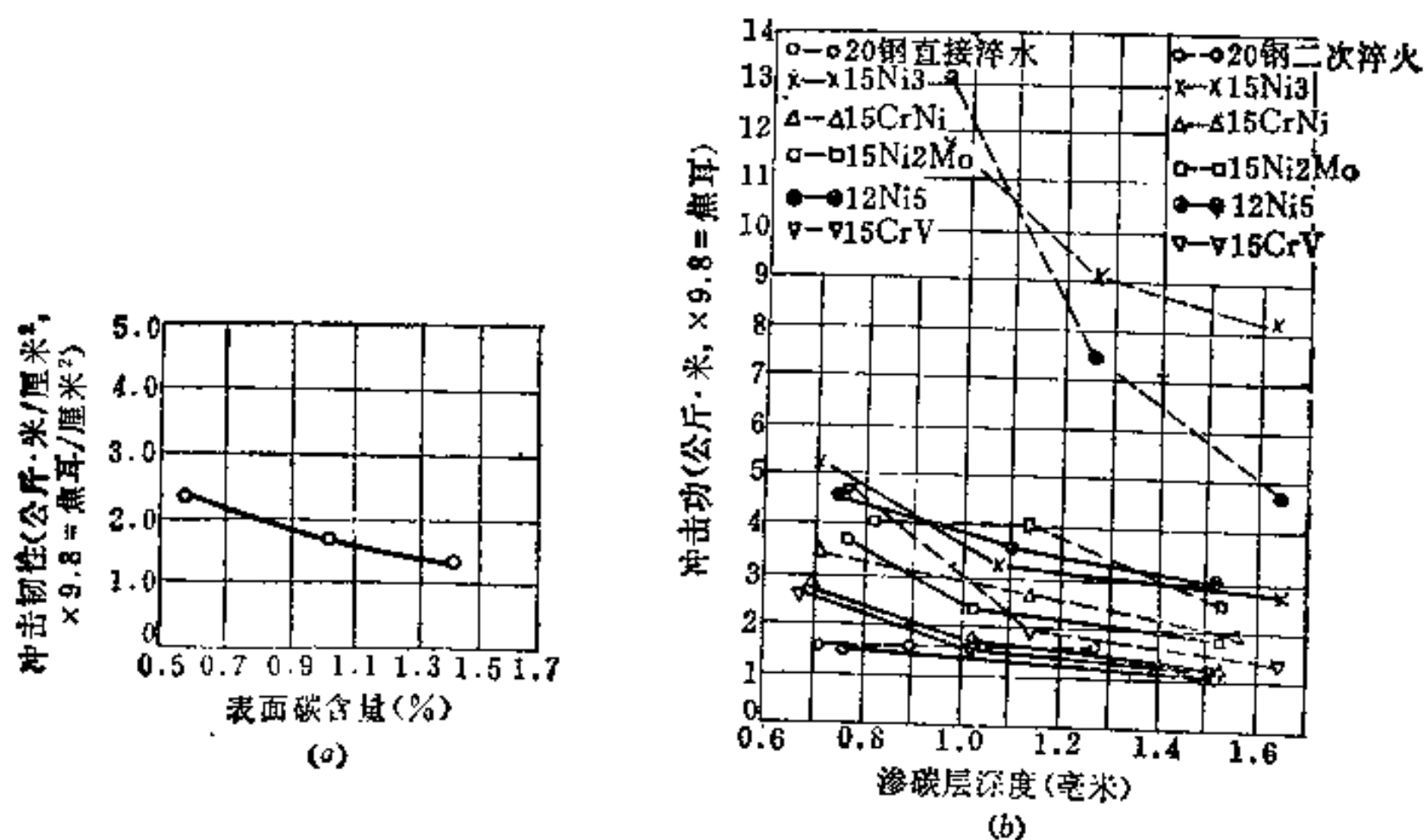


图 8-21

(a) 18CrMnMo钢渗碳及一次淬火后表面含碳量对冲击值的影响；(b) 渗碳层深度和淬火工艺对各种钢冲击值之影响。

表8-2 图8-22及 8-24 中各钢之成分

钢 号	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	淬透性, 理想 直径 (毫米)
E × 24	0.20	0.88	0.34	0.51	0.26	—	41
8620	0.20	0.89	0.34	0.47	0.21	0.53	43
E × 29	0.20	0.87	0.34	0.48	0.34	0.54	51
4320	0.21	0.58	0.33	0.52	0.26	1.76	48
E × 55	0.17	0.87	0.28	0.49	0.74	1.84	120
4817	0.17	0.54	0.33	—	0.24	3.56	63
2320	0.20						(此钢已不生产)
3120	0.20	0.75	0.28	0.65	—	1.25	

(三) 疲劳强度 和氮化、碳氮共渗、高频淬火等处理一样, 渗碳可以显著地提高钢的疲劳强度。这是因为在淬火时, 高碳的渗层发生马氏体转变比心部晚, 且其马氏体的比容比心部大得多, 使表层产生较大的残余压应力, 如图8-23所示^[21]。这种残余压应力可以抵销相当一部分由于外加负载在表层引起的拉应力, 从而提高疲劳强度。当然, 渗层的高强度也使疲劳强度提高。图8-24^[22]证明了渗碳在提高钢的疲劳强度方面效果是很显著的。图中所涉及到的两个钢的成分也列于表8-2中。研究还表明, 表面含碳量超过

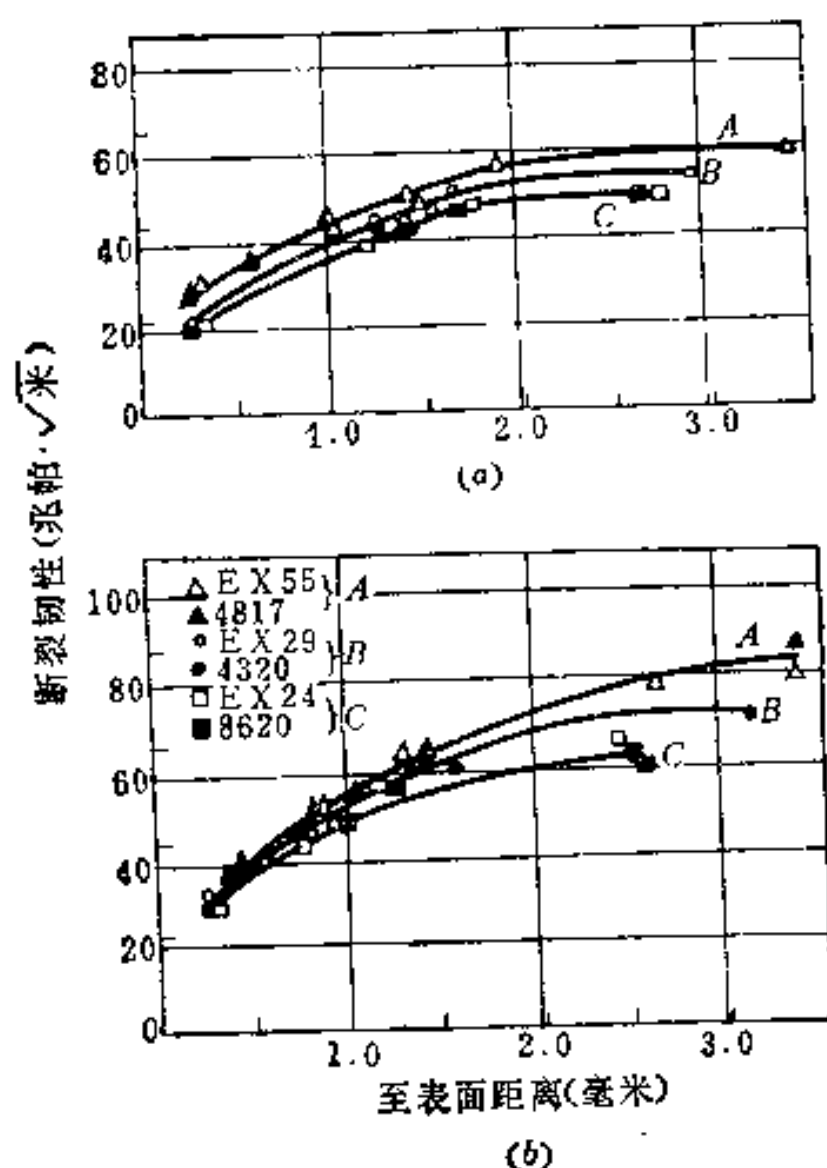


图8-22 不同的钢经渗碳淬火后断裂韧性沿
渗层深度之变化

(a) 缓慢弯曲; (b) 冲击弯曲。

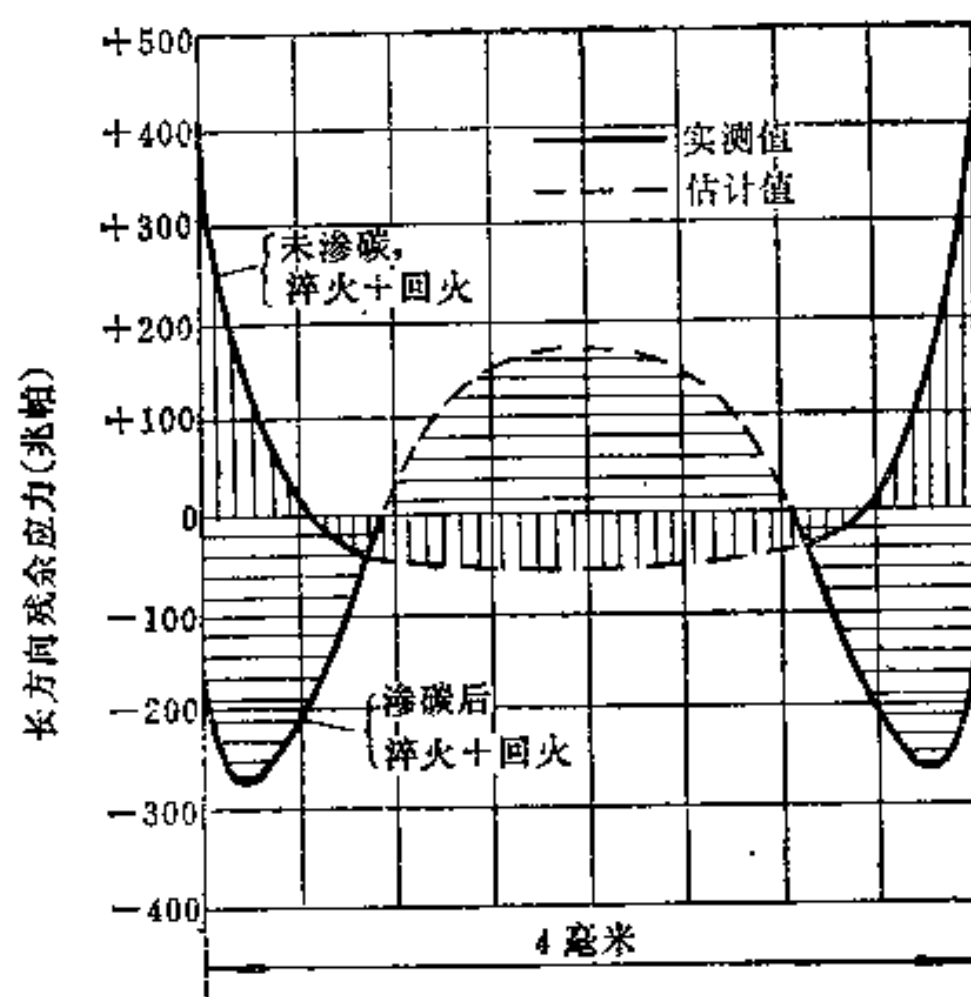


图8-23 0.26C-1.08Mn-0.93Cr钢制的 $4 \times 15 \times 100$ 毫米试样经 930°C 渗碳、 840°C 淬火、 190°C 回火后长方向的残余应力分布 (实测)

0.8%时, 由于表面层出现过多的残余奥氏体使表面硬度和表层压应力都下降, 因此疲劳强度会下降^[20]。文献[18]研究了渗后热处理对疲劳强度的影响, 发现渗碳后二次淬火的试样具有最高的疲劳强度, 一次淬火者次之, 直接淬火者最低, 见图 8-25。此图系用 8620 钢作出 (参见表 8-2), 试样经 927°C 渗碳 6 小时后分别进行直接淬火 (自渗碳温度油冷)、一次加热淬火 (843°C , 1 小时, 油冷) 和二次加热淬火 (843°C , 1 小时, 油冷)

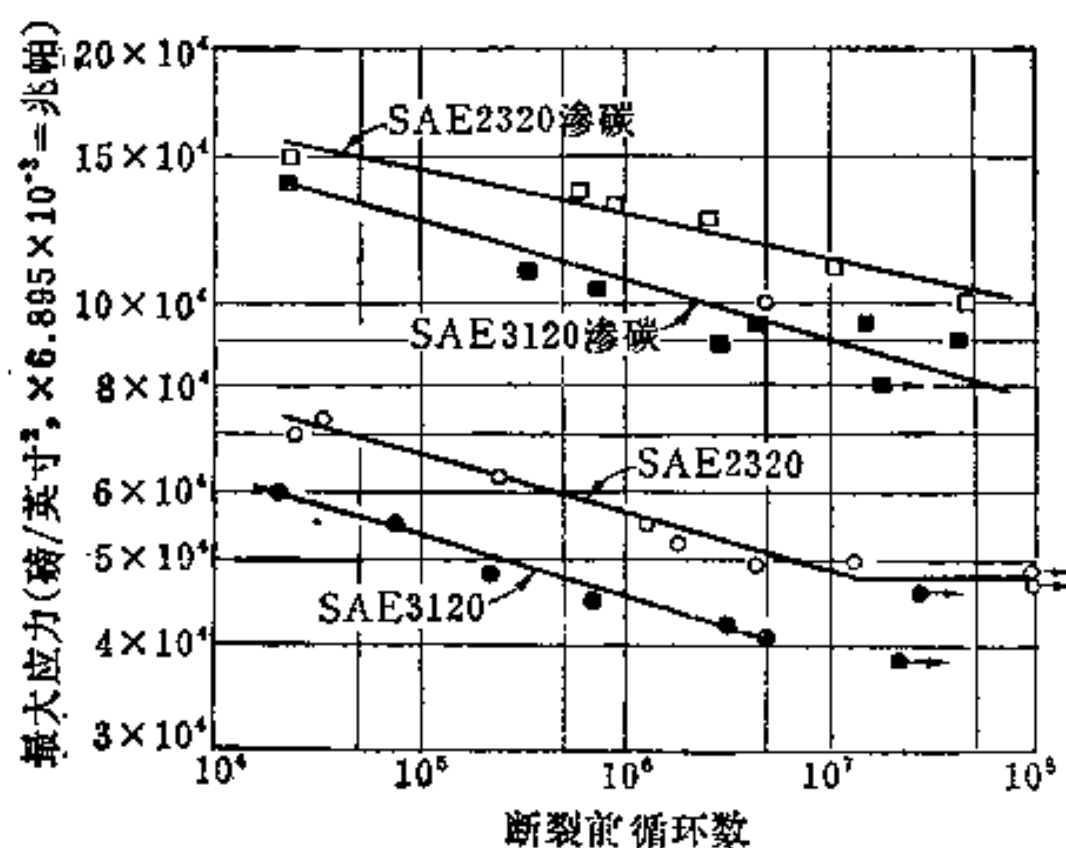


图8-24 渗碳对两种钢疲劳性能的影响
(钢的成分见表 8-2)

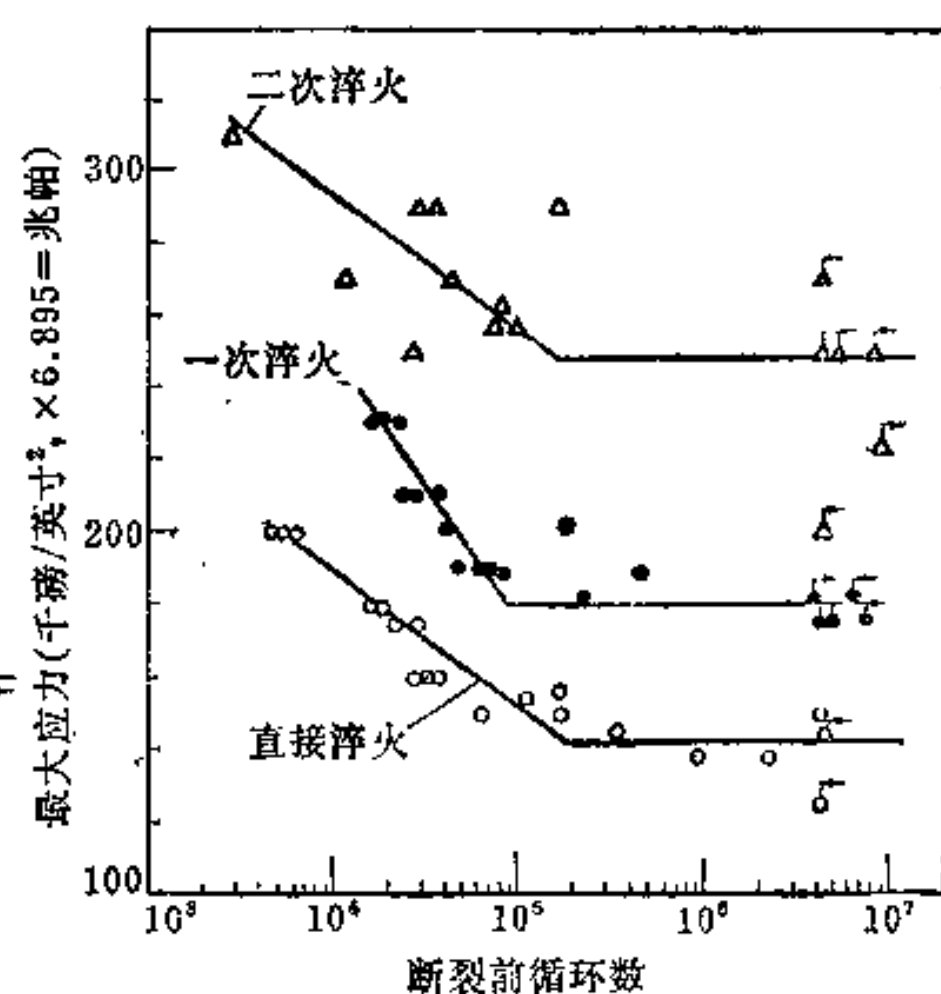


图8-25 8620 钢渗碳后的三种不同热处理制度对疲劳强度的影响 (四点弯曲疲劳)

提高。

正是由于氮化能够弥补渗碳的许多不足，因此在航空、动力和机械工业中得到了广泛的应用，并且已成为机械工业中必不可少的一种工艺。氮化的主要缺点是处理时间长、生产成本低、氮化层较薄且脆性较大，而氮化的发展正是以克服这些缺点为其主要方向。根据加热和氮化的机理，氮化可分为普通氮化和离子氮化两类，而前者又可分为气体氮化、液体氮化和固体（粉末）氮化三种。本节将介绍最常用的气体氮化、离子氮化和很有前途的软氮化工艺。

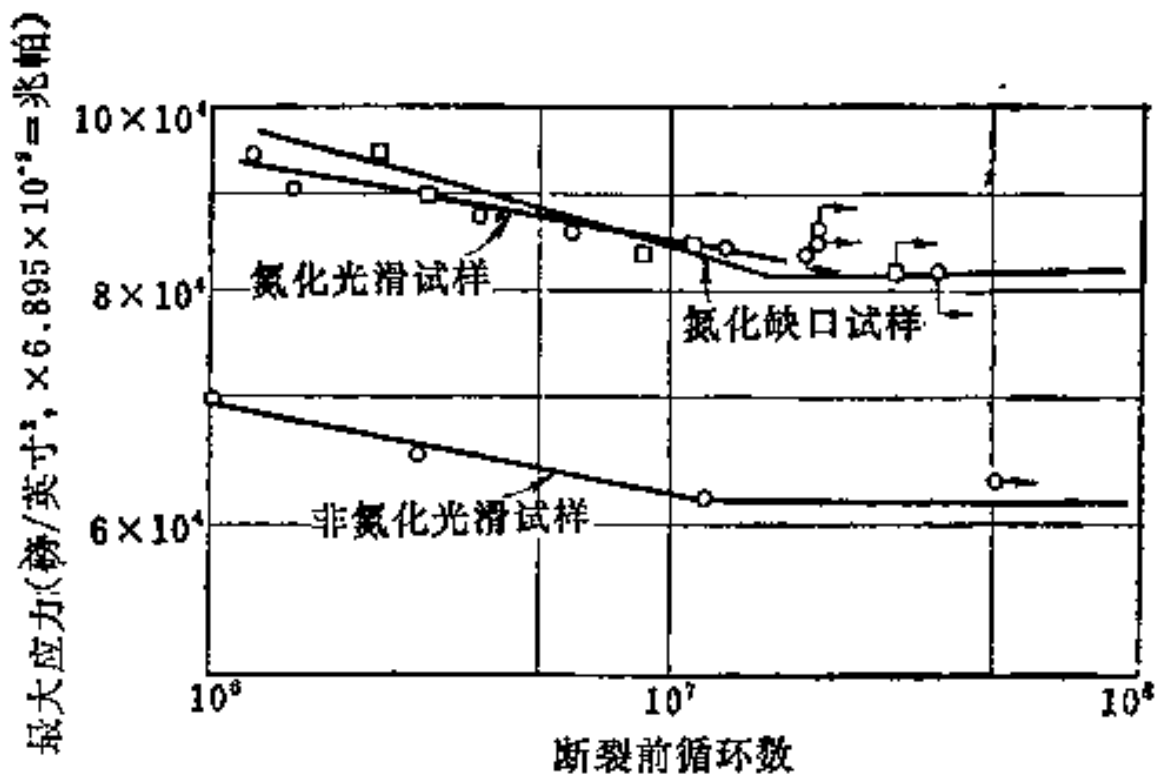


图8-26 氮化对某种钢的疲劳强度的影响

图8-26 氮化对某种钢的疲劳强度的影响

二、铁氮相图和纯铁氮化展的组织

为了了解钢的氮化工艺和氮化层组织，必须首先了解铁氮相图。图 8-27^[28]即铁氮相图的低氮端。图中有两个共析反应：在590°C及氮含量2.35%处，发生 $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_4\text{N}(\gamma')$

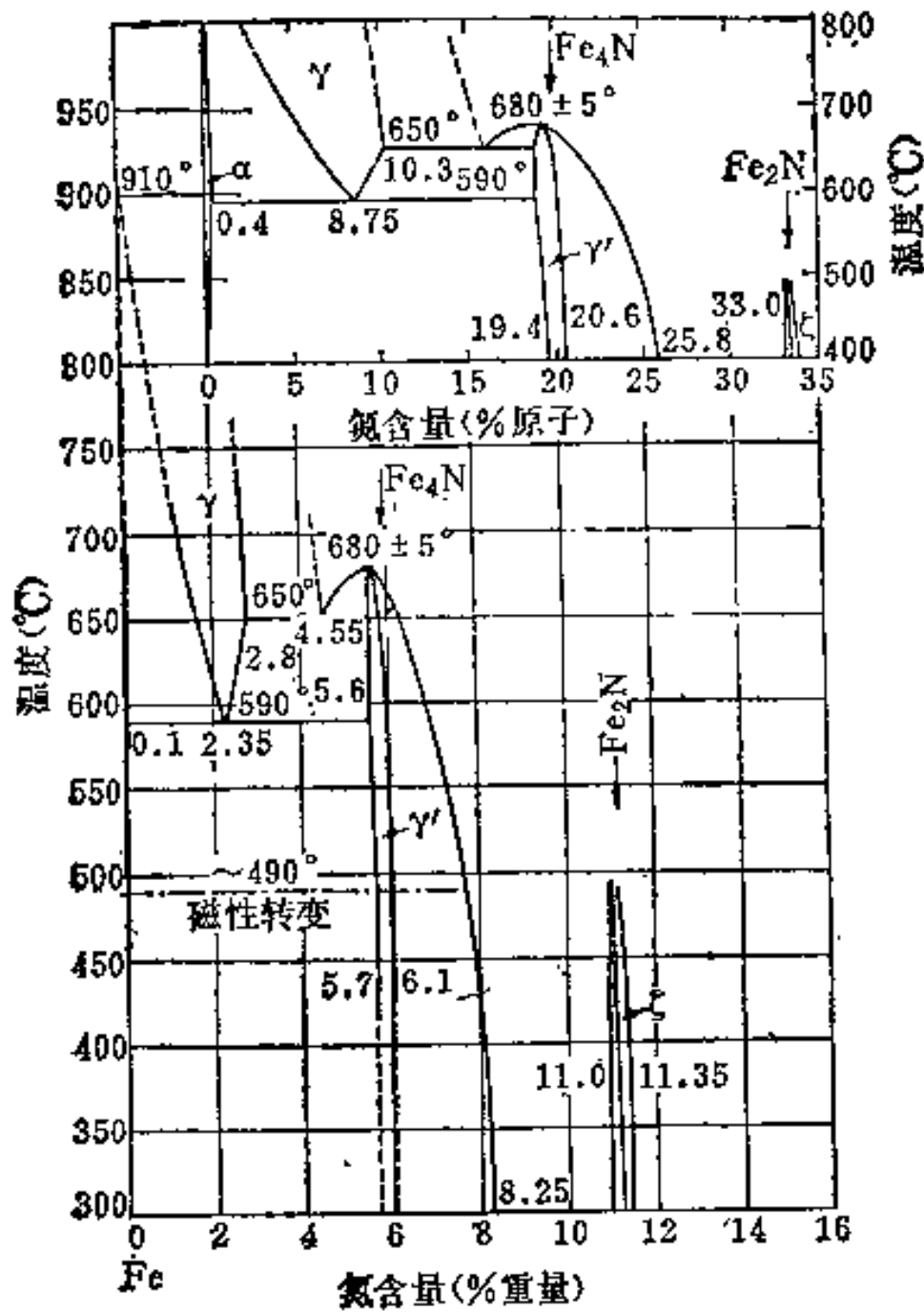


图8-27 铁氮相图

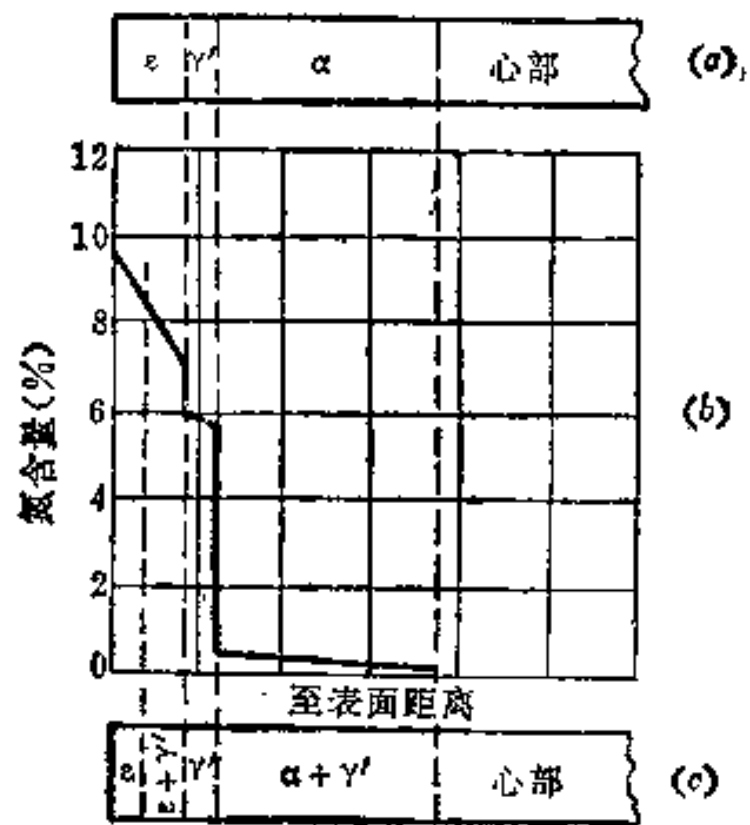


图8-28 纯铁在 500~590°C 之间氮化后及缓冷到室温后的成分和组织示意图 (a) 590°C时的组织；(b) 相应的含氮量的变化；(c) 冷到室温后之组织。

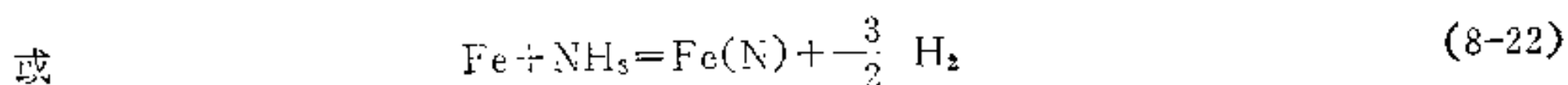
反应；在650°C及氮含量4.55%处，发生 $\varepsilon \rightarrow \gamma + \gamma'$ 反应。相图中所出现的各相的特点如下：① α 相——氮在 α -铁中的间隙固溶体，体心立方点阵，含氮量最大约为0.1% (590°C)，随着温度下降，含氮量可降至0.001% (100°C)；② γ 相——氮在 γ -铁中的间隙固溶体，面心立方点阵，只在590°C以上才稳定。氮在 γ -铁中的溶解度较大，在共析温度590°C为2.35%，在另一共析温度达到最大值2.8%。 γ 相的硬度约为HV160，淬火后转变为含氮马氏体，硬度可达11HV650。③ γ' 相——是以氮化物 Fe_4N (含氮5.9%)为基的固溶体，其含氮量可在5.7~6.1%之间变化。 γ' 相是有序面心立方点阵的间隙相，其硬度约为HV550。温度高于680°C时， γ' 相会转变为 ε 相。④ ε 相——是含氮范围很宽的化合物，在500°C以下， ε 相的成分在 Fe_3N (含氮8.1%)与 Fe_2N (含氮11.1%)之间变化。温度升高时，含氮量将变化，如图3-27所示。 ε 相是有序密排六方点阵的间隙相，它的显微硬度约为HM (也可表为HV) 250。⑤ ζ 相—— ζ 相是以 Fe_3N 化合物为基的固溶体，含氮量在11.0~11.35%之间变化。 ζ 相是具有正交菱形点阵的间隙相，性脆。当渗氮后表面氮浓度高到足以出现 ζ 相时，氮化层的脆性会与它有密切的关系。

根据铁氮相图，不难示意地画出纯铁在500~590°C之间氮化后及慢冷到室温后氮化层的成分和组织变化的示意图，如图3-28所示。自然，工业用氮化钢在氮化后的组织比它要复杂，但这却是了解更复杂的组织变化的必要基础。

三、气体氮化原理

气体氮化时一般使用无水氨气 (或氨+氢，或氨+氮) 做为供氮介质。整个氮化过程也可以分为三个阶段。

(一) 氨气的分解 氨气在加热时很不稳定，会按照下式发生分解并提供活性氮原子：



其平衡常数为

$$K' = \frac{(P_{\text{H}_2})^{3/2}}{(P_{\text{NH}_3})} [\text{N}\%] \cdot f_{\text{N}} \quad (8-23)$$

或
$$[\text{N}\%] = K \frac{(P_{\text{NH}_3})}{(P_{\text{H}_2})^{3/2}} \quad (8-24)$$

式中， $K = K' / f_{\text{N}}$ ， K 也可称为平衡常数； f_{N} 为氮在铁中的活度系数； P_{H_2} 和 P_{NH_3} 为氢气和氨气在混合气氛中的分压。反应(8-21)是一个吸热反应，其热效应为-11040卡，平衡常数与温度的关系可以表示为：

$$\log K' = \frac{20800 - 14.21 \log T - 7.58T}{-4.576T} \quad (8-25)$$

如果定义氨气的分解率为一个大气压下，没有催化剂时，反应到达平衡 (这就相当于氨在密闭容器中自然分解的情况) 后，已分解的氨气的克分子数与分解前氨气的总克分子

数之比, 则氮分解率随温度的变化可示于表8-3。由表可以看出, 在常用氮化温度(500~540°C)下, 如果时间足够, 氮气的分解可以达到接近完全的程度。

表8-3 氮气的分解率与温度的关系

分解温度 (°C)	300	400	500	600	700	800	900
分解率 (%)	95.62	99.07	99.72	99.89	99.95	99.97	99.99

图8-29^[24]给出了纯铁用氮气氮化时表面形成的各种相与(NH₃+H₂)混合气平衡的条件。这个图可以用作控制气体氮化过程的基本依据。

(二) 氮原子的吸收 当通入炉中的氮气被加热到一定温度时, 就有可能发生分解。但是由于达不到平衡, 这样分解的比例较小, 分解出的活性氮原子也不会被钢件吸收。对于氮化有实际意义的是氮气在钢件表面的催化(触媒)作用下按(8-22)式发生的分解, 这时分解出的活性氮原子大部分会立即被钢的表面吸收, 自然也会有一部分会结合成氮分子而逸去。这一过程可以示意地表示为图8-30^[4]。

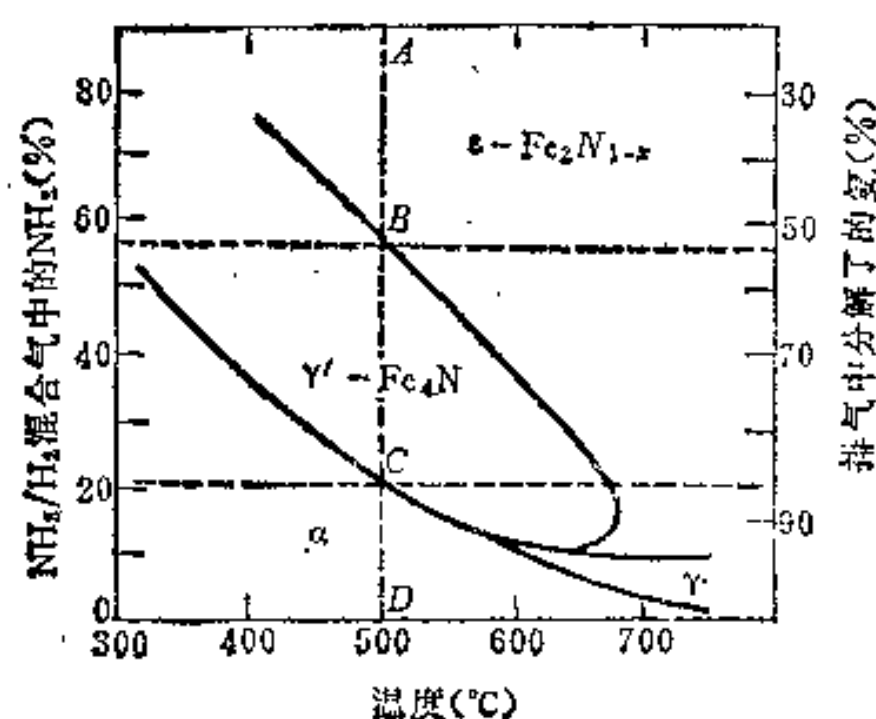


图8-29 纯铁氮化时表面形成的各种相与(NH₃+H₂)混合气平衡的条件

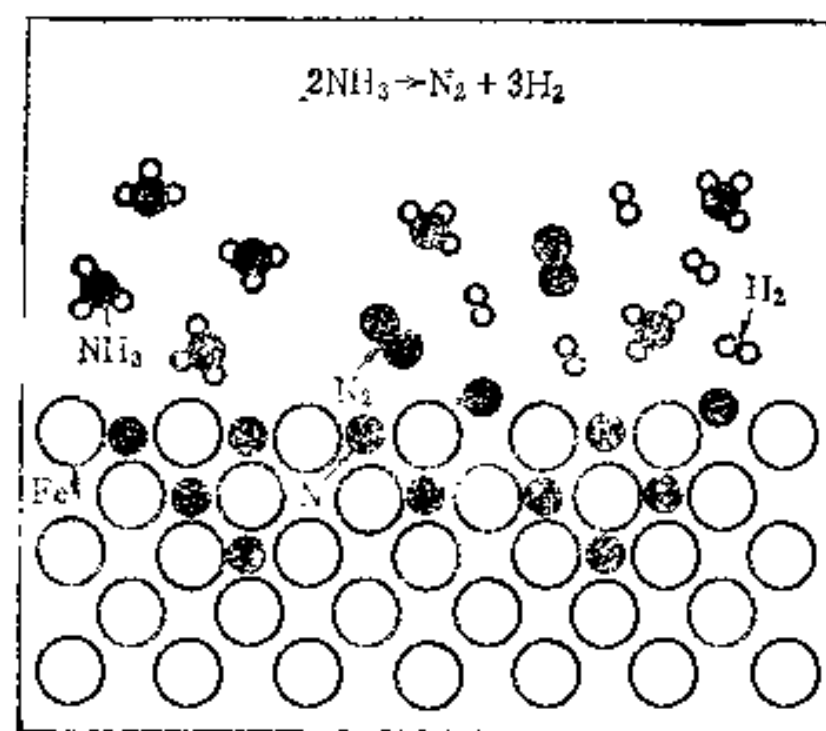


图8-30 氮在钢件表面的分解和氮原子被吸收的示意图

值得补充说明的是, 在气体氮化时, 由于气氛氮势很容易超过生成ε化合物所必需之值, 所以, 在工件表面极易生成一层化合物层, 这时氮原子将溶于化合物层中, 并不断向内扩散。

(三) 氮原子的扩散 氮在铁中的扩散系数可以表如下式^[25]:

$$D_N^{\alpha} = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (8-26)$$

式中, D_N^{α} 为氮在α-铁中的扩散系数; D_0 为常数, $D_0 = 0.3 \text{ 毫米}^2/\text{秒}$; R 为气体常数; Q 为激活能, $Q = 76.1 \text{ 千焦/克分子}$ (18180卡/克分子)。由于氮的原子半径(0.71埃)比碳的(0.77埃)小, 所以氮的扩散系数要比碳的大(碳的相应常数为 $D_0 = 2.0$, $Q = 84.1 \text{ 千焦/克分子}$ 或20091卡/克分子)。和渗碳时类似, 氮化层的深度也随时间呈抛物线增加, 符合 $d(\text{层深}) = K(\text{常数})\sqrt{t(\text{时间})}$ 的关系。图8-31为0.4C-1.6Cr-0.2Mo-1.1Al钢在510°C氮化时氮化层深度与氮化时间的关系。图中每条曲线旁的硬度值表示该曲线是以表面至该硬度值处的距离作为层深而绘出的。

(四) 合金元素的影响和氮化强化机理 合金元素中, 形成氮化物的元素对氮化的

影响最显著。这些元素包括铝和全部碳化物形成元素。合金元素一般都减低氮化层的深度，其中尤以铝、钛最为显著，铬次之。图8-32表示了这三个元素对渗层深度的影响情况^[4]。图中渗层深度是从表面量至HV400处之距离，氮化温度为520°C，时间8小时。钢中的碳会降低氮化层深度。例如，含碳0.06%的钢经520°C 30小时氮化后可得1毫米深的氮化层（量至与心部交界处），而含碳1.14%的钢在同样条件下，氮化层只有0.38毫米。碳的这种影响很可能是由于钢中碳量愈多，碳化物就愈多，对氮原子扩散的阻碍作用也就愈大之故。

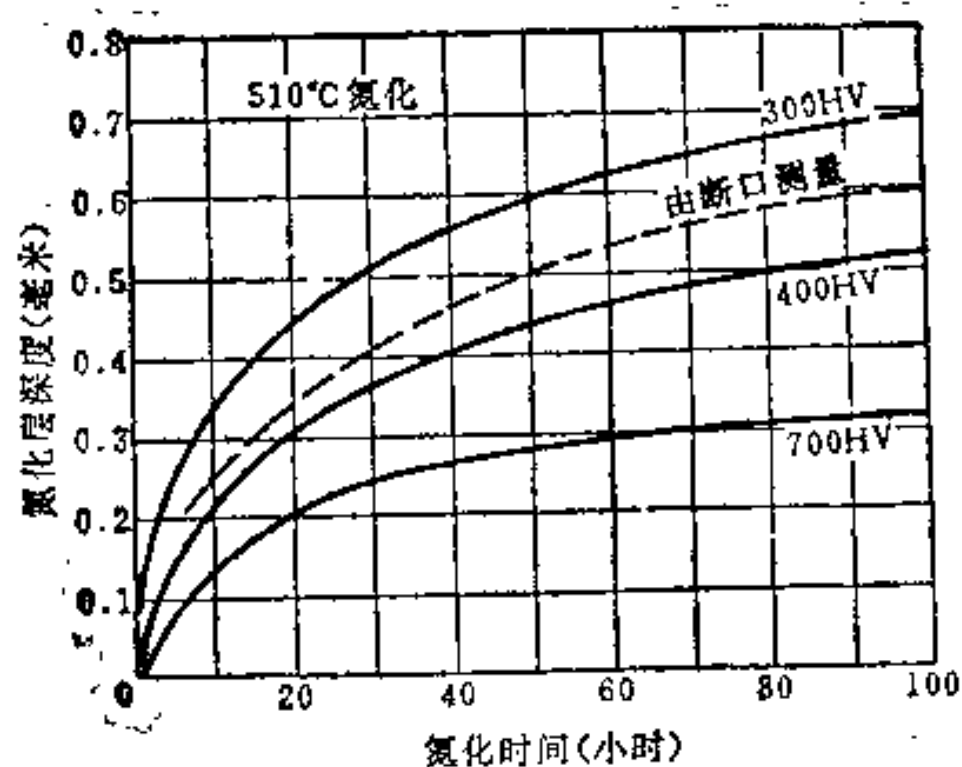


图8-31 0.4C-1.6Cr-0.2Mo-1.1Al钢 510°C
氮化时氮化层深度与氮化时间的关系

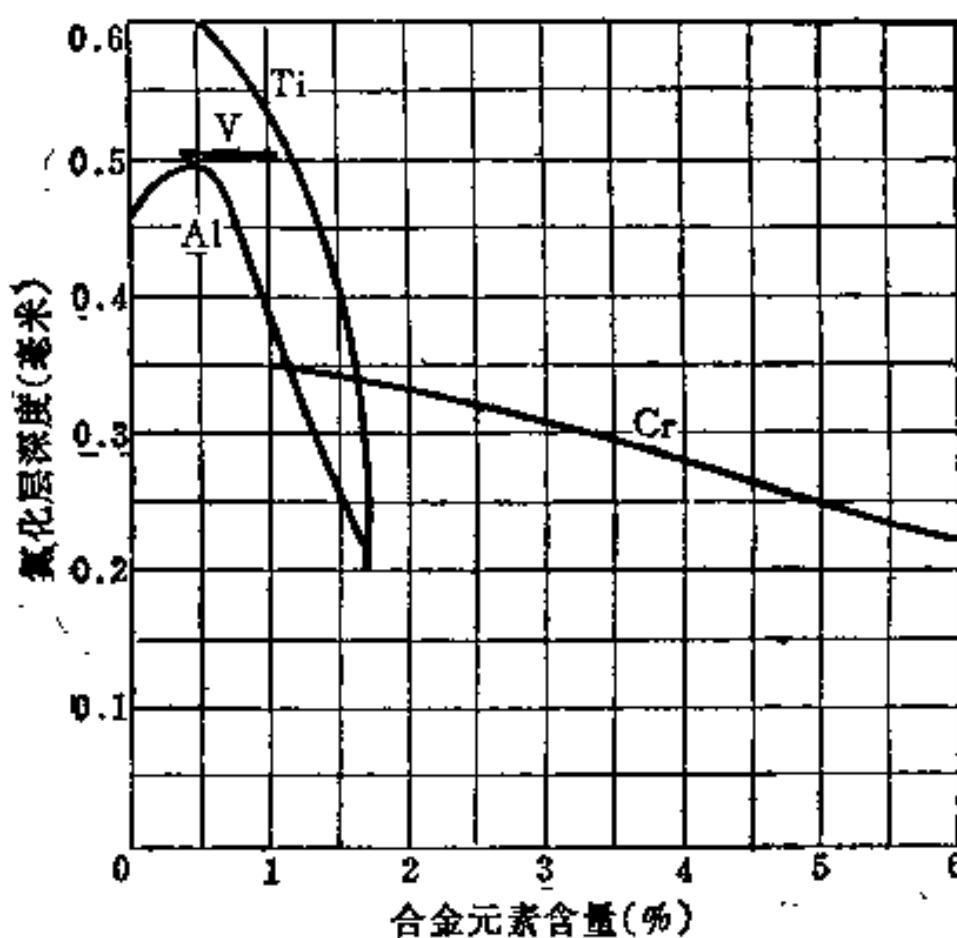


图8-32 合金元素对氮化层深度的影响

合金元素对氮化层硬度的影响更显著。图8-33^[4]示出了这种影响。图中所用钢的基本成分为0.35C-0.30Si-0.70Mn，经过氮化后可得到HV400的硬度。由图可见，铝、钛能强烈提高氮化层的硬度，铬、钼次之，而镍，由于不形成氮化物，对硬度几乎没有影响。正因为铝、铬等有这样的作用，所以工业上使用的氮化钢都含有铝、铬、钼等元素。钛之所以不用，是因为只要钢中含有碳，则钛首先在钢中形成极其稳定的碳化钛，对氮化层硬度的提高贡献很小，起不到应有的作用。

铝、铬、钼等合金元素能显著地提高氮化层硬度，是因为随着氮原子向里扩散，在渗层中依次发生着：①氮和合金元素的原子偏聚，形成所谓G-P区；② α'' -Fe₁₆N₂型过渡氮化物的析出等组织变化，而这些共格的偏聚区和过渡氮化物的析出，会引起硬度的强烈增加^[28]。上述整个过程，和淬火时效的过程几乎完全一样，因此，文献〔26〕称之为恒活度时效过程（恒活度系指在氮化过程中，氮在钢中的活度维持不变之意），以区别于淬火时效。

图8-34是氮化过程中形成G-P区（即原子偏聚区）的示意图。图中小黑点表示间隙氮原子，大黑点表示置换了铁原子的合金元素原子。G-P区成盘状，与基体共格，并引起较大的点阵畸变，从而引起较大的硬度增加。图8-35给出了二张照片，分别为（a）Fe-5Mo合金在590°C、6NH₃/94H₂中氮化22小时和（b）Al-4Cu合金在160°C时效5小时^[27]后的透射电子显微镜组织。已知（b）所代表的是Al-Cu合金时效到G-PⅡ区阶

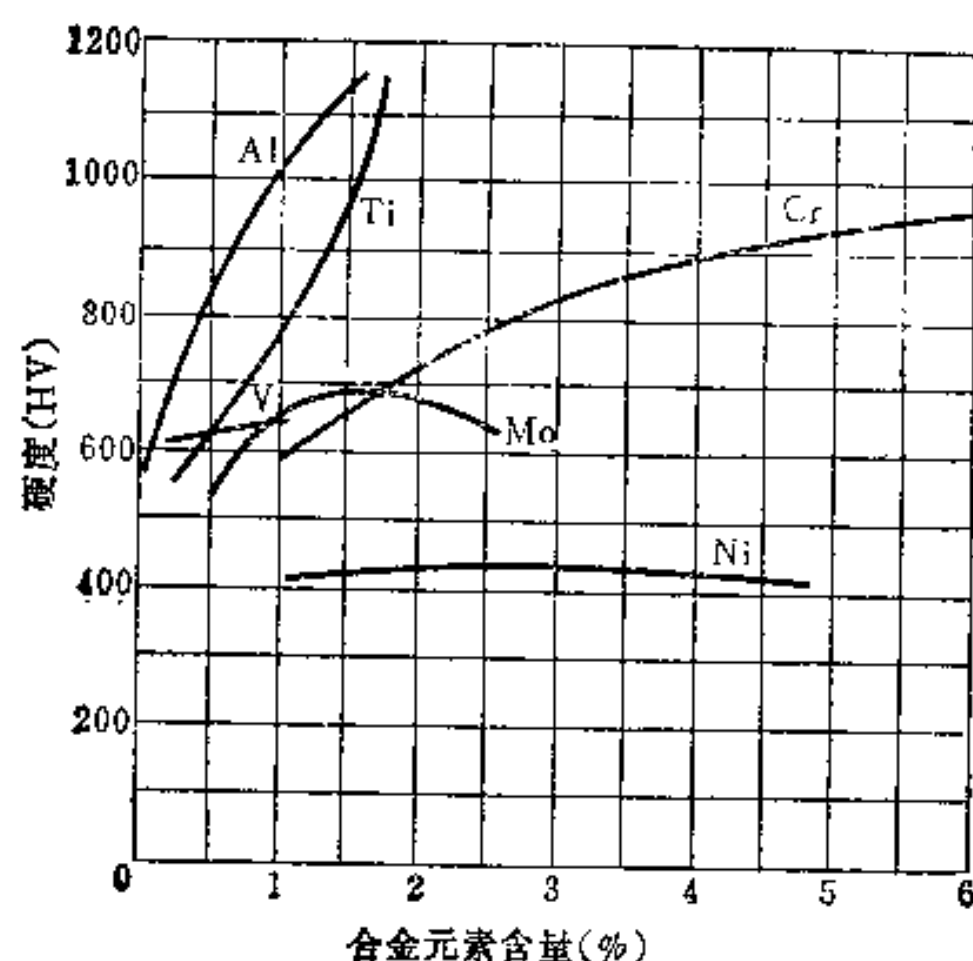


图8-33 合金元素对氮化后硬度的影响

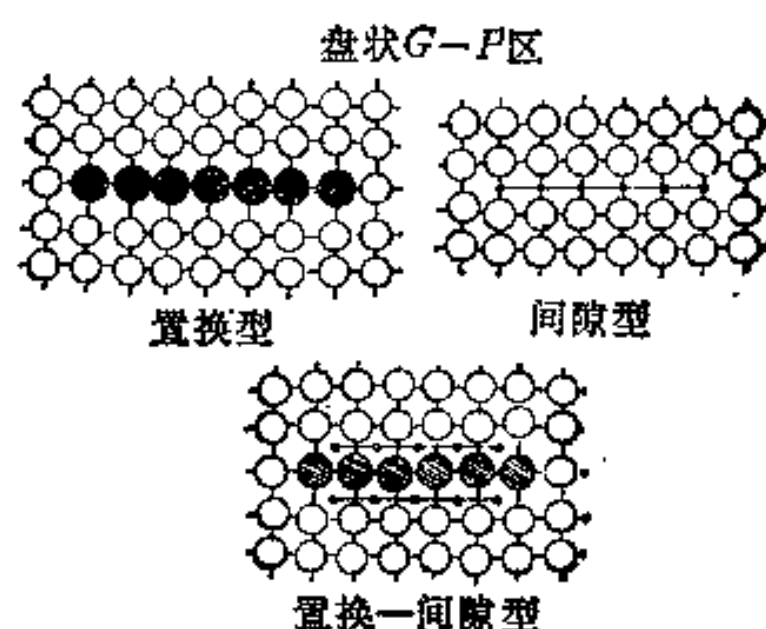


图8-34 氮化过程中形成置换和间隙两种原子的混合G-P区示意图

段的组织情况，由 (a)、(b) 的相似性可以判断，Fe-Mo合金的氮化也刚好是这个阶段，而且合金此时正达到其峰值硬度。

随着时间的延长或温度的升高，偏聚区氮原子数量发生变化并且进行着一个有序化的过程，G-P区会逐渐转变为 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 型过度相而析出。在有合金元素存在的情况下，析出物的精确成分很难确定，但可以表示为 $(\text{Fe}, \text{Mo})_{16}\text{N}_2$ (当钢中含钼时) 或 $(\text{Fe}, \text{W})_{16}\text{N}_2$ (当钢中含钨时) 等等。 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 以小片状平行于基体的立方体面析出，具有有序的四方含氮马氏体的晶体结构，如图 8-36^[26] 所示。由图可见， $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 具有体心立方结构，氮原子只是位于 Z 方向的八面体空位，所以只是 c 轴加长而 a、b 两方向的棱边长度与铁素体完全一样，因而配合得非常好。 $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$ 与基体 α 有如下位向关系：

$$(001)_{\alpha} // (001)_{\text{Fe}_{16}\text{N}_2}; [110]_{\alpha} // [100]_{\text{Fe}_{16}\text{N}_2}$$

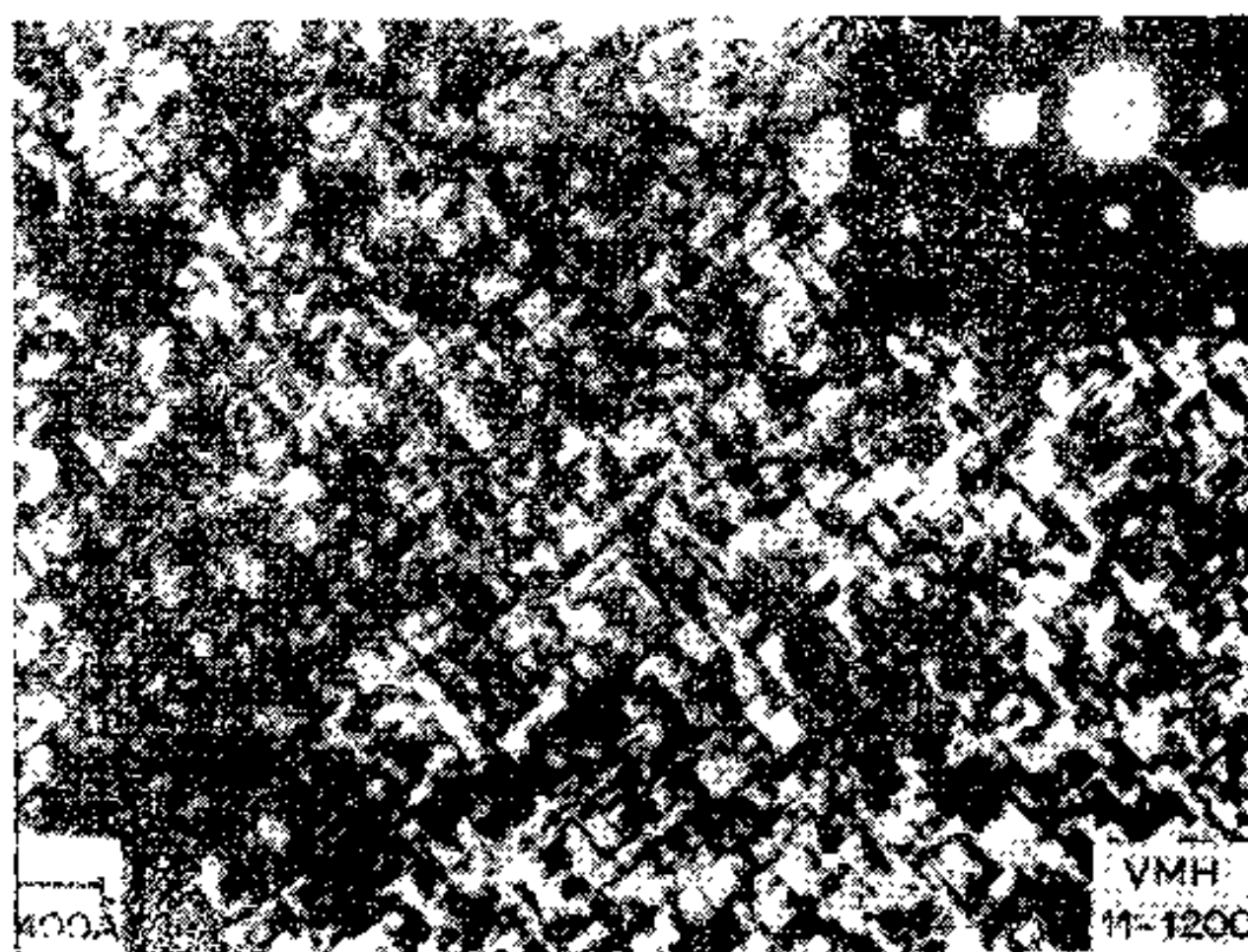
关于 γ' 的晶体结构，前面已有介绍。由 α'' 向 γ' 的转变也可以是一种就地转变，即不需重新形核，而只是作成分调整（提高氮含量），图 8-36(b) 即说明了这种可能性。当含有合金元素时， γ' 的成分也可能是 $\gamma'-(\text{Fe} \cdot \text{Mo})_4\text{N}$ 之类。

然而，由 γ' 向稳定的合金氮化物的转变却必须重新在晶界形核并以不连续沉淀的方式进行。图 8-37 所示为 Fe-4W 合金在 615°C 于 $8\text{NH}_3/92\text{H}_2$ 中氮化时 $\delta\text{-WN}$ 由均匀的 α'' 沉淀区中不连续沉淀的情形，图中大的黑片即 $\delta\text{-WN}$ 。对于不同的合金元素，生成的稳定硬化物自然不一样，表 8-4 是不同合金元素形成的稳定氮化物。稳定的合金氮化物的尺寸大，又与基体不共格，因此强化效果比过渡相要小，所以它们的出现，相当于过时效阶段。

必须强调，前述的几个阶段只是就一般而论的；随着钢中所含合金元素的不同，随着氮化温度和气氛氮势的变化，上述氮化（或时效）过程可能具有不同的特点。例如，在 Fe-Mo-N 系中，时效的几个阶段可以清楚地区分；而对于 Fe-W-N 系而言，G-P 区阶段很快就完成，而立即进入过渡氮化物形成阶段。也正是因为加入不同合金元素时氮



(a)



(b)

图 8-35

(a) Fe-5Mo合金于 590°C、6NH₃/94H₂中氮化22小时后的组织；(b) Al-4Cu合金于 160°C时效5小时后的组织，60000×。

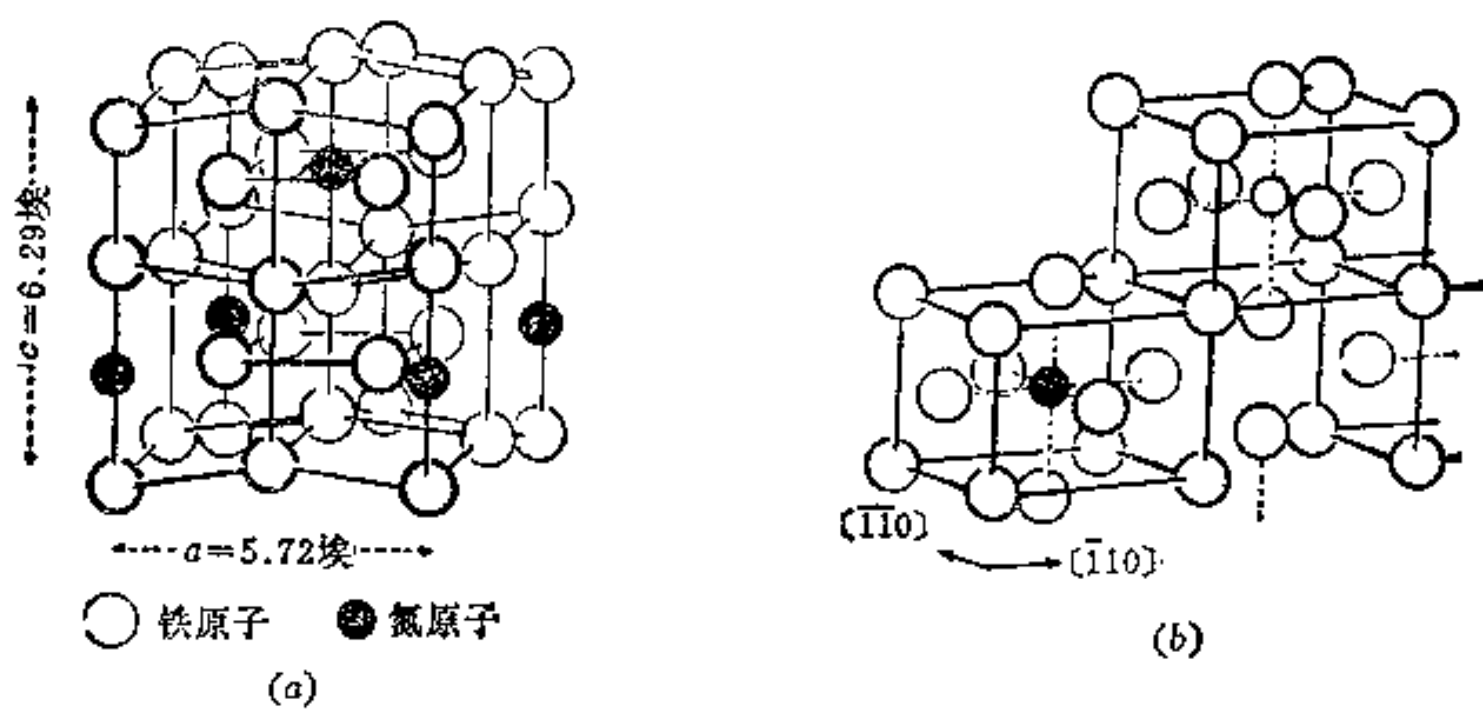


图 8-36

(a) α' -Fe₁₆N₂的晶体结构；(b) Fe₁₆N₂可以看作是有缺陷的面心立方的 γ' -Fe₄N。

化物析出的特点和大小不同,强化效果不一样,所以加入不同元素时获得的氮化层硬度也不一样(图3-33)。又例如,随着氮化温度的提高, $G-P$ 区阶段也会变得很短,而立即有相对较粗大的过渡氮化物析出,因此氮化后的硬度会随氮化温度提高而下降。相反,过低的氮化温度和过低的气氛氮势,也会使 $G-P$ 区的量和析出氮化物的量少而硬度不足。

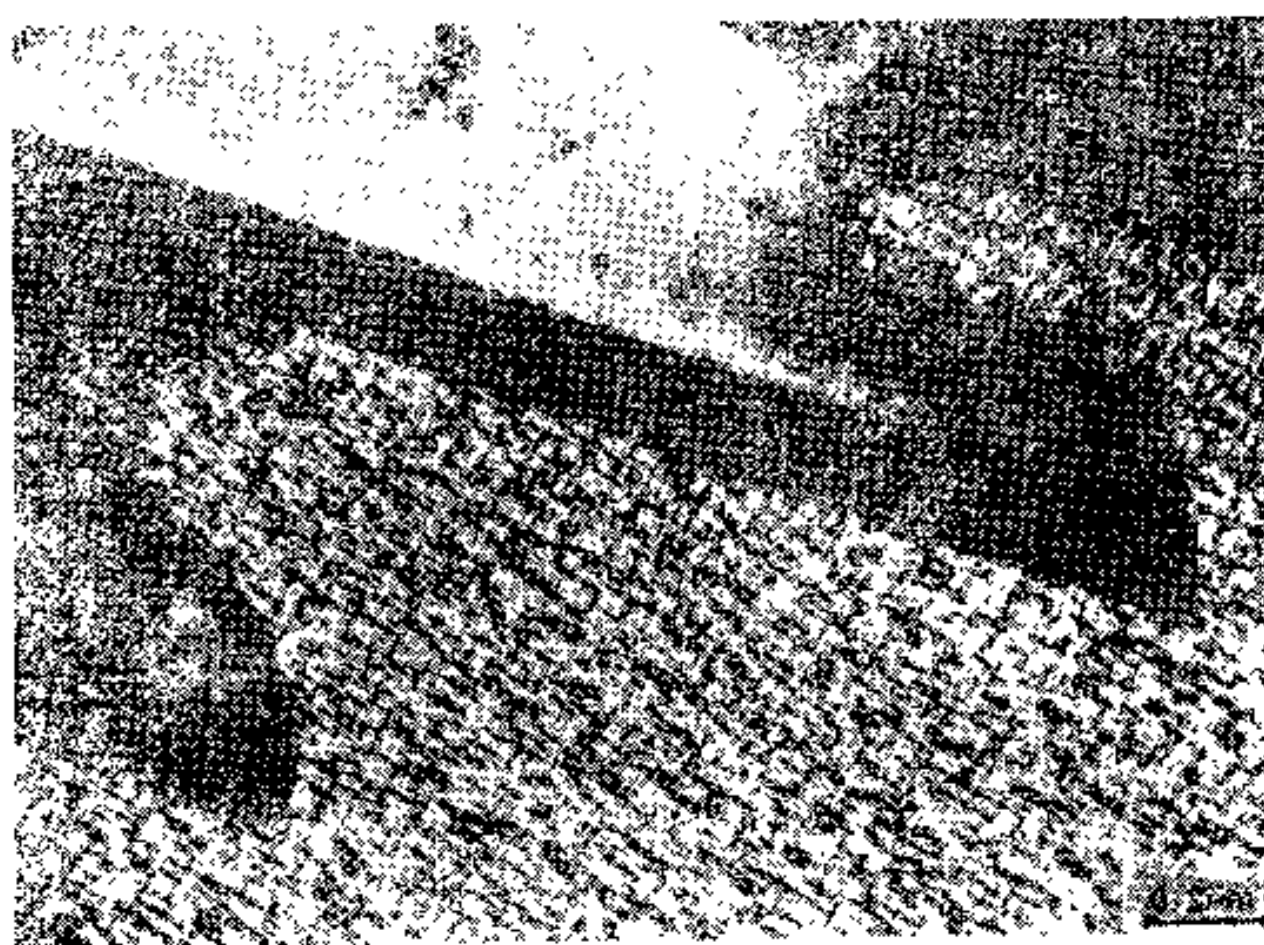


图8-37 Fe-4W合金在615°C于8NH₃/92H₂中氮化时,
 δ -WN从 α'' 的均匀沉淀区中不连续沉淀的情况

根据以上强化机理我们还可以解释含碳量对氮化层硬度的影响。由于钢中的碳

在淬火+高温回火状态(零件在氮化前最经常采用的热处理状态)总是与合金元素形成碳化物,所以含碳量的提高意味着碳化物增多,也意味着能形成氮化物的合金元素减少,这不仅会阻碍氮原子扩散,更重要的是减少了强化相的数量,因此硬度会有所降低。图8-38^[28]中经过脱碳后再氮化的那条曲线反而得到最高的硬度,就能很好地说明这一点。不过为了同时照顾心部的性能,氮化钢中仍然要含一定量的碳。

表8-4 钢中合金元素形成的稳定氮化物^[28]以及590°C以下铁氮系中的各相^[31]

相	分子式	含氮量%(重量)	布拉菲点阵	点阵常数(Å)	生成热 (千卡/克分子)
	TiN	22.62	面心立方	$a = 4.244$	-80
	AlN	34.18	六方	$a = 3.110$ $c = 4.975$	-72
	VN	21.57	面心立方	$a = 4.139$	-52
	CrN	21.22	面心立方	$a = 4.149$	-30
	Mo ₂ N	6.80	面心立方	$a = 4.169$	-19.5
	W ₂ N	3.67	面心立方	$a = 4.126$	-17
α	Fe(N)	最大 0.1(590°C)	体心立方	$a = 2.8664$	
α''	Fe ₁₆ N ₂	3.0	体心四方	$a = 5.720$ $c/a = 1.10$	
γ'	Fe ₄ N	5.77~5.88(500°C)	面心立方	$a = 3.795$	
ϵ	Fe ₂ N _{1-x}	7.5~11.0(500°C)	六方	$a = 2.764$ $c/a = 1.599$	
ζ	Fe ₂ N	11.14	正交	$a = 5.530$ $b = 4.480$ $c = 4.425$	

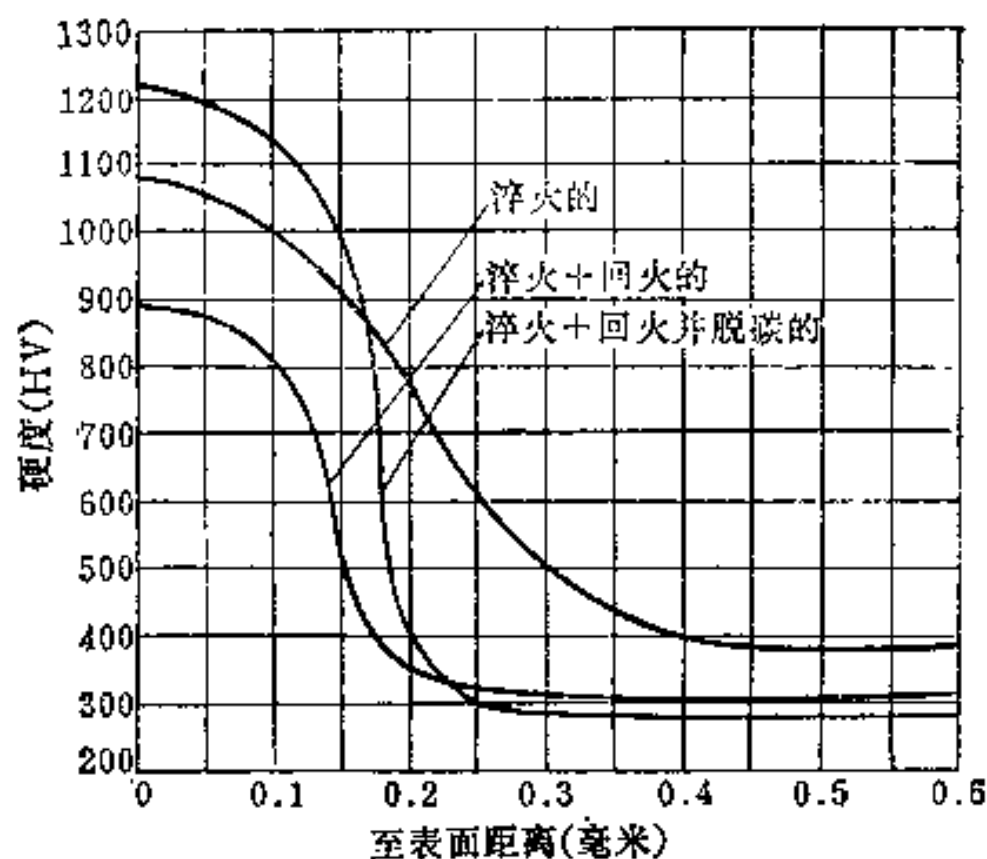


图8-38 En29B (0.3C-3.0Cr-0.5Mo) 钢氮化前的热处理状态对 520°C 8 小时的离子氮化后硬度和层深的影响

四、气体氮化工艺

要正确制订气体氮化工艺，主要关键在于选好三个参数，即氮化温度，时间和气氛氮势。下面将分别予以介绍。

(一) 氮化温度和时间的选择 氮化温度影响渗层深度，也影响氮化层硬度，而时间则主要是影响层深。图8-39是氮化温度对 0.42C-1.0Al-1.65Cr-0.32Mo 钢气体氮化时渗层深度和硬度梯度的影响^[4]。由图可见，在图中所包括的温度范围内，温度越低，表面硬度越高，硬度梯度越陡，渗层深度越小。由图还可以看出另一个现象，即硬度梯度曲线在接近表面处有一个极大值，换句话说，表面有一层硬度略低。这种现象估计是由表面白层造成的。分析表明^[30]，氮化层表面的白层是由 γ' -Fe₄N和 ϵ -Fe₂N_{1-x}组成的，而且 ϵ/γ' 之比愈远离表面愈低，到一定深度后可能只是由单相 γ' 组成。这两种化合物的硬度都不如合金氮化物时效强化所引起的硬度高（而脆性却很大），因此表面的硬度会有所降低。温度对于普通气体氮化时所生成的白层厚度也有影响。其规律是白层厚度随温度上升以某种指数关系增加，而随时间以某种抛物线规律增加，如同总渗层深度的变化一样。

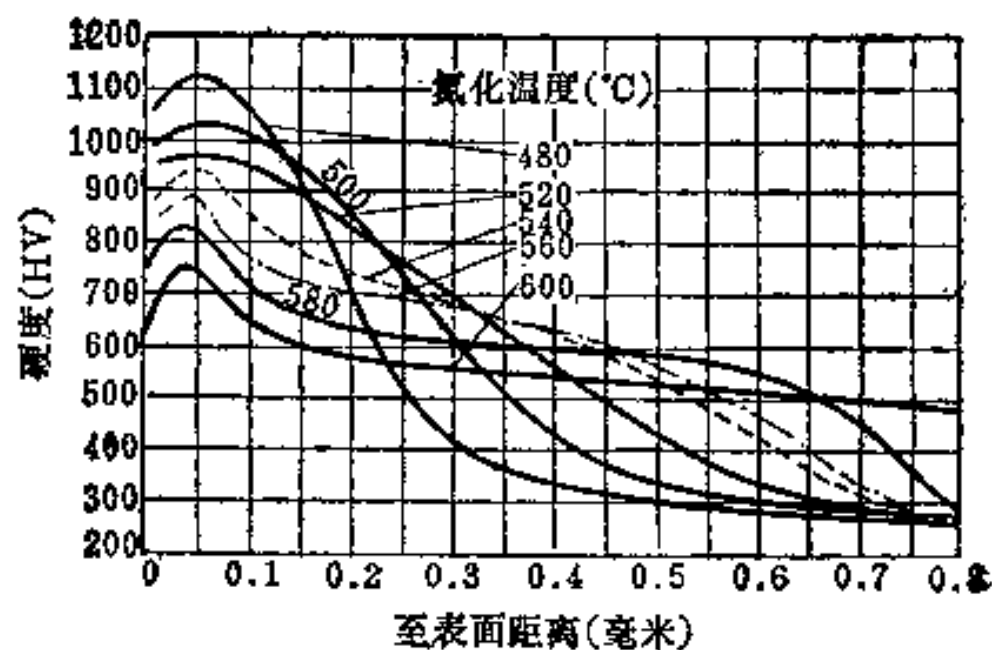


图8-40示出了0.42C-1.0Al-1.65Cr-0.32Mo钢在510°C氮化时，氮化时间对硬度和渗层深度的影响^[4]。由图可见，在某一个时间以前，硬度随氮化时间不断上升，此后则基本上没有影响。

氮化温度的选择主要应根据对零件表面硬度的要求而定，要求硬度高的，氮化温度就应降低。在此前提下，要考虑照顾氮化前零件的回火温度（也就是照顾零件心部的性

如果考虑 1 单位体积的氨气, 其真实分解率〔即分解的氨气占总氨气 (单位体积) 之比〕为 x , 则分解后产生的氢、氮分别为 $1.5x$ 和 $0.5x$ 。如果假定氮全部为钢件吸收, 则测得分解率

$$a = \frac{1.5x}{1-x+1.5x} = \frac{1.5x}{1+0.5x} \quad (8-27)$$

由此可见, 当 $0 < x < 1$ 时, $a > x$, 即测得分解率总是大于真实分解率。

传统工艺在选择 (测得) 氨分解率时的基本原则是: 欲使气氛供氮能力高, 应选择低分解率; 反之, 要获得低氮势, 则选择高分解率。至于具体的数值, 可以参考手册和工厂的技术文件。为什么分解率低时气氛氮势高, 可做如下解释。首先考虑一种极端情况, 即将氨充满氮化箱后将其密闭 (此时氨的流速为零), 在这种条件下氨将充分分解并达到如表 8-3 所示的分解率值。尽管已分解出的活性氮原子一部分会被钢件吸收, 但由于没有新的氨气补充, 所以不能继续提供活性氮原子, 因此这种气氛的供氮能力等于零。随着氨气通过氮化箱的流速增大, 氨的分解率不断降低 (因为氨气在氮化箱内停留的时间缩短, 来不及达到平衡), 但分解主要是在零件表面发生, 而且表面有越来越多的新鲜氨气流过, 可以提供的活性原子不断增多, 因而气氛的供氮能力也不断提高。最后, 还可以设想另一种极端情况, 即氨气流量大到使氨分解率等于零, 显然这时气氛的供氮能力也将为零。但是这种情况很难在工业上实现。有氮化经验的人都知道, 当氮化温度高时, 要想降低氨分解率是非常困难的 (例如在 550°C , 使氨分解率降到 20% 以下就很困难), 因为这时氨气很容易被加热到高温, 因而很容易分解。因此, 实际的规律是分解率越低, 气氛的供氮能力越高。

由以上分析可以看出, 尽管传统工艺在调节气氛氮势时控制的参数是氨分解率, 但实际起作用的是氨分解率与氨气流量二者。据此, 文献〔32〕在 1974 年曾提出, 可以考虑用 (分解率 \times 流量) 来代表气氛的供氮能力。1975 年, 文献〔4〕更为明确地提出了氮的活度 A_N 由分解率 a 和氨气流速 v 的乘积控制的说法, 并表示为 $A_N \sim a \cdot v$ 。文中认为 $a \cdot v$ 表示了单位时间内在钢表面分解的氨分子数, 这才是真正的气氛供应氮原子的能力。

我们也可以从气氛氮势的定义来理解氨分解率的影响。据 (8-24) 式

$$[\text{N}\%] = K \frac{(P_{\text{NH}_3})}{(P_{\text{H}_2})^{3/2}}$$

代入真实分解率 x 得:

$$[\text{N}\%] = K \frac{(1-x)}{(1.5x)^{3/2}} \quad (8-28)$$

再代入测得分解率 a (公式 8-27), 得:

$$[\text{N}\%] = \frac{K \left(\frac{1.5-1.5a}{1.5-0.5a} \right)}{\left(\frac{1.5a}{1.5-0.5a} \right)^{3/2}} = K \frac{\left(\frac{1-a}{1-\frac{1}{3}a} \right)}{\left(\frac{a}{1-\frac{1}{3}a} \right)^{3/2}} \quad (8-29)$$

由 (8-29) 可以算出, 当 a 增加时, 气氛的氮势是下降的。但是所得的具体值是不是与实际吻合, 则尚无实验证明。此外, 尽管我们也可以建立如上的 a 与 $[\text{N}]$ 之间的数学关系, 测得分解率的物理意义仍然不明确, 这从式 (8-27) 更可以充分看出。

2. 控制氮势气体渗氮工艺 上述传统工艺虽然通过控制氨分解率可以在一定范围内改变气氛氮势, 但总的氮势水平仍然太高。因此几十年来传统工艺中有一个始终未能解决的问题——氮化件表面形成白层。为了除去脆性的白层, 人们曾经采用氮化后磨削的方法, 或氮化后将零件置于氢气中进行退火的还原方法以及在氮化的后期用高分解率的气氛或通氢处理的方法等等, 但效果都不很理想。

1973年贝尔 (Bell) 等人^[30,31]根据对反应 (8-21) 平衡的研究, 进行了在氨-氢混合气中完成可控氮势氮化的试验, 并取得了初步的成功。近几年我国的一些单位所进行的可控氮化的理论和实验研究也取得了可喜的结果^[33]。

根据目前的资料来看, 可控氮化还只是发展到了一个初步的阶段。这可以从以下几点看出: ①氮势 r 的定义不十分确切地采用了^[30]

$$r = \frac{P_{\text{NH}_3}}{(P_{\text{H}_2})^{3/2}} \quad (8-30)$$

而不是 (8-24) 式所表示的

$$[\text{N}\%] = K \frac{P_{\text{NH}_3}}{(P_{\text{H}_2})^{3/2}}$$

众所周知, 一个气氛的某种元素势的正规定义应该是该气氛与金属的反应达到平衡时金属表面所含该种元素的浓度。对于气体氮化, 则应该是 (8-24) 式中的 $[\text{N}\%]$ 。因此 (8-30) 式的定义并不代表真正的气氛氮势 (文献[30]有时又称 r 为氮化势, 这个名称可能较妥)。使用 r 的好处是回避了平衡常数 K 值, 易于直接测量。②现在只找到了纯铁表面生成的各相与气氛中的氨含量的对应关系 (图8-29) 和在钢表面生成白层时的氨含量 (或 r) 的门槛值 (图8-42), 而不是对应的表面含氮量的值。图8-42^[30,34]的曲线无疑是非常有用的, 但若更能进一步控制表面含氮量, 预计将会在控制氮化层硬度方面带来更大的自由。

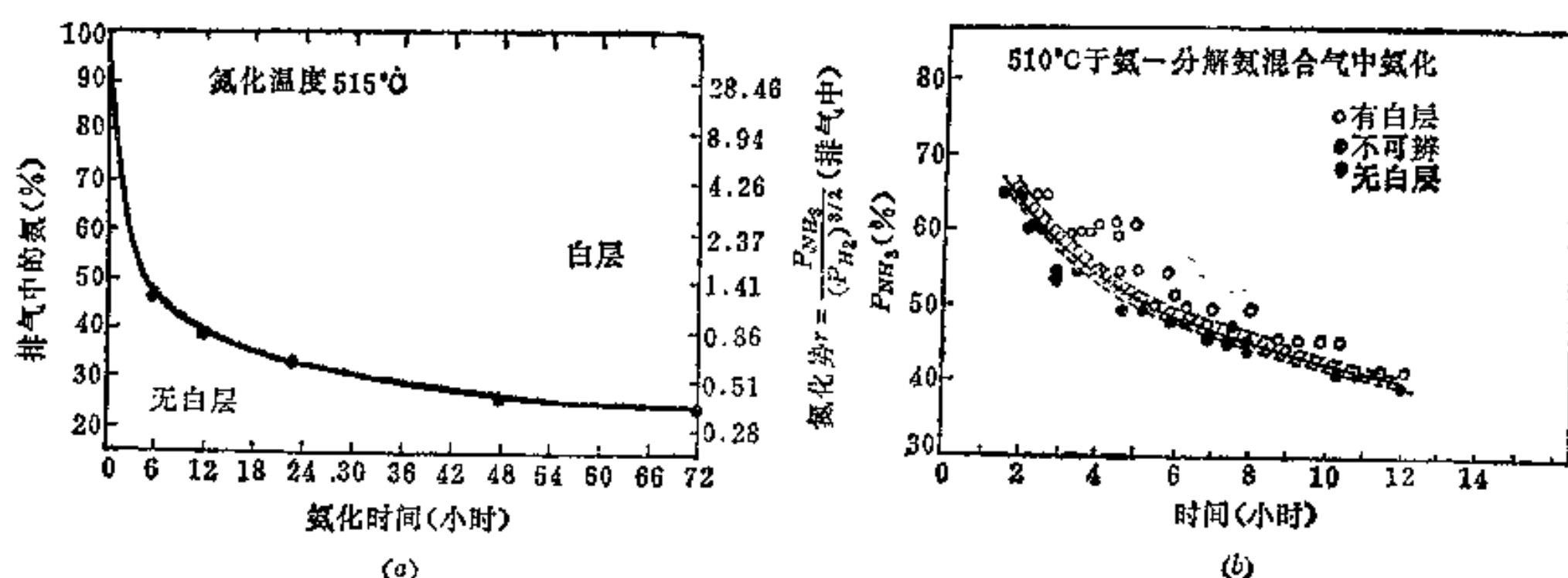


图8-42 钢在氮化时生成白层的氮化势 r 的门槛值
(a) En19(0.4C-1.2Cr-0.3Mo) 钢, 515°C; (b) 38CrMoAlA 钢, 510°C。

但不论怎样, 目前的发展仍然是很有意义的, 它毕竟把人们引向了一条正确的道路。因此, 目前要进行可控氮化, 做法也很简单, 只要依据图8-42的曲线, 找出不生成白层的门槛值, 然后事先按此门槛值或其附近配好 $\text{NH}_3 + \text{H}_2$ 的混合气, 在图示的温度下,

六、氮化零件的检验和常见缺陷

对氮化件的技术要求一般包括表面硬度、渗层深度、心部硬度、金相组织和变形量等几项。表面硬度的检验主要应注意载荷的选择,要防止“压穿”氮化层,比较理想的载荷是测HV用10公斤,测表面洛氏用15公斤。如果表面硬度偏低,可能是表面氮浓度不足或前处理回火温度过高所引起。渗层深度的检验也可采用测渗碳层所用的各种方法,但看来仍以硬度法最为精确,应该大力推广使用。目前对于确定有效渗层深度的分界硬度值,在国际上尚无统一认识,例如美国一般规定硬度 $>HRC50(HV550)$ 的层深为有效层深,而瑞典国家标准则以HV400来分界,有关的国际标准尚未制订出来,这是我们需要研究解决的问题。心部硬度的检验自不必多说。如果心部硬度超差,则往往是回火温度选择不当所致,必须参照前述的原则正确选择。

氮化层的正常金相组织应该是表面白层很薄或没有,内部没有网状、针状或鱼骨状氮化物,脉状或波纹状氮化物不太厚,晶粒不太大。此外,游离的铁素体也是不允许存在的。图8-44是38CrMoAlA钢经 560°C 20小时气体氮化(分解率40~50%)后的组织,可代表氮化层的一般组织特点。产生金相组织不合格的原因主要是气氛氮势过高、氮化温度过高和氮化前处理时的脱碳或细化晶粒不够,可以针对具体情况分析解决。如果氮化后零件出炉温度过高,或冷却阶段氮流量太小,炉内产生了负压,在零件表面往往形成氧化色(可以从黄、棕一直到蓝色)。对于这种零件,只要硬度、层深和金相组织等符合技术条件要求,仍然可以投入使用,也可将零件重新装炉,于 500°C 左右通氮还原2~5小时,至于氮化后零件变形的问题,比较复杂,限于篇幅,这里不作讨论。



图8-44 38CrMoAlA钢经 560°C 20小时气体氮化(分解率40~50%)后之组织, $400\times$

七、离子氮化

(一) 离子氮化的发展和特点 离子氮化(又称辉光放电氮化、等离子氮化)早在1931年就已在实验室里取得了成功并获专利^[35]。但由于制造大电流的稳定辉光放电设备的

技术困难，一直延迟到六十年代初离子氮化才在生产上得到了应用，并且也只限于西德、美国等国家。英国引进离子氮化设备是在 1977 年，瑞典和整个斯堪的纳维亚半岛则在 1978 年。我国从 1967 年起即有工厂开始研究，1971 年开始实验性生产，目前国内已有数百台各种规格的设备^[59]，并得到了广泛的应用。从今后的发展来看，离子氮化处理的零件量将会超过普通气体氮化，很可能在氮化工艺领域内占主要地位。离子氮化能得到如此迅猛的发展，是因为它与气体氮化相比具有许多优点：

1. 氮化时间短，能缩短到气体氮化的 $2/3$ 至 $1/3$ 。例如对 38 GrMoAlA 钢，如果要求氮化层硬度 $\geq \text{HR}_{15} 92$ 、渗层深度 0.50 毫米，则气体氮化需要 60 小时，而离子氮化只需要 30~40 小时。

2. 氮化表面形成的白色脆性层很薄，甚至没有，因此，无论对什么钢、用什么氮化规范，渗层脆性均为一级。

3. 氮化引起的变形小，特别适宜于形状复杂的精密零件。

4. 很容易实现局部氮化，只要设法使不欲氮化的部分不产生辉光即可。

5. 比较容易实现均匀氮化，只要能产生辉光的表面就能进行氮化。

6. 可以适用于各种材料，包括要求氮化温度高的不锈钢、耐热钢，和氮化温度很低的工模具（工具钢）及精密零件。低温氮化对气体氮化而言是相当困难的。

7. 节约电能和氮气的消耗，电能的消耗为气体氮化的 $1/2 \sim 1/5$ ，氮气的消耗为 $1/5 \sim 1/20$ 。

8. 劳动条件有所改善，不会产生污染。

当然，离子氮化也有缺点，这主要是：①设备复杂、昂贵；②准确测定零件温度困难，对于大型炉、各类零件混合装炉时，保证各处工件的温度一致较困难。

（二）离子氮化原理 在进行离子氮化时，零件被置于一充有氮、氢气体的真空容器中，气体的压力为 $0.1 \sim 10$ 托（1 托 = 1 毫米汞柱 = $1/760$ 大气压 = 1.333 毫巴 = 133.3 帕）。当以零件作为阴极，容器壁作为阳极（或另设合适的阳极），并在其间加以 500 伏左右的直流电压时，容器中稀薄的气体便会被电离，并在零件上产生辉光放电现象。离子氮化装置如图 8-45^[36] 所示。在产生辉光放电时，电子向阳极运动，并在运动过程中不断使气体分子电离，而电离所产生的 N^+ 、 H^+ 等正离子则在电场的加速下射向阴极，在这个过程中还可能与未电离的中性粒子相撞，使之也以高速冲向阴极。当这样一个综合的运动过程达到稳态时，就可以在零件表面获得稳定的辉光。此时电压和电流基本上保持稳定，零件表面覆盖着一层紫蓝色或紫红色的柔和美丽的辉光，其感觉厚度在 4~8 毫米之间（取决于容器内的压力和外加电压）。高速正离子对零件表面的轰击，一方面使零件加热，一方面使零件表面的铁原子部分地飞溅出来，造成所谓的阴极溅射的现象。根据凯勒等人^[57, 58]的意见，由阴极溅射出来的铁原子在阴极位降区与氮结合生成 FeN ，然后回散射或沉淀在阴极表

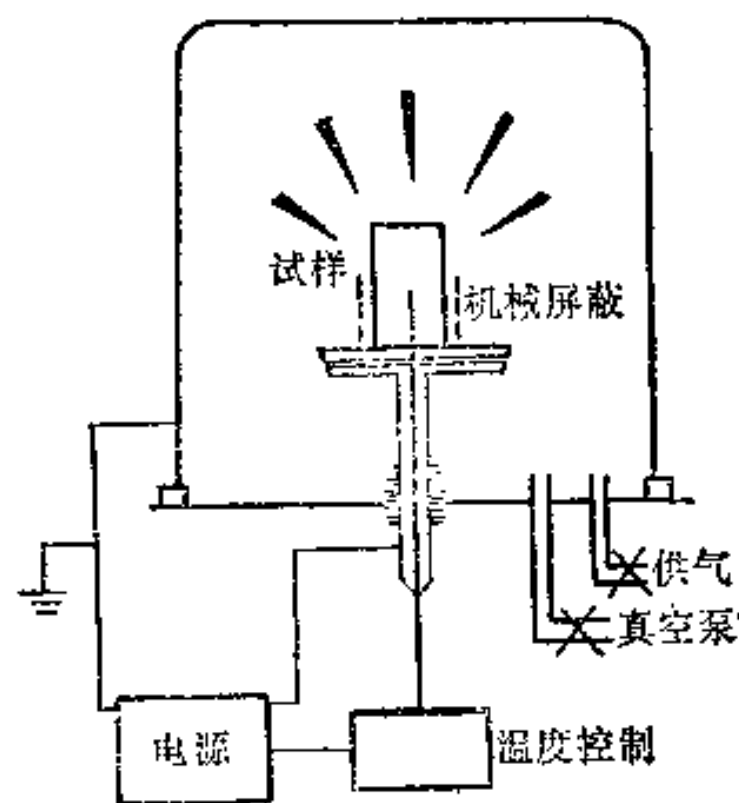


图8-45 离子氮化装置示意图

面,继而分解为 Fe_2N 和 Fe_3N 以及活性的氮原子,并借氮原子向工件内部的扩散而形成氮化层。这一离子氮化机理已被许多人所接受。

然而根据琼斯等人^[36]的意见,离子氮化是通过氨不完全分解产生的 NH_2 和 NH^+ 离子对阴极(工件)的轰击,并在阴极分解出活性氮原子,氮原子再向内扩散而完成的。除了其它根据以外,他们的主要根据是,当使用不含氢的气氛例如氮气或氮氢混合气进行离子氮化时,几乎没有氮化层产生。这是有相当说服力的。不过,尽管目前可以提出各种机理,应该说有许多问题还不十分清楚。

(三) 离子氮化工艺 拟进行离子氮化的零件必须经过彻底的清洗,因为油污、锈斑、挥发物等极易引起电弧,损伤零件。事实上,即便是清洗过的零件,在离子氮化的初期,也会自动经过一段打“散弧”的电弧清理阶段,然后才会获得稳定的辉光。零件在装炉时,必须间隔足够大而均匀,装载过密处往往引起温度过高。如果是局部氮化的零件,非渗部位可用外罩(对凸出面)或塞子(对内凹面或孔)屏蔽,只要这些面上不起辉便不会被氮化。装炉时还要注意合理地分布测温监控热电偶。

离子氮化的工艺参数可分为互相有密切关系的三组,即电参数、热参数和气参数。电参数包括电压和电流,热参数包括温度和时间,气参数包括气体成分、气压和流量。在选择工艺参数时主要是选择温度、时间和气氛,然后改变或调节电参数和气压等来满足温度等的要求。当然,辉光放电的特性本身又决定了电、气参数只可能在一定范围之内变化。下面分别作一简单的分析。

氮化温度是最主要的参数。它是根据零件的材料,对零件的技术要求(主要是硬度)来决定的,其选择原则也和普通气体氮化时差不多。一般来说,对于氮化钢,温度可选为 $520\sim 540^\circ\text{C}$,对其它合金结构钢可在 $480\sim 520^\circ\text{C}$ 间选择,高合金工具钢一般在 $480\sim 540^\circ\text{C}$ 间选择,不锈钢耐热钢则可选为 $550\sim 580^\circ\text{C}$ 。在决定了温度之后,时间则依据渗层深度来决定。表 8-5 给出了常用钢种经离子氮化后得到最大硬度的氮化温度范围,可供参考。

选择气氛不仅要考虑炉内氮势及其控制,也要考虑其它因素。国内目前以用纯氨居多,而国外一般用分解氨。用纯氨有很多缺点:炉内各处氨的分解情况不一样,因此气氨氮势也不相同,很容易造成零件硬度和渗层的不均匀,尤其是各个零件之间,可能差别很大。此外,氮势不能控制,所以渗层金相组织也不理想。未分解的氨气排放到空气中,还会造成污染。从国外的实际情况看,最常用的是:零件升温阶段用纯氨,到温后用分解氨。这一点值得推广。文献[42]的工作进一步证明,通过改变炉气成分,可以控制炉中氮势,以达到完全消除白层的目的。炉内气体的压力在工作温度下一般维持在 $2\sim 7.5$ 托之间,低压端用于处理结构钢,高压端用于处理工具钢。在升温阶段,气体压力应随温度升高而逐步加大,直到工作温度下的稳定值。例如室温时为 $1\sim 1.5$ 托, 500°C 时升到 3 托。对于长时间渗氮,气压对层深没有明显影响,而只对表面化合物层的组织和厚度产生影响。渗氮气体的流量也必须选择得适中,过小则供氮不足,氮化层深度和表面硬度都会下降;过大则造成渗层深度不均匀。由于流量和压力有一定关系,所以应该综合调节。

离子氮化时电参数的选择和控制在也很重要。图 8-46 是辉光放电时的电压-电流特性曲线^[36]。离子氮化实际上是在所谓正常辉光放电区和不正常辉光放电区的过渡区间进行

表8-5 常用钢种离子氮化后的硬度极值及获得极值的温度范围①

钢 种	钢 号	最大硬度范围 HV ₅	相应的氮化温度 (°C)
结 构 钢	18Cr2Ni4WA	750	490~530
	20Cr	700	480~530
	20CrMnTi	800	510~530
	20Cr2Ni4A	600	480~520
	30CrMoAl	950	490~510
	30CrMnAl	900	490~510
	30CrNi3	650	520~540
	35CrMo	620	500~530
	35CrMnSi	650	450~470
	38CrMoAl	1200	510~530
	40Cr	600	470~490
	40CrNiMo	600	480~500
	42CrMo	650	510~530
	45MnMoB	500	500~560
工 具 钢	3Cr2W8	1150	500~520
	5CrNiMo	680	450~480
	50CrV	800	480
	Cr12MoV	1100	460~470
	W18Cr4V	1150	540~560
	25Cr3Mo3VNb	1100	480~500
不 锈 钢	1Cr18Ni9Ti	1220	560~600
	2Cr13	1100	530~550
	9Cr18	1050	540~580
	17-1pH	1150	530~550
	4Cr9Si2	1000	510~530
	4Cr14Ni14W2Mo	850	560~580
	Cr14Ni24Ti2MoAlVB	1000	600~630

① 本表系根据文献[39]整理而得。

的。在正常辉光放电区中，电压保持恒定而电流密度可以变化，在不正常辉光放电区中电流密度随电压升高而升高。离子氮化选在上述过渡区工作是自然的，因为零件是由辉光放电本身加热，如果电压或电流不可调，则对过程会失去控制，所以不能选在正常辉光放电区；但若选在不正常辉光放电区的高压端，又极易产生电弧放电，因此只能选在上述过渡区。由图还可以看出，离子氮化时的工作电流大约为每平方厘米 $1\sim 3\times 10^{-3}$ 安。国内在生产中往往使用每平方厘米 $4\sim 10\times 10^{-3}$ 安的电流密度，产生这种差别的原因尚不清楚。保温阶段的辉光电压，一般维持在 500~700 伏之间。图 8-46 中曲线右端的虚线段，是弧光放电段，这是外加电压超过一定值后的结果。由于起弧时强大的电流集中于零件上某个很小的面积内，很容易造成零件的烧伤甚至熔化，因此应该绝对避免。事实上，这也是制造大功率离子氮化设备的技术关键之一。

总之，离子氮化在解决传统的气体氮化工艺存在的时间长和白层厚这两个主要问题上是很成功的，再加上它所具有的其它优点，使得这一工艺得到了广泛的应用。国内目前虽已有许多离子氮化设备，但自动化程度低，不少设备的操作反而比普通气体氮化更

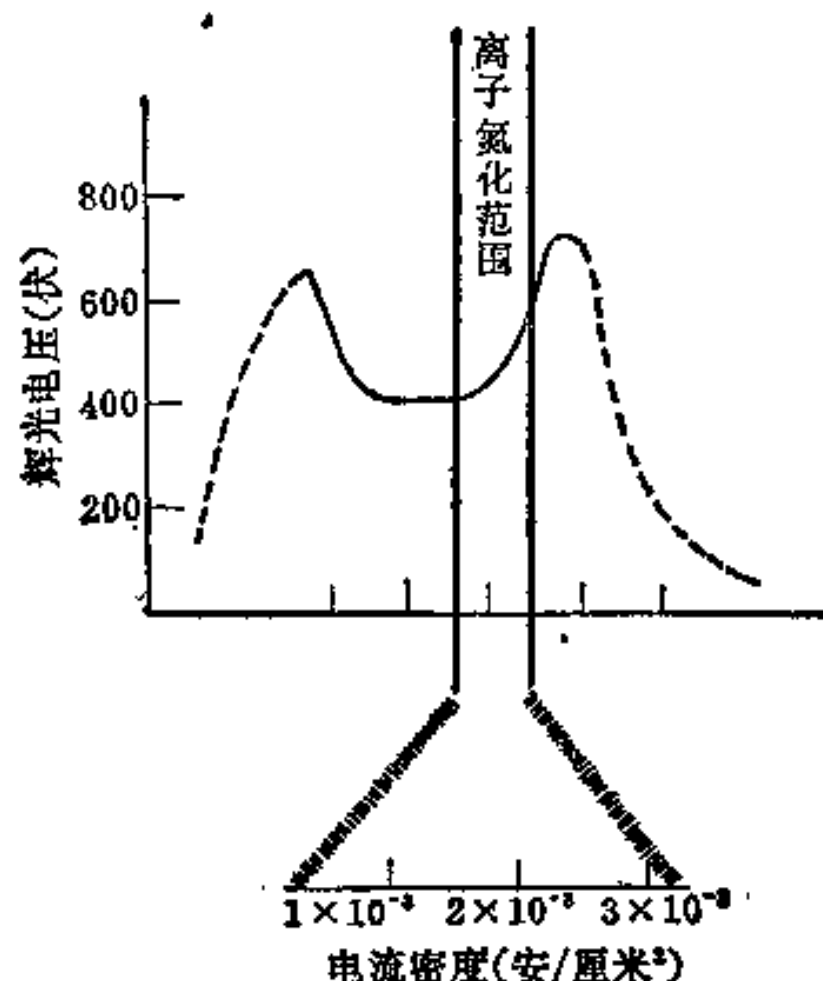


图8-46 辉光放电特性曲线

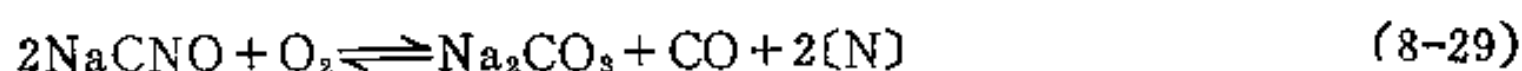
复杂，也不能保证质量。今后如何在微处理机或计算机自动控制上有所突破，普遍推广，可能是当前面临的最关键的课题。

八、软 氮 化

(一) 软氮化的发展 软氮化的确切名称应该是铁素体氮碳共渗，只是由于历史的原因才有了软氮化的名称，同时，也是为了照顾历史和习惯，我们姑且仍在氮化一节中讲述。软氮化是在早期的液体氮化和低温液体氰化的基础上发展起来的。它们所使用的盐浴一般是 NaCN 40~50%、Na₂CO₃ 30~40% 和 KCl 20~25%；或者是 NaCN 55~65% 和 KCN 35~45%。这种盐浴依靠自然氧化以获得氰酸根：



而通过反应：



来获得活性碳、氮原子。由于是依靠自然氧化来获得氰酸根，所以盐浴的活性极差，处理效果不好。西德德固沙 (Degussa) 公司抓住这个薄弱环节，采取了向盐浴中通入干燥空气或氧气的办法，使上述反应大大强化，从而发展了所谓液体软氮化 (Tufftride) 或激动氮化或吹气氮化的方法。为了克服氰盐的剧毒，他们随后又发展了无毒盐浴。

在弄清楚了软氮化的本质是氮碳共渗之后，美国易卜生 (Ipson) 公司 1970 年发展了一种使用 50% NH₃ 和 50% 吸热气的气体软氮化方法 (商名 Nitemper)，稍后米德兰-罗斯 (Midland-Ross) 公司发展了一种使用 20% NH₃ 和 80% 放热气的气体软氮化方法 (商名 Triniding)，日本又发展了一种利用尿素热分解气的气体软氮化法 (商名 Unisof)。目前，在世界范围内，软氮化已得到广泛的应用，据估计，在欧洲软氮化处理的零件量已经超过气体氮化处理的量，而且主要的方法是 Nitemper 和 Tufftride 两种。

很清楚。有一种解释^[80]认为这是由于碳在 α -铁中的溶解度低,因此共渗开始后不久就会在零件表层形成许多极细小的 Fe_3C 质点。这些质点能使 Fe_4N 和 Fe_3N 化合物较快形成,对氮化过程起着“媒介和加速”作用。可惜我们看不到这种说法的实验根据。

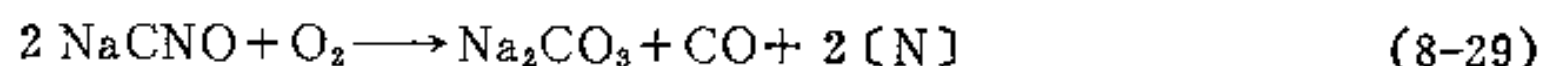
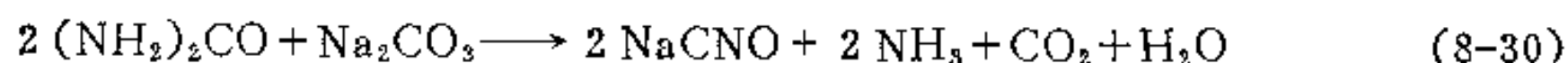
4. 可以提高钢的抗大气和海水腐蚀的能力,而这主要是化合物层的贡献。

因此,软氮化目前得到了普遍的应用。

(三) 软氮化工艺

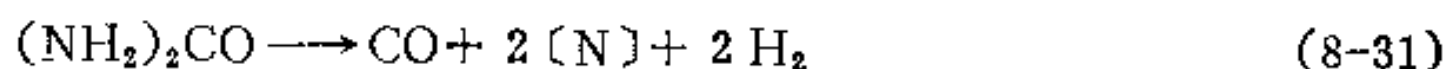
1. 气体软氮化工艺 使用吸热式(或放热式)气加氨,温度 $570 \pm 10^\circ\text{C}$,时间1~4小时。

2. 液体软氮化工艺 使用尿素:碳酸钠:氯化钾=3:2:2(重量)的盐浴,通过下列反应得到活性碳、氮原子:



温度一般为 $520 \sim 580^\circ\text{C}$,最常用的仍为 570°C ,时间0.5~3小时,视层深而定。

3. 尿素直接分解气体软氮化工艺 此法系将尿素的白色结晶粉末直接送入氮化炉,在 500°C 以上,尿素发生如下分解得到活性碳、氮原子:



其它反应及工艺参数与上述类同。

其它方法如三乙醇胺+乙醇混合液滴注,甲酰胺滴注并通氨气等等,不再一一列举。

总的看来,找到一种软氮化渗剂并不很困难,真正的困难——也是我们今天面临的任务,是要找到一种经济、无毒、易于控制、易于实现自动化并且便于大范围推广、适合我国国情的软氮化工艺。

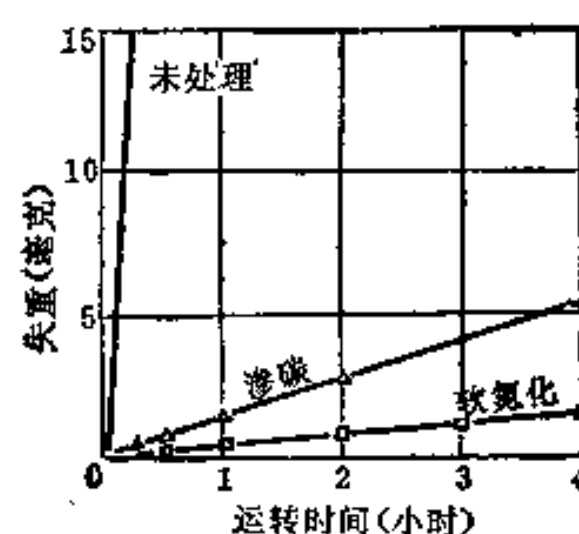


图8-48 15钢经不同处理后耐磨性的比较

§ 8-4 钢的碳氮共渗

一、概 述

钢的碳氮共渗是一种同时使钢中渗入碳、氮原子并随后快冷,以提高零件的硬度、耐磨性和疲劳强度的化学热处理方法。由于早期的工艺采用了氰盐或含氰气氮作为渗剂,故曾有“氰化”之称。根据所使用的介质,可将其分为固体、液体和气体碳氮共渗。固体和液体碳氮共渗现在已经很少使用。根据处理的温度,又可将其分为高温($820 \sim 920^\circ\text{C}$)碳氮共渗和低温($520 \sim 580^\circ\text{C}$)碳氮共渗。低温碳氮共渗总是以渗氮为主,很接近氮化,实际上就是前面所讨论的软氮化,又可称为铁素体氮碳共渗(Ferritic Nitro-carburizing)。因此,本节的讨论范围只限于高温气体碳氮共渗,或奥氏体碳氮共渗(Austenitic Carbonitriding),在本质上,它是更接近于渗碳的。顺便值得指出,当人们不加限定地使用“碳氮共渗”这一术语时,一般指的就是高温奥氏体碳氮共渗。

高温碳氮共渗比渗碳有下列优点:①耐磨性较高;②渗层的回火抗力较高;③渗层

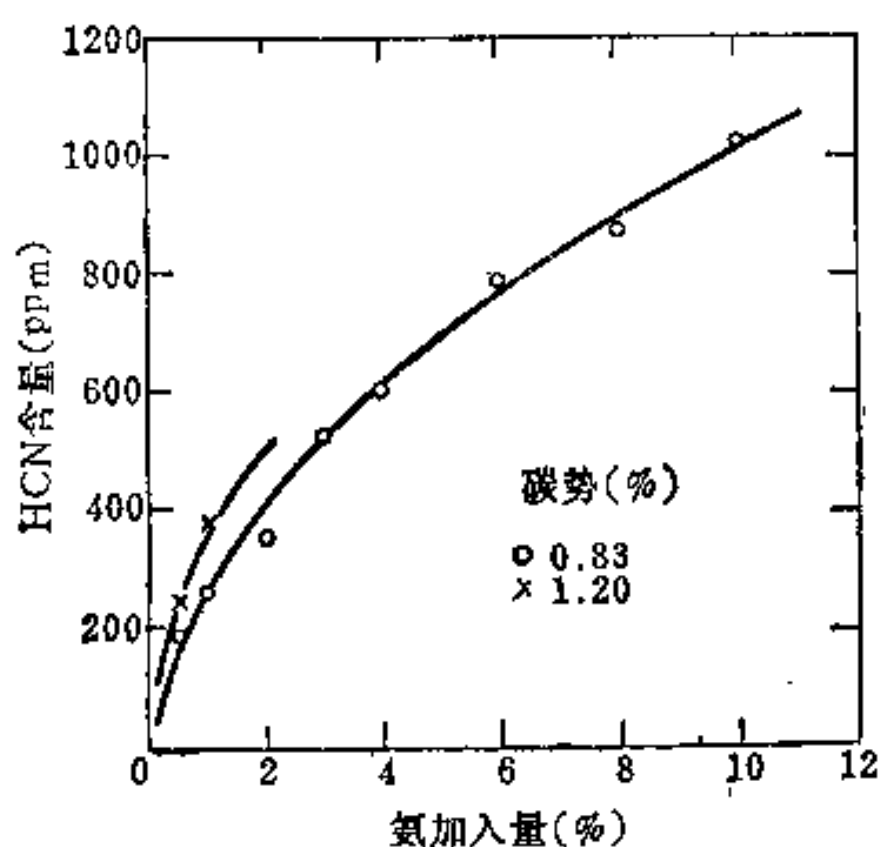


图8-49 870°C时在两种碳势下氰化氢含量与加入氮量的关系

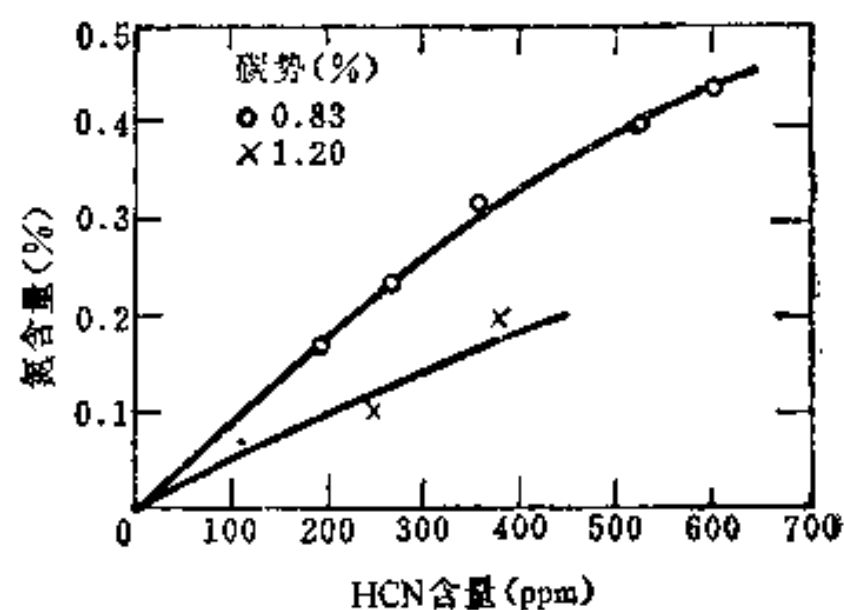


图8-50 经 870°C 碳氮共渗后薄片含氮量与氰化氢含量之关系

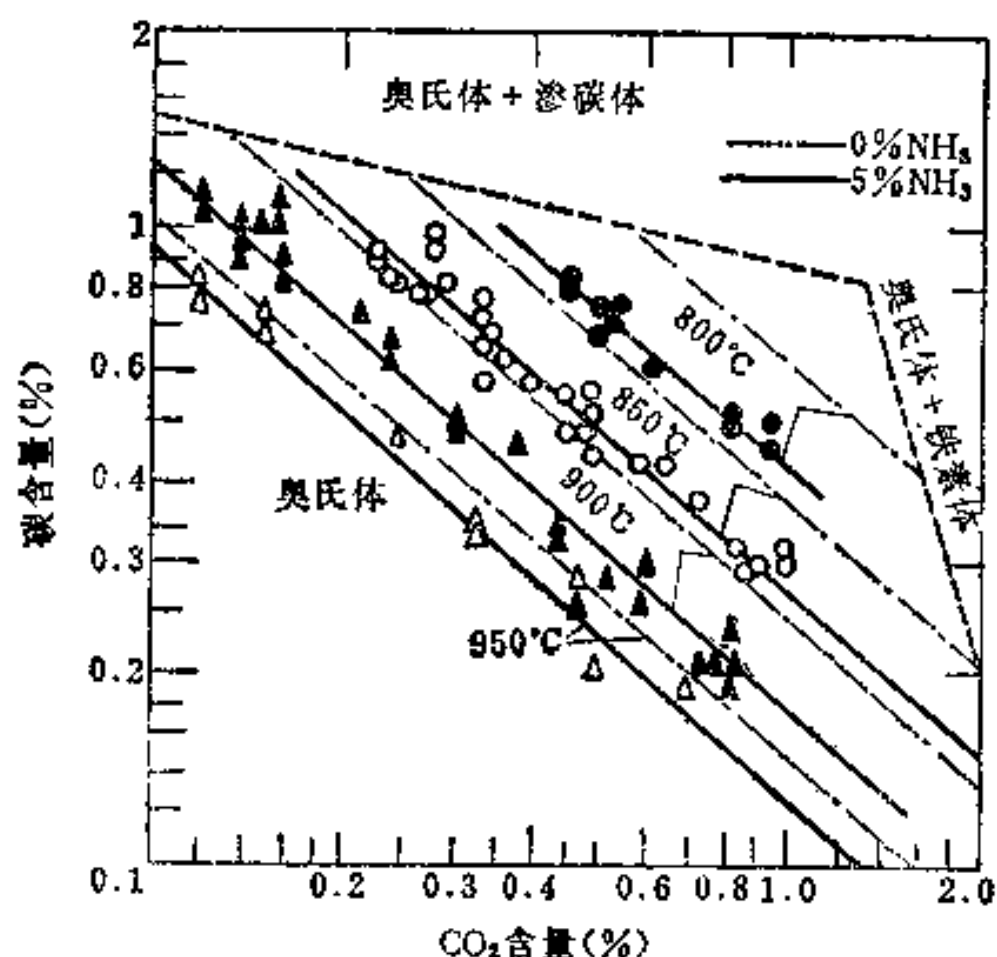


图8-51 由丙烷制成的吸热式气在加氮和不加氮时碳势和CO₂含量之关系

的数据, 是很值得进一步研究的。如果真是需要加如此大量的氮, 则有可能是因为炉气内 CH_4 含量太高或产生积炭而消耗了大量的氮; 如果实际并不需要加入这样大量的氮, 则可能是对滴入有机渗碳剂的产气量计算有问题 (见 § 8-4, 二、中的加注)。

碳氮共渗后渗层的成分随气氛的碳势和氮加入量而变化。在一般通用的规范下, 表层含碳量在 0.8% 左右, 含氮量在 0.5% 左右, 如图 8-52^[2] 所示 (图中实验所用气氛含氮量约为 5%)。文献 [45] 对渗层淬透性和显微组织进行研究后认为, 表层成分为 0.6~0.9% 碳和 0.3~0.5% 氮时, 渗层淬透性将最高, 虽然此时残余奥氏体量也可能最高。研究还发现, 在氮加入量相同时, 气氛碳势 (露点或 CO_2 含量) 的变化只影响工件的含碳量, 而对含氮量影响很小。

温度与时间变化对渗层深度的影响规律与渗碳时相同, 但渗入速度却相对较大, 尤其是在短时间时, 如图 8-53 所示。碳氮共渗时渗入速度所以较高, 可能是因为共渗时渗

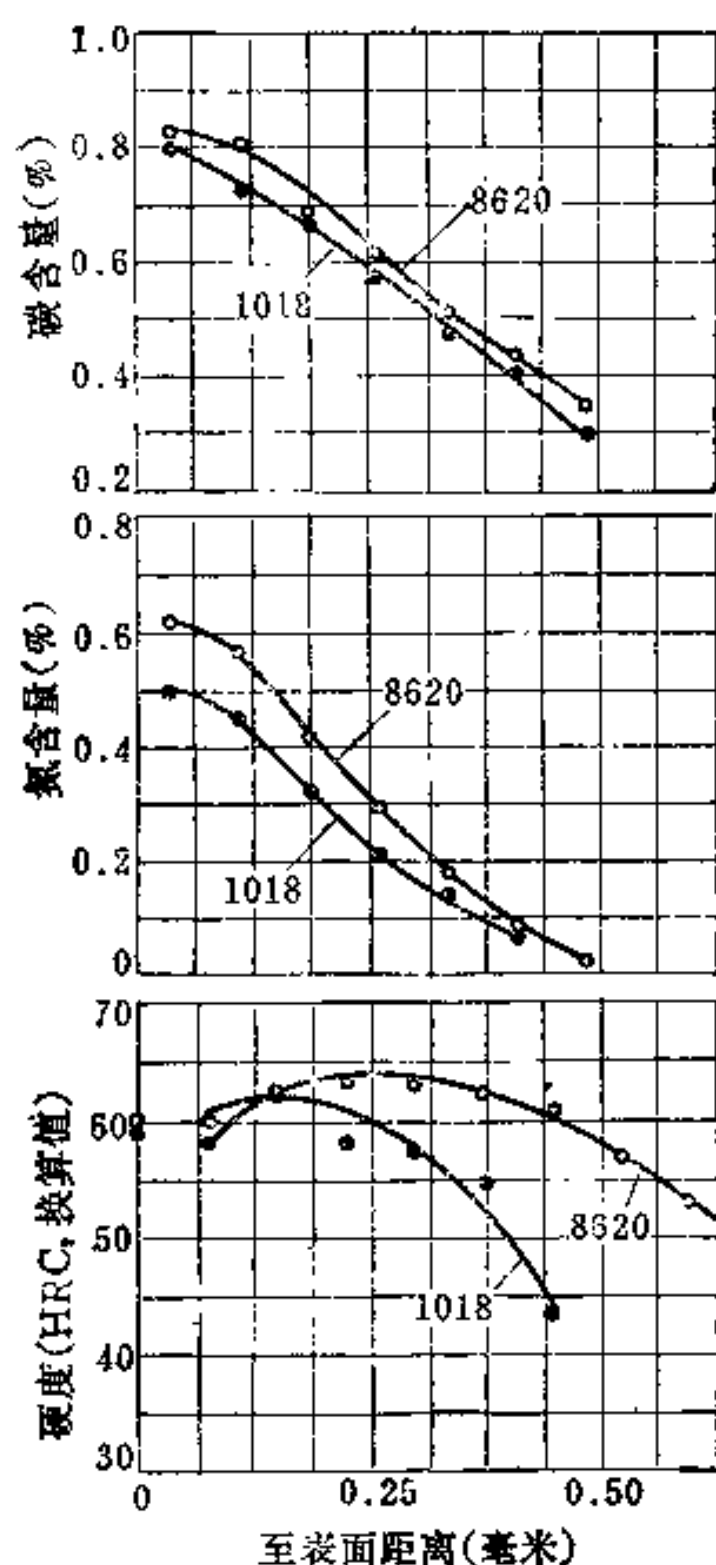


图8-52 1018(0.18C)和8620(0.2C-0.65Cr-0.55Ni-0.12Mo)钢在845°C碳氮共渗4小时之碳、氮和硬度梯度

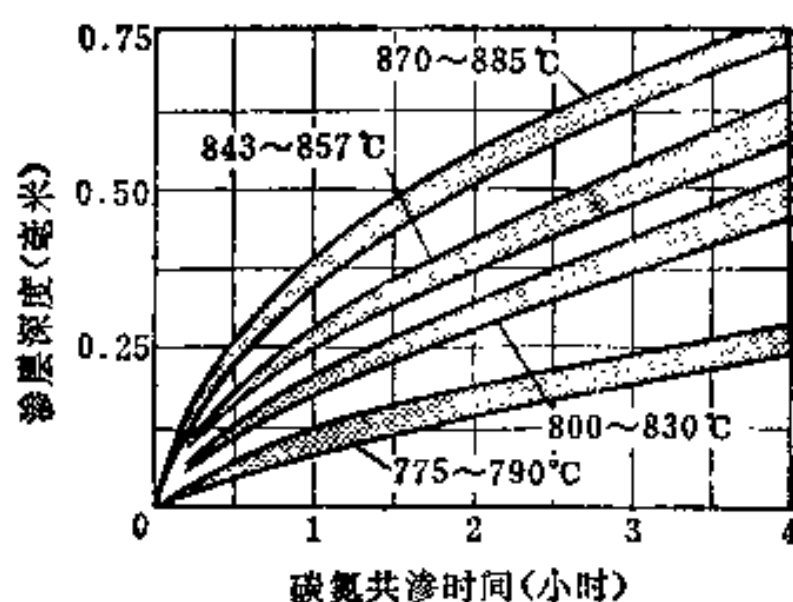


图8-53 碳氮共渗时温度和时间对渗层深度影响的普查结果

入的间隙原子总量（把碳和氮当作一种原子看待，在这里是可以的）增加较多，而扩散系数是随浓度增加而增加的。

三、渗层的组织和性能

高温碳氮共渗零件一般都是由共渗温度直接淬火，然后在135~205°C间回火；要求较高耐磨性者取低端，要求较好韧性者取高端。但大部分碳氮共渗零件都在190~205°C间回火，并且仍可保持HRC58以上之硬度，就是因为共渗层的回火抗力有所增加。由渗层成分和随后的热处理可知，碳氮共渗后的渗层组织与渗碳后的应该十分相似，虽然残余奥氏体多一些。

碳氮共渗后渗层的淬透性也较高，因此同样淬火时比渗碳件所淬透深度要大。这是因为氮可以延缓珠光体转变、使C曲线右移，如图8-54^[4]所示。但氮的这种作用是有条件的，如果钢中所含合金元素与氮作用生成了氮化物，则不仅氮的作用会消失，还会因夺取了渗层中的合金元素使淬透性在一定的区域内剧烈下降，使该区在淬火后形成非马氏体组织。文献[46]专门研究了碳氮共渗并淬火后表面层或亚表面层出现贝氏体的情况，

并得出结论：进行碳氮共渗最好选择含镍、锰、钼的钢，尤其是锰和钼最理想；铬、硅、硼则因形成氮化物而在基体中贫化，反而使贫化区的淬透性下降而形成非马氏体组织，因此最好少用于碳氮共渗钢。这些结论是很值得参考的。

碳氮共渗零件经常容易出现一些组织缺陷，其中包括：①表面残余奥氏体过多，这是由于表面碳、氮含量过多造成的；②渗层中出现空洞，这是由于含氮量太高，氮原子集聚成分子逸出面造成的^[47,48]；③内氧化：内氧化物可能呈点状或小块状分布，也可能沿晶界分布，其扩展深度一般在10微米之内。内氧化也可能导致晶界非马氏体组织的出现，这和渗碳时的情况极为类似。常有人不分原因、笼统地把②③两种缺陷都称为黑色组织，这并不很恰当；④淬火后的非马氏体（如贝氏体）带。非马氏体组织的硬度低，所以出现这种组织缺陷后硬度梯度曲线也不正常。其出现原因前面已有分析，这里不重复。

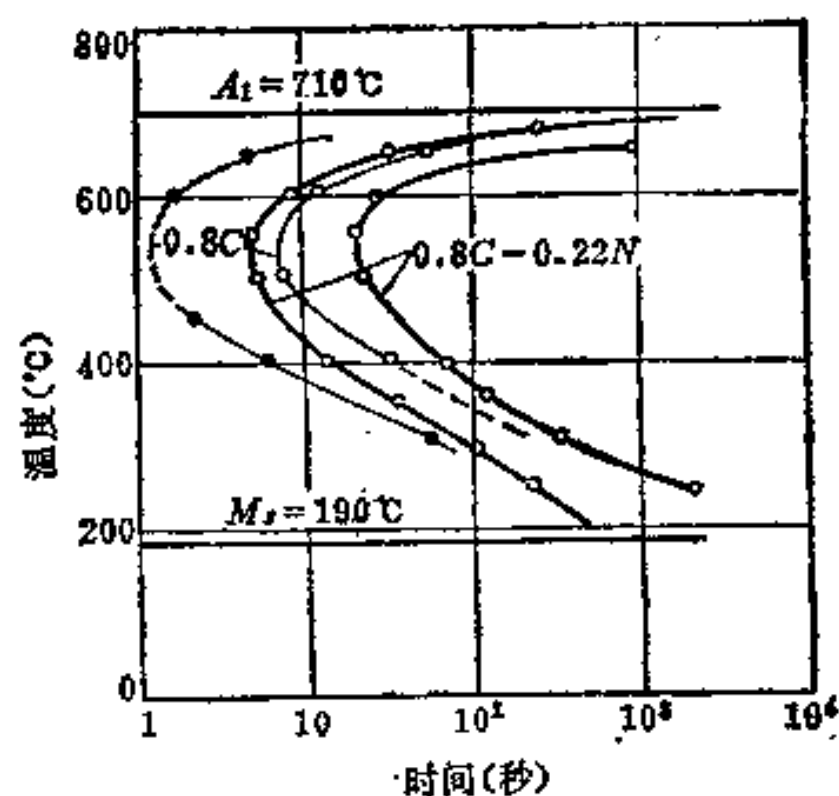


图8-54 0.8C钢含或不含氮时奥氏体等温转变曲线的比较

§ 8-5 钢 的 渗 硼

使硼渗入金属表面以获得高硬度和高耐磨性的化学热处理工艺称为渗硼。渗硼主要用于处理钢件，但也可用于有色金属如钛、镍等。莫伊桑（Moissan）早在1895年就提出了气体渗硼的方法^[49]，但其真正的工业应用却始于五十年代后期，而且主要是在苏联^[50]。六十年代初期，西德发表了系统研究渗硼的文章^[51]，此后在日本^[52]以及其它许多国家，渗硼得到了越来越广泛的研究和应用。我国最早的渗硼研究始于1955年，七十年代初期有一个大发展，现在渗硼已在我国得到了较为广泛的应用。

渗硼主要应用于各类模具，包括冷、热作模具如弯曲模、成型模、拉伸模、冷镦、冲切、挤压模、热锻模、压铸模、塑料模等等；也应用于各种磨损件，如工艺装备中的钻模、靠模、夹头；精密配合件如活塞、柱塞、各种泵的缸套；微粒磨损件如石油钻头、拖拉机履带、推土机刮板、收割机刀片，以及各种在中温腐蚀介质中工作的阀门零件等。此外，如无缝钢管穿孔芯头、计算机零件、一些刀具、齿轮等也越来越多地使用渗硼处理。在所有这些应用中，渗硼都能使使用寿命成倍、甚至成十倍地提高，或者可以用普通碳钢代替高合金钢，显示了极大的技术、经济价值。

渗硼有如此大的作用，是因为渗硼层有如下的性能特点：①表面的超硬度，如果表层获得FeB组织，硬度可达HV1800~2000（有的文献报导为HV1890~2340）；如果获得Fe₂B组织，表面硬度可达HV1400~1600（有的文献报导为HV1290~1680）。②高的热硬性，上述硬度值可以保持到接近800°C。③一定的抗腐蚀性，例如在20% HCl、30% H₃PO₄或10% H₂SO₄中，渗硼层的抗蚀性可比钢的基体有成百倍的增长^[53]。尤其是，不管钢中含何种合金元素，也不管其含量高低，渗硼后表面总是生成铁的硼化物（合金元素或溶于其中，或被“挤”至化合物层下面），因此，得到的硬度差别都不十分

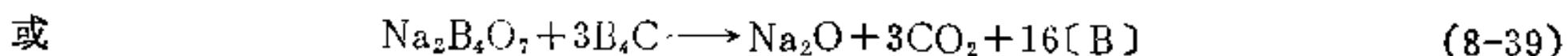
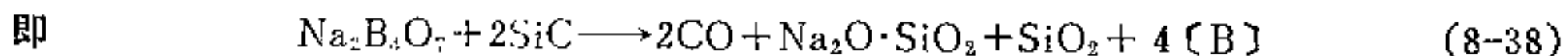
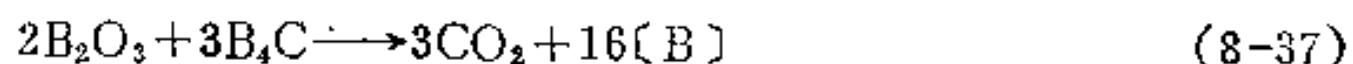
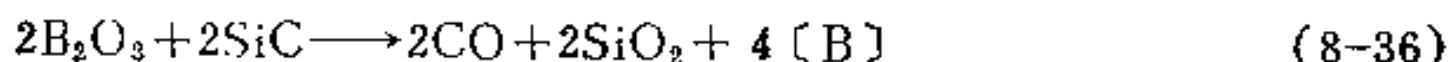
大。这说明, 除非有特殊要求, 用碳钢来代替高合金钢渗硼是完全可以的。

渗硼的工艺方法是多种多样的, 有固体粉末法、液体法(电解或不电解)、气体法、糊膏法等等。表 8-6 是渗硼工艺的一个概要介绍。气体法用的介质有毒、易爆炸、来源也不充分; 电解法要一套电源及相应的控制设备, 国内没有使用的。非电解的液体法国内用得较多, 但也存在着熔盐粘稠, 腐蚀零件、坩埚、夹具以及盐的清理问题。固体法可能是比较好的工艺, 通过调整活化剂的含量还可以控制箱内气氛的硼势, 因此西德主要采用固体渗硼工艺, 我国现在也已有固体渗硼剂商品出售。

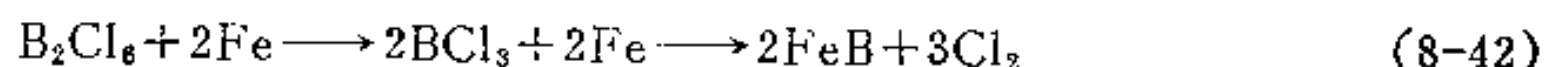
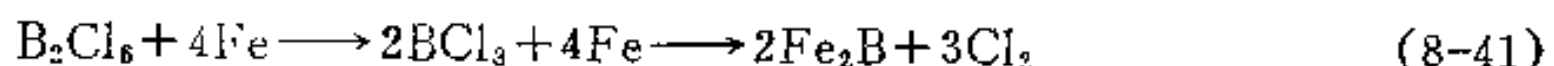
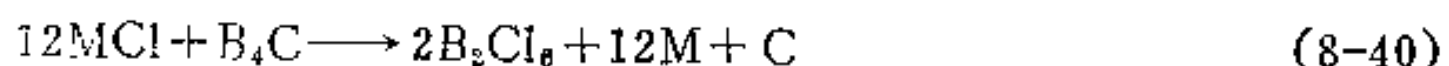
表 8-6 各种渗硼方法简介

渗硼介质状态	渗 硼 介 质	方 法	温度 (°C)	时间 (小时)
气 体	BF_3 , BCl_3 , $\text{BBr}_3 + \text{H}_2$	通入炉内	750~950	3~6
	$\text{B}_2\text{H}_6 + \text{H}_2$		800~850	2~5
	$(\text{CH}_3)_3\text{B}/(\text{C}_2\text{H}_5)_3\text{B}$ (三甲基硼/三乙基硼)			
液	$\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 + (\text{NaCl}$ 或 B_2O_3 或 SiC) $\text{HBO}_2 + \text{NaF}$	电压 10 ~25 V 电流 3~25 安/分米 ²	750~950	2~6
体	$\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 + \text{B}_4\text{C}$ $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 + (\text{SiC}$ 或 Fe-B 合金) $\text{B}_4\text{C} + \text{BaCl}_2 + \text{NaCl} + \text{Fe-B}$ 合金	零件浸入	900~1000	3~5
固	无定形硼粉 } + 填充剂 (Al_2O_3) Fe-B 合金粉 } + 活化剂 { NH_4Cl Na_3AlF_6 $(\text{NH}_4)_2\text{BF}_4$ KBF_4 B_4C	零件埋入	950~1050	2~6
体	$\text{B}_4\text{C} + \text{Na}_3\text{AlF}_6 + \text{硅酸乙酯}$ Fe-B 合金 + $\text{Na}_3\text{AlF}_6 + \text{硅酸钠}$	糊膏涂于零件表面	1000~1200	20~30 (分)

对于渗硼时发生的反应研究得还很不够, 以下反应都是可能存在的, 但哪一步是决定硼势的关键反应, 目前还不清楚。对于液体渗硼:



对于固体渗硼:



渗硼时生成的两种硼化物都是稳定的化合物。由图 8-55^[22]可见, Fe_2B 含硼 8.83% (重量), 熔点 1389°C; FeB 含硼 16.23% (重量), 熔点 ~1550°C。进一步的研究表明^[54], Fe_2B 具有正方点阵, $a = 0.5078$ 纳米, $c = 0.4249$ 纳米, 其膨胀系数在 200~600°C 间为 $2.9 \times 10^{-8} (\text{开尔文})^{-1}$, 理论密度为每立方厘米 7.43 克。 FeB 属于正交点阵, $a = 0.4053$ 纳米, $b = 0.5495$ 纳米, $c = 0.2946$ 纳米, 其膨胀系数在 200~600°C 间为 $8.4 \times 10^{-8} (\text{开$

尔文) $^{-1}$ (纯铁的膨胀系数在同温度范围内为 5.7×10^{-6} (开尔文) $^{-1}$, 供比较), 理论密度为每立方厘米6.75克。

渗硼层的组织包括化合物层和扩散层, 化合物层又可能包括上述两种化合物或其中之一。根据渗剂或气氛硼势的不同, 可能得到的各种配合如图8-56所示^[51]。从前面介绍的两种硼化物的含硼量, 不难估计形成各种类型的组织时相应的气氛硼势。图8-56(j)和(k)两图是在钢中含有较多合金元素时出现的情况, 其特点是渗层平缓。锯齿状不明显。图8-57是一组实际渗硼层的金相照片, 可以与图8-56对照分析。图8-57(a)、(b)、(c)、(d)分别对应于图8-56(b)、(e)、(f)、(k)。由图8-57(a)可以看出, FeB/Fe₂B两相渗层是非常不理想的, 这不仅是因为FeB脆, 还因为两相间存在着极大的内应力, 所以极易出现两相层间的裂纹。由图8-57(c)可看出碳使渗硼层变得比较平缓(即硼化物齿不突出)的作用。由图8-57(d)可看出铬和碳(尤其是铬)阻碍渗层成长和使其变平缓的作用。事实上, 几乎所有的合金元素都阻碍渗硼层的成长, 如图8-58所示^[55]。

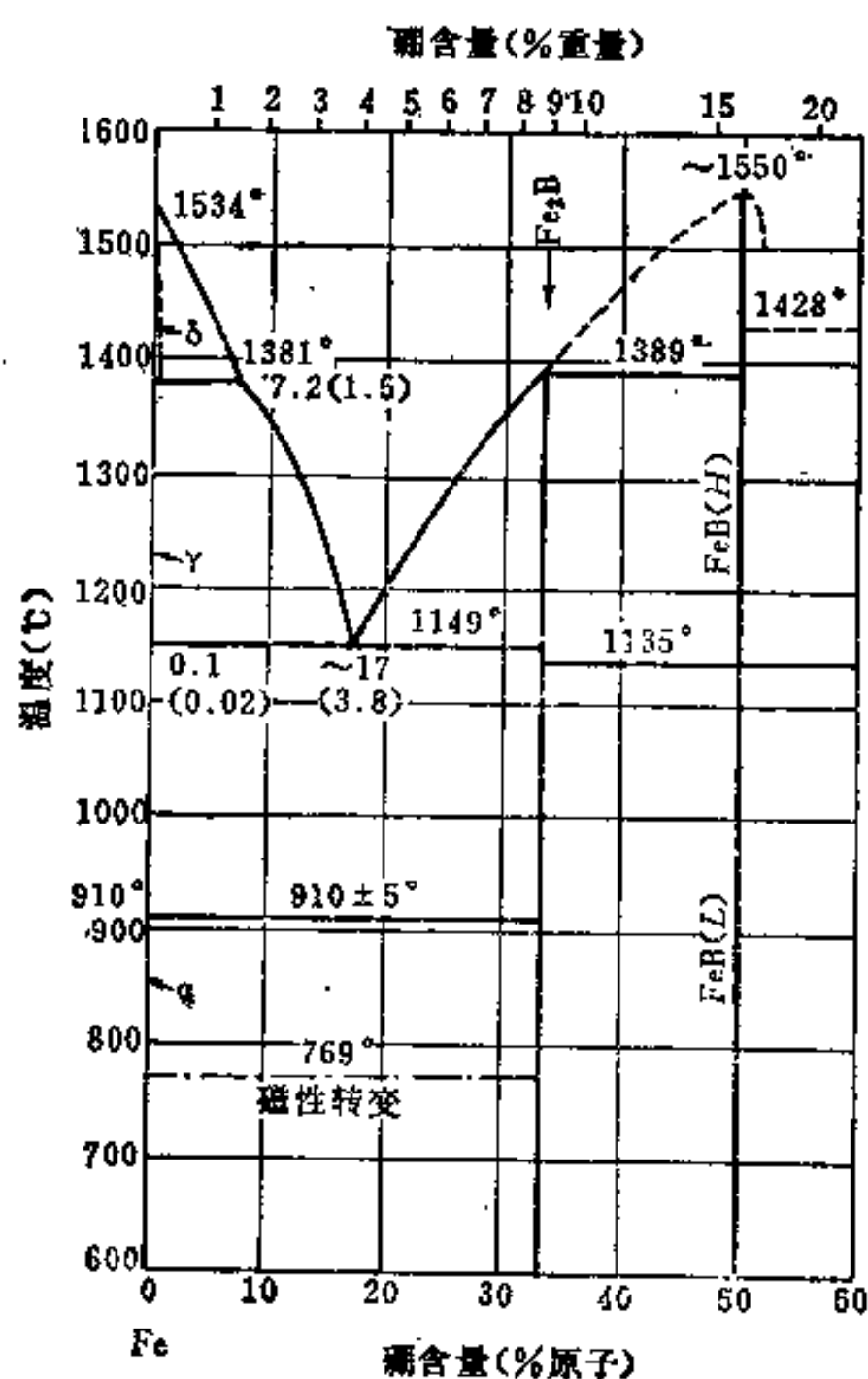


图8-55 铁硼系相图

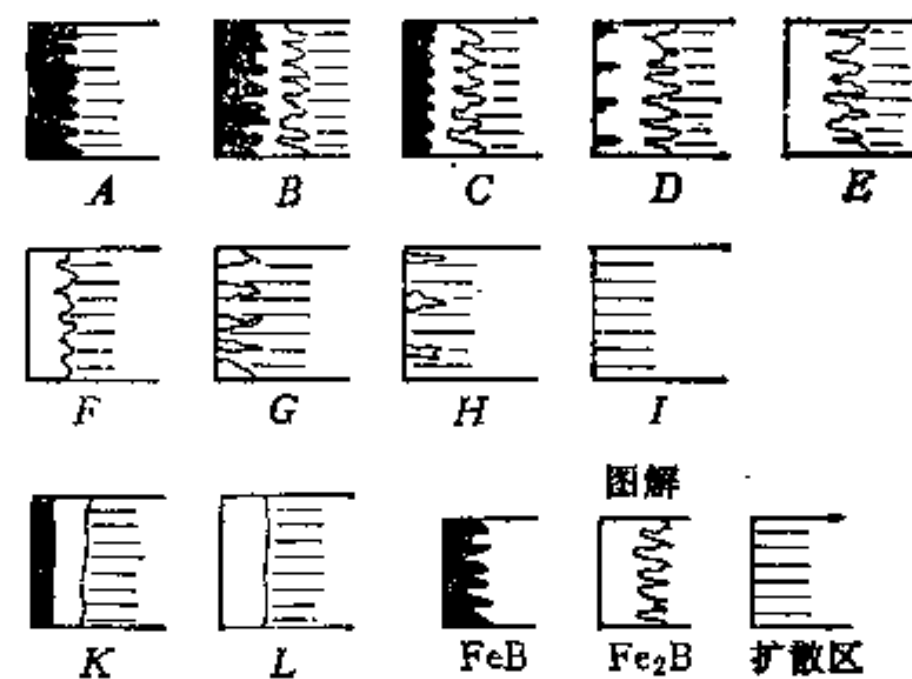


图8-56 硼化层的类型

如果垂直于渗硼表面来看渗硼层, 可发现其表面是有许多小孔的, 如图8-59^[49]所示(当然, 由图8-57中也可看出硼化物齿间存在的孔洞)。此图为0.45C钢渗硼表面的扫描电子显微镜像, 从中可以看出, 这些小孔很有利于保存润滑剂, 因此渗硼层的摩擦系数也小, 可防止冷焊, 提高抗磨损的寿命。但是这种孔洞也有坏的作用, 当渗硼的拉伸模拉制软金属如紫铜、纯铝时, 软金属的粘附往往使制件表面光度下降或急剧地提高拉拔力, 甚至使制件拉断。

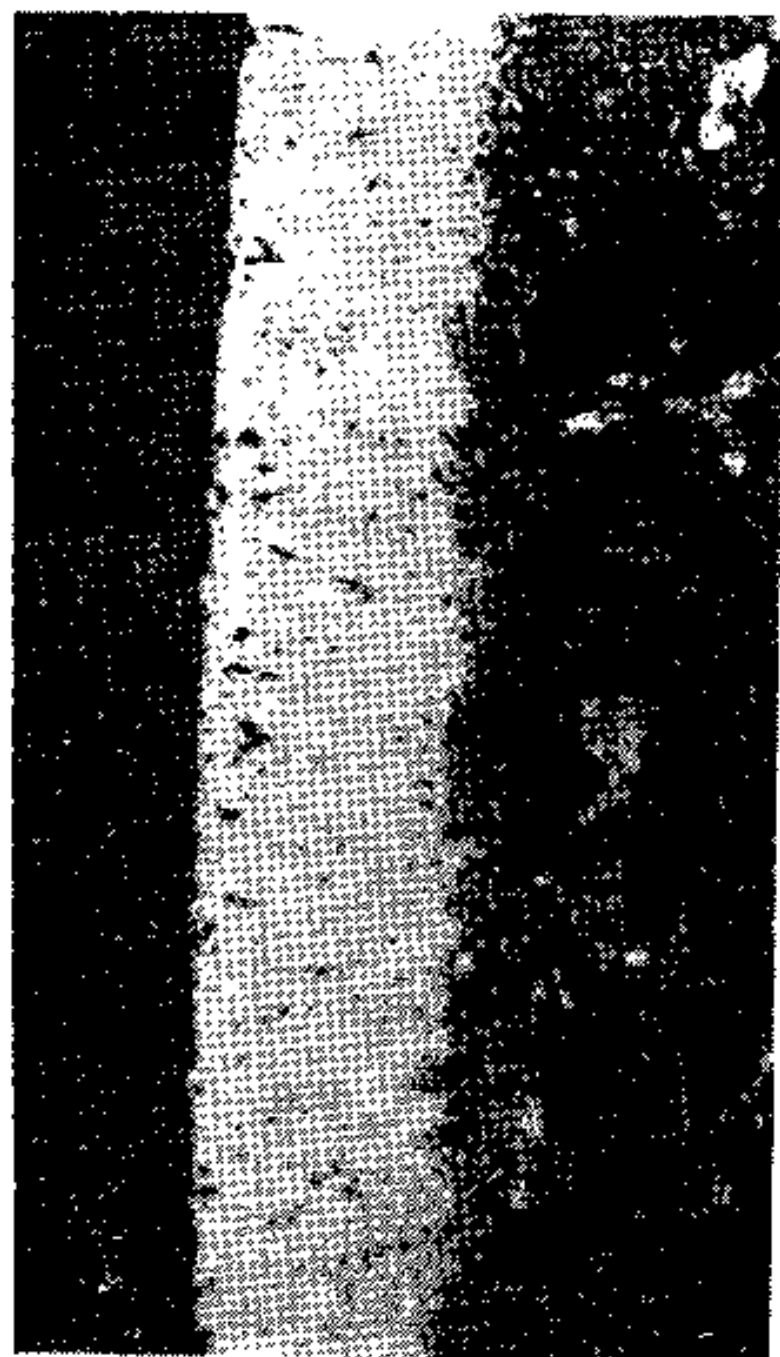
为了避免出现共晶组织(见铁硼相图), 渗硼温度一般不得超过1050°C。为了避免渗硼后出现的裂纹并减小应力, 渗硼后必须缓冷。为了改善基体的机械性能, 渗硼后还



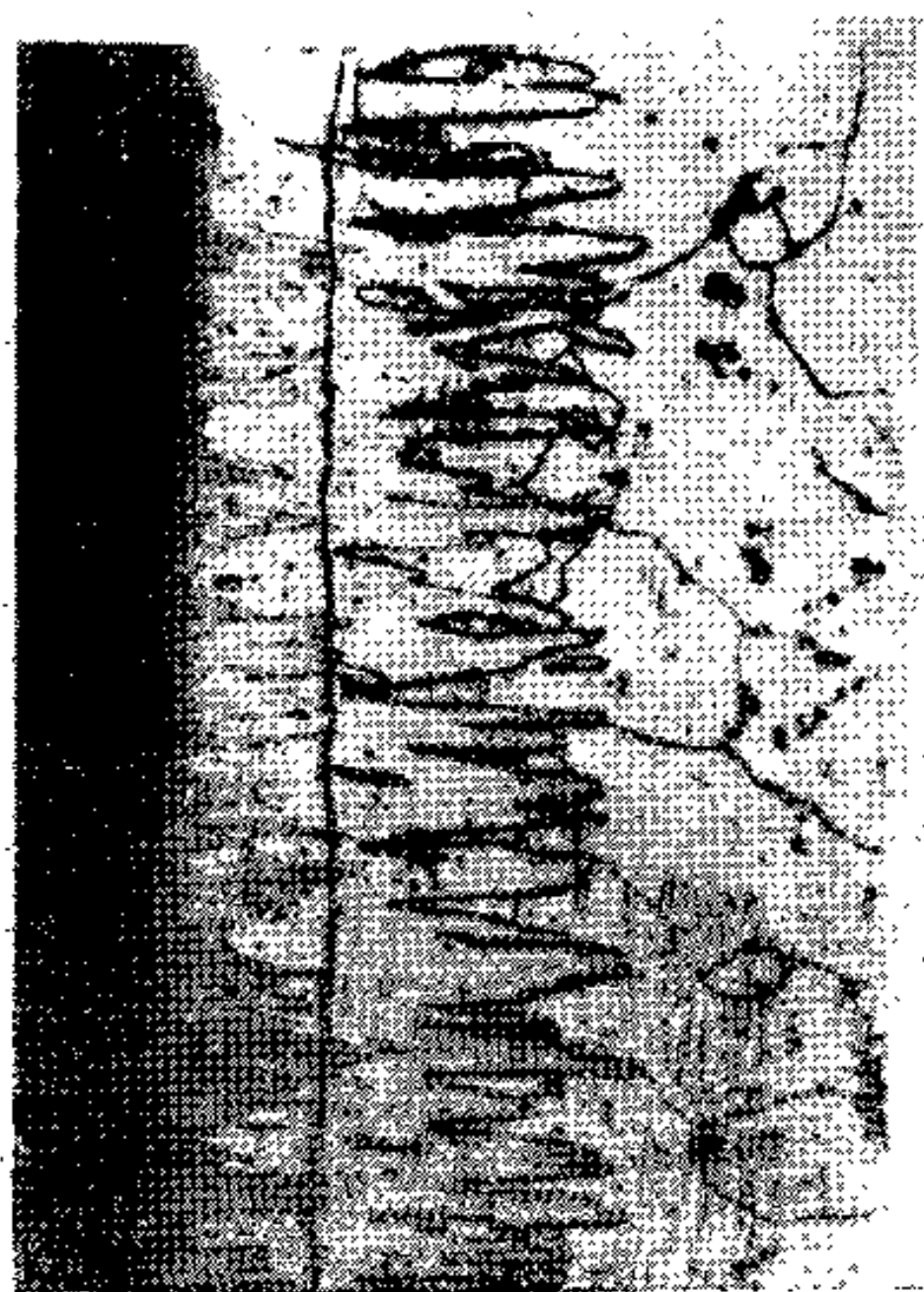
(a)



(b)



(c)



(d)

图8-57 实际渗碳层金相组织

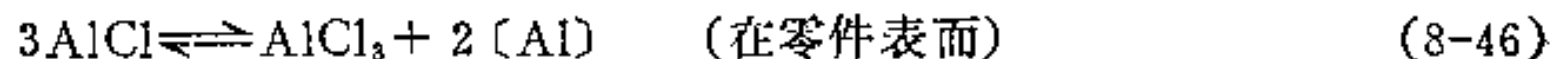
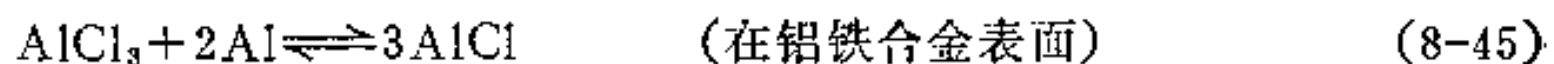
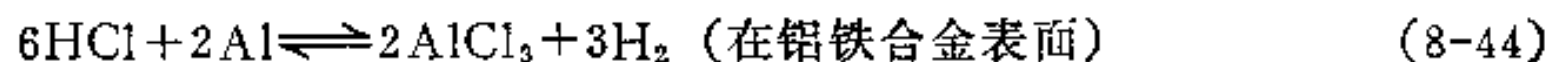
(a) 0.2C 钢渗碳后, 200 \times ; (b) 0.2C 钢于 900 $^{\circ}$ C 渗碳 10 小时, 200 \times ; (c) 0.45C 钢于 900 $^{\circ}$ C 渗碳 4 小时, 200 \times ; (d) 1.0C-1.6Cr 钢 950 $^{\circ}$ C 渗碳 4 小时, 200 \times 。

以避免脆性的 σ 相出现。然而,这样做虽然提高了合金的高温强度,却因含铬量减少而降低了抗氧化和抗热腐蚀性能。于是出现了这种“奇怪”的现象:高温强度越高的合金越需要保护,或者反过来说,如果没有渗铝或渗铬等保护,这些高强度的材料就不能工作。由此看来,渗铝、渗铬等工艺对于航空工业来说是必不可少的。当然,从用量来说,渗铝工艺主要仍是用于一般热力工程机械方面。有的国家年产数十万吨渗铝钢板和钢管,在许多应用上代替不锈钢和耐热钢,经济效果十分显著。

渗铝已经有几十年的历史,目前已发展出的工艺也有多种,例如液体热浸扩散法、静电喷涂扩散法、电泳沉积扩散法、固体粉末装箱法、固态气相法、低压渗铝法、料浆喷涂扩散法、包覆法、化学或物理蒸气沉积法等等。限于篇幅,本节只能作一点最概括的介绍。

二、渗铝工艺原理

目前已有的渗铝工艺,就其实质而言,可以分成下述两大类。一类是使金属铝(例如铝粉)与欲处理之表面直接接触,通过在高温下较长时间保温,使铝原子扩散到基体中以形成一个渗层。热浸扩散、电泳扩散、静电喷涂扩散等均属于此类,其共同特点是不加活化剂。另一类是以纯铝粉或铝铁合金粉(固体粉末渗铝或料浆渗铝)或铝铁合金块(固体气相法或低压渗铝法)与适量的活化剂混合,通过高温下活化剂的作用把铝原子从铝粉或块上转移到工件表面,再扩散到基体中以形成渗层。由于活化剂的作用,铝源可以不与欲渗表面直接接触。活化剂(以氯化铵为例)的作用如下:



当用其它卤族化合物作活化剂时,其作用均与上述类似。对于使用活化剂的工艺,可以将零件与渗剂密封如固体渗铝那样,也可以像固态气相法或料浆法那样,用氢气作为“载流”气体造成炉内的循环,以保证渗层均匀。

三、渗层组织和性能

图8-60(a)^[56,57,23]是铁铝相图,图8-60(b)^[23]是镍铝相图。由图8-60(a)可见,在钢件渗铝的情况下,渗铝层的组织可能由 $\theta(\text{FeAl}_3) + \eta(\text{Fe}_2\text{Al}_5) + \zeta(\text{FeAl}_2) + \beta_2(\text{FeAl}) +$ 过渡区组成,而外层究竟是 Fe_2Al_5 或 FeAl_2 或其它什么相,完全取决于气氛的铝势。由图8-60(b)可见,镍基合金渗铝层一般由 $\beta(\text{NiAl})$ 外层+ $\gamma'(\text{Ni}_3\text{Al})$ +过渡区组成。

零件经过渗铝后,抗氧化性和抗热腐蚀性都有明显提高,但机械性能却有所下降。好在一般渗铝层都不是很厚,因此这种不利的影响,在绝大多数情况下都是可以容许的。

由于铝在钢中的扩散速度很低,所以渗铝时往往采用较高的扩散温度,通常是800~1000°C。但即使这样,经过10小时左右的扩散后也不过才能获得10~40微米的渗层。这种有限厚度的渗层储存的铝量自亦有限,因此渗铝后零件的寿命也是有限的。

渗铝零件在高温工作过程中,由于铝要向外扩散以形成 Al_2O_3 膜(膜会不断增厚,

- [10] C. Wells et al., Trans. AIME, 188(1950), 553.
- [11] R. Collin et al., J. ISI, 210(1972), 785.
- [12] C. Dawes et al., Metals Technology, 1(1974), 397.
- [13] H. Scott et al., in "Controlled Atmospheres", ASM, Metals Park, 1942.
- [14] 荀敏敏, 张秀桐, Preprint volume of the third IFHT International Congress on Heat Treatment of Materials, 1983, 6.1.
- [15] ISO 2639—1973, 中译本, 钢—表面渗碳硬化层有效深度的测定和校验。
- [16] A. Hultgren et al., Trans. ASM, 39(1947), 820.
- [17] R. Chatterjee-Fischer, Met. Trans., 9A(1978), 1553.
- [18] C. A. Apple et al., Met. Trans., 4(1973), 1195.
- [19] 北京航空学院 102教研室、西北工业大学 401教研室合编, 钢铁热处理, 1977.
- [20] D. E. Diesburg et al., Met. Trans., 9A(1978), 1561.
- [21] L. J. Ebert, Met. Trans., 9A(1978), 1537.
- [22] C. R. Brooks, Heat Treatment of Ferrous Alloys, McGraw-Hill Co., 1979, P. 131.
- [23] P. M. Hansen, Constitution of Binary Alloys, 2nd Edi., 1958.
- [24] E. Lehrer, Z. Electrochem., 36(1930), 383.
- [25] C. Wert, J. Appl. Phys., 21(1950), 1196.
- [26] K. H. Jack, Nitriding, Heat Treatment 1973, P. 39.
- [27] R. B. Nicholson et al., J. Inst. Met., 87(1958), 433.
- [28] H. J. Coldschmidt, Interstitial Alloys, 1967, London, Butterworths.
- [29] T. M. Noren et al., Härtere-Techn. Mitt., 20(1965), 50, 转引自[4].
- [30] T. Bell et al., Heat Treatment 1973, P. 51.
- [31] J. Lightfoot et al., Heat Treatment 1973, P. 59.
- [32] 北京航空学院 102教研室, 西北工业大学 401教研室合编, 钢铁热处理及合金钢 (中册), 1974.
- [33] 上海交通大学等, 金属热处理, 1982, 5, 13.
- [34] Pan Jiansheng et al., Preprint volume, 3rd IFHT Intern. Cong. Heat Treatm. Mat., 1983, 6.24.
- [35] J. J. Egan, US Patent No. 1837256, 1931.
- [36] C. K. Jones et al., Heat Treatment 1973, P. 71.
- [37] K. Keller, Härt. Techn. Mitt., 26(1971), 120.
- [38] F. Hombeck et al., Intern. Cong. Phys. Metall. Asp. Surf. Coat., ISI, 1973, London.
- [39] 机械工业部机床研究所编, 离子渗氮指导资料, 1984.
- [40] T. Bell et al., Heat Treatment, 1973, P. 99.
- [41] R. Berneron et al., Heat Treatment, 1979, P. 45.
- [42] B. Edenhofer, Heat Treatment, 1979, P. 52.
- [43] J. Slycke, Heat Treatment, 1976, P. 57.
- [44] J. M. Belló et al., Heat Treatment of Metals, 4(1974), 138.
- [45] T. Holm, Heat Treatment 1973, P. 125.
- [46] A. Simon et al., Heat Treatment 1976, P. 51.
- [47] B. Prenosil, Carbonitriding, Praha, 1964, 转摘自[46].
- [48] 李炳生等, 第一届国际材料热处理大会论文集, 144页。
- [49] A. G. Von Matuschka, Boronizing, 1980.
- [50] А. Н. Минкевич, Химико-термическая Обработка Металлов и Сплавов, 1965.
- [51] H. Kunst, O. Schaabert et al., Härt.-Techn. Mitt., 17(1962), 131; 22(1967), 18; 275; 284; 288.
- [52] 热处理 (日), 10(1970), 金属 (日), 1972, P. 1.
- [53] W. Fichtl, Härt. Tech. Mitt., 29(1974), 113.
- [54] R. Kiessling, Acta Chem. Scand., 4(1950), 209.
- [55] М. Е. Блантер и Н. П. Беседин, Митом, 1955, 6, стр. 3.
- [56] H. C. Akueze et al., Metal Science, 17(1983), 27.
- [57] V. G. Rivlin et al., Intern. Met. Rev., 25(1980), 139.
- [58] F. E. Harris, Metal Progress, 44(1943), No. 2, 265.
- [59] Fan Dongli, Utilization of Energy Source in Heat Treatment in China, 3rd IFHT ICHTM, 1983.
- [60] 《钢铁热处理》编写组, 钢铁热处理——原理及应用, 1979.

第九章 特种热处理

§ 9-1 表面热处理

钢的表面热处理是使零件表面获得高的硬度和耐磨性，而心部保持较好的韧性和塑性的一类热处理方法。与化学热处理不同的是，它不改变零件表面的化学成分，而是依靠使零件表层迅速加热到临界点以上（心部仍处于临界点以下），并随之淬冷来达到强化表面的目的。

依加热方法的不同，表面热处理主要可分为感应加热表面热处理、火焰加热表面热处理、电接触加热表面热处理和近年来新发展起来的激光热处理等。本章仅讨论感应加热表面热处理和激光热处理。

一、感应加热表面热处理

这是目前应用最广、发展最快的一种表面热处理方法，其主要优点在于：①加热速度快、热效率高，这是由于处在交变磁场中的零件靠自身产生的热量来加热，其热损失少，热效率可达60%以上，且加热速度每秒可达几百度至几千度；②热处理质量高，因为加热时间短，零件无氧化和脱碳，且由于零件心部处于低温状态，强度较高，故淬火变形小；③便于实现机械化和自动化，且产品质量稳定等等。

（一）感应加热基本原理 将一个线圈通以交变电流，在线圈周围便会产生交变磁场。若再将一导体（零件）置于该交变磁场中（见图9-1），则导体中将产生感应电流。感应电流的频率与线圈中电流的频率相同。由于零件本身有阻抗，当有电流通过时便会发出热量，所以感应加热时，零件是依靠在其自身中流通的感应电流（或称涡流）产生热量而被加热的。但导体中通过交变电流时会产生“集肤”效应，使截面上电流的分布不均匀，即表层的电流密度大，而心部的电流密度小，并且这种不均匀程度随电流频率的增高而增大，如下式所示：

$$J_x = J_0 \exp\left(-\frac{2\pi}{c} \sqrt{\frac{\mu f}{\rho}} \cdot x\right) \quad (9-1)$$

式中， J_0 是导体表面的电流密度； x 是至表面的距离； J_x 是距表面 x 处的电流密度； c 是光速（ 3×10^8 米/秒）； μ 是被加热材料的相对导磁率； f 是电流频率； ρ 是被加热材料的电阻率。

上式也可表示在图9-2中。计算表明，如果把从表面到 $J_x/J_0 = 1/e \approx 0.37$ 处的深度定义为电流的透入深度 δ ，则在此深度内电流所产生的热量约为全部热量的85~90%，这时

$$x = \delta = 50300 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \text{ (毫米)} \quad (9-2)$$

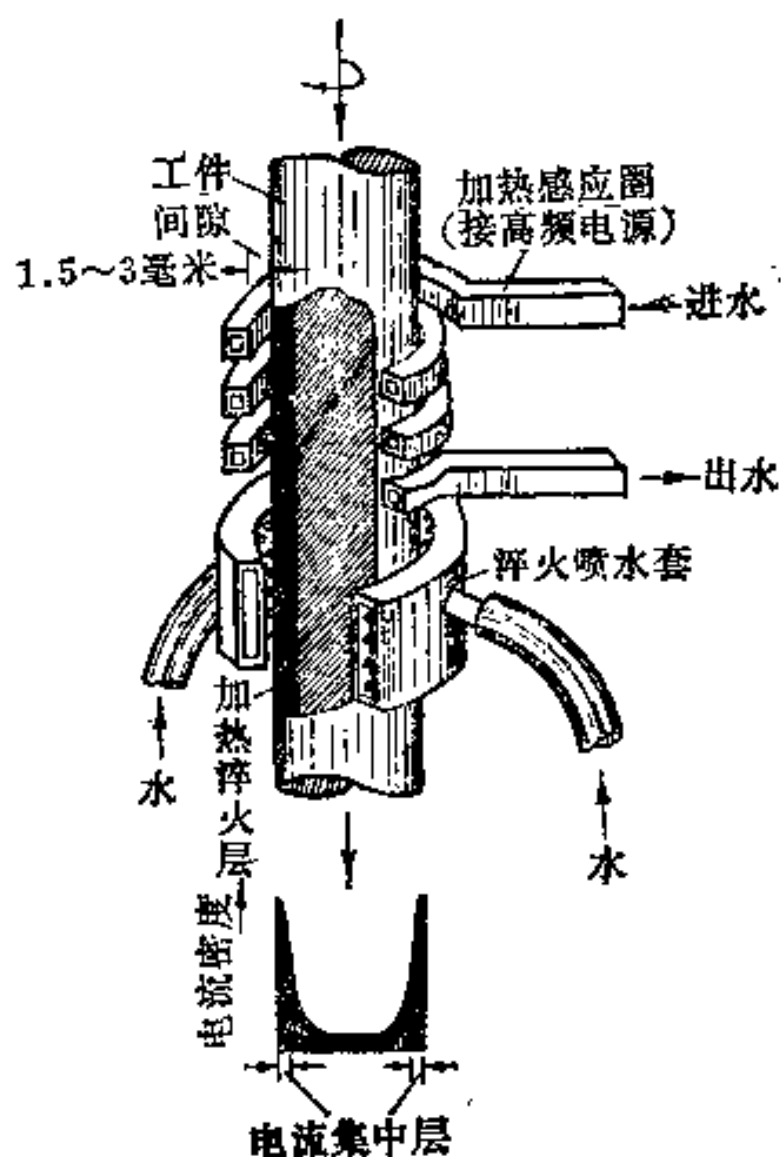


图9-1 感应加热示意图

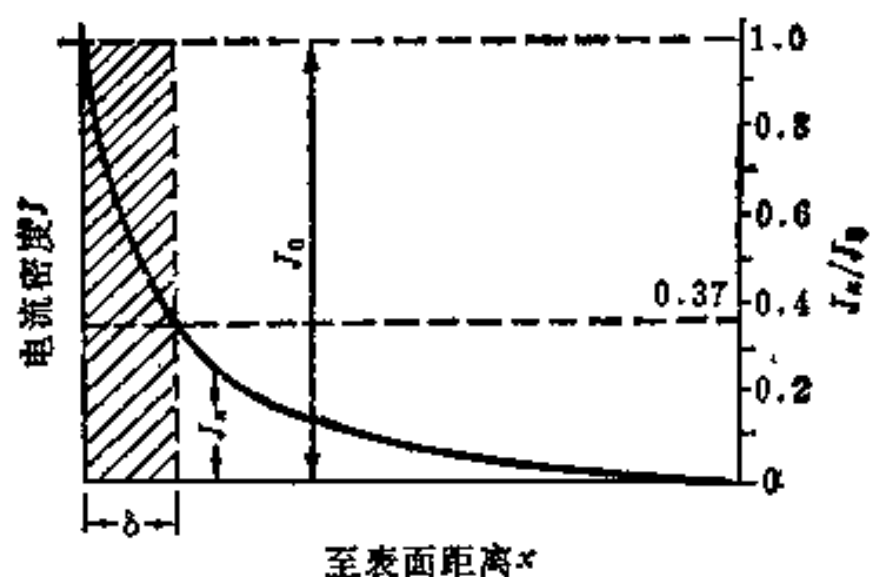


图9-2 交变电流在导体中的分布

由(9-2)式可看出：

(1) 电流频率愈高，电流透入深度就愈小，因此应根据零件所要求的淬火层深度来选择频率，从而选定设备。例如，若要求淬火层深度为50毫米左右时，应选用工频(50赫)感应加热；若为3.5~20毫米时，应选用中频(500~8000赫)感应加热；若淬火层较浅时，则应选用高频(100~500千赫)感应加热。

(2) 电阻率愈大，导磁率愈小，则电流透入深度愈大。当钢件从室温被加热到1000°C时，则电阻率将增大10倍；而当温度超过居里点(A_2)后，导磁率将由室温的200~600降到1(高斯/奥斯特)，因此电流透入深度将急增(在20°C和1000°C时钢的电流透入深度 δ 分别约为 $20f^{-1/2}$ 和 $600f^{-1/2}$)。这时整个电流透入层中的密度即迅速下降，从而使表层加热速度变慢，并导致温度沿断面的分布在表层较为平缓。这种温度分布倒是十分有利的，它既可保证零件有一定的淬硬层深度，又不易使表层过热。这是它比火焰加热表面热处理优越之处。

(二) 高频感应加热表面淬火后的组织与性能 为了弄清高频感应加热表面淬火后的组织，首先应了解在高频感应加热时钢的相变特点。

1. 快速加热时钢的相变特点 高频感应加热时尽管钢中所发生的仍然是由珠光体(原始组织)向奥氏体的转变(也可能发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 的无扩散转变，见第一章)，并且新相也是通过形核和长大过程形成的，但由于加热速度极快，加热时间很短，使其相变具有以下一些特点：

(1) 临界点(A_{c1} 、 A_{c3})升高，转变在一个较宽的温度范围内完成。在快速加热时出现的这一现象实际上在第一章图1-25中即已看出。由于高频感应加热时的加热速度极快，为了确保在加热时组织转变的完成，往往需要知道在不同加热速度下的实际临界温度。为此，图9-3给出了不同加热速度对不同含碳量钢的临界温度(A_{c3})的影响。可以

看出，加热速度愈快，临界温度 (A_{c3}) 愈高。

(2) 奥氏体晶粒较细。在快速加热时，由于相变在很大的过热度下进行，形核率和长大速度都很大。但随过热度的增加，形核率增加得更快，而且由于加热时间短，晶粒来不及长大，因而随加热速度的提高，将使奥氏体晶粒变得愈加细小。这样，淬火后便可得到隐针马氏体组织，这对改善钢的机械性能显然是有利的。当然，这是指正常情况而言。若操作不当（如加热时间过长），表层也会发生过热，得到粗大的马氏体组织而成为高频感应淬火中常见的缺陷之一。图 9-4 表示在不同加热速度下加热温度对奥氏体晶粒大小的影响。

(3) 奥氏体成分不均匀，有时组织中还残存一些第二相。在快速加热时扩散过程往往来不及充分进行，因而奥氏体成分（主要指碳量）不易达到均匀化，这样淬火后马氏体中的碳量也是很不均匀的。对于亚共析钢，有时甚至在淬硬层内也可能有铁素体存在。这也被认为是高频感应淬火常见的缺陷之一。为了避免这种因快速加热而易于引起

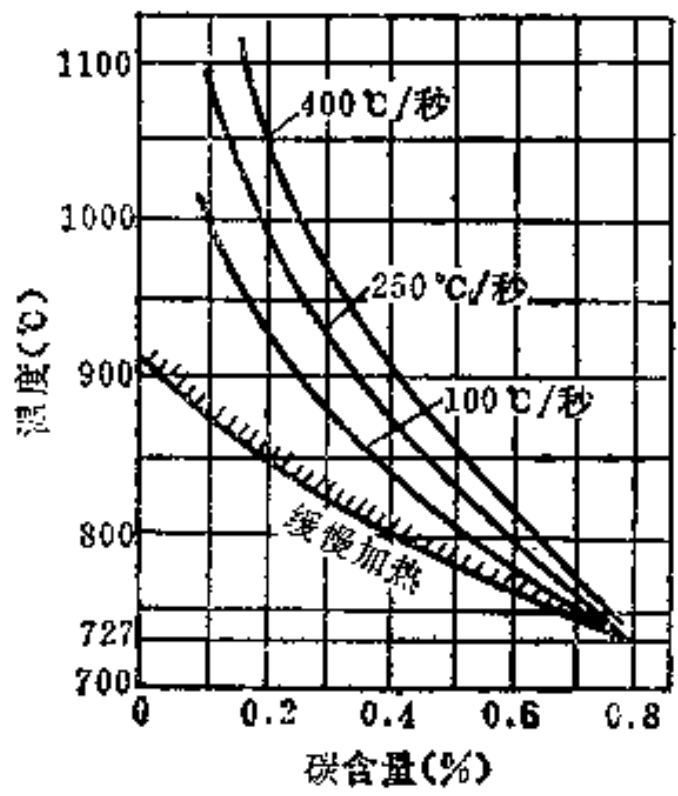


图9-3 加热速度对临界温度 (A_{c3}) 的影响

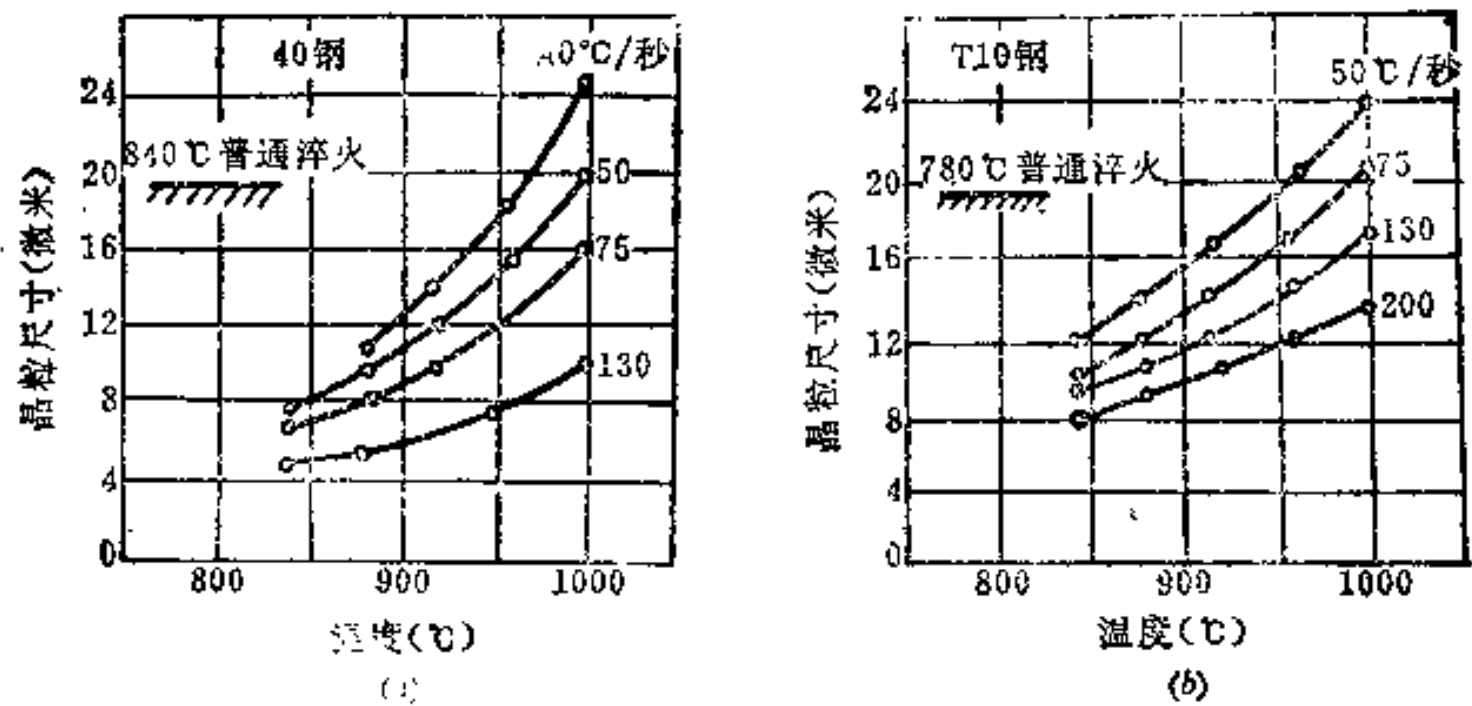


图9-4 在不同加热速度下加热温度对奥氏体晶粒大小的影响

的缺陷，通常在高频感应淬火之前需对钢件进行适当的预备热处理，以获得尽可能均匀的原始组织。最常用的预备热处理是调质处理，这时可得到回火索氏体，这种组织不仅对高频感应淬火最为合适，而且也可使心部获得良好的综合机械性能。对于不太重要的零件也可采用正火作为预备热处理。

2. 高频感应淬火后的组织 以45钢为例，在正常的感应加热条件下，钢件中沿断面上温度的分布以及淬火冷却后相应的组织和硬度分布规律示于图 9-5。可见，整个加热层可分为三个区域：

I 区为加热温度超过 A_{c3} （指快速加热时的临界温度）的一层，淬火后可得到完全马氏体的组

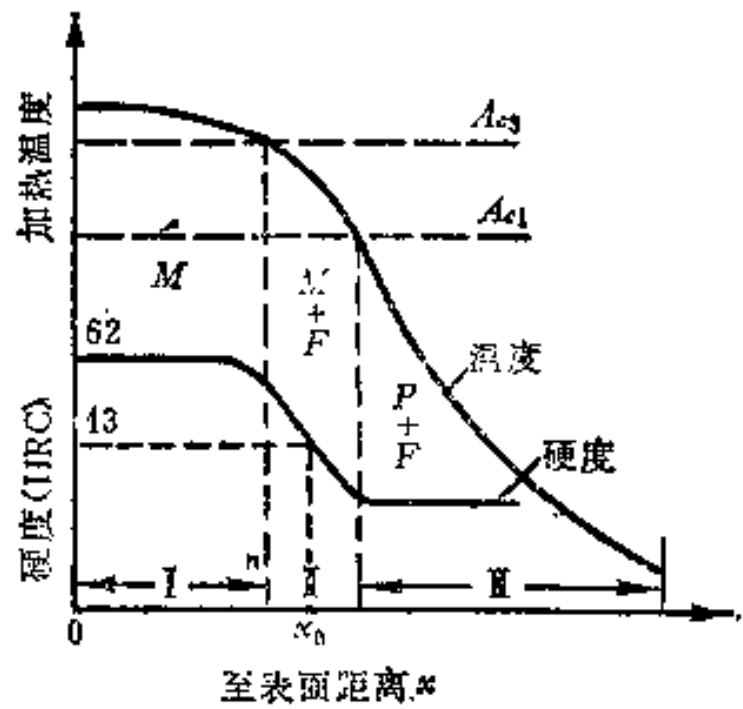


图9-5 45钢高频感应淬火后的组织和硬度

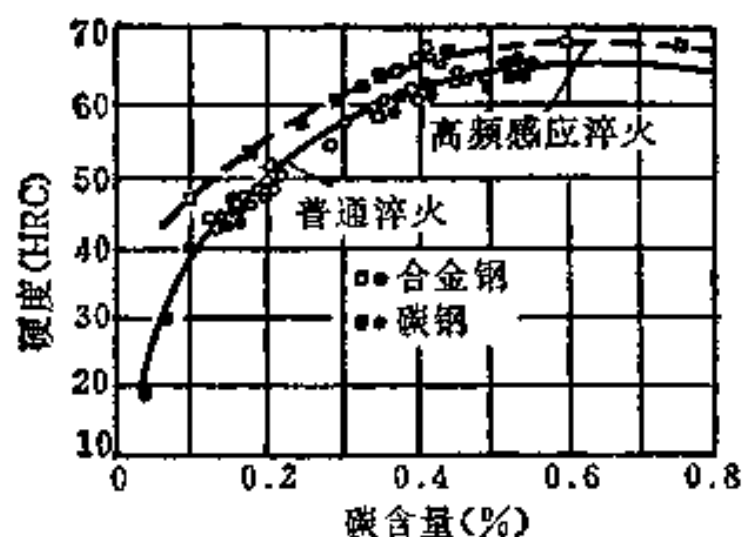
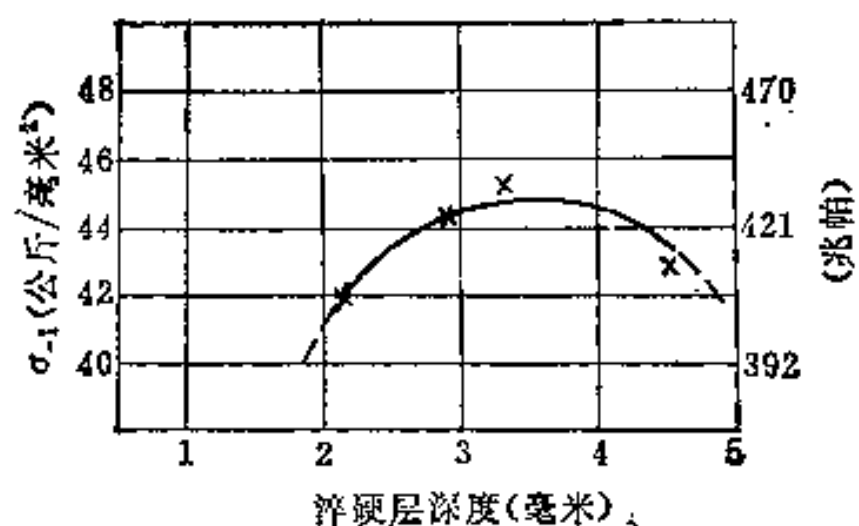


图9-6 钢的表面硬度与含碳量的关系

图9-7 25钢淬硬层深度与疲劳强度 σ_{-1} 的关系

综上所述, 高频感应表面淬火后可使零件获得某些优良的性能。与渗碳零件相比较, 当中碳钢表面淬火淬硬层与低碳钢渗碳层的深度相同时, 前者的静强度和疲劳强度均优于后者, 但耐磨性劣于后者, 因此, 当零件主要要求高的疲劳强度时, 应选用前种工艺为宜。

(三) 高频感应表面淬火工艺的制订 对普通淬火来说, 其加热过程只需控制加热温度和保温时间, 但高频感应加热时情况则较为复杂, 为了满足对零件组织和性能的要求, 需控制其加热温度、加热速度和淬硬层深度, 而这三个热参数又需通过控制设备的电参数(电流频率、单位表面功率)和加热时间来保证。例如, 电流频率决定了电流透入深度, 而电流透入深度和加热时间又决定了淬硬层深度; 单位表面功率决定了加热速度, 也会影响到加热温度; 加热时间在很大程度上决定了加热温度(感应加热速度很快, 测温较困难, 通常采用控制加热时间的办法来间接地控制加热温度)。由此可见, 高频感应淬火的工艺参数中除热参数外, 尚有电参数, 而且两者间有着密切的关系。现分别简述如下。

1. 加热温度和加热速度的确定 由于高频感应加热时沿零件截面上温度的分布是不均匀的, 故所谓加热温度是指零件表面的温度而言。在选择加热温度时应当考虑以下方面:

(1) 加热速度 前已述及, 高频感应加热时临界温度随加热速度而变, 因此加热温度的选择必须考虑加热速度的影响。图 9-3 可作为这方面的参考。

(2) 表面的硬度要求 图9-8^[1]表示40钢的加热温度、加热速度和表面硬度间的关系。可见, 在一定的加热速度下, 在某一个温度范围内加热淬火后可获得最高的硬度。因此, 所选加热温度应落在该温度范围内。

(3) 淬硬层要求的组织 图9-9^[5]是T10钢加热温度、加热速度和所得淬硬层组织的关系图。可见, 在一定的加热速度下, 在某一个温度范围内加热淬火后可获得最理想的组织。一般最高硬度和最理想的组织所对应的加热温度是一致的。

(4) 原始组织 原始组织愈不均匀, 加热温度应愈高, 因此粗片状珠光体的加热温度应比细片状珠光体的高, 正火组织的加热温度应比调质组织的高。

2. 淬硬层深度和电流频率的选择 零件的淬硬层深度主要决定于对机械性能和耐磨性的要求。淬硬层深度应保证零件在允许磨损的深度内有足够高的硬度和耐磨性。研究指出^[1], 淬硬层深度为零件半径的10%左右时, 可在静强度、疲劳强度和塑性方面获

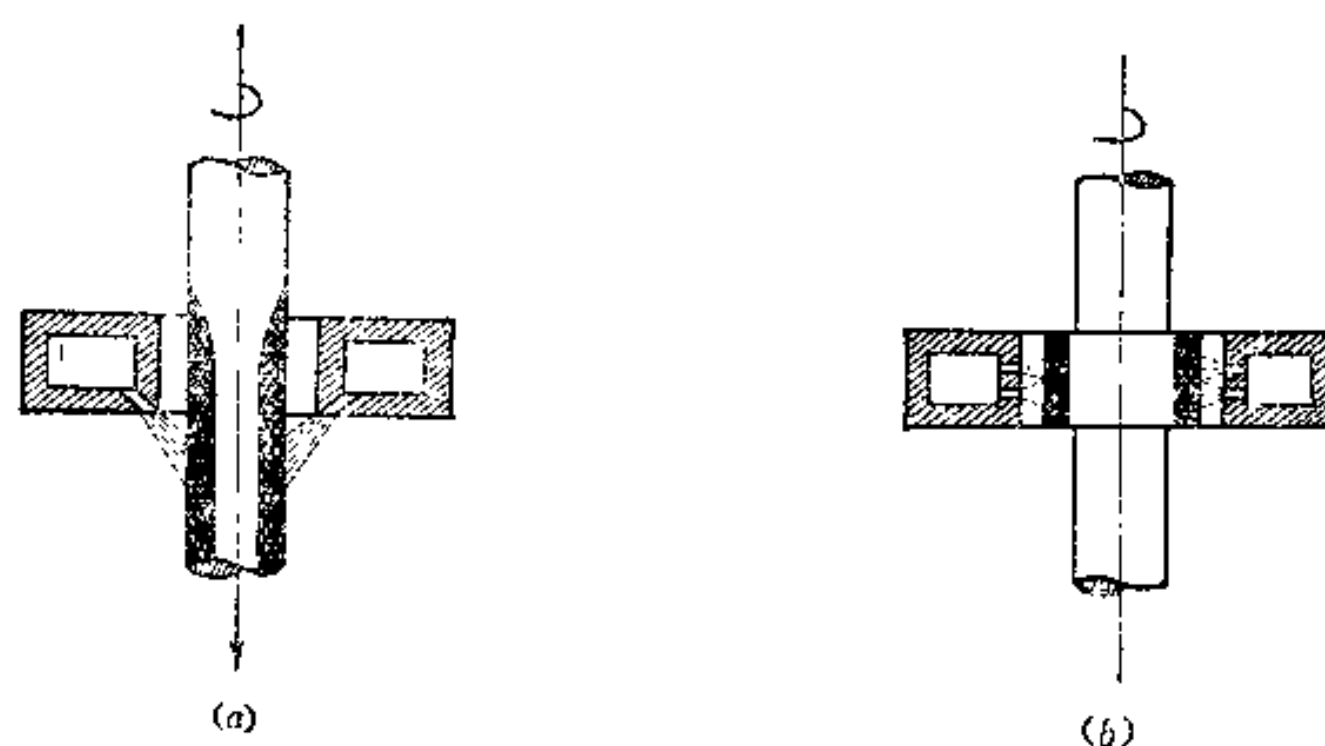


图9-10 两种基本的高频感应淬火法
(a) 连续加热淬火法; (b) 同时加热淬火法。

的淬火介质中以水为主，其次是油、乳化液或其它介质。但油易燃，成本也高。

5. 高频感应淬火后的回火 高频感应淬火后的零件应当进行适当的回火，以减小内应力，并达到所要求的机械性能。其回火工艺无异于普通淬火法。至于回火方法有在炉中加热回火、感应加热回火和利用心部余热对表面进行自回火等。

应当指出，在感应加热中，选择频率、单位表面功率和控制加热时间是保证淬火质量的主要关键。但是零件是通过感应器被加热的，因此合理地设计感应器也是保证产品质量的重要措施。实际生产中，零件的形状和尺寸千变万化，这就必须有与之相适应的感应器。但设计感应器是一项专门性的技术，有关这方面的问题可参考专门的资料，这里不作介绍。

(四) 表面淬火用材料 表面淬火常常用于含碳0.4~0.5%的中碳钢和球墨铸铁。这是因为中碳钢经预先热处理（正火或调质）后再进行表面淬火，既可保持心部有较高的综合机械性能，又可使表面具有较高的硬度（>HRC50）和耐磨性，故常用于制造各种齿轮和传动轴等零件。同样，球墨铸铁经表面淬火后也可大大提高表面硬度和耐磨性，故常用于制造柴油机曲轴、凸轮轴、机床导轨和内燃机汽缸套等零件。

含碳量低于0.35%的钢，由于不能获得高的表面强化效果而很少应用。含碳量过高的钢，尽管淬火后可使表面硬度和耐磨性提高，但心部的塑性和韧性却较低，故高碳钢的表面淬火主要用于承受冲击小和在交变载荷下工作的工具、量具、精密丝杠和高冷硬轧辊等。

由于表面淬火时只要求表面硬化，不论碳钢或合金钢，单就表面淬火对钢淬透性的要求来看均可得到满足，因此表面淬火时使用碳钢和低合金钢的情况较多（如40、45、50、40Cr、40MnB、42CrMo等）。至于采用合金元素含量较多的钢（如5CrNiMo、40CrNiMoA等），则主要是考虑在预先热处理（调质）时要保证足够的淬透性，使心部获得较高的综合机械性能，以满足承载较大的重要零件的要求。

在表面淬火用钢方面还常使用一种所谓低淬硬性钢。生产中对于中、大型齿轮要得到沿齿廓均匀分布的淬硬层往往较困难。如采用使齿轮透热淬火，则易造成心部硬度过高而出现崩齿、掉角等缺陷；如采用逐齿淬火法或双频（即先中频后高频）淬火法，则

生产率较低或设备投资大。但如采用低淬透性钢来制造,则在齿轮透热淬火后,由于其淬透性低,使齿轮只会沿齿廓形成淬硬层,而心部仍保持较低的硬度。

低淬透性钢的成分特点是提高了含碳量 ($0.55\sim 0.65\%$),以提高钢的硬度和耐磨性;严格限制了钢中的铬量 ($\leq 0.1\%$),并加入微量的钛 ($0.05\sim 0.1\%$),同时还降低了锰、铬、镍、铜的总含量 ($\leq 0.5\%$),以降低淬透性,钛还具有阻止晶粒长大的作用。一般中型齿轮可选用55Tid钢,大型齿轮可选用淬透性稍高的60Tid钢。

最后应指出,高频感应加热淬火法虽有许多优点,但由于它对形状复杂的零件不易得到均匀的硬化层,而且耐磨性与化学热处理相比还较差;加之其设备费昂贵,对不同类型的零件都需配以相应的感应器,使生产成本较高。因此,在一定程度上限制了它的应用。

二、激光热处理

激光自六十年代问世以来,以其极有价值的特性引起了各个领域的重视,在不长的时间里,即在激光理论、控制技术和应用等方面得到了迅速的发展,而由于它的广泛应用又有力地促进了各项技术的发展。目前在以激光作为热源对材料进行热处理的试验研究和实用方面已取得了可喜的成果,充分显示了激光热处理的特点和效果,可望它成为一种有效的新型热处理方法在工业中得到应用。

(一) 激光的原理、特性和加热金属的热学分析^(6,7)

1. 激光的原理和特性

激光是由激光器产生的。激光器主要由激活媒质、激发装置和光学谐振腔组成。激光器有多种,金属热处理时大都使用 CO_2 激光器,因为它的输出功率大(可达几十瓩)、效率高,并可连续工作。其原理图见图9-11。这种激光器的激活媒质是 CO_2 气体分子,其光学谐振腔是由激光器腔体和轴向两端的反射镜组成。

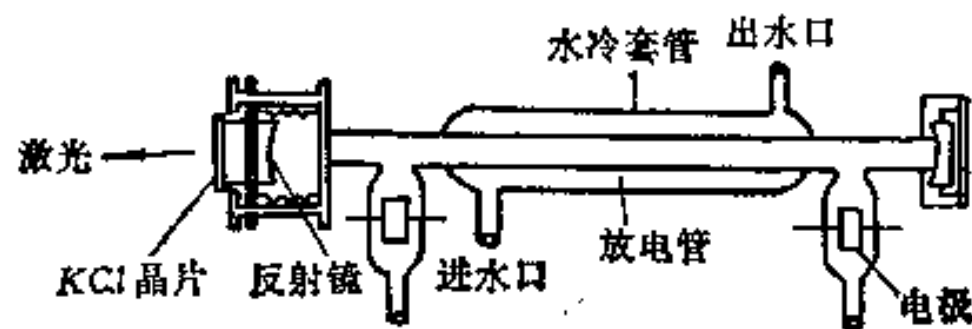


图9-11 CO_2 激光器原理图

当激活媒质受到外界的激发后(例如光或电激发),便可使某两个能阶间处于高能阶的粒子数多于处于低能阶的粒子数,如这时有光子趋近高能阶的粒子,且光子频率又符合某种条件,便会产生受激辐射,即高能阶的粒子跃迁到低能阶上,与此同时发射出一个同样的光子(频率、传播方向和振动方向均相同),这样,加上原入射的光子就成为两个光子,从而得到了增益。这时在光学谐振腔内其传播方向与腔体轴向相同的光子碰到反射镜片后便被反射折回,经两个反射面的互相反射而往返运行,在此过程中又将引起其它激发态的激活媒质产生感应跃迁(即受激辐射)而获得增益。如这种增益能补偿由其它原因(如界面透射、吸收、散射、衍射等)造成的损失,则这种传播就会持续地进行下去,形成光振荡,并由输出端给出,即成激光。

激光的主要特性是:

(1) 高方向性 一般光源发出的光具有发散性,而激光则具有高度的方向性,其光速的发散角可小于一个到几个毫弧度,故可认为光束基本上是平行的。

(2) 高亮度性 从激光器发射出来的光束可以通过聚焦,使其会聚到一个极小的

范围，因而可具有非常高的能量密度。

(3) 高单色性 从激光器发出的光的频率范围非常窄，使其相干性非常好。

上述三个特性是相互关联的。因为只有相干的光在其传播过程中才能保持平行，从而能把光波的能量传输到较远处，并通过聚焦使其会聚到极小的区域而得到很高的能量密度。

2. 激光加热金属的热学分析 当激光照射到金属表面时，便将其能量传输给金属而变成热能，从而加热金属。现对这一热学过程作简要介绍。

(1) 最小光斑直径和集束光的强度 如将发散角为 η (弧度) 的光用焦距为 f (厘米) 的透镜聚焦时，焦点平面上的光斑直径 d (厘米) 可表示为：

$$d = f\eta \quad (9-5)$$

高功率的激光， η 约为 $10^{-2} \sim 10^{-3}$ 弧度；用焦距为数厘米的透镜聚焦时，光斑直径 d 仅为几十到几百微米。其功率密度 F 即为激光输出功率 P (瓦) 除以光斑面积的商值，即：

$$F = 4P/\pi d^2 \quad (9-6)$$

表 9-1 列出了几种能源功率密度的比较。可以看出，激光和电子束的功率密度是较高的。

表 9-1 几种能源功率密度的比较

项 目 \ 能 源	氧—乙炔焰	太 阳 光	电 子 束	激 光 ^①
最小光斑面积(厘米 ²)	10^{-2}	10^{-3}	10^{-7}	10^{-6}
功率密度(瓦/厘米 ²)	10^4	10^5	10^9	10^8

① 激光输出：10⁴瓦， $\eta \approx 10^{-3}$ 弧度， $f = 3$ 厘米。

(2) 激光照射时材料温度的变化 当功率密度为 F 的激光照射到材料表面时，若表面的反射率为 γ ，材料对光的吸收系数为 α ，自表面起算的深度为 Z (厘米)，则材料内的光强 I 可用下式表示：

$$I = (1 - \gamma)F \cdot e^{-\alpha Z} \quad (9-7)$$

由于金属的吸收系数很大 (约为 $10^5 \sim 10^6$ /厘米)，故光几乎能全被金属吸收而转变为热量，即 $Q = I$ 。但正由于吸收系数很大，可以认为整个热量仅被金属表面 ($Z = 0$) 所吸收，因此可按小圆形平面热源加热金属的设想 (见图 9-12) 来计算在一定半径 (r)、一定深度 (Z) 和一定时间 (t) 作用下的温度 $\theta_{r,z,t}$ 。有关的数学表达式可参见文献 [7]。

用激光加热金属表面时，为了不使表面受到损伤 (过热、熔化或烧损)，一般表面最高温度不应超过 1200°C，并规定最大淬硬深度是从表面到温度为 900°C 处。因此可以极据被加热金属的某些物理参数和相应的计算公式估算出所需激光器的容量、淬硬层深度和加热时间等。一般来说，当功率密度大时，加热时间短，

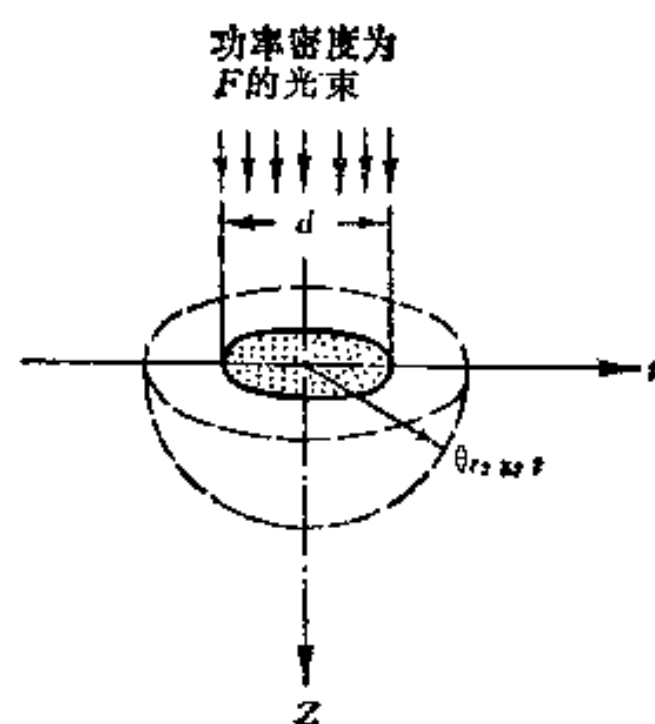


图 9-12 圆形光束加热金属时热的透入

淬硬深度浅；功率密度小时，加热时间长，淬硬深度大。但前者温度梯度大，获得局部加热状态的倾向更大，具体选择时应根据实际需要而定。

(3) 反射率的影响和利用 如被加热零件的表面粗糙、无光泽、表面氧化或色深，即反射率 γ 较低，则吸收的能量就大；反之，如零件表面很光亮，即反射率 γ 较高，则对激光热处理很不利。因此，在激光热处理前需对零件表面进行黑化处理（如氧化、磷化、涂石墨等），使其反射率接近于零。

反射率的这种影响可以被利用来进行零件表面的选择性图案硬化，即在光亮的零件表面上仅将需硬化的部分进行黑化，使之硬化。

(二) 激光热处理工艺及其优点 激光热处理的原理和普通热处理相同，只不过其加热时间很短（在千分之几到十分之几秒范围），区域也很小，仅一个点、一条线或一个小面。利用激光作热源能使金属表面的一个小部分迅速升温。理论和实践均证实，表面温度和热穿透深度都与激光照射持续时间的平方根成正比。因此，适当地调节光斑尺寸、扫描速度和激光功率，其表面温度和热穿透深度是能够控制的。当激光束移开加热表面后，该处的热量便迅速传导至其余冷态部分去，即相当于自行速冷淬火，而无需采取另外的急冷措施。在进行光束扫描时，还可通过光束摆动机构改变摆动的振幅和频率来调节功率密度，从而控制淬硬层深度和覆盖面积。

但应指出，激光热处理时由于光斑或光束摆动的面积较小，面只能借光束在零件表面上逐条地扫描来进行，为了不致因后一条扫描带边缘的热量把前一条已淬硬的部分回火软化，应设法使光束或摆动面边缘的能量分布尽可能陡峭。这可利用光栅来达到。

激光热处理具有许多优点：①处理过程极快，故大气气氛对表面的影响一般较小。②热能是由光束传递给零件表面，属无接触加热，不会发生因接触引起的表面沾污。③由于采用了特制的望远镜头聚焦，其焦深很长（可达100~150毫米），因此零件表面在焦深范围内上下变动，对光能的吸收无影响，这对处理表面凹凸不平的零件来说是非常有利的，并且可使一台热处理装置同时适应多种尺寸和形状不同、外形复杂的零件，使设备简化，工夹具等辅助装置减少。如果利用一套可调节的反射镜或光导纤维，可将激光束照射到零件需热处理的任何部位实现硬化。④因加热区域小且是扫描式的加热，故热处理变形小。⑤可进行局部表面合金化处理，即通过用激光照射有涂层或镀层的表面，使其超过熔点，从而形成一层薄的具有特殊性能的合金化表层。⑥易实现自动化，并可节约能量和改善劳动条件。

总之，激光热处理是一种新兴的富有生命力的热处理方法，但由于目前在技术设备上还不够完善，尤其是激光器的功率尚有限，使淬硬层较薄，尚不能用于承受重负荷的零件上，而且激光器价格昂贵，生产成本也较高，故使其应用尚受到一定限制。

最后应特别指出，激光对人眼可产生极大的危害（烧伤眼底），故操作时应注意安全防护。

§ 9-2 真空热处理

一、关于真空的基本知识

所谓真空是指压力较正常大气压为小（即负压）的任何气态空间。完全没有任何物

质的“绝对真空”是不存在的。若将热处理的加热和冷却过程置于真空中进行，就称为真空热处理。

在真空状态下，负压的程度称为真空度。气压越低，即真空度越高；气压越高，即真空度越低。目前真空度最常用的度量单位是毫米汞柱，也简称为“托”(Torr)。根据真空度的大小，通常可将其划分为四级： $10 \sim 10^{-2}$ 托时称为低真空， $10^{-3} \sim 10^{-4}$ 托时称为中真空， $10^{-5} \sim 10^{-7}$ 托时称为高真空， 10^{-8} 托以上时称为超高真空。

在真空炉中气体的成分十分复杂，除残存的空气外，还有从炉体材料和工件内释放出的气体、从密封衬垫和润滑油中放出的气体以及外界渗漏进来的气体等。因此，为了保证达到所要求的真空度，在炉子工作过程中就必须用真空泵不停顿地进行排气。

如果在正常大气压下(760托)炉内的气体含量是100%的话，随真空度的提高，其含量将不断降低，例如在100托时，其含量 $=\frac{100}{760} \times 100\% = 13.4\%$ 。假定这种气体都是杂质气体，则可将其含量称为相对杂质量。另外，据测定在真空内残存气体内有70%是水蒸气，而水蒸气的含量通常用露点来表示。这样，即可用相对杂质量或露点来表示相应的真空度，它们之间的关系如表9-2所示^①。

工业中通常使用的纯度良好的惰性气体中多数含有约0.1%的反应性杂质气体。与表9-2对照，其纯度大体上只相当一个托的真空度。如直接以这种纯度的惰性气体作为保护气氛，杂质气体将与被加热金属发生反应。但如果用高纯度的惰性气体，使杂质含

表9-2 真空度和相对杂质量、露点的关系

真 空 度 (托)	100	10	1	10^{-1}	10^{-2}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-5}
相对杂质量(%)	13.4	1.34	0.134	0.0134				
相对杂质量(ppm)①					13.4	1.34	0.134	0.0134
相对露点(°C)		+11	-18	-40	-59	-74	-88	-101

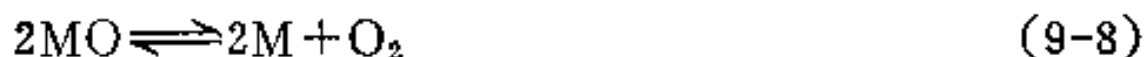
① 1ppm即百万分率(10^{-6})。

量达到1ppm左右，就必须经过昂贵而复杂的精制过程，然而据表9-2所知，此时也不过只相当于 10^{-3} 托的真空度。从目前的真空技术来看，要获得 10^{-3} 托的真空度是较容易的。另外，在采用普通保护气氛的无氧化加热中，所控制的露点值充其量也不过 $-30 \sim -40^{\circ}\text{C}$ ，与其相对应的真空度约为 10^{-1} 托左右，这是真空炉极易达到的。因此，对比之下可以明显看出，使用真空加热是十分简便的。

二、真空热处理的特异效果和伴生现象

金属及合金在真空热处理时可在改善产品表面质量方面获得一般热处理时所没有的特异效果，充分显示了真空热处理的优越性。

1. 表面保护作用 大多数金属及合金在氧、水蒸气和二氧化碳等氧化性气氛中加热时将会发生氧化，对钢来说还会引起脱碳。但在真空中加热因氧化性气氛的含量极低，氧的分压很低，故可使钢防止氧化和脱碳。从理论上讲，要达到无氧化的目的，必须使炉内氧的分压低于氧化物的分解压力。这是因为在一定温度下金属(M)与其氧化物(MO)间存在下列反应式：



这里所谓分解压力是指由于分解而产生的气体 (O_2) 的压力 (P_{O_2})。当氧的分压大于在反应温度下的分解压力 P_{O_2} 时, 反应向左方向进行 (生成氧化物); 而当氧的分压小于分解压力时, 则反应向右方向进行 (氧化物分解)。对表面无氧化物的金属来说, 即意味着不会发生氧化现象。实践表明, 只要炉内氧的分压达到 10^{-6} 托时, 几乎大多数金属都可以避免氧化, 而获得光亮的表面。

在真空炉中, 氧气除来源于残存气体外, 主要来源于渗漏的空气 (尤其是在处理时间较长的情况下); 而且随炉内真空度的提高, 漏气率[●]加大。因此, 为了防止或减少炉内的氧化和脱碳作用, 应尽量减少设备的漏气率。

2. 表面净化作用 从对 (9-8) 式的讨论中已知, 金属在真空中加热时, 只要满足氧的分压小于氧化物分解压力这一条件, 不仅可以防止氧化, 而且可使表面已有的氧化物发生分解, 亦即使之去除, 从而获得光亮的表面。这就是表面的净化作用。各种氧化物的平衡分解压力示于图 9-13。但应指出, 在实际进行真空热处理时, 尽管炉内氧的分压要比金属氧化物的分解压力高得多, 仍能很好地去氧化或防止氧化而得到光亮的表面。可见, 仅从金属氧化物平衡分解压力的观点出发, 尚难以说明其原因。有人认为, 在高温、真空下金属氧化物会转变为低级氧化物 (亚氧化物), 它极不稳定而发生升华, 从而使表面净化。也有人认为, 由于真空炉内石墨纤维加热元件的蒸发和一些油蒸气的混入, 可使真空加热室内存在一定数量的碳原子, 它们将与残存气体中的氧作用, 使实际的氧的分压大大降低, 以致炉内气氛变成还原性的, 因而使表面净化。

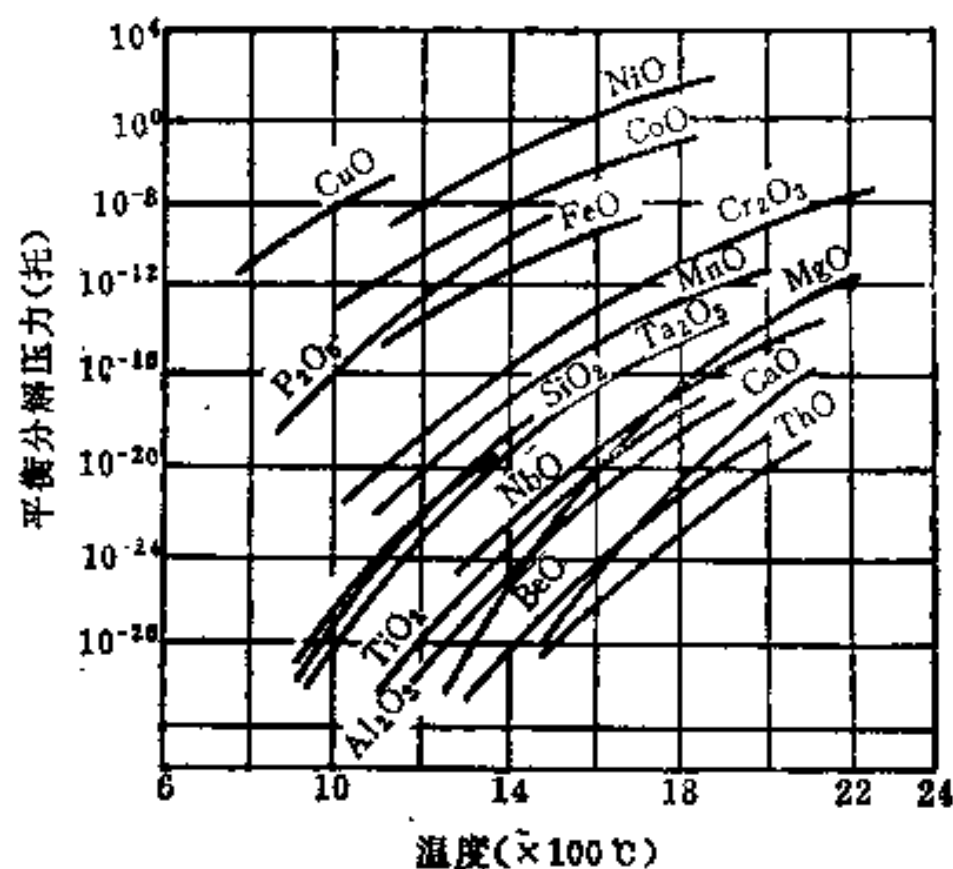


图9-13 各种氧化物的平衡分解压力

3. 脱脂作用 工件在热处理前, 由于压力加工或机械加工, 往往使表面沾有油垢。这些油垢是碳、氢、氧的化合物, 其蒸气压较高, 如在真空中加热, 便会分解成氧、水蒸气和二氧化碳等气体, 被真空泵排出, 此即脱脂作用。因此, 当工件沾污程度很轻时, 在真空热处理前允许充于进行专门的脱脂处理。不过, 生产中一般还是以预先进行脱脂处理为好, 这对防止或减轻真空系统的污染是有利的。

4. 脱气作用 真空脱气作用不仅在真空熔炼时表现较为显著, 而且对固态金属来说也是可以被利用的。根据西弗斯定律, H_2 、 N_2 和 O_2 等双原子气体在金属中的溶解度 (S) 与其分压力 (P) 的平方根成正比, 即:

$$S = KP^{1/2} \quad (9-9)$$

式中 K 为西弗斯常数。由此可见, 在真空下随气体分压的降低, 气体在金属中的溶解度将减小, 即真空高愈高, 脱气效果愈好。

● 漏气率是真空炉的重要技术指标之一, 以升·托/钟来度量。近来渐以压升率 (微托/分) 代之。

一般认为金属的脱气是按下列步骤进行的：① 金属中的气体向表面扩散；② 气体从金属表面放出；③ 气体从真空炉内排出。其中第①步的扩散速度是影响脱气效果的主要因素，已知扩散系数随温度升高而增大，所以在同样的真空度下，提高温度就能增进脱气效果。但是将氢、氧和氮等气体相比较，氢较易扩散，而氧和氮则较难扩散，故在真空热处理时脱氢易，而脱氧、氮难。

5. 元素的脱出（蒸发）现象 在真空加热时，钢或合金中某些蒸气压高的合金元素往往会从表面脱出，即蒸发逸去。这是由于炉内的压力低于这些合金元素蒸气压所造成的。这种现象的出现，不仅对材料本身的性能带来损害，而且由于这些元素的蒸发会产生真空蒸镀，使工件之间相互粘连，以及使蒸发物在炉内粘附和引起以后的再蒸发等，从而影响真空热处理的质量和给工艺过程带来种种麻烦。

金属的蒸气压与温度有关，从图9-14可知，温度愈高，其蒸气压愈高，因而在一定的真空度下就愈易于蒸发。对钢来说，在真空加热时最易蒸发的合金元素是锰和铬，而它们又正是钢中最常用的元素，故应予以特别的重视。为了防止这类现象发生，必须根据具体情况适当控制炉内的真空度，或采用先抽成高真空度，随后通入高纯度的惰性气体（或氮），将真空度降低 $1.5 \sim 2 \times 10^{-1}$ 托。这样做除了可防止元素蒸发，保证工件表面的光亮外，还由于充入的惰性气体的对流而更有利于工件的均匀加热。

综上所述，在钢进行真空热处理时，最佳真空度的选择主要应兼顾两个方面，即足以防止氧化、脱碳所必需的最小真空度和足以防止合金元素蒸发所允许的最大真空度。实践证明，在漏气率小于 10^{-3} 升·托/秒、真空度为 $10^{-2} \sim 10^{-1}$ 托的炉内加热，一般钢件都不会发生明显的氧化、脱碳和合金元素蒸发。^[10]

6. 真空加热油淬引起钢件渗碳 一些实验结果表明，钢经真空加热油淬后会 引起渗碳。例如，SKH9（日本高速钢）在真空度为 $10^{-1} \sim 10^{-3}$ 托、加热温度为 $1180 \sim 1220^\circ\text{C}$ 的条件下油淬，发现有 50 微米厚的渗碳层，表层最高含碳量可达 $1.5 \sim 1.7\%$ ^[8]。又如，对 30CrMnSiA 和 30CrMnSiNi2A 钢在真空度为 10^{-2} 托、加热温度为 900°C 的情况下油淬也发现有渗碳现象。^[11] 据认为，这是由于在高温真空加热时对表面的净化作用而使它处于活性状态，当赤热的工件与淬火油接触后，在油蒸气包围下便引起渗碳过程。但目前对引起渗碳过程的各工艺参数的影响，以及形成渗碳层后对零件性能的影响等还了解得较少。有人^[12]提出了几种可能减轻或避免渗碳的方法，例如：① 推迟工件浸入油中的

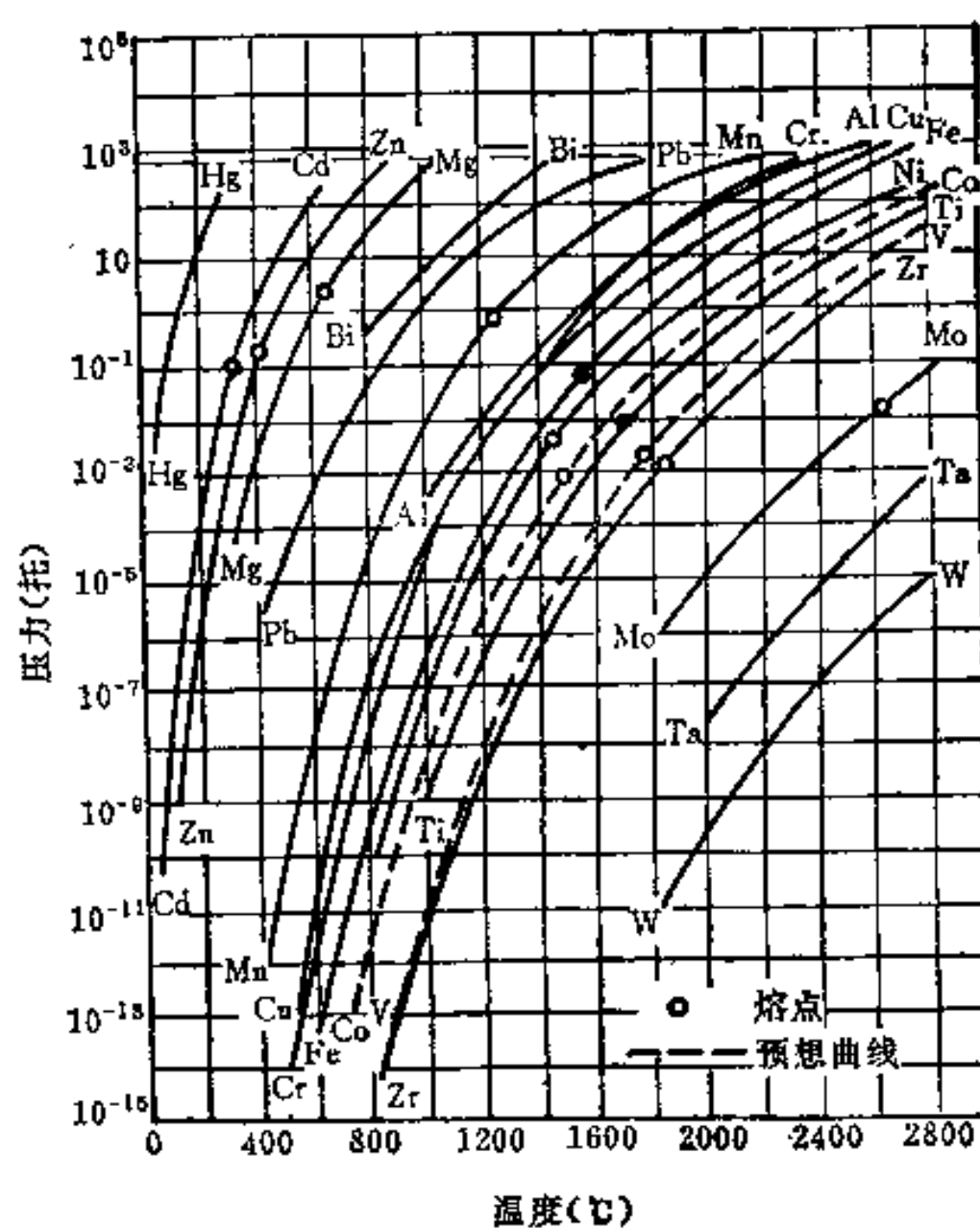


图9-14 金属的蒸气压力与温度的关系

时间, 亦即使工件在入油前于中性气体中先采用对流方式或强制循环方式冷到较低温度, 再进行淬油; ② 在淬火的开始阶段使油的上空保持低压 (0.75托), 尽管这样会延长蒸气膜时间, 降低最初的冷速, 但由于低压的环境使产生的蒸气膜也处于低压, 使包围钢件表面的渗碳气分子的密度很低, 从而不利于渗碳的进行; ③ 在工件浸入油中前稍微氧化, 也可减轻或消除渗碳过程。但究竟哪一种方法合适则应视不同钢种和对性能的要求而定。至于对性能影响方面的认识还颇不一致。有人认为真空油淬模具的寿命高于真空气体淬火的原因除了由于前者的冷速快, 碳化物析出也较少外, 更主要是由于表面形成了渗碳层的结果^[8]。但是对高强度结构钢 (30CrMnSiA和30CrMnSiNi2A) 真空油淬后机械性能的研究表明^[11], 当表面有极薄的渗碳层存在时, 除了能使表面硬度和弯曲疲劳强度有所提高外, 对钢的低周疲劳寿命、断面收缩率和缺口敏感性都不利。对低周疲劳试样断口的分析表明, 它呈现为疲劳源区几乎遍及整个断口圆周的脆性特征。可见对此问题尚有作深入研究的必要。

三、真空热处理的应用

由于真空热处理具有某些特异的效果, 加之它无公害且安全性好, 近年来应用范围已愈益扩大。下面仅对钢的真空退火、真空淬火和真空化学热处理 (渗碳) 等作一简介。

(一) 钢的真空退火 对钢来说, 采用真空退火的主要目的之一是要求表面达到一定的光亮度。实践表明, 真空退火时钢件的光亮度与真空度、退火温度和出炉温度有关。光亮度的标准是这样确定的: 将经过抛光的标准试样的光亮度作为基准, 定为 100%, 再以待测试样与之作对比。

对于结构钢来说, 不同退火温度下真空度对钢材光亮度的影响示于图 9-15。可见, 在 700~850°C 范围内, 真空度为 10^{-2} 托时, 平均光亮度为 60~70%; 当真空度提高到 10^{-3} ~ 10^{-4} 托时, 则光亮度可达 70~80%。生产中可根据实际需要加以选择。

对于工具钢 (尤其是含铬的合金钢) 来说, 如图 9-16 所示, 在 10^{-2} 托真空度下退火, 光亮度较差, 一般都在 40% 以下 (个别的最高值达 50% 强), 欲得到较高的光亮度, 需提高真空度; 当真空度为 10^{-4} 托时, 除 Cr12 型高铬钢外, 光亮度均可达 90% 以上。高铬钢真空退火后光亮度低的原因, 是由于铬比铁对氧有更大的亲和力, 从而使表面形成铬的氧化膜。

对于各种不锈钢来说, 只有在高于 10^{-3} 托的真空度下退火才可使光亮度达到 70% 以上。

真空退火时的出炉温度对产品光亮度的影响也很大。出炉温度愈高, 光亮度就愈低。实践表明, 除抗氧化性能较好的高合金钢 (如不锈钢) 外, 出炉温度均应在 200°C 以下。

(二) 钢的真空淬火及回火 真空淬火与真空退火不同之处是冷却速度较快。这就

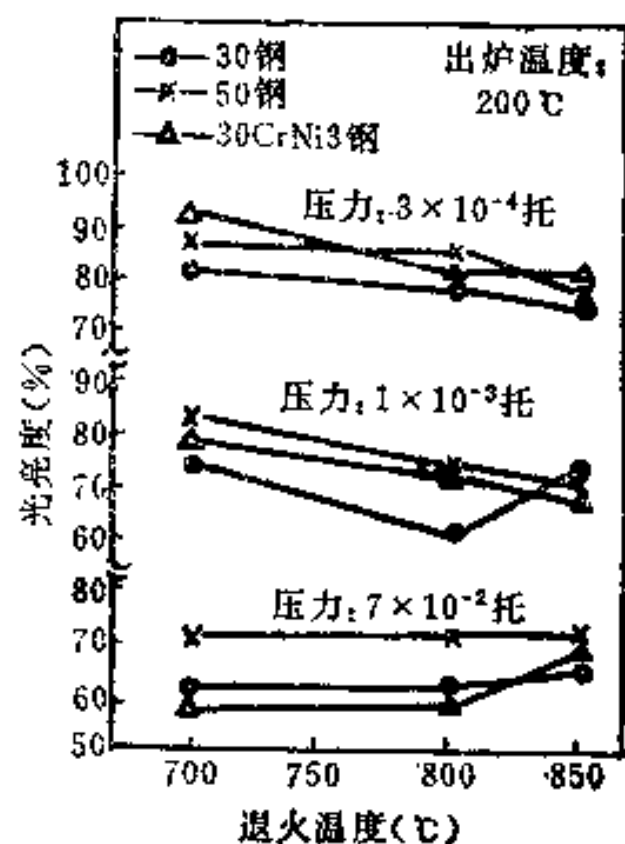


图9-15 结构钢真空退火温度、真空度与光亮度的关系

(2) 真空淬火油的冷却性能 评价真空淬火油冷却性能的好坏, 主要应根据油的特性温度(蒸气膜破裂温度)和从 800°C 至 400°C 区间工件所需的冷却时间等指标来综合考虑。上述指标明显地受到真空度的影响。图 9-17^[8] 表示真空度对真空淬火油和普通淬火油的蒸气膜时间、特性温度和 800°C 至 400°C 冷却时间的影响。由图可看出在真空中油的冷却特性的变化规律, 在压力为 $1\sim 10^{-2}$ 大气压范围内真空淬火油与普通淬火油相比, 前者的特性温度高, 蒸气膜时间短; 至于 $800\sim 400^{\circ}\text{C}$ 的冷却时间, 在一定的压力范围内也是前者较短。可见, 在真空状态下, 真空淬火油的冷却性能是较好的。但随压力的不断降低, 其冷却性能则愈来愈差, 以至完全丧失真空淬火油的优点。因此必须对每一种真空淬火油给出一个允许的最低压力值即临界压力。生产中往往采取下列办法来确定真空淬火油的临界压力: 将试样加热到 800°C , 保温 10 分钟, 在各种压力下淬火后测其硬度(见图 9-18), 将硬度开始明显下降时所对应的压力值定为临界压力。显然, 临界压力愈低, 表明淬火压力范围愈宽。

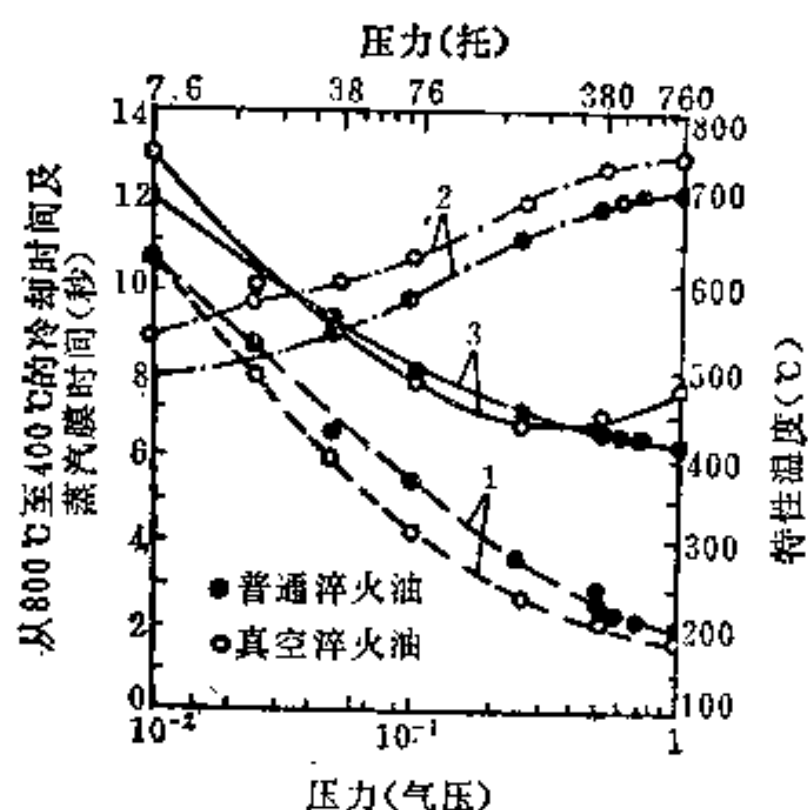


图9-17 真空度对两种淬火油冷却特性的影响
1—蒸气膜时间；2—特性温度；3— $800\sim 400^{\circ}\text{C}$ 的冷却时间。

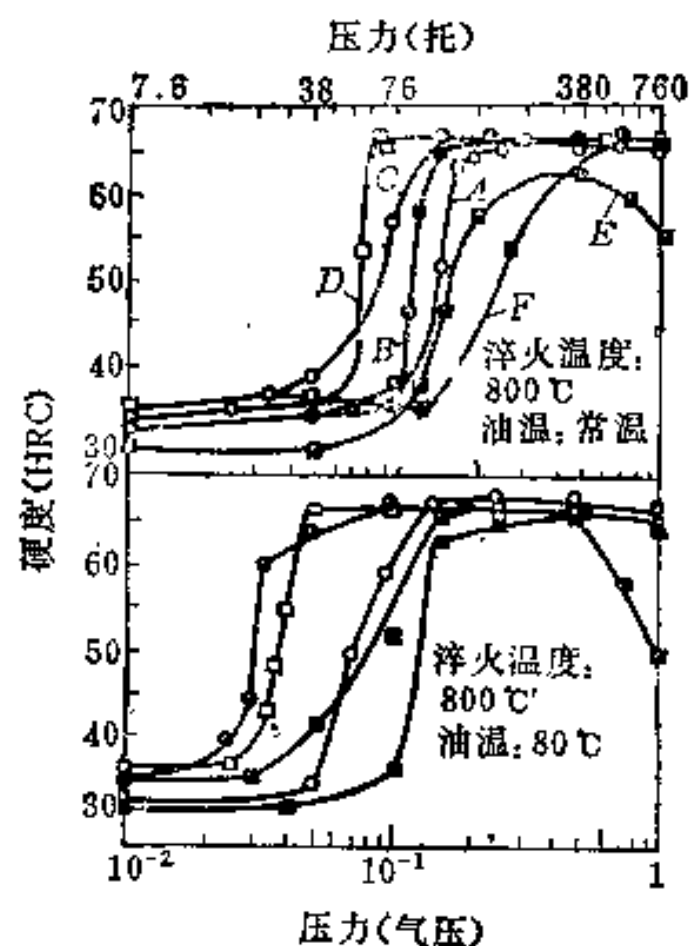


图9-18 真空淬火油的临界压力

2. 真空淬火的光亮度和变形 从提高淬火钢的光亮度来说, 自然希望保持低的压力, 但是压力过低又会降低淬火油的冷却性能, 以致达不到淬火的要求。为了兼顾对光亮度和淬硬层的要求, 可以采用先在低压下加热, 在临淬火前通入高纯度的保护气氛(惰性气体或氮气), 以增高压力, 随后再淬火。一般说来, 油淬比气冷淬火的光亮度要低。这是因为经真空加热后的表面较纯净而处于活性状态, 当赤热工件与油接触后便产生反应, 引起表面氧化或者在表面上粘附淬火油中的残存碳量, 导致光亮度降低。

真空淬火的变形一般均比普通淬火(盐浴加热、可控气氛炉加热)要小, 关于变形小的原因至今还不完全清楚, 但可以肯定, 真空热处理时加热缓慢(因工件在真空中加热时主要靠辐射传热, 而在 600°C 以下辐射传热作用很弱, 故在低温段加热较缓慢), 应是使工件中引起的应力和变形较小的不可忽视的原因之一。

3. 真空回火 前已述及, 在 600°C 以下在真空中加热缓慢, 故真空回火时最好是先经排气和升温面后立即通入惰性气体, 以进行强制对流传热和最后的冷却。自然, 也可

以不通入惰性气体。

(三) 真空渗碳

1. 真空渗碳的特点 真空渗碳是近年来在真空淬火和高温渗碳基础上发展起来的一种新工艺。与普通渗碳法相比，它具有许多优点：

(1) 渗碳时间显著缩短 由于渗碳温度由普通渗碳时的 $920\sim 930^{\circ}\text{C}$ 提高到 $1030\sim 1050^{\circ}\text{C}$ ，加之真空加热时的表面净化作用使表面处于活化状态，故大大加速了渗碳过程。

(2) 渗碳质量好 渗碳层均匀，渗层中碳的浓度梯度平缓，表面光洁，渗层深度易精确控制，无反常组织和晶间氧化产生。

(3) 作业条件好 基本上无环境污染，也无热的烘烤，显著改善了劳动条件。

但是，它也存在一定的缺点，如设备投资大、成本高以及周期式生产的产量低等，故一时尚难以普及。

2. 真空渗碳工艺 真空渗碳的工艺曲线见图 9-19^[13]。工件入炉后，先排气使真空度达到 1 托，随即通电加热使温度达到渗碳温度 ($1030\sim 1050^{\circ}\text{C}$)。在加热过程中，由于工件和炉体内材料的脱气会使炉内真空度降低，待净化作用完成后炉内真空度又上升，使之达到 10^{-3} 托，再经过适当的均热保温后，即通入渗碳剂进行渗碳。此时炉内真空度又下降，约经数分钟后停止供给渗剂，则真空度又再次上升，经保温数分钟，进行扩散。如此循环数次使渗碳和扩散过程充分进行，直至渗碳完毕。随后通入氮气并将工件移入炉内冷却室中，待冷至 $550\sim 660^{\circ}\text{C}$ 后，再重新移入加热室内，在真空条件下加热到淬火温度，藉重结晶使晶粒细化。待加热保温结束后，再一次通入氮气并将工件进行油淬。

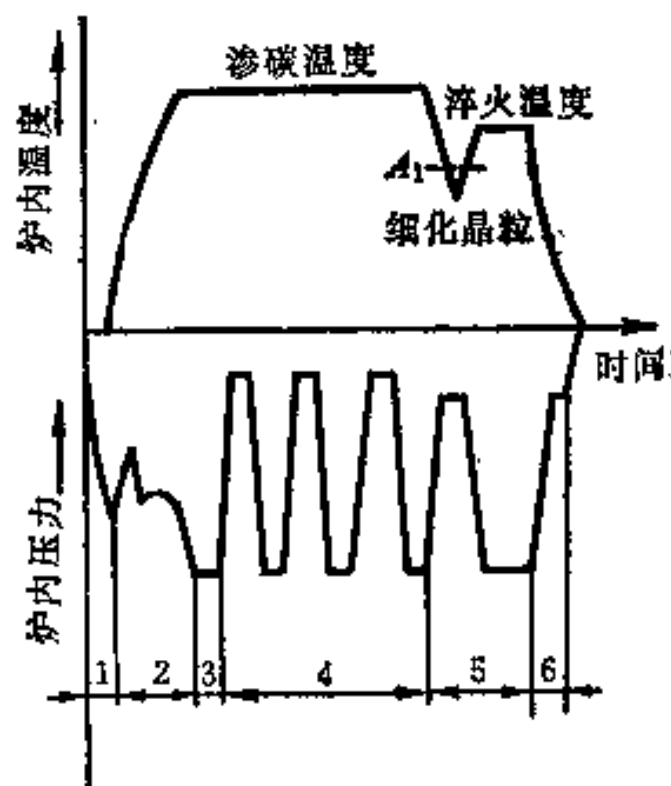


图9-19 真空渗碳的工艺曲线
1—抽真空；2—升温脱气；3—均热；4—渗碳及扩散；5—淬火加热（细化晶粒）；6—淬火冷却。

在真空渗碳过程中由于碳原子的渗入和扩散是以反复交替的方式进行的，而且每一次循环中渗碳时间又很短，因而使渗层中碳的浓度梯度平缓，并消除了过度渗碳的危险；而且，由于间歇地通入渗剂，使渗碳气氛的流动性大，因而使工件上各部位的渗层深度均匀一致。同时，通过控制渗碳和扩散的时间可以较精确地控制渗层表面的碳浓度和渗层深度。由于真空渗碳所用渗剂是不含 CO 、 CO_2 和 H_2O 的碳氢化合物，故也不会产生反常渗碳层和晶间氧化。

(四) 真空热处理后钢的机械性能 由于真空热处理具有防止氧化、脱碳和脱气（尤其是脱氢）等良好作用，因而对钢件的机械性能会带来有益影响。主要表现在使强度有所提高，特别是使疲劳寿命和耐磨性等与钢件表面状态有关的性能提高。一般认为，对模具寿命来说，真空热处理要比盐浴处理高 $40\sim 400\%$ ，对工具寿命来说可提高 $3\sim 4$ 倍。图 9-20 表示对 Cr12MoV 钢冷冲模具寿命的试验结果。可以看出，经真空热处理后的寿命要比经盐浴炉处理的长得多。

(五) 真空热处理时应注意的问题 首先，由于在真空中是靠辐射传热，考虑到辐射传热直射的特点，工件在炉内的放置应尽量避免有“背阴”（不直接面向辐射体）部分，

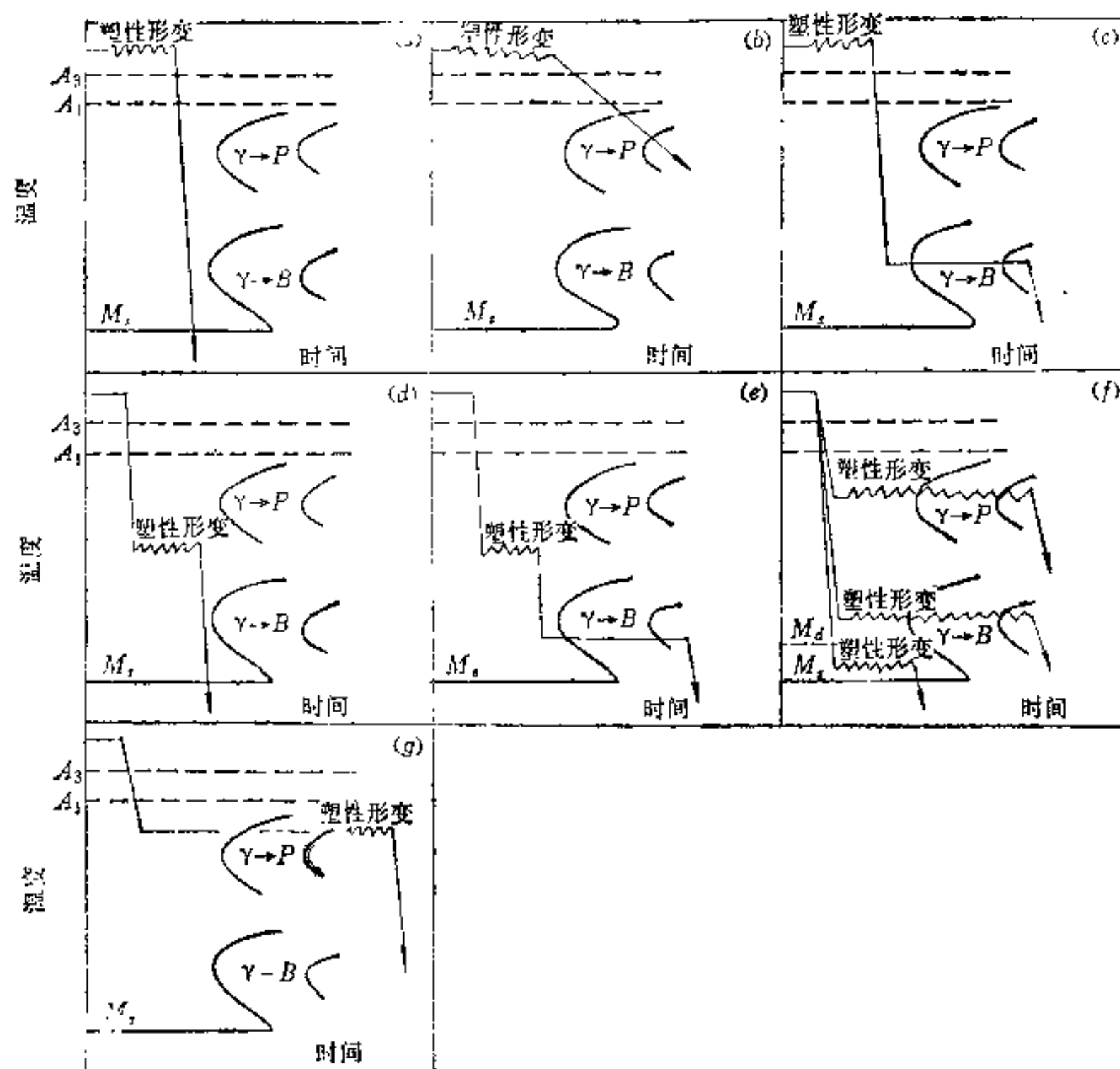


图9-22 形变热处理分类示意图

塑性可提高 40~50%，冲击韧性则成倍增长，并具有高的抗脆断能力。这种工艺不论对结构钢或工具钢、碳钢或合金钢均可适用。

高温形变正火的加热和形变条件与上者相同，但随后采取空冷或控制冷却，以获得铁素体+珠光体或贝氏体组织。这种工艺也称之为“控制轧制”（见图 9-22 b）。从形式上看它很象一般轧制工艺，但实际上却与之有区别，主要表现在其终轧温度较低，通常都在 A_1 附近，有时甚至在 $\alpha + \gamma$ 两相区（即 800~650°C），而一般轧制的终轧温度都高于 900°C；另外，控制轧制要求在较低温度范围应有足够大的形变量，例如对低合金高强度钢规定在 900~950°C 以下要有大于 50% 的总变形量。此外，为细化铁素体组织和第二相质点，要求在一定温度范围内控制冷速^[10]。采用这种工艺的主要优点在于可显著改善钢的强韧性，特别是可大大降低钢的韧脆转化温度，这对含有微量铌、钒等元素的钢种来说，尤为有效。表 9-4 表示按一般轧制与控制轧制工艺生产的钢材性能的对比^[10]。

高温形变等温淬火是采用与前两者相同的加热和形变条件，但随后在贝氏体区等温，以获得贝氏体组织（见图 9-22 c）。图 9-23 为 55XГCTP (0.54C-1.1Cr-1Mn-0.55Si-0.05Ti-0.003B) 钢经高温形变等温淬火（950°C 奥氏体化，800°C 形变 25%，285°C

表9-4 两种轧制工艺生产的钢材性能的对比

钢 的 成 分	一 般 轧 制			控 制 轧 制		
	σ_s		韧脆转化温度 FATT (°C)	σ_s		韧脆转化温度 FATT (°C)
	公斤/毫米 ²	兆 帕		公斤/毫米 ²	兆 帕	
0.14C + 1.3Mn	32	313.6	+10	38	372.4	-10
0.14C + 1.3Mn + 0.031Nb	40	392	+50	45	441	-50
0.14C + 1.3Mn + 0.08V	43	421.4	+40	46	450.8	-25
0.14C + 1.3Mn + 0.04Nb + 0.06V	—	—	—	55	539	-76

等温转变) 与普通淬火-回火 (800°C淬火, 380°C回火) 和一般等温淬火 (350°C等温) 后各种机械性能的比较^[16]。可以看出, 在抗拉强度水平相同时, 除了形变等温淬火后的屈服强度略低外, 其余所有性能均优越得多。

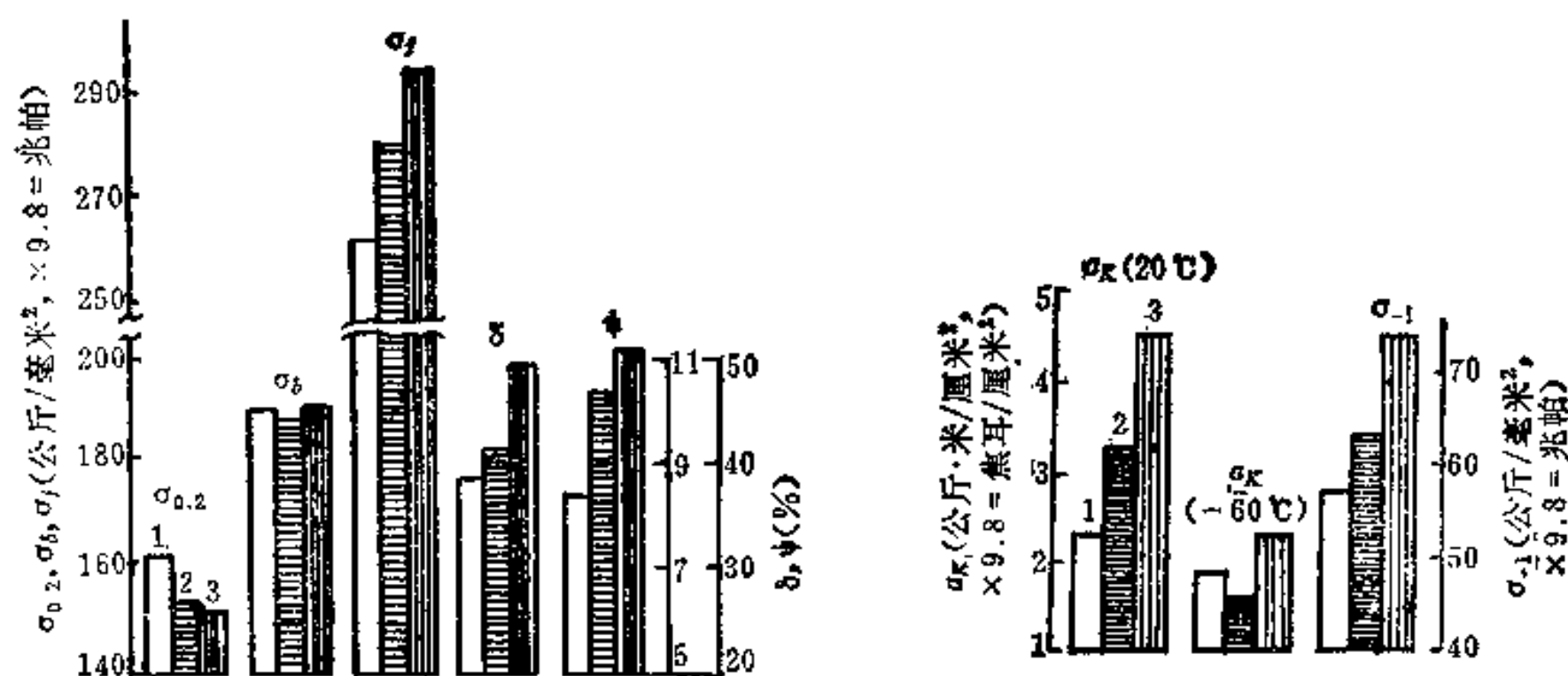


图9-23 经不同方法热处理后55XGCTP钢的各种机械性能比较

1—普通淬火-回火; 2—等温淬火; 3—高温形变等温淬火。

2. 低温形变热处理 它主要包括低温形变淬火和低温形变等温淬火等。

低温形变淬火是在奥氏体化后速冷至亚稳奥氏体区中具有最大转变孕育期的温度 (500~600°C) 进行形变, 然后淬火, 以获得马氏体组织 (见图 9-22d)。它可在保证一定塑性的条件下, 大幅度地提高强度, 例如可使高强度钢的抗拉强度由 180公斤/毫米²提高到 250~280公斤/毫米², 适用于要求强度很高的零件, 如固体火箭壳体、飞机起落架、汽车板簧、炮弹壳、模具、冲头等。

低温形变等温淬火是采用与上者相同的加热和形变条件, 但随后在贝氏体区进行等温淬火, 以获得贝氏体组织 (见图 9-22e)。采用这种工艺可得到比低温形变淬火略低的强度, 但其塑性却较高, 适用于热作模具及高强度钢制造的小型零件。

(二) 相变中进行形变的形变热处理

1. 等温形变淬火 它是将钢加热至 A_{c3} 以上温度奥氏体化, 然后速冷至 A_{c1} 以下亚稳奥氏体区, 在某一温度下同时进行形变和相变 (等温转变) 的工艺。根据形变和相变温度的不同, 可将其分为获得珠光体和获得贝氏体的两种等温形变淬火 (见图 9-22f)。

一般说来, 获得珠光体组织的等温形变淬火, 在提高强度方面效果并不显著, 但却可大大提高冲击韧性和降低韧脆转化温度。如 En18 钢 (0.48C-0.98Cr-0.18Ni-0.86Mn)

经950℃奥氏体化后速冷至600℃, 进行形变量为70%的等温形变淬火后, 与普通热轧空冷工艺相比, 其 $\sigma_{0.2}$ 、 δ 和 ψ 值等均有相当提高, 特别是夏氏冲击功竟提高达30倍之多(由5增到160英尺·磅)^[17]。

对于获得贝氏体组织的等温淬火来说, 在提高强度方面的效果要比前者显著得多, 而塑性指标却与之相近。这种工艺主要适用于通常进行等温淬火的小零件, 例如轴、小齿轮、弹簧、链节等^[18]。

2. 马氏体相变中进行形变的形变热处理 这是利用钢中奥氏体在 $M_s \sim M_f$ 温度之间接受形变时可被诱发形成马氏体的原理使之获得强化的工艺。目前生产中主要在两方面得到应用:

(1) 对奥氏体不锈钢在室温(或低温)下进行形变, 使奥氏体加工硬化, 并且诱发生成部分马氏体, 再加上形变时对诱发马氏体的加工硬化作用, 将使钢获得显著的强化效果。图9-24为18-8奥氏体不锈钢在不同形变温度下形变量对机械性能的影响^[19]。可见, 形变量愈大, 强度愈高, 而塑性愈低; 并且形变温度愈低, 上述现象愈强烈。

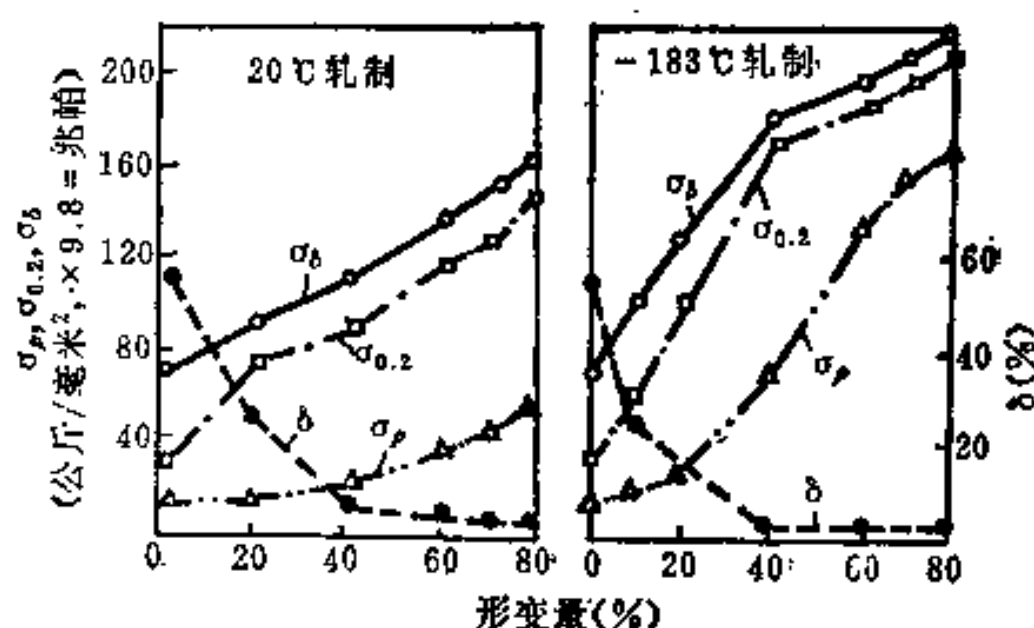


图9-24 18-8不锈钢在不同形变温度下形变量对机械性能的影响

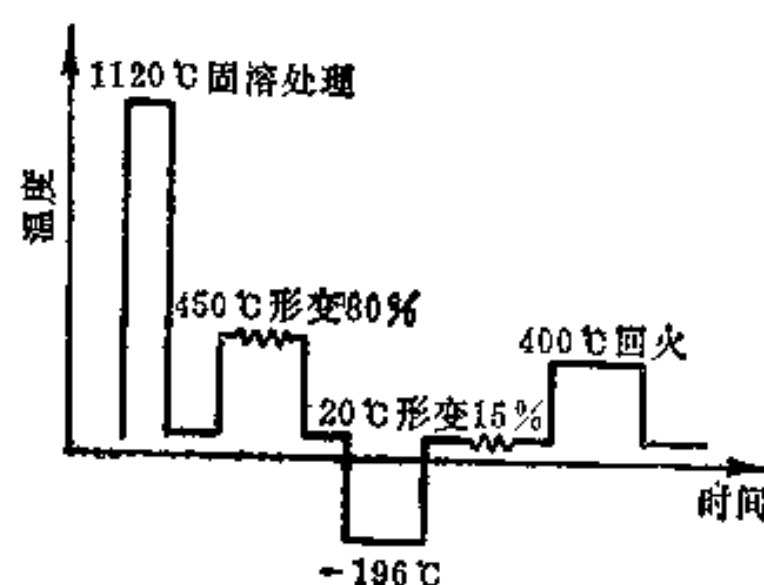


图9-25 变塑钢的加工处理方法

(2) 诱发马氏体的室温形变, 即利用相变诱发塑性 (TRIP) 现象使钢件在使用中不断发生马氏体转变, 从而兼有高强度与超塑性。具有上述特性的钢被称为变塑钢, 即所谓 TRIP 钢。这种钢在成分设计上保证了在经过特定的加工处理后使其 M_s 点低于室温, 而 M_f 点高于室温, 这样, 钢在室温使用时便能具备上述优异性能。变塑钢的加工处理方法示于图9-25^[20], 即先经1120℃固溶处理后冷至室温, 得到完全的奥氏体组织(M_s 点低于室温), 随后在450℃(高于 M_s 点)进行大量形变(温加工●)并在-196℃冷处理, 但由于 M_s 点较低, 此时所形成的马氏体量较少, 为了增加马氏体含量, 又在室温下进行形变。这样, 不仅可诱发形成一部分马氏体, 而且也使奥氏体进一步加工硬化, 从而达到调整强度和塑性的目的。此时其 σ_s 达1382~2068兆帕, δ 达25~80%。对变塑钢有时在室温变形后还进行400℃的最终回火。经上述处理后, 钢的组织大部分是奥氏体, 少部分是马氏体。

(三) 相变后形变的形变热处理 这是一类对奥氏体转变产物进行形变强化的工艺。

● 在低于基体组织的再结晶温度下进行的形变加工称为温加工。

这种转变产物可能是珠光体、贝氏体、马氏体或回火马氏体等，形变温度由室温到 A_1 以下皆可，形变后大部需要再次进行回火，以消除应力。目前工业上常见的主要有珠光体冷形变和温加工（形变）、回火马氏体的形变时效等。

1. 珠光体的冷形变 钢丝铅淬冷拔即属此类，它是指钢丝坯料经奥氏体化后通过铅浴进行等温分解，获得细密而均匀的珠光体组织，随后进行冷拔^①。铅浴温度愈低（珠光体片层间距愈小）和拉拔变形量愈大，则钢丝强度愈高。这是由于细密的片状珠光体经大形变量的拉拔后，使其中渗碳体片变得更细小，且使铁素体基体中的位错密度提高。

2. 珠光体的温加工 轴承钢珠光体的温加工即属此类，它是一种被用来进行碳化物快速球化的工艺，亦即将退火钢加热至 $700\sim 750^{\circ}\text{C}$ 进行形变，然后慢速冷至 600°C 左右出炉（见图9-22g）。采用这种工艺比普通球化退火要快15~20倍，而且球化效果较好。

3. 回火马氏体的形变时效 这是获得高强度材料的重要手段之一。一般说来，形变后在使钢强度提高的同时，总是使塑性、韧性降低。但当形变量很小时，塑性降低较少，因此只能采用小量形变。形变之所以能产生显著的强化效果，除了由于形变使回火马氏体基体中位错密度增高外，还由于碳原子对位错的钉扎作用（即发生时效过程）。这时碳原子可由过饱和 α 固溶体和回溶的 ϵ 碳化物来提供^[21]。如在形变后再进行最终的低温回火，则将更有利于 ϵ 碳化物的回溶发生，以致使形变时引入的位错得到更高程度的钉扎，从而造成回火后屈服强度的进一步增高。但如继续提高回火温度，将会由于碳化物的沉淀和聚集长大以及 α 相的回复而导致强化效果的减弱。图9-26表示超高强度钢300M（0.4C-0.8Mn-1.5Si-0.8Cr-1.7Ni-0.3Mo-0.1V）回火马氏体组织（ 315°C 回火）经小量形变后的性能变化和最终回火温度对强化效果的影响^[22]。

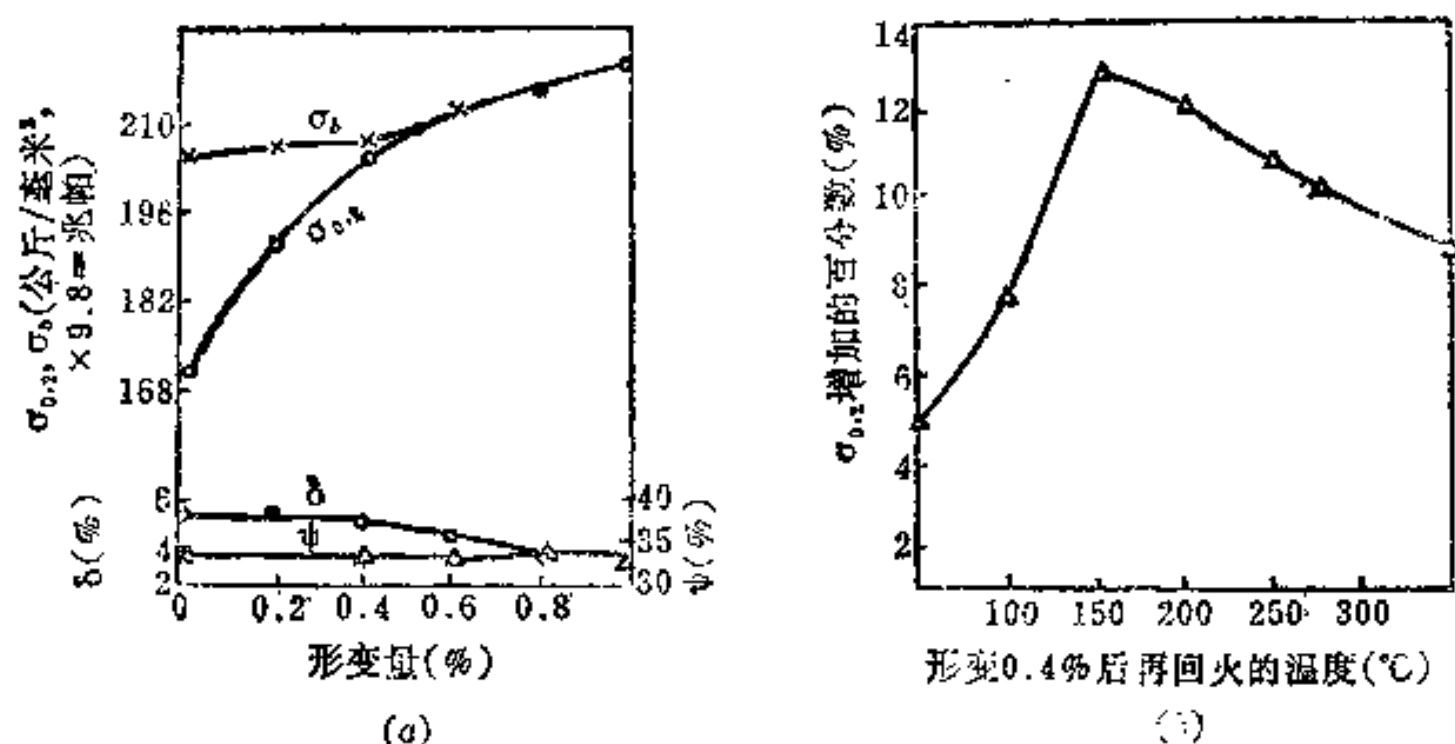


图9-26 300M钢回火马氏体组织经小量形变后的性能变化
(a) 和最终回火温度对强化效果的影响 (b)

二、形变热处理强韧化的机理

形变热处理之所以能赋予钢以良好的强韧性是由钢的显微组织和亚结构的特点所决定的。虽然形变热处理的种类繁多，处理的工艺条件各异，但在强韧化机理上却有许多

① 这种工艺也称为派登 (Patent) 处理。

共同之处,大体上可归结于以下几方面:

(一) 显微组织细化 不论高温形变淬火或低温形变淬火均能使马氏体细化,并且其细化程度随形变量增大而增大。一般认为,低温形变淬火时使马氏体细化的原因是由于亚稳奥氏体形变后为马氏体提供了更多的形核部位,并且由形变而造成的各种缺陷和滑移带能阻止马氏体片的长大。对高温形变淬火来说,在不发生奥氏体再结晶的条件下,由于奥氏体晶粒沿形变方向被拉长,使马氏体片横越细而长的晶粒到达对面晶界的距离缩短,因而限制了马氏体片的长度,但这对马氏体的细化程度是有限的,只有在当形变奥氏体发生起始再结晶的条件下,使奥氏体晶粒显著细化,才能导致马氏体的高度细化。一般来说,低温形变淬火对马氏体的细化作用要超过高温形变淬火。研究表明^[28],低温形变淬火钢的断裂强度 σ_f 及屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与马氏体片尺寸 d 间符合霍尔-皮奇关系式:

$$\sigma_f = \sigma_0 + K d^{-1/2} \quad (9-10)$$

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + K' d^{-1/2} \quad (9-11)$$

式中 σ_0 、 K 及 K' 均为常数。

用马氏体细化可以很好地解释低温形变淬火钢在强度增高时仍能维持良好塑性和韧性的现象。但总的来说,马氏体组织的粗细对钢强度的影响不甚显著。

对于获得珠光体组织的形变等温淬火(先形变后相变)或等温形变淬火(在相变中进行形变)来说,均能得到极细密的珠光体,特别是后一工艺可使碳化物的形态发生巨大变化,即不再是片状,而是以极细的粒状分布于铁素体基体上;此外,也无先共析铁素体的单独存在,而是粒状碳化物均匀分布在铁素体基体上,而且铁素体基体被分割为许多等轴的亚晶粒,其平均直径约为0.3微米^[17]。因此,与普通的铁素体-珠光体组织相比,其强韧性将会有较大的提高。

对于获得贝氏体组织的形变等温淬火或等温形变淬火来说,由于形变提高了贝氏体转变的形核率并阻止了 α 相的共格长大,可以使贝氏体组织显著细化,因而也将对其强韧性产生一定的有利影响。

综上所述,就显微组织细化对强度的影响来看,马氏体细化的强化作用最弱,珠光体细化的强化作用最强,而贝氏体的情况居于两者之间。

(二) 位错密度和亚结构的变化 电子显微镜观察证实^[24],形变时在奥氏体中会形成大量位错,并大部分为随后形成的马氏体所继承,因而使马氏体的位错密度比普通淬火时高得多,这是形变淬火后使钢具有较高强化效果的主要原因。不仅如此,形变淬火后还发现马氏体中存在着更细微的亚晶块结构^[25,26],也称为胞状亚结构,其界面是由高密度的位错群交织而成的复杂结构,即所谓位错“墙”。这是由于形变奥氏体中存在的大量不规则排列的位错,通过交滑移和攀移等方式重新排列而堆砌成墙,形成亚晶界(即发生多边化),即使经淬火得到马氏体后,它依然保持着,结果便得到这种亚晶块结构。由于亚晶块之间有着一定的位向差,加之又有位错墙存在,故可把亚晶块视作独立的晶粒。无疑,这种亚晶块的存在,必然对钢的强化有着相当的贡献。随形变量的增大,亚晶块的尺寸愈趋减小,由之引起的强化效果愈大。文献指出^[18],形变淬火后钢的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与亚晶块尺寸 d_s 之间存在某种线性关系,即符合霍尔-皮奇关系。应当说明,亚晶块的存在不仅有强化作用,而且也是使钢维持良好塑性和韧性的原因之一。但是与低温形变淬火相比,高温形变淬火时由于形变奥氏体中发生了较强的回复过程,使其位错密度

有所下降,而且也有利于应力集中区的消除,故虽其强化效果较低,但塑性和韧性却较优越。

对于形变等温淬火或等温形变淬火所得珠光体来说,由于珠光体转变的扩散性质,奥氏体在形变中所得到的高密度的位错虽能促进其转变过程,但却难以为珠光体继承而大部消失,因而不存在任何强化作用。但贝氏体的情况居于马氏体和珠光体之间。由于贝氏体转变的扩散性和共格性的双重性质,形变奥氏体中高密度的位错能部分地被贝氏体所继承。因而在形变等温淬火或等温形变淬火所得贝氏体中,位错密度的增高仍是一个不容忽视的强化因素。

(三) 碳化物的弥散强化作用 一些文献表明^[27,28],在奥氏体形变过程中会发生碳化物的析出。这是由于形变时产生的高密度位错为碳化物形核提供了大量的部位,又加速了碳化物形成元素的置换扩散,同时在压应力下还使碳在奥氏体中的溶解度显著下降。碳化物在位错上的沉淀,会对位错产生强烈的钉扎作用,以致在进一步形变时能使位错迅速增殖,从而又提供了更多的沉淀部位,如此往复不已,最后便在奥氏体中析出大量细小的碳化物。钢形变淬火后,这种大量细小的碳化物分布于马氏体基体中,具有很大的弥散强化作用。与普通淬火相比,低温和高温形变淬火锅中由于有碳化物的析出而使马氏体中含碳量减少,因而具有较高的塑性和韧性。

由于这里所述碳化物的析出是指在奥氏体形变过程中发生的,与奥氏体随后转变为哪种组织无关,因此碳化物的弥散强化作用不论对形变淬火马氏体、贝氏体或珠光体来说都是相同的。

三、影响形变热处理强韧化效果的工艺因素

形变热处理的强韧化效果与采用何种形变热处理方法密切相关。众所周知,奥氏体在高温下形变时将因位错密度增加而引起加工硬化,同时又因发生回复和多边化而引起软化。由于后一过程是在形变过程中发生的,故称为动态回复或动态多边化。如果形变温度较高,由于位错密度增大而积累的能量达到足以能形成再结晶核心时,便会发生边形变边再结晶的现象,此称动态再结晶。动态再结晶的发生会使更多的位错消失,因而是一种更强烈的软化过程。不同的形变热处理方法之所以具有不同的强韧化效果,正是由在整个处理过程中发生的强化和软化两种作用的综合结果所决定的,而这一结果又受到许多工艺因素的影响,其中主要的是形变温度、形变量、形变后停留时间等,现分别简述如下。

1. 形变温度 一般说来,当形变量一定时,形变温度愈低,强化效果愈好,但塑性和韧性却有所下降。这一规律不论对高温或低温形变淬火都适用。显然,这是由于形变温度愈高愈有利于回复、多边化甚至再结晶过程的发生和发展。

2. 形变量 形变量对低温形变淬火和高温形变淬火后强韧性的影响有着一定的差异。

图 9-27 表示形变量对 0.3C-3Cr-1.5Ni 钢低温形变淬火后机械性能的影响^[29]。可以看出,在低温形变淬火时,形变量愈大,强化效果愈显著,而塑性有所下降(δ 值基本不变)。因此,为获得满意的强化效果,通常要求形变量在 60~70% 以上。

至于形变量对高温形变淬火锅机械性能的影响,可大致归结为两种类型:一种是机

械性能随形变量增大而单调地增或减；另一种是在机械性能与形变量关系曲线上出现一个极值（极大或极小）。图9-28^[30]表示形变量对45CrMnSiMoV钢高温形变淬火后机械性能的影响（第一种类型）。可见，随形变量增加，钢的强度、硬度和塑性均提高。但是，高温形变淬火的55XFP钢（0.55C-1.03Mn-1.14Cr-0.0037B）机械性能与形变量间的关系^[31]却与前者不同，如图9-29所示。当形变量为25~40%时，具有最佳性能；继续增加形变量，强度和塑性均下降。研究表明^[18]，一些其它性能如冲击韧性、疲劳极限、断裂韧性等与形变量之间也同样存在着类似关系。实际上，这一变化规律的出现乃是最普遍的。

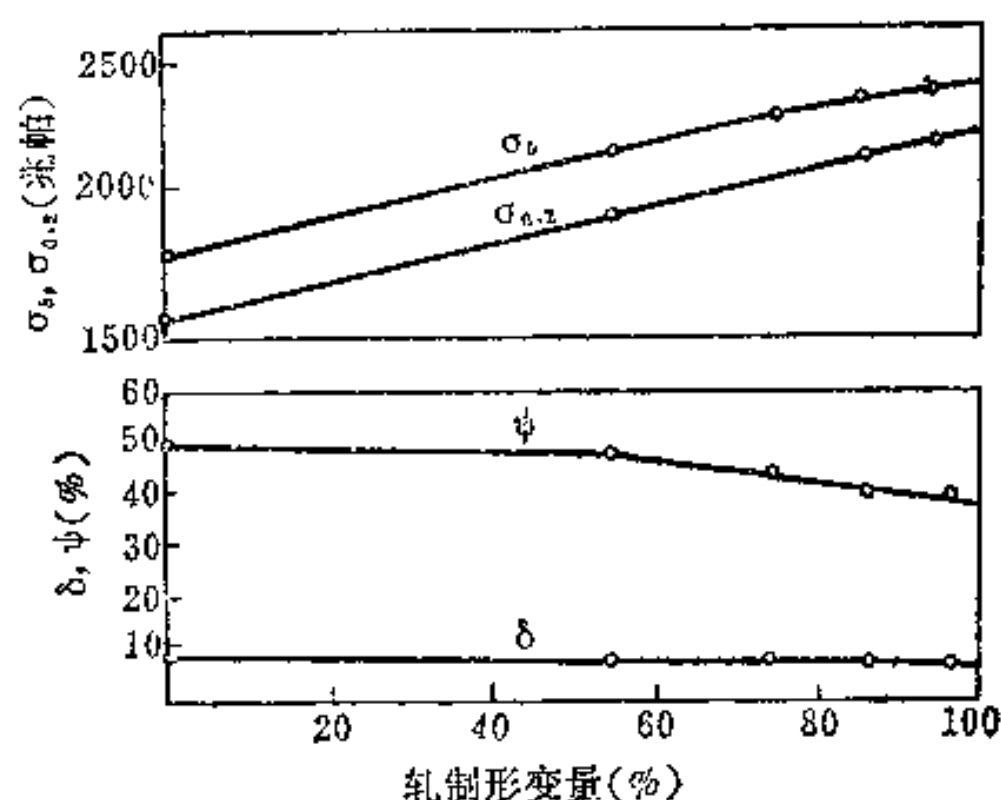


图9-27 形变量对0.3C-3Cr-1.5Ni钢机械性能的影响

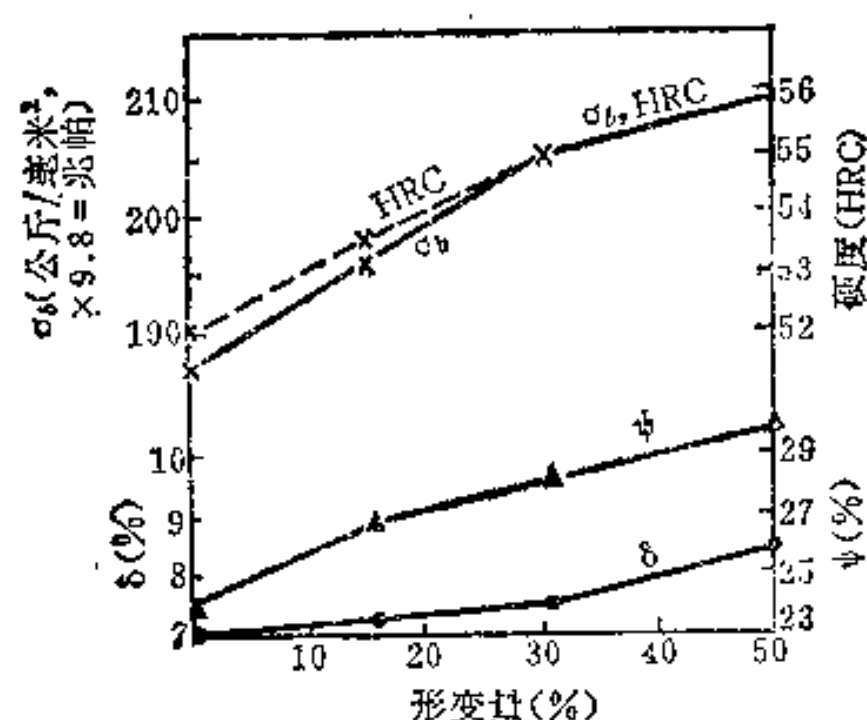


图9-28 形变量对高温形变淬火45CrMnSiMoV钢机械性能的影响

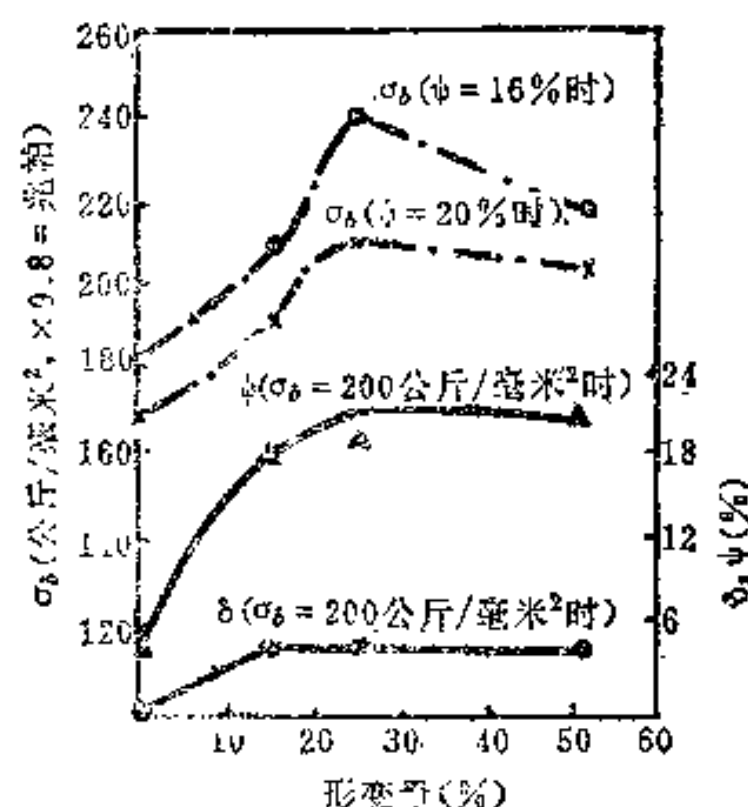


图9-29 形变量对高温形变淬火55XFP钢机械性能的影响

关于在高温形变淬火时出现上述两种不同类型的性能变化规律的原因可作如下解释^[18]：铬、钼、钨、钒、锰、镍和硅等合金元素有延缓再结晶的作用，故当钢中这些元素含量较多时（如45CrMnSiMoV钢），即使在较大的形变量下，再结晶过程也不易进行，这样，形变强化过程将一直占主导地位，从而造成性能随形变量呈单调变化的规律。但对于一般钢种来说，由于形变强化效果随形变量的增大而趋于减弱，加之一次性的较大形变量所造成的材料的内热会使温度升高而促使再结晶过程易于进行，从而使强化效果下降。

关于形变量对回火马氏体、贝氏体强韧性的影响可参考文献[18]，这里不再赘述。

3. 形变后淬火前的停留时间 在低温形变淬火时，人们发现^[32]，在亚稳奥氏体形变后将钢再加热至略高于形变温度，并适当保持数分钟使奥氏体发生多边化过程（称为

多边化处理), 然后淬火和回火, 可以显著地提高钢的塑性。随多边化处理温度的提高和时间的延长, 塑性将不断地提高, 而强度则略有下降。

对高温形变淬火来说, 由于形变温度高于奥氏体的再结晶温度, 所以形变后的停留必然会影晌形变淬火钢的组织 and 性能。人们发现, 低合金钢和中合金钢的性能随停留时间的变化不是单调的, 如图9-30^[93]所示, 图中 $a \sim b$ 段为回复阶段; $b \sim c$ 段为多边化阶段; $c \sim d$ 段为再结晶初期阶段。可见, 为了获得最好的强韧性, 正确选择停留时间至关重要。

最后还应说明, 采用形变热处理工艺虽然可取得显著的强化效果和较好的经济效益, 但是当欲将这种工艺具体应用于某种零件时, 就必须考虑是否具备应有的生产条件 (如适当的形变设备、工艺装备和设备布局等) 以及经处理后还能否进行切削加工

(因毛坯的强度、硬度很高, 难于加工) 等实际问题。目前生产中往往由于上述方面的原因, 使这一工艺的推广应用受到一定限制。

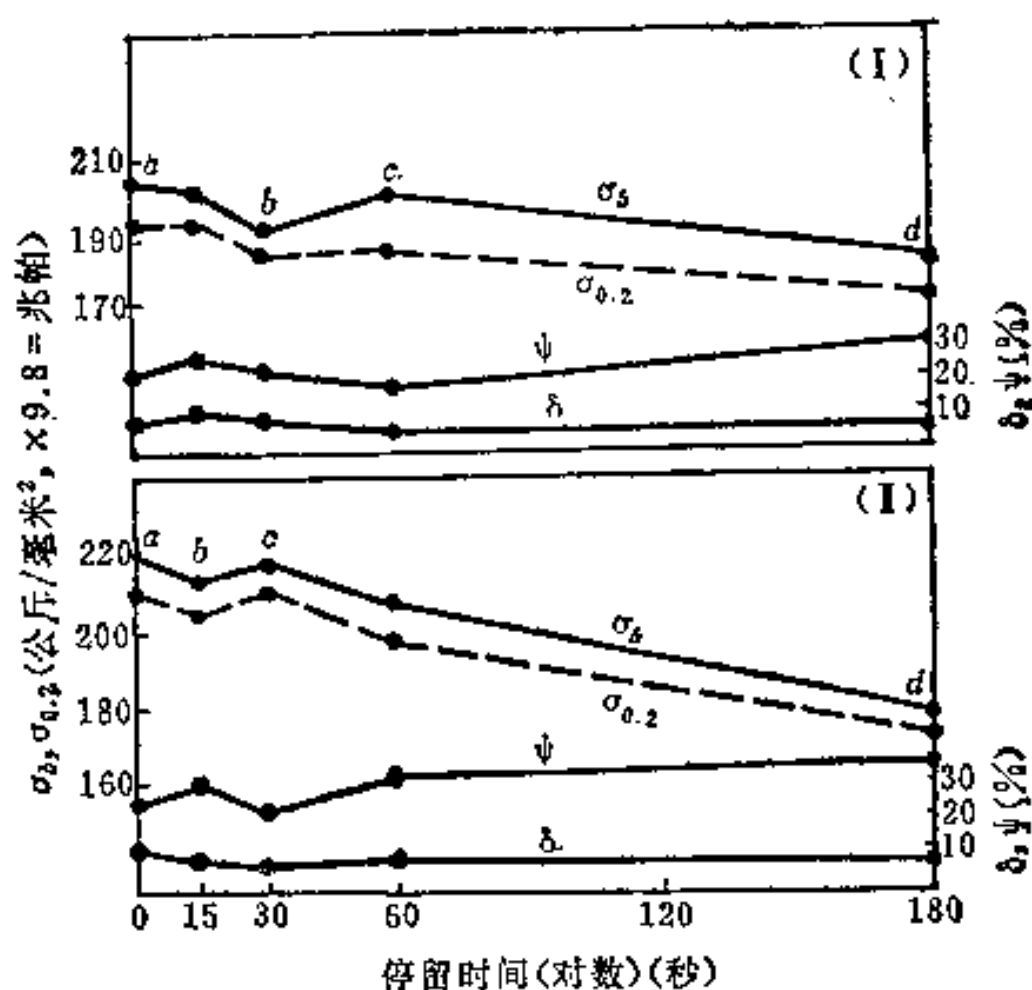


图9-30 停留时间对高温形变淬火60Si2V钢性能的影响 (400°C回火1小时)

I—形变量20%; II—形变量50%。

§ 9-4 钢的时效

在生产中曾发现, 低碳钢板材经热加工或冷形变后在室温下放置一定时间, 其机械性能会发生变化, 即强度、硬度升高, 而塑性、韧性下降。又如马氏体时效钢淬火后, 加热至某一温度 (通常是 480°C) 并经一定时间保温, 在室温下同样可获得类似的性能变化规律。人们常常把金属材料的性能随时间而变化的现象称为时效。时效现象不仅在钢中存在, 在许多有色合金中也普遍存在, 但本节仅讨论钢中的时效现象及其一般规律。

一、时效过程的一般原理

如图9-31所示, 钢经固溶处理 (加热固溶后快冷, 也称淬火) 后, 其固溶体中的溶质元素 (合金元素) 将处于过饱和状态, 如果在室温或某一定高温下溶质原子仍具有一定的扩散能力, 那么随着时间的延续, 过饱和固溶体中的溶质元素将发生脱溶 (或析出), 从而使钢的性能发生变化, 此即时效。如果这一变化过程是在室温下发生的就称为自然时效, 如果是在某一定高温下发生的就称为人工时效。可见, 要发生时效必须具备下列条件: ①溶质元素在固溶体中应具有一定的固溶度, 并随温度下降而减小; ②经高温固溶处理后溶质元素处于过饱和状态; ③在较低温度 (室温或高于室温) 下, 溶质原子仍具有一定的扩散能力。

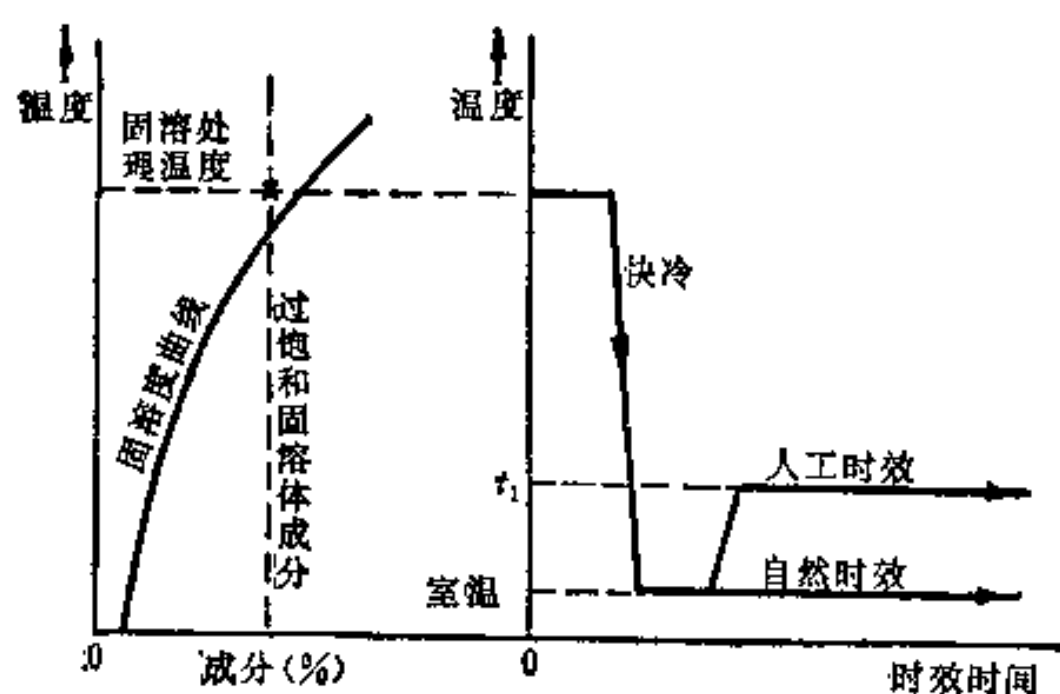


图9-31 固溶处理后时效的工艺过程 (示意图)

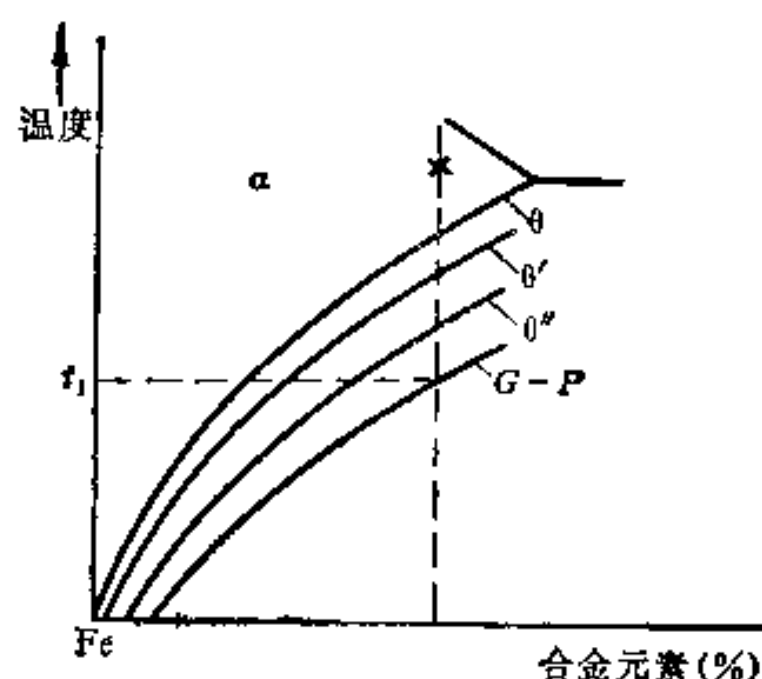


图9-32 各种析出物的固溶度曲线

时效过程就其本质来说是一个由非平衡状态向平衡状态转化的自发过程。但是这种转化在达到最终平衡状态前，往往要经历几个过渡阶段。其一般规律是，先在过饱和固溶体中形成介稳的偏聚状态，如溶质原子偏聚区（亦称 $G-P$ 区）、柯氏气团；继之形成介稳过渡相；最后则形成平衡（稳定）相。 $G-P$ 区与基体（过饱和固溶体）是完全共格的，其晶体结构也与基体相同，故不能当作“相”，介稳相与基体可能是完全或部分共格，并具有一定的化学成分，但其晶体结构与基体不同，依钢（或合金）的成分不同，这种介稳过渡相可能不止一种，常以 θ' 、 θ'' ……表之；平衡相则具有一定的化学成分和晶体结构，常以 θ 表之，它与基体呈非共格关系。既然 $G-P$ 区、过渡相和平衡相是不同阶段的析出物，它们就应有各自的固溶度曲线。现根据析出物的介稳程度，将其固溶度曲线依次排列在亚平衡相图上，并与平衡相图相重叠，如图9-32。可见， $G-P$ 区的固溶度最大，平衡相的固溶度最小。由此不难推断，在形成 $G-P$ 区时，它与基体相之间的浓度差最小，而析出平衡相时，它与基体相之间的浓度差最大。

由于 $G-P$ 区与基体相呈完全共格，界面能较小，使其形核功较小，加之它与基体相间的浓度差小，使之较易通过扩散而形核和长大，所以尽管从热力学上来看，其相变驱动力与析出平衡相时相比为小，但在整个时效过程中，其析出的次序一般总是： $G-P$ 区 \rightarrow 介稳过渡相（ θ'' 、 θ' ） \rightarrow 平衡相（ θ ）。可见，随时间的延续，合金的显微结构将不断发生变化。

但是，如果时效温度高于 $G-P$ 区完全固溶的最低温度（如图9-32中的 t_1 ），则时效过程一开始即形成过渡相 θ'' ，而无形成 $G-P$ 区的阶段。这表明，时效温度愈高，即固溶体过饱和度愈小，则时效过程的阶段数便愈少。

在时效过程中 $G-P$ 区虽比过渡相、平衡相易于形成，但也易于溶解。对于已经过时效（处于 $G-P$ 区阶段）的合金，只需加热至高于 $G-P$ 区固溶度曲线以上的温度，就可使之再度溶解，这时如立即快冷，即可使合金回复到时效前的状态，这种现象称为回归。

二、影响时效的因素

1. 时效温度和时效时间 时效温度是影响时效过程的重要因素，这主要表现在对时效机理、动力学以致对合金的显微组织、亚结构和性能产生显著影响。时效时间虽对时

时效过程也产生影响,但却占次要地位。图9-33为淬火低碳钢的时效硬化曲线^[34]。可以看出,随时效时间延续,硬度先升后降(在0℃时效时例外);随时效温度升高,时效加速,出现硬度峰值的时间愈短,且硬度峰值愈低。研究表明,淬火钢中所含碳、氮等间隙原子在室温下都具有一定的扩散能力,所以它们极易在位错等缺陷附近偏聚,形成柯氏气团;如时效温度较高,还将以碳、氮化物的形式从固溶体中析出。上述过程均会引起较大的强化效果。但是随温度的升高或时间的延续,时效过程将继续发展,使碳、氮化物相发生聚集长大,从而导致强化效果的减弱。一般钢在时效后,在强度、硬度提高的同时,总是引起塑性、韧性的下降,这是很不利的一方面。

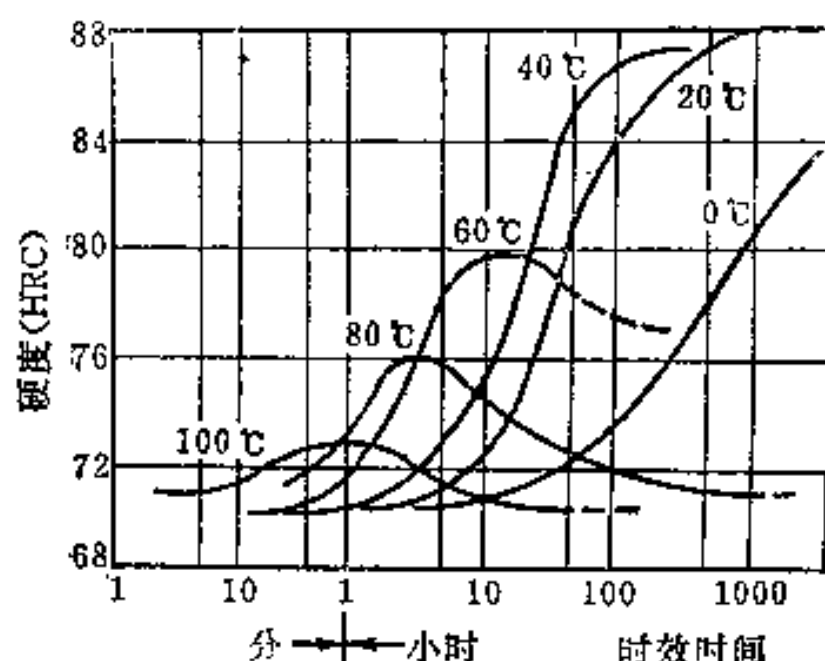


图9-33 低碳钢 (0.06% C) 的时效硬化曲线

2. 合金元素 钢中固溶的间隙元素是引起时效的基本元素。在铁素体中固溶的碳量愈多,时效强化效果就愈显著。实践表明,当含碳量为0.025%左右时可获得最大的时效效果。钢的含碳量继续增高,时效效果反而减小,当含碳量达到0.6%时,钢实际上已不产生时效现象。这是因为钢的含碳量愈高,其铁素体数量就愈少,而时效又只是在铁素体中发生,因而使时效效果愈趋减小。

氮和碳的性质相近,因而也是引起时效的基本元素。如果炼钢时采用铝脱氧,则必然有残余的铝保留在钢中,并与氮结合成 AlN 。由于在轧前的加热温度较高, AlN 可全部溶入奥氏体中,如果轧后冷速较快(如空冷), AlN 则来不及析出,此时氮和铝由原来固溶于奥氏体中变为固溶于铁素体中,并处于过饱和状态,因此在随后的人工时效时,将发生 AlN 析出。但在轧后采取缓冷或轧后重新加热退火,则 AlN 将充分析出,从而使铁素体中氮的过饱和度降低,以致大大降低对时效的敏感性。

除铝外,当钢中含有铬、钛、钼、铌等碳、氮化合物形成元素时,如轧后缓冷,将同样由于碳、氮化物的析出而降低对时效的敏感性。合金元素的存在还直接影响铁素体中碳、氮的溶解度和碳、氮原子的扩散速度,这些也都将对碳、氮的时效效果产生影响。

3. 固溶处理后、时效前的冷变形 冷变形会使钢中的位错密度增大,易于形成更多的柯氏气团,同时形变还能加速扩散,因此冷变形不仅可加速时效过程,还可使时效后的硬度升高。

三、低碳钢的形变时效

对低碳钢来说,即使从高温状态缓慢冷下来得到平衡组织,如经冷变形后,在室温或较高一些的温度下,随时间延续,也会引起性能的变化,这种现象称为形变时效。形变时效后所发生的性能变化规律同淬火时效相似,即强度、硬度增高,塑性、韧性降低。

形变时效的产生也与固溶于铁素体中的碳、氮原子的作用密切相关。因为冷变形使铁素体中的位错密度增加,因而其中的碳、氮原子可以以更短的路程扩散至位错附近而形成柯氏气团,从而使强度、硬度升高。正因如此,一般用硅脱氧的半镇静钢或沸腾钢

都比用铝脱氧的镇静钢更易于发生形变时效脆化。形变时效时不会发生碳、氮化物的析出和聚集长大，故随时效时间的延续，不会出现强度、硬度降低的现象。

实验表明，低碳钢经冷形变后，立即进行拉伸试验，不会出现明显的屈服现象，但经时效后却具有明显的屈服现象，即存在明显的上屈服点和下屈服点^[35]，见图 9-34。同时还发现，经冷形变后，随时效时间的延续，屈服点应力的增量 $\Delta\sigma$ 增大，见图 9-35^[36]。

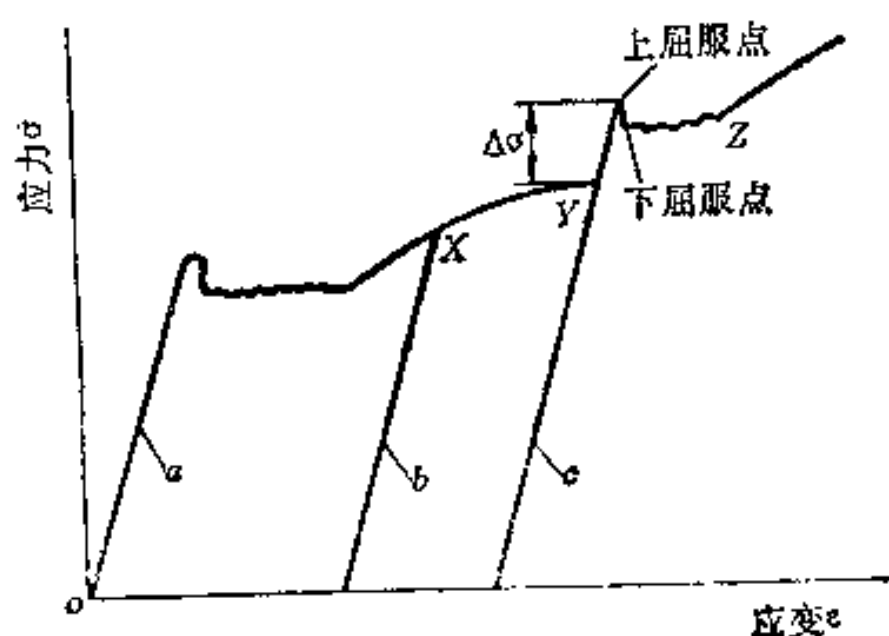


图9-34 显示低碳钢形变时效特性的应力-应变曲线

a—原材料拉伸时开始出现的屈服现象；b—在X点卸载后，又立即加载不出现屈服现象；c—在Y点卸载后时效；再加载又出现屈服现象。

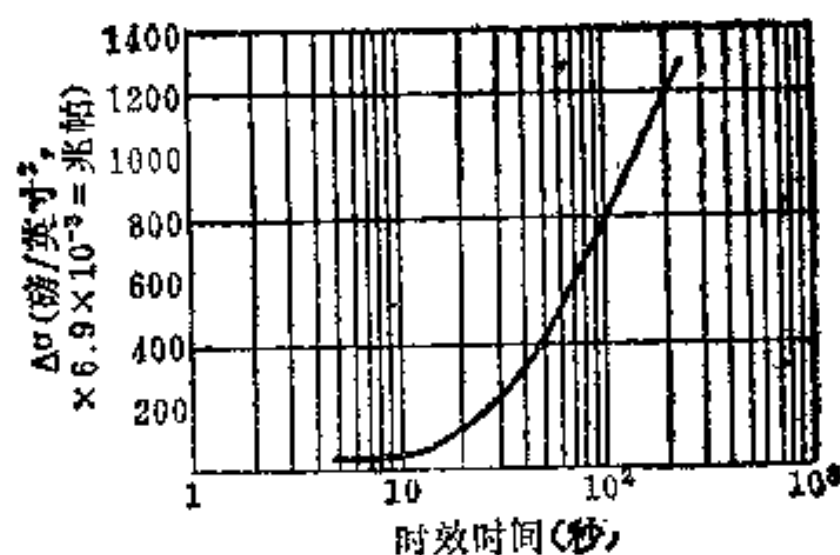


图9-35 含碳、氮量为0.114% (原子)的铁在形变后时效 (初期) 时间与屈服点应力增量间的关系

生产中在对低碳沸腾钢板进行冷冲压时，由于存在明显的屈服现象，会在局部承受应力较大的地区发生突然的屈服延伸，使形变和未形变部分之间形成明显的分界，以致在钢板表面上出现皱纹。这种皱纹的存在既影响产品外观，又降低了产品质量。为了避免形变时效的有害影响，可在冷冲压前对钢板进行小形变量的轧制（以消除屈服现象），随后立即冲压；如不能及时冲压，可将钢板贮存在零下温度，以抑制或减缓时效过程。图 9-36^[38]表示冷形变后在不同温度下时效时间对屈服点应力增量 $\Delta\sigma$ 的影响。可见，温度愈低，时效过程愈慢。

综上所述，形变时效实际上是形变、时效温度和时效时间三者综合作用的结果。通常把先形变而后进行时效称为静态时效。如果形变是在较高的温度进行，则时效可在形变过程中同时进行，这种时效称为动态形变时效。可见，对应变时效较敏感的钢来说，在较高温度下测定其机械性能实际上就是一个动态形变时效过程。图 9-37^[10]表示试验温度对两种具有不同时效敏感性的钢的抗拉强度的影响。可以看出，随试验温度升高，沸腾钢的抗拉强度在微微降低后又回升，约在 230℃时达到峰值，此后又再次降低。这种现象正是由动态时效所造成的。在强度变化的同时，塑性一般都随之呈相反趋势的变化。图 9-38^[10]表示几种含碳量的钢在不同试验温度下强度和塑性的变化。可以看出，在 150~350℃范围内抗拉强度较高，而延伸率较低。由于在钢呈现上述脆性特征的温度下工件表面总是覆盖一层青蓝色的氧化膜，故常称为蓝脆。蓝脆的存在，对于在该温度范围工作的零件如锅炉中的螺栓、铆钉、焊缝等将带来很大危害。为避免蓝脆发生，应从正确选材和确定热处理状态入手。

析出大量部分共格的弥散的金属间化合物（如 Ni_3Mo 、 Ni_3Ti 等），从而使钢获得显著的强化效果。有关这方面的详细内容将在《合金钢与高温合金》课程中再作介绍。

参 考 文 献

- 〔1〕 高洛文、查美特宁：高频热处理，中国工业出版社，11页。
- 〔2〕 М.Ф.阿列克森科、Л.С.里弗西兹：钢的热处理感应加热，机械工业出版社。
- 〔3〕 北航、西工大合编：钢铁热处理（中册），1973。
- 〔4〕 西安交通大学：金属材料及强度专辑（第二集），1973，233、245页。
- 〔5〕 А.П.Гуляев：Термическая Обработка стали，Машгиз，1960，стр.368。
- 〔6〕 赵忠达：激光及其应用，辽宁人民出版社，1979。
- 〔7〕 铁道科研院金化所：激光热处理，国防工业出版社，1978。
- 〔8〕 山中久彦：真空热处理，机械工业出版社，1975。
- 〔9〕 何英介：金属材料的光亮热处理，上海人民出版社，1976。
- 〔10〕 刘永铨主编：钢的热处理，冶金工业出版社，1981。
- 〔11〕 刘炳熙等：《金属热处理》，9（1983），16页。
- 〔12〕 T. W. Ruffle, E. R. Byrns Jr.: Heat Treatment of Metals, 6 (1979), 4, 81.
- 〔13〕 哈工大编：金属热处理工艺学。
- 〔14〕 安运铮主编：热处理工艺学，机械工业出版社，1981。
- 〔15〕 一机部情报所：真空热处理与渗碳气氛碳势的自动控制，机械工业出版社。
- 〔16〕 П. Н. Зонов, и др.: Металл, 9 (1972), 76.
- 〔17〕 J. J. Irani: JISI, 206 (1968), 363.
- 〔18〕 雷廷权等：钢的形变热处理，机械工业出版社。
- 〔19〕 小高良平：日本金属学会誌，18 (1954)，455。
- 〔20〕 V. F. Zackay, et al.: Trans. ASM, 60 (1967), 252.
- 〔21〕 D. Wilson: Acta Met., 5 (1957), No.6, 41.
- 〔22〕 R. E. yount: Materials in Design Engineering, 58 (1963), No.1, 64.
- 〔23〕 J. C. Shyne, et al.: Trans ASM, 52 (1960), 346.
- 〔24〕 G. Thomas, et al.: High Strength Materials, 1965, P.251.
- 〔25〕 渡边敏等：铁と钢，55 (1969)，797。
- 〔26〕 田村今男等：日本金属学会誌，28 (1964)，63。
- 〔27〕 A. J. McEvily, et al.: Trans ASM, 56 (1963)，753。
- 〔28〕 安中蒿等：转引自〔18〕中90页〔94〕。
- 〔29〕 W. E. Justusson, et al.: Trans. ASM. Quart., 55 (1962)，640。
- 〔30〕 姚忠凯、戚正风：转引自〔18〕中156页〔101〕。
- 〔31〕 М. Л. Бернштейн：转引自〔18〕中156页〔102〕。
- 〔32〕 М. X. Шпортор, и др.: Металл, 9 (1966)，30。
- 〔33〕 М. Л. Бернштейн：Сталь, 2 (1972)，157。
- 〔34〕 R. F. Mehl, et al.: 转引自北京钢铁学院编《金属热处理》，143页〔1〕。
- 〔35〕 G. E. Dieter: Mechanical Metallurgy, P.135.
- 〔36〕 安藤卓雄：合金の时效（竹山太郎等編集），P.323。
- 〔37〕 俞宝罗、胡光立合编：合金钢与高温合金，国防工业出版社，1981，105页。

附录

附录一 常用钢临界点、淬火加热温度及 M_s 点

牌 号	临 界 点 ($^{\circ}\text{C}$)				淬火加热温度($^{\circ}\text{C}$)	M_s ($^{\circ}\text{C}$)
	A_{c1}	A_{c3} 或 A_{cm}	A_{r1}	A_{r3}		
10	725	870	682	850	900~920(水)或不热处理	450
10Mn2A	720	830	620	714	850~857(水)	—
12CrNi3A	695	800	659	726	860(油) 780~810(油)	(420)
100CrNi3A	680	—	—	—	860(油) 780~810(油)	150
12Cr2Ni4A	670	780	575	660	860(油) 780(油)	400
100Cr2Ni4A	670	—	—	—	880(油) 780(油)	125
15	725	870	685	850	890~920(水)	450
15Mn	735	863	685	840	850~900(水)	410
15SiMn2MoVA	722	848	491	—	880(油)	275
15Cr	735	870	720	—	860(油) 780~810(油)	—
15CrMnA	750	845	—	—	840~870(油) 810~840(油)	400
15CrMoV	765	870	—	—	965~985(空气或油)	372
18Mn2CrMoB	741	851	—	—	920(空气或油)	320
18Cr2Ni4WA	695	800	350	—	950(空气) 860~870(油)	310
100Cr2Ni4WA	655~695	—	—	—	—	75
20	735	835	680	835	900~950(水)	425
20Mn	735	854	682	835	850~900(水)	(420)
20Mn2	690	820	(610)	(760)	860~880(水) 880~910(油)	370
20Mn2B	730	835	613	730	860~880(油)	—
20MnVB	720	840	635	770	860~880(油)	230
20MnTiB	(720)	843	625	795	860~890(油)	—
20MnMoB	738	850	693	750	850~890(油)	—
20Cr	766	838	702	799	860~880(油)	(390)
20CrV	768	840	704	782	870~900(油)	—
20CrMnB	—	890	622	749	860~880(油或水)	—
20CrNi	735	805	660	790	840~880(水或油)	(410)
20CrNi3A	710	790	—	—	820~840(油)	(340)
20Cr2Ni4A	705	770	575	660	—	(330)
22CrMnMo	710	830	620	740	830~850(油)	—
30	732	813	677	796	850~890(水或油)	380
30Mn2	718	801	627	727	820~840(水) 830~850(油)	340
30Mn	734	812	675	796	850~900(水或油)	355

(续)

牌 号	临 界 点 (°C)				淬火加热温度(°C)	M_s (°C)
	A_{c1}	A_{c2} 或 A_{cm}	A_{r1}	A_{r3}		
30SiMnMoV	740	845	—	—	850~890 (油)	310
30Si2Mn2MoWV	739	798	—	—	950 (油)	320
30CrMnSi	760	830	670	705	870~890 (油)	345
30CrMo	757	807	693	763	850~880 (水或油)	—
30CrMnTi	765	790	500	740	870~890 (油)	314
30CrMnSiNi2A	750~760	805~830	—	—	890~900 (油)	305
30CrNi3	705	750	—	—	830 (油)	(330)
35SiMn	750	830	645	—	880~900 (油)	—
35CrMoV	755	835	600	—	900~920 (油或水)	271
35CrMo	755	800	695	750	820~840 (水) 830~850 (油)	—
35CrMnSi	760	830	670	705	850~870 (油)	250
38Cr	740	780	693	730	860 (油)	(370)
38CrMoAl	800	840	730	—	930~950 (油)	(280)
37CrNi3	710	770	640	—	820 (油)	(330)
38CrSi	763	810	680	755	900~920 (油或水)	(340)
40	724	750	680	760	830~880 (水或油)	—
40Mn	726	790	689	768	820~860 (水或油)	340
40Mn2	713	766	627	704	810~850 (油)	—
40MnB	730	780	650	700	820~860 (油)	—
40MnVB	730	774	639	681	830~870 (油)	(355)
40Cr	743	782	693	730	830~860 (油)	218
40CrV	755	790	700	745	880 (油)	—
40CrMnMo	735	780	680	—	840~860 (油)	(320)
40CrSi	755	850	—	—	900~920 (油或水)	290
40CrMnSiMoV	780	830	—	—	920 (油)	300~305
40CrMnSiMoVRe	725	850	625	715	930 (油)	325
40Cr5Mo2VSi	853	915	720	830	1000 (空气)	270
40SiMnMoVRe	765	900	625	730	930 (油)	271
40CrNi	731	769	660	702	820~840 (油)	320
40CrNiMo	710	790	—	—	850 (油)	360
40CrMo	730	780	—	—	820~840 (水) 830~850 (油)	(345)
45	724	780	682	751	780~860 (油或水)	320
45Mn2	715	770	640	720	810~840 (油)	310
45Mn2V	725	770	—	—	840~860 (水)	(355)
45Cr	721	771	660	693	820~840 (油)	(320)
50	720	765	690	720	820~850 (水或油)	320
50Mn	720	760	660	—	730~840 (水或油)	325
50Mn2	710	760	596	680	810~840 (油)	250
50Cr	721	771	660	692	820 (油)	(270)
50CrV	752	788	688	746	860 (油)	(250)
50CrMn	750	775	—	—	840~860 (油)	(290)
55	727	774	690	755	790~830 (水) 820~850 (油)	(280)
55Si2Mn	775	840	—	—	850~880 (水或油)	

附录二 钢的硬度与强度换算表

洛氏硬度		表面洛氏硬度	布氏硬度		维氏硬度	抗拉强度 (兆帕)					抗拉强度近似值
HRC	HRA	HR15N	压痕直径 $d_{10/3000}$ (毫米)	HB	HV	碳钢	铬镍钢	铬镍钼钢	铬锰硅钢	超高强度钢	(兆帕) (不分钢种)
70.0	86.6				1037						
60	86.1				997						
68	85.5				959						
67	85.0				923						
66	84.4				889						
65	83.9	92.2			856						
64	83.3	91.9			825						
63	82.8	91.7			795						
62	82.2	91.4			766						
61	81.7	91.0			739						
60	81.2	90.6			713					2639.1	2556.7
59	80.6	90.2			688					2508.6	2447.8
58	80.1	89.8			664					2390.0	2344.9
57	79.5	89.4			642					2281.1	2248.7
56	79.0	88.9			620					2181.1	2158.5
55	78.5	88.4			599		2057.5		2045.7	2089.9	2074.2
54	77.9	87.9			579		1985.9		1971.2	2005.5	1994.7
53	77.4	87.4			561		1917.3	1946.7	1900.6	1929.0	1919.2
52	76.9	86.8			543		1850.6	1881.0	1833.9	1857.4	1848.6
51	76.3	86.3	2.73	510	525		1785.9	1818.2	1769.2	1791.7	1781.9
50	75.8	85.7	2.77	488	509	1710.3	1724.1	1758.4	1708.4	1730.9	1719.2
49	75.3	85.2	2.81	474	493	1653.4	1665.2	1699.6	1650.5	1674.1	1659.3
48	74.7	84.6	2.85	461	478	1599.5	1608.3	1643.7	1595.6	1620.1	1603.4
47	74.2	84.0	2.886	449	463	1550.4	1553.4	1588.7	1542.6	1569.1	1550.5
46	73.7	83.5	2.927	436	449	1503.4	1501.5	1536.8	1492.6	1520.1	1499.5
45	73.2	82.9	2.967	424	436	1459.3	1451.4	1486.7	1445.6	1473.0	1451.4
44	72.6	82.3	3.006	413	423	1417.1	1403.4	1438.7	1399.5	1426.9	1406.3
43	72.1	81.7	3.049	401	411	1377.9	1358.3	1392.6	1357.3	1381.8	1362.2
42	71.6	81.1	3.087	391	399	1340.6	1314.1	1348.5	1316.1	1335.7	1321.0
41	71.1	80.5	3.130	380	388	1305.3	1272.9	1305.3	1276.9	1289.6	1281.8
40	70.5	79.9	3.171	370	377	1271.0	1232.7	1265.1	1239.6	1242.5	1243.5
39	70.0	79.3	3.214	360	367	1238.6	1195.5	1225.9	1204.3	1194.5	1208.2
38	69.5	78.7	3.258	350	357	1207.2	1159.2	1188.6	1171.0	1144.5	1173.9
37	69.0	78.1	3.299	341	347	1176.8	1125.8	1153.3	1138.6	1092.5	1140.6
36	68.4	77.5	3.343	332	338	1147.4	1093.5	1119.0	1108.2	1038.6	1109.2
35	67.9	77.0	3.388	323	329	1119.0	1063.1	1086.6	1079.8	980.7	1078.8
34	67.4	76.4	3.434	314	320	1091.5	1033.7	1056.2	1052.3	—	1049.3
33	66.9	75.8	3.477	306	312	1065.0	1007.2	1026.8	1025.8	—	1021.9
32	66.4	75.2	3.522	298	304	1039.5	981.7	998.4	1000.3	—	995.4
31	65.8	74.7	3.563	291	296	1014.0	957.2	971.9	976.8	—	969.9
30	65.3	74.1	3.611	283	289	989.5	934.6	947.4	954.2	—	945.4
29	64.8	73.5	3.655	276	281	965.0	912.1	922.8	932.6	—	921.0
28	64.3	73.0	3.701	269	274	942.5	894.4	900.3	912.1	—	899.7
27	63.8	72.4	3.741	263	268	918.9	875.8	879.7	892.4	—	877.7
26	63.3	71.9	3.783	257	261	896.4	859.1	859.1	874.8	—	857.1
25	62.8	71.4	3.826	251	255	874.8	843.4	—	857.1	—	837.5
24	62.2	70.8	3.871	245	249	853.2	828.7	—	839.5	—	818.9
23	61.7	70.3	3.909	240	243	832.6	815.0	—	823.8	—	800.3
22	61.2	69.8	3.957	234	237	813.0	803.2	—	809.1	—	783.6
21	60.7	69.3	3.998	229	231	793.4	791.4	—	791.4	—	766.9
20	60.2	68.8	4.032	225	226	774.8	781.6	—	780.6	—	752.2
19	59.7	68.3	4.075	220	221	756.1	772.8	—	766.9	—	737.5
18	59.2	67.8	4.111	216	216	738.5	764.0	—	754.2	—	722.8
17	58.6	67.3	4.157	211	211	721.8	757.1	—	742.4	—	710.0
16	58.1	66.8	4.19	208		706.1	750.2	—	730.6	—	697.3
15	57.6	66.4	4.21	205		690.4	744.4	—	719.8	—	685.5
	57.1	65.9	4.25	201							674.7
	56.6	65.5	4.28	198							663.9
	56.1	65.0	4.32	195							654.1

附录三 常用物理单位换算系数

长 度

$$1\text{KX单位}=1000\text{X单位}=1.002020\text{\AA}(\text{埃})$$

$$1\text{\AA}=1\times 10^{-10}\text{nm}(\text{纳米})=1\times 10^{-4}\mu(\text{微米})=1\times 10^{-5}\text{cm}(\text{忽米})=1\times 10^{-6}\text{dmm}(\text{丝米})$$

$$=1\times 10^{-7}\text{mm}(\text{毫米})=1\times 10^{-8}\text{cm}(\text{厘米})$$

$$1\text{mil}(\text{密耳})=10^{-3}\text{in}(\text{英寸})=25.4\mu$$

$$1\text{in}=25.4\text{mm}$$

$$1\text{ft}(\text{英尺}, =12\text{in})=30.48\text{cm}$$

$$1\text{yd}(\text{码}, =3\text{ft})=0.9144\text{m}(\text{米})$$

面积、体积

$$1\text{in}^2(\text{英寸}^2)=6.45163\text{cm}^2(\text{厘米}^2)$$

$$1\text{ft}^2(\text{英尺}^2, =144\text{in}^2)=0.0929034\text{m}^2(\text{米}^2)$$

$$1\text{yd}^2(\text{码}^2, =9\text{ft}^2)=0.8361\text{m}^2$$

$$1\text{in}^3(\text{英寸}^3)=16.3871\text{cm}^3(\text{厘米}^3)$$

$$1\text{ft}^3(\text{英尺}^3)=2.8317\times 10^{-2}\text{m}^3(\text{米}^3)=28.32\text{ l}(\text{升})$$

重量、质量

$$1\text{dr}(\text{打兰})=1.771\text{g}(\text{克})$$

$$1\text{oz}(\text{盎司}, =16\text{dr})=28.349\text{g}$$

$$1\text{lb}(\text{磅}, =16\text{oz})=0.453592\text{kg}(\text{公斤})$$

$$1\text{t}[\text{英制}](\text{英吨或长吨}, =2240\text{lb})=1.01605\text{t}(\text{公吨})$$

$$1\text{t}[\text{美制}](\text{美吨或短吨}, =2000\text{lb})=0.90718\text{t}(\text{公吨})$$

密 度

$$1\text{lb/in}^3(\text{磅/英寸}^3)=27.68\text{g/cm}^3(\text{克/厘米}^3)$$

$$1\text{lb/ft}^3(\text{磅/英尺}^3)=0.01602\text{g/cm}^3$$

应力、压力

$$1\text{t}[\text{英制}]/\text{in}^2 \text{ 或 } \text{tsi}(\text{英吨/英寸}^2)=15.44\text{MN/m}^2(\text{兆牛顿/米}^2)=15.44\text{MPa}(\text{兆帕})=$$

$$1.5749\text{kg/mm}^2(\text{公斤/毫米}^2)$$

$$1\text{t}[\text{美制}]/\text{in}^2(\text{美吨/英寸}^2)=13.79\text{MN/m}^2=1.40613\text{kg/mm}^2$$

$$1\text{ksi}(\text{千磅/英寸}^2)=0.70308\text{kg/mm}^2$$

$$1\text{kg/mm}^2=98.07\times 10^6\text{dyn/cm}^2(\text{达因/厘米}^2)=98.07\text{bar}(\text{巴})=9.807\text{MPa}$$

$$1\text{atm}(\text{标准大气压})=1.0333\text{kg/mm}^2=760\text{mmHg}(\text{毫米汞柱})=760\text{Torr}(\text{托})$$

热量、功、功率

1Btu〔英制热量单位〕 $=0.252\text{kcal}$ (千卡) $=1.055\times 10^3\text{J}$ (焦耳) $=2.930\times 10^{-4}\text{kW}\cdot\text{h}$ (千瓦·小时)

1kg·m(公斤·米) $=9.807\text{N}\cdot\text{m}$ (牛吨·米) $=9.807\text{J}$

1ft·lb(英尺·磅) $=3.241\times 10^{-4}\text{kcal}=0.13826\text{kg}\cdot\text{m}$

1HP·h(英制马力·小时) $=274000\text{kg}\cdot\text{m}=0.746\text{kW}\cdot\text{h}$

1HP·h(公制马力·小时) $=270200\text{kg}\cdot\text{m}=0.7355\text{kW}\cdot\text{h}$

1HP(英制马力) $=0.74565\text{kW}=76\text{kg}\cdot\text{m/s}$ (公斤·米/秒)

1HP(公制马力) $=0.73545\text{kW}=75\text{kg}\cdot\text{m/s}$

断裂韧性

1ksi $\sqrt{\text{in}}$ 〔英制〕(千磅 $\sqrt{\text{英寸}}$ /英寸²) $=1.10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ (兆帕 $\sqrt{\text{米}}$) $\approx 3.5\text{kg/mm}^{3/2}$ (公斤/毫米^{3/2})

1 MPa $\sqrt{\text{m}}=3.18\text{kg/mm}^{3/2}$

温 度

$^{\circ}\text{C}$ (摄氏) $=273.16\text{K}$ (开尔文或开氏, 绝对温度)

$^{\circ}\text{F}$ (华氏) $=9/5^{\circ}\text{C}+32$

$^{\circ}\text{C}=5/9(^{\circ}\text{F}-32)$

[G e n e r a l I n f o r m a t i o n]

书名 = 钢的热处理（原理和工艺）

作者 =

页数 = 3 3 3

S S 号 = 1 0 7 8 3 1 4 0

出版日期 =

第一章 钢的加热转变

§ 1 - 1 奥氏体的形成

一、奥氏体的性能

二、奥氏体形成的条件

§ 1 - 2 奥氏体形成的机理

一、珠光体类组织向奥氏体的转变

二、马氏体类组织向奥氏体的转变

§ 1 - 3 奥氏体形成的动力学

一、奥氏体等温形成的动力学

二、连续加热时奥氏体形成的动力学

三、奥氏体形成动力学的理论处理

四、影响奥氏体形成速度的因素

§ 1 - 4 奥氏体晶粒的长大及其控制

一、研究奥氏体晶粒大小的必要性

二、奥氏体晶粒度的概念

三、奥氏体晶粒的长大及其影响因素

四、奥氏体晶粒大小的控制及其在生产中的应

用

五、粗大奥氏体晶粒的遗传及其割断

参考文献

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

§ 2 - 2 珠光体的组织和性能特点

一、珠光体的组织形态

二、珠光体组织的晶体学

三、珠光体的机械性能

§ 2 - 3 珠光体转变机理

一、一般描述

二、珠光体转变中的领先相

三、珠光体的长大方式

§ 2 - 4 珠光体转变的动力学

一、珠光体转变的动力学特点和动力学图

二、珠光体转变的动力学研究

三、影响珠光体转变动力学的因素

§ 2 - 5 先共析转变

一、奥氏体过冷时发生先共析转变的条件和哈特格林 (H u l t g r e n) 外推法

二、先共析相的形态

转变

§ 2 - 6 合金钢中其它类型的奥氏体高温分解

一、特殊碳化物珠光体

二、纤维状碳化物与铁素体的聚合体

三、相间沉淀

四、各种组织形态出现的条件及其影响因素

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

§ 2 - 7 钢的退火和正火

一、钢的退火

二、钢的正火

三、小结

参考文献

第三章 马氏体转变

§ 3 - 1 马氏体的晶体结构和转变特点

一、马氏体的晶体结构

二、马氏体转变的特点

§ 3 - 2 马氏体转变机理概述

一、贝茵 (B a i n) 转变机理

- 二、K - S 转变机理
- 三、西山转变机理
- 四、G - T 转变机理
- 五、K - N - V 转变机理
- § 3 - 3 马氏体的组织形态
 - 一、马氏体的形态
 - 二、影响马氏体形态和内部亚结构的因素
- § 3 - 4 马氏体转变的热力学分析
 - 一、马氏体转变的驱动力
 - 二、M s 点的物理意义
 - 三、影响M s 点的因素
- § 3 - 5 马氏体转变的动力学
 - 一、马氏体转变的形核
 - 二、马氏体转变动力学的类型
- § 3 - 6 马氏体的性能
 - 一、马氏体的硬度和强度
 - 二、马氏体的塑性和韧性
 - 三、马氏体的物理性能
 - 四、马氏体的相变诱发塑性
- § 3 - 7 奥氏体的稳定化
 - 一、奥氏体的稳定化现象
 - 二、奥氏体的热稳定化
 - 三、奥氏体的机械稳定化
 - 四、奥氏体稳定化规律在生产中的应用
- 参考文献
- 第四章 贝氏体转变
 - § 4 - 1 贝氏体的组织形态和亚结构
 - 一、上贝氏体
 - 二、下贝氏体
 - 三、其它各类贝氏体
 - § 4 - 2 贝氏体转变的特点和晶体学
 - 一、贝氏体转变的特点

二、贝氏体转变的晶体学

§ 4 - 3 贝氏体转变过程及其热力学分析

一、贝氏体转变过程

二、贝氏体转变的热力学分析

§ 4 - 4 贝氏体转变机理概述

一、切变机理

二、台阶机理

§ 4 - 5 贝氏体转变的动力学

一、贝氏体转变动力学的特点

二、贝氏体等温转变动力学图

三、影响贝氏体转变动力学的因素

§ 4 - 6 贝氏体的机械性能

一、贝氏体的强度

二、贝氏体的韧性

§ 4 - 7 魏氏组织

一、魏氏组织的形态和基本特征

二、魏氏铁素体的形成条件和转变机理

三、魏氏铁素体对钢机械性能的影响

参考文献

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

一、过冷奥氏体等温转变图的建立

二、影响过冷奥氏体等温转变图的因素

三、过冷奥氏体等温转变图的基本类型

§ 5 - 2 过冷奥氏体连续冷却转变图

一、过冷奥氏体连续冷却转变图的建立

二、过冷奥氏体连续冷却转变图的分析

三、过冷奥氏体连续冷却转变图的基本类型

§ 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

一、两类图形的比较

二、过冷奥氏体转变图的应用

参考文献

第六章 钢的淬火

§ 6 - 1 淬火方法及工艺参数的确定

一、各种淬火方法

二、淬火工艺参数的确定

三、等温淬火工艺

四、冷处理

§ 6 - 2 淬火介质

一、淬火介质的分类

二、有物态变化的淬火介质

三、无物态变化的淬火介质

四、其它新型淬火介质简介

§ 6 - 3 钢的淬透性

一、淬透性的意义

二、淬透性的确定方法

三、淬透性曲线的应用

§ 6 - 4 淬火缺陷及其防止

一、淬火内应力

二、淬火变形

三、淬火开裂

四、减少淬火变形和防止淬火开裂的措施

五、其它淬火缺陷及其防止

§ 6 - 5 淬火工艺的新发展

一、奥氏体晶粒的超细化处理

二、碳化物的超细化处理

三、控制马氏体、贝氏体组织形态及其构成的

淬火

四、使钢中保留适当数量塑性第二相的淬火

参考文献

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

- 一、第一阶段 (- 4 0 ~ 1 0 0)
- 二、第二阶段 (1 0 0 ~ 2 0 0)
- 三、第三阶段 (2 0 0 ~ 3 0)
- 四、第四阶段 (2 0 0 ~ 4 5 0)
- 五、第五阶段 (4 5 0 ~ 7 0 0)
- 六、关于回火过程的阶段划分问题
- § 7 - 2 淬火钢回火后机械性能的变化
- § 7 - 3 合金元素对回火的影响
- 一、合金元素提高钢的回火抗力
- 二、合金元素引起二次硬化
- § 7 - 4 回火脆化现象
- 一、回火马氏体脆性 (T M E)
- 二、回火脆性 (T E)
- § 7 - 5 回火工艺
- 一、回火温度的选定
- 二、回火时间的确定
- 参考文献
- 第八章 钢的化学热处理
- § 8 - 1 化学热处理概述
- § 8 - 2 钢的渗碳
- 一、渗碳原理 (以气体渗碳为例)
- 二、气体渗碳工艺
- 三、固体和液体渗碳简介
- 四、渗碳后的热处理
- 五、渗碳层深度的测量
- 六、渗碳热处理的常见缺陷
- 七、渗碳后钢的机械性能
- § 8 - 3 钢的氮化
- 一、氮化的特点和分类
- 二、铁氮相图和纯铁氮化层的组织
- 三、气体氮化原理
- 四、气体氮化工艺

- 五、氮化前的热处理
- 六、氮化零件的检验和常见缺陷
- 七、离子氮化
- 八、较氮化

§ 8 - 4 钢的碳氮共渗

- 一、概述
- 二、高温碳氮共渗原理和工艺
- 三、渗层的组织和性能

§ 8 - 5 钢的渗硼

§ 8 - 6 钢的渗铝

- 一、渗铝后钢的性能特点及应用
- 二、渗铝工艺原理
- 三、渗层组织和性能

参考文献

第九章 特种热处理

§ 9 - 1 表面热处理

- 一、感应加热表面热处理
- 二、激光热处理

§ 9 - 2 真空热处理

- 一、关于真空的基本知识
- 二、真空热处理的特异效果和伴生现象
- 三、真空热处理的应用

§ 9 - 3 形变热处理

- 一、形变热处理的分类和应用
- 二、形变热处理强韧化的机理
- 三、影响形变热处理强韧化效果的工艺因素

§ 9 - 4 钢的时效

- 一、时效过程的一般原理
- 二、影响时效的因素
- 三、低碳钢的形变时效
- 四、马氏体时效钢的时效

参考文献

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