

马氏体新形态学

Martensite new morphology

谭玉华 马跃新 著



冶金工业出版社
Metallurgical Industry Press

013334097

TG113.12
02

马氏体新形态学

谭玉华 马跃新 著



北京

冶金工业出版社

2013



北航

C1641446

TG 113.12

02

780480810

内 容 提 要

本书共分 14 章。首先对马氏体的研究进行了概述,并介绍了马氏体研究方法方面存在的失误,然后分别分析了低碳钢、低碳高合金钢、中碳钢和高碳钢中的马氏体形貌及组织结构等,接着专门介绍了粗片状马氏体的形貌,并探讨了影响马氏体形态和性能的因素、马氏体类型的新鉴别法及其应用、马氏体晶体学、马氏体相变力矩理论、马氏体新现象等。第 13 章介绍本书作者的新理论——无扩散点阵类型改组理论。最后对本书的主要结论进行了汇总。

本书可供从事金属材料及热处理研究的科研人员参考,也可作为材料相关专业师生的参考书。

图书在版编目(CIP)数据

马氏体新形态学/谭玉华,马跃新著. —北京:冶金工业出版社,2013.4

ISBN 978-7-5024-6222-2

I. ①马… II. ①谭… ②马… III. ①马氏体—研究
IV. ①TG113.12

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2013) 第 065086 号

出 版 人 谭学余

地 址 北京北河沿大街嵩祝院北巷 39 号, 邮编 100009

电 话 (010)64027926 电子信箱 yjchs@cnmip.com.cn

责任编辑 尚海霞 美术编辑 彭子赫 版式设计 孙跃红

责任校对 王永欣 责任印制 牛晓波

ISBN 978-7-5024-6222-2

冶金工业出版社出版发行; 各地新华书店经销; 北京慧美印刷有限公司印刷

2013 年 4 月第 1 版, 2013 年 4 月第 1 次印刷

169mm×239mm; 17.25 印张; 332 千字; 261 页

46.00 元

冶金工业出版社投稿电话:(010)64027932 投稿邮箱:tougao@cnmip.com.cn

冶金工业出版社发行部 电话:(010)64044283 传真:(010)64027893

冶金书店 地址:北京东四西大街 46 号(100010) 电话:(010)65289081(兼传真)

(本书如有印装质量问题, 本社发行部负责退换)

前 言

1960年, Kelly等人首次利用高分辨率的透射电镜观察淬火组织, 发现其亚结构有位错和孪晶, 这对推动马氏体研究起了不可磨灭的作用。但是, 他们的工作也把近代马氏体的研究引入歧途, 最重要的表现在下列两个方面:

第一, 观测不全面和不够深入, 导致在马氏体形态学上出现一系列的错判。例如将束状马氏体一律视为板条状马氏体; 提出马氏体的形态是板条状、橄榄球状等观点, 违反“自由能最低”的基本规律; 认为马氏体的高脆性是由于外形呈现片状或具有内孪晶所造成的, 歪曲了马氏体的外形和孪晶对材料塑性的作用; 混淆了相变孪晶和形变孪晶的本质区别, 误认为马氏体中相变孪晶的出现是因为位错临界分切应力超过了孪生临界分切应力; 在马氏体形核能量计算中, 忽视了相变力矩应变能和铁原子激活迁移能; 对淬火组织的鉴别造成混乱等。

第二, 由于在马氏体亚结构中观察到位错和内孪晶, 被视为对“马氏体相变是切变式相变”的力证, 从而使“马氏体相变切变论”的观点得到普遍认同并成为广泛探讨的热门。因为马氏体相变实际上是无扩散点阵类型改组转变, 马氏体内的位错主要来自界面错配位错和奥氏体的遗传, 内孪晶是马氏体晶核的一种不可缺少的长大方式等, 都与马氏体切变无关。所以, “马氏体相变切变论”中的数学推演、各种位错模型、马氏体形核和核长大理论等都变成人为的臆猜, 导致有关马氏体相变“切变说”的大量研究变成脱离马氏体相变实际的典型。

由本书评述了目前马氏体的主要研究成果, 总结和全面论述了本书

作者自 20 世纪 60 年代以来对马氏体形态及其形成机理的研究成果,对马氏体形态学、晶体学、热动力学和马氏体相变机理做了深入、细致的研究和探讨。书中指出:目前,有关马氏体的研究还存在很多的问题,有些观点甚至还相互矛盾。作者认为,这主要是两方面原因引起的:一是在技术上,鉴别马氏体类型的方法存在问题;二是在理论上,公认“马氏体相变切变论”是普遍的相变理论。

本书作者提出并论证了马氏体相变新理论:无扩散点阵类型改组理论。认为马氏体相变不是切变式相变,而是无扩散点阵类型改组的共格单相转变,并得出“惯习面”是铁原子由奥氏体向马氏体转变时这两个点阵中“相距最远铁原子移动距离”最短的晶面,比较全面地论述了马氏体相变新理论的原理和基本规律、热动力学和晶体学及其决定的因素、相变的五种机制等。首次提出马氏体形核长大的方式只有两种类型:(1)小角差形核长大;(2)孪晶关系形核长大。同时,采用新理论对马氏体形核和核长大机制、各种淬火组织和亚结构的形成做出了合理的解释。

本书重新论述了“滑移经典理论”:提出“位错”只是晶体“整体滑动”的“先锋”,使滑移面上下原子“活化”;而材料的实际加工变形主要是依靠晶体的“整体滑动”来完成。所以,对金属材料的工业加工而言,塑性变形的机制主要是整体滑动。

本书是我们多年来对马氏体研究的工作总结,其中许多研究已经在国内外的专业期刊上以论文的形式发表。本书提出了一些新的观点,包括提出工业上加工金属材料的塑性变形机制主要是依靠晶体在滑移面上进行整体滑移而不是位错运动。位错的功效只是使晶体整体滑动所需要的切应力降低,在实际塑性变形时,发生整体滑动的晶面不一定是滑移面。这些新观点可能会在学术界引起争议,因此我们殷切希望读者和我们交流、沟通,促进我国在马氏体这一领域的研究深入展开,更进一步探讨和认识马氏体的本来面目。同时,也诚恳地欢迎对本书不当之处提出宝贵意见。

本书第 3 章~第 9 章由马跃新编写,其余由谭玉华编写,全书由

谭玉华统稿和审定。

参加本书有关内容研究和试验工作的有曾德长、董希淳、马跃新、贺跃辉、刘跃军、胡书琴、许晓嫦、袁明、吴煜等，在此一并表示感谢。

对已故中国科学院院士庄育智老先生给予的帮助特此鸣谢。

谭玉华

2013 年 1 月于湘潭大学

目 录

1 马氏体研究概述	1
1.1 研究概况	1
1.2 铁合金中的马氏体	2
1.2.1 马氏体相变定义	2
1.2.2 马氏体相变产物的类型	2
1.3 影响铁合金中马氏体的因素	10
1.3.1 碳对铁碳合金马氏体的影响	10
1.3.2 铁镍合金中的马氏体	11
1.3.3 其他铁合金中的马氏体	14
1.3.4 影响马氏体类型的因素	15
1.4 马氏体相变理论	21
1.4.1 马氏体相变的切变模型	21
1.4.2 马氏体相变形核理论	27
2 马氏体研究方法的失误	34
2.1 马氏体的透射电镜鉴别法	34
2.2 马氏体的金相鉴别法	40
3 低碳钢中的马氏体	42
3.1 试验用钢和热处理	42
3.2 低碳马氏体的形貌	42
3.3 低碳马氏体在透射电镜下的成像	44
3.4 低碳马氏体在透射电镜下的亚结构	45
3.5 低碳马氏体的空间形态	49
3.6 低碳钢淬火组织在光学显微镜下形貌产生的剖析	52
3.7 低碳马氏体组织示意图	53

4 低碳高合金钢中的马氏体	55
4.1 20Cr2Ni4A 钢的显微组织	55
4.2 20Cr2Ni4A 马氏体的立体形貌	57
4.3 20Cr2Ni4A 钢的力学性能	59
4.4 其他低碳高合金钢的显微组织和力学性能	60
4.5 马氏体形态的形成原因与力学性能	61
5 中碳钢中的马氏体	63
5.1 问题的提出	63
5.2 中碳钢马氏体在透射电镜下的成像	64
5.3 试验中碳钢的化学成分和热处理	65
5.4 中碳钢马氏体在光学和扫描电镜下的图像	65
5.5 中碳、高碳钢束状马氏体的本质	68
5.6 中碳钢马氏体的空间形貌	72
6 高碳钢中的马氏体	73
6.1 试验用钢的化学成分和热处理	73
6.2 高碳钢马氏体在透射电镜下的成像	73
6.3 高碳钢马氏体在光学显微镜和扫描电镜下的图像	75
6.4 高碳束状马氏体的本质	77
6.5 当前有关研究资料失真的原因	79
6.5.1 Speich 等人的研究结果	79
6.5.2 ИЗОТОВ 的研究结果	81
6.5.3 束状马氏体的惯习面和取向关系	82
7 粗片状马氏体的形貌	83
7.1 所试验钢的化学成分和热处理	83
7.2 平行粗片马氏体	84
7.3 束状粗片马氏体	85
7.4 等边三角形粗片马氏体	86
7.5 等边六边形粗片马氏体	87
7.6 W 形粗片马氏体	88
7.7 枝干状马氏体	89
7.8 片状马氏体显出规则分布的条件	92

8 影响马氏体形态和性能的因素	94
8.1 碳对马氏体形态的影响	94
8.2 奥氏体化工艺对马氏体形态的影响	97
8.2.1 奥氏体化温度对结构钢淬火组织的影响	97
8.2.2 热处理工艺对结构钢力学性能的作用	99
8.2.3 奥氏体晶粒大小对淬火钢韧性的影响	101
8.2.4 断口观察	101
8.2.5 淬火温度对断裂韧性影响的解释	102
8.3 决定马氏体类型的基本要素	103
8.4 决定马氏体力学性能的因素	105
8.4.1 碳和合金元素的质量分数	105
8.4.2 残余奥氏体的数量和分布	106
8.4.3 束状区的大小和马氏体单晶的尺寸	106
8.4.4 原奥氏体晶粒大小	106
8.4.5 马氏体类型	106
8.5 利用形变热处理实现显微组织超细化的途径	107
8.5.1 形变热处理的发展方向	107
8.5.2 铁合金的强塑性形变	109
9 马氏体类型的新鉴别法及其应用	111
9.1 束状马氏体的类型和特性	111
9.1.1 束状薄板马氏体	111
9.1.2 束状细片马氏体	112
9.2 马氏体类型的鉴别法	112
9.2.1 这两类常见马氏体在光学显微镜下的判据	112
9.2.2 两类马氏体在扫描电镜下的判据	113
9.3 马氏体类型鉴别法的应用	113
10 马氏体晶体学	116
10.1 惯习面和马氏体类型	116
10.2 马氏体束中单晶的取向关系	121
10.3 马氏体和奥氏体的位向关系	124
10.4 $\{111\}$ 型马氏体的位向关系	125
10.4.1 惯习面 $\{111\}_A$ 的各单晶的取向关系“变化规律”	126

10.4.2	其他惯习面的各单晶的取向关系“变化规律”	129
10.5	马氏体晶核的取向	130
10.5.1	相邻晶核为小角差	130
10.5.2	相邻晶核为孪晶关系	132
10.5.3	相邻晶核为反向关系	132
10.5.4	相邻晶核其他取向关系	132
10.6	束状细片马氏体的形成机理	133
10.7	束状薄板马氏体形成机理	134
11	马氏体相变力矩理论	135
11.1	力矩原理	136
11.2	马氏体晶核形成的力矩分析	137
11.3	相变力矩理论在马氏体相变中的应用	139
11.3.1	成对马氏体片和中脊线的本质	139
11.3.2	束状马氏体的形成	140
11.3.3	W形马氏体片	140
11.3.4	等边三角形组织	141
11.3.5	树枝状马氏体相变	142
11.3.6	魏氏组织	143
11.3.7	爆发式马氏体相变	143
11.4	蝶状马氏体的形成	144
11.4.1	蝶状马氏体的形貌	144
11.4.2	蝶状马氏体的几种罕见形貌	146
11.4.3	蝶状马氏体的亚结构和本质	147
11.4.4	蝶状马氏体的几何分析	149
11.4.5	蝶状马氏体晶体学分析	151
11.4.6	蝶状马氏体的形成机理	152
11.5	马氏体长大的相变力矩论	155
12	马氏体新现象论	156
12.1	马氏体相变热力学的失误	156
12.2	低碳马氏体相变的相内分解	157
12.2.1	相内分解曲线	157
12.2.2	碳对奥氏体和铁素体自由能的作用	158
12.3	束状薄板马氏体的形成机理	161

12.4 相变孪晶和形变孪晶·····	169
12.4.1 相变孪晶和形变孪晶的性质和区别·····	169
12.4.2 片状马氏体中相变孪晶形成机理·····	172
12.4.3 奥氏体中孪晶的形成机理·····	178
12.5 无扩散点阵类型改组理论·····	178
13 无扩散点阵类型改组理论·····	179
13.1 惯习面揭示出来的规律·····	179
13.1.1 惯习面是奥氏体点阵上的铁原子迁移到马氏体点阵 距离最短的晶面·····	179
13.1.2 马氏体形核的条件·····	183
13.2 关于马氏体相变晶核的合理形貌·····	186
13.2.1 相变力矩是马氏体晶核长大的条件·····	186
13.2.2 马氏体晶核的基本形态·····	188
13.3 无扩散形核热力学·····	189
13.3.1 马氏体相变热力学条件·····	189
13.3.2 极高碳钢不形成束状细片马氏体·····	196
13.3.3 马氏体晶核尺寸的范围·····	197
13.4 马氏体相变动力学·····	199
13.4.1 马氏体形成的动力学曲线·····	199
13.4.2 马氏体变温相变产生的原因·····	203
13.5 完全孪晶和部分孪晶·····	204
13.5.1 完全孪晶和穿晶孪晶线·····	204
13.5.2 完全孪晶和穿晶孪晶线的形成原因·····	205
13.5.3 采用“相变力矩论”解释“部分孪晶”的形成·····	207
13.6 马氏体组织的形成机制综述·····	209
13.6.1 束状细片马氏体的形成·····	210
13.6.2 束状薄板马氏体的形成·····	211
13.6.3 粗片状马氏体的形成·····	214
13.6.4 低碳马氏体单晶外形改变和内孪晶增多的解释·····	214
13.6.5 其他类型马氏体的形成·····	215
13.7 决定马氏体相变机制和形态的核心因素·····	217
13.7.1 马氏体形核长大的种类·····	217
13.7.2 固态相变形核和核长大的基本规律·····	219
13.7.3 对马氏体相变“形状应变”和“浮凸效应”的新见解·····	219

13.7.4 对粗片马氏体加束状马氏体淬火组织的全面解释	220
13.8 “新马氏体相变理论”小结	222
13.9 马氏体相变和塑性切变的区别	225
13.9.1 塑性切变的新观点	225
13.9.2 马氏体相变和塑性切变比较	231
14 主要结论汇总	232
14.1 新发现	232
14.2 主要新观点	238
14.3 次要新观点	246
参考文献	251

1 马氏体研究概述

为了弥补马氏体研究的失误和不足,本书全面和详细地总结了本书作者在这个领域中的试验和观点,部分成果已经发表在文献[1~29]中。下面首先对国内外发表的、有代表性的文献进行综合论述。

1.1 研究概况

从目前公布的资料看,最早采取淬火获得高硬度的内部组织并用来制造刀剑的国家是中国。早在西汉(公元前206年)时期,中国就进行了刀剑“水淬”^[32]。直到1895年,国外才将通过水淬得到的高硬度组织称为“马氏体”(以德国人A. Martens命名)^[33]。当时使用的是光学显微镜,分辨率比较低,因此,只观察到这种淬火组织呈现片状^[34]或者针状^[35],所以称之为“片状马氏体”和“针状马氏体”。直到1960年以前,国内外一直把马氏体都视为“片状”或者“针状”马氏体。苏联将在低温淬火获得的、分辨不出“针状”形貌的淬火组织称为“隐针马氏体”;在工业发达国家,没有这个称呼,只称为“超细片状马氏体”。

P. M. Kelly在1958年就开始采用透射电镜观察金属的组织^[36],于1960年公布了使用透射电镜研究马氏体的成果,观察到低碳钢中的马氏体具有位错亚结构,而高碳钢则为孪晶亚结构。他们把具有位错亚结构的马氏体称为“位错马氏体”或“板条状马氏体”,具有孪晶亚结构的马氏体称为“孪晶马氏体”或“片状马氏体”^[37]。从此,采用透射电镜就成了鉴别这两种马氏体的方法。凡是观察不到片状外形,或者亚结构中没有孪晶者,都被认为是“板条状马氏体”或“位错马氏体”;具有孪晶亚结构者,则称为“片状马氏体”。

透射电镜的应用将马氏体的研究大大地向前推进了一步,导致多种马氏体形态的发现。之后,有人把看不出片状的淬火组织称为“块状马氏体”^[38]或“束状马氏体”^[39]。目前,马氏体名称的流行术语是:束状马氏体、板条状马氏体和片状马氏体。

从1976年开始,约每隔3年召开一次“国际马氏体相变会议”,交流和研讨马氏体领域中有关形态学、晶体学、热力学、动力学、热处理工艺、相变理论、马氏体应用新成果等问题。现将国内外在铁合金中的主要研究成果分述于下。

1.2 铁合金中的马氏体

1.2.1 马氏体相变定义

“马氏体”最简单和准确的定义是：马氏体相变的产物。至于什么是“马氏体相变”，最早的定义比较简单，认为：“马氏体相变”是点阵类型改变时不需要原子扩散的一种转变^[40]。由于铁磁性转变、铁弹性相变等也是无扩散、位移式的，因而对马氏体相变的定义越来越复杂；当把有色合金和非金属材料中的一些具有马氏体相变特征的转变纳入“马氏体相变”范畴后，为了包含这些马氏体相变的新特性，导致定义马氏体相变变得更加困难和烦琐，马氏体相变的定义最长达四百余字^[41]。在1995年“国际马氏体相变会议”上，专门讨论了马氏体相变的定义。关于马氏体相变各种定义较全面的介绍，请看徐祖耀先生的专著^[42]。徐先生对“马氏体相变”的定义是：替换原子经无扩散位移（均匀和不均匀形变），由此产生形状改变和表面浮凸、呈不变平面应变特征的形核—长大型的相变。Olson, Cohen, Christian 等人^[31]强调：马氏体相变是一个由切变主宰的、产生点阵畸变的、形核和长大的无扩散相变。

为了解释马氏体相变过程中产生形状应变、呈现表面浮凸等现象，目前普遍都认同：马氏体相变是切变式相变，在相变中马氏体发生了塑性形变；并用马氏体发生了的孪生塑性形变来解释马氏体中内孪晶的形成。但是，高碳马氏体属于高硬度、高脆性材料，不可能在低温（300℃以下）下进行大量塑性形变，因此，在马氏体片中无法形成大量的内孪晶；如碳的质量分数为1.12%时，内孪晶的间距仅0.009~0.013 μm （参见图6-2）。这就给马氏体的定义和马氏体相变机制提出一个示警：当前对马氏体的认识存在问题。

在本章和第13章将专门讨论这些问题，本书作者认为：将马氏体相变认为是切变式相变基本上属于虚构。对马氏体相变的形状应变和内孪晶的形成，本书作者提出新看法，不采用“切变”观念来解释马氏体片中“内孪晶”的产生和相变过程中出现的“形状应变”，进而给出马氏体相变的定义为：马氏体相变是无扩散点阵类型改组的共格单相转变。具体来说，它是置换原子小于一个原子间距的点阵类型重新改组，不是简单的定向位移，而是铁原子进行多向不同距离的迁移；在相变过程中，不存在马氏体的塑性切变。凡是不符合这一定义的，都不宜纳入“马氏体相变”的范畴。因此，在马氏体相变定义中，不必考虑非铁合金马氏体相变的独自特性或者将它们列入“类马氏体相变”的范畴。

1.2.2 马氏体相变产物的类型

自从1960年Kelly等人^[37]采用透射电镜研究马氏体之后，人们对马氏体的

认识大大向前推进了一步，并发现了多种马氏体类型。现重点介绍最常见的两种马氏体类型。

1.2.2.1 板条状马氏体

在介绍马氏体的类型前，首先需要指出，Krauss 和 Marder^[44] 的研究对大家有误导。他们在光学显微镜下观察碳的质量分数为 0.2% 的淬火钢，对高 $30\mu\text{m}$ 的试样分别抛光 $11\mu\text{m}$ 和 $18\mu\text{m}$ ，拍摄了 3 张照片，观察上面两片板条状马氏体的位置变化，绘出图 1-1 所示的示意图，证明板条状马氏体的空间形态是板条状。从此，束状马氏体就是板条状马氏体的概念流行开来，到现在仍然在普遍应用。

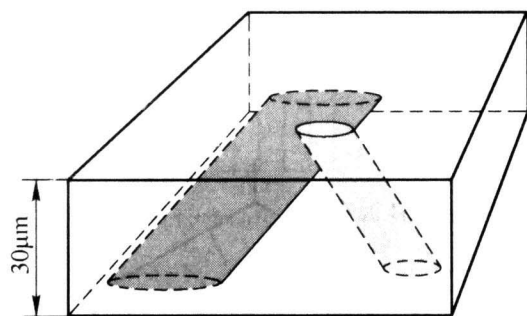


图 1-1 板条状马氏体的外形示意图

在光学显微镜下放大 750 倍，长度约 8mm、宽度约 1mm 的马氏体横断面实际尺寸为 $10.7\mu\text{m} \times 1.3\mu\text{m}$ 。而低碳马氏体最小单元的厚度一般为 $0.15 \sim 0.20\mu\text{m}$ ^[45]，可见他们所观察到的只是 7~8 个马氏体单元的集体外形，不能肯定是低碳马氏体单元的空间形貌（低碳马氏体的真实空间形态和示意图参见第 3 章图 3-13）。

Krauss 等人还提出了采用光学显微镜鉴别马氏体的方法。板条状马氏体的特征是：许多尺寸相近的板条相互平行^[39,44,49]，组成束状组织^[38,39,44,46,47]；而片状马氏体不呈现束状^[39,47,48]，各马氏体片相互不平行^[44,50,51]且尺寸相差很大^[44,51]。

板条状马氏体的光学显微组织如图 1-2(a)^[52] 所示，呈现黑白双色和单色两种束状形貌，其中，双色束状组织的数量一般超过大约 30%。图 1-2(b)^[53] 所示为其透射电镜图像，由平行的板条构成。板条内存在亚晶——单晶胞，它们的界面是位错壁。

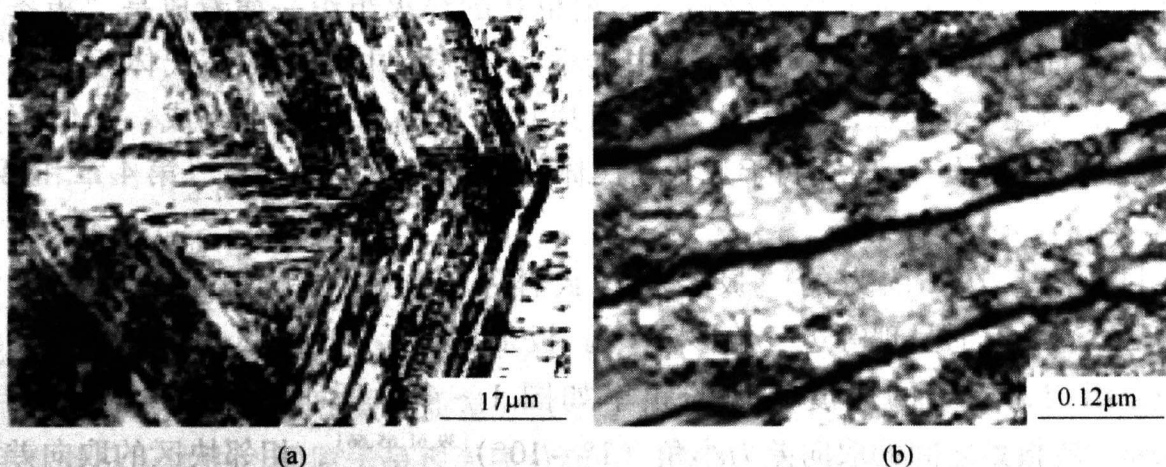


图 1-2 低碳马氏体在光学显微镜和透射电镜下的形貌

(a) 光学显微镜；(b) 透射电镜

图 1-3 (a)^[55] 所示为低碳钢淬火组织的示意图。其中,“A”是单色的束状组织;“B”是双色束状组织中的块区,往往呈现黑白两种块区交替的形态;“C”是块区,在高倍放大时由许多平行的板条组成。图 1-3 (b)^[54] 所示为低碳高合金钢的淬火组织示意图,由许多取向不同的束状组织构成。束状组织则由许多块区组成,而块区内则是许多具有小角界面的平行板条,每个板条内存在亚晶(见图 1-2 (b))。MX 表示因合金元素质量分数高而生成的金属间化合物,是尺寸约为 30 ~ 50nm 的质点, $M_{23}C_6$ 是粗碳化物质点(尺寸为 100 ~ 300nm)。

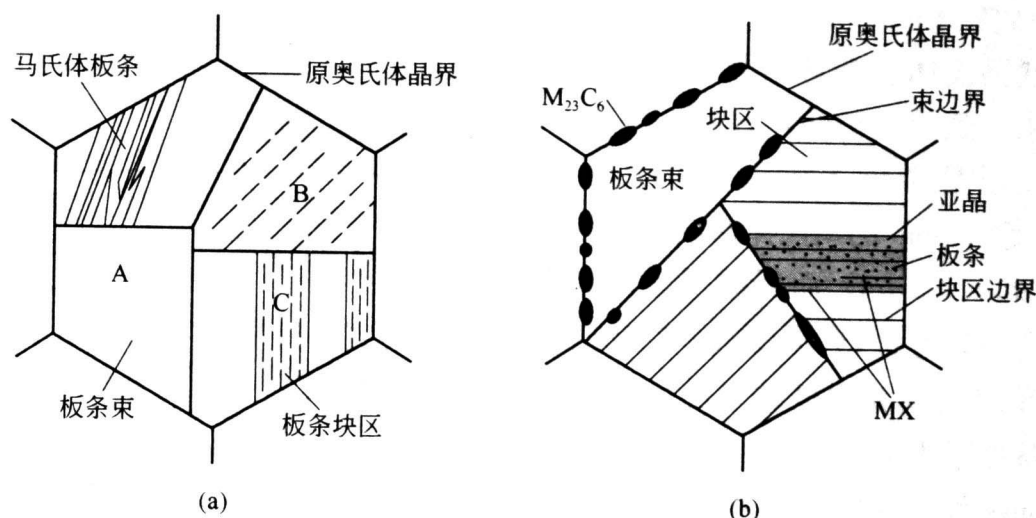


图 1-3 低碳钢和低碳高合金钢中板条状马氏体组织两种示意图
(a) 低碳钢; (b) 低碳高合金钢

根据碳钢淬火组织在光学显微镜下的形态,文献 [45] 将碳的质量分数为 0.1% ~ 0.8% 的钢中的板条状马氏体分成 4 个类型,并做了详细地描述。这种分类和描述都是因为把在光学显微镜下显出束状的淬火组织一律看成是“板条状马氏体”而产生的错判。实际上,中碳钢和高碳钢中的束状马氏体不是由板条状单晶相互平行构成,而是由许多细片状的单晶彼此平行组成,它们都是“束状细片马氏体”,理应属于片状马氏体的范畴(参见第 2 章、第 4 章和第 5 章)。

目前,多数人认为的“板条状马氏体”在光学显微镜下呈现束状组织^[38,39,44,47],有时呈现等边三角形^[62~64]。板条状马氏体的块区由许多厚度相近的板条组成,板条的厚度出现的频率如图 1-4^[45] 所示,大部分是 0.15 ~ 0.2 μm 。各板条之间的取向差为小角 ($1^\circ \sim 10^\circ$)^[39,61,65,66],相邻块区的取向差为孪晶角 ($70^\circ 32'$)^[44,56,58~60,82]。

在板条状马氏体内,存在大量的缠结位错和细小的位错胞^[67],碳的质量分

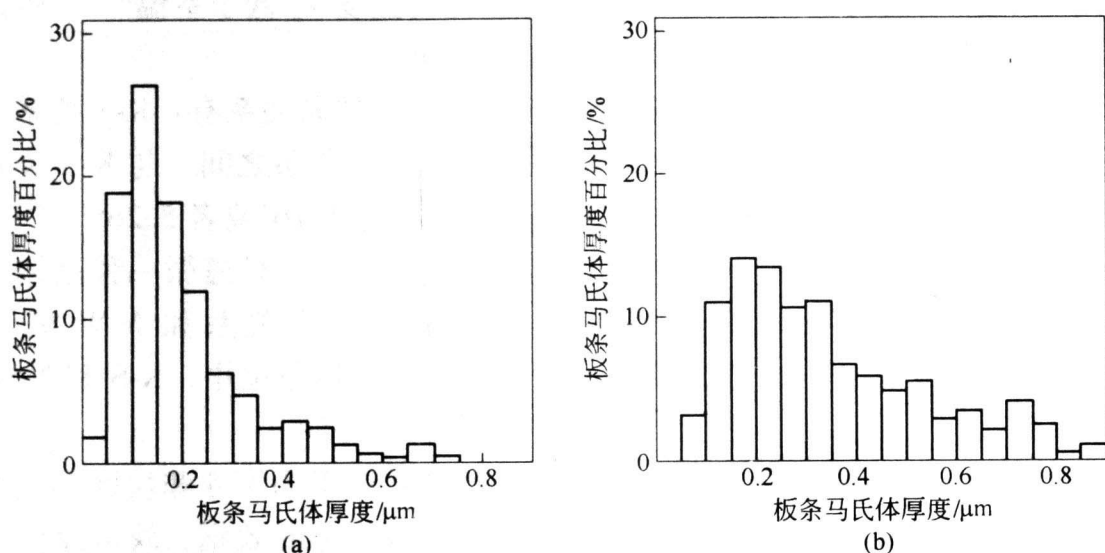


图 1-4 不同钢中板条状马氏体厚度的出现频率

(a) 碳的质量分数为 0.2% 的钢; (b) 镍的质量分数为 18% 的马氏体时效钢

数为 0.01% 的钢, 位错密度为 $5 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$; 碳的质量分数为 0.1% 的钢, 位错密度为 $1.5 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ [68]。采用电阻法测出 [69], 板条状马氏体的位错密度为 $0.3 \times 10^{12} \sim 0.9 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ 。最近测得 [70]: 碳的质量分数小于 0.002%、锰的质量分数为 1.55% 的纯铁淬火后, 位错密度为 $2.0 \times 10^{11} \text{ m}^{-2}$ 。低碳钢板冷轧 50% 后, 位错密度可以达到 $1 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$, 而低碳钢板马氏体的位错密度为 $2.3 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ [70] 或 $24 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ [71]。强冷加工的位错分布不均匀, 组成位错胞和剪切带 [72], 而低碳马氏体内的位错分布比较均匀 [45]。碳的质量分数为 0.36%、铬的质量分数为 5.06%、钼的质量分数为 1.25%、钒的质量分数为 0.49% 的板条状马氏体 [74] 的位错密度为 $1.5 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ 。回火温度到 550℃, 位错密度仍然在约 10^{16} m^{-2} 。一些板条内, 存在部分相变孪晶 [75]。在马氏体同奥氏体的分界面上是错配位错结构 [54]。

目前, 对板条状马氏体惯习面的测定结果很不一致。大多数得出是 $\{111\}_{\gamma}$ [44,46,77,78], 也有的得出的是接近 $\{111\}_{\gamma}$ [57]、偏离 $\{111\}_{\gamma} 4.5^{\circ}$ [80]、 $\{223\}_{\gamma}$ [81]、 $\{213\}_{\gamma}$ [82]、 $\{557\}_{\gamma}$ [83~86] ($\{557\}_{\gamma}$ 偏离 $\{111\}_{\gamma} 8^{\circ}$ [84]) 和 $\{345\}_{\gamma}$ [82]。

当碳的质量分数为 0.5% ~ 1.4% 时, 铁基合金马氏体的惯习面为 $\{225\}_{\gamma}$ [78]; 碳的质量分数为 1.5% ~ 2.0% 时, 惯习面为 $\{259\}_{\gamma}$ [87]; 对 Fe-5Ni-C、Fe-24Ni-2Mn 和 Fe-20Ni-6Ti 合金, 惯习面是 $\{213\}_{\gamma}$ [82]。

已经确定, 低碳 (碳的质量分数小于 0.2%) 马氏体是体心立方点阵。中碳和高碳马氏体中, 碳原子呈现无序分布时, 为体心正交点阵。当碳原子变成有序分布时, 马氏体具有体心正方点阵。铁碳合金马氏体在室温大都是正方点阵, 大部分 (大于 80%) 的碳原子呈有序分布。