

• 高等学校教学用书 •

钢材的控制轧制和 控制冷却

(第2版)

王有铭 李曼云 韦 光 编



冶金工业出版社

<http://www.cnmp.com.cn>

高等学校教学用书

钢材的控制轧制和控制冷却

(第2版)

王有铭 李曼云 韦 光 编

北 京
冶金工业出版社
2009

内 容 提 要

控制轧制和控制冷却技术,在提高钢材综合力学性能、开发新品种、简化生产工艺、节约能耗和改善生产条件等方面,取得了明显的经济效益和社会效益。本书第一篇为控制轧制及控制冷却理论,主要介绍了钢的强化和韧化、钢的奥氏体形变与再结晶、在变形条件下的相变、微合金元素在控制轧制中的作用、中低碳钢控制轧制特点、控轧条件下钢的变形抗力、钢材控制冷却理论基础;第二篇为控制轧制和控制冷却技术的应用,主要介绍了控制轧制和控制冷却技术在板带生产中的应用、控制轧制及控制冷却技术在型钢生产中的应用、控制轧制、控制冷却及形变热处理技术在钢管生产中的应用。

本书主要作为高等院校相关专业学生教材,也可供从事轧钢专业的工程技术人员参考。

图书在版编目(CIP)数据

钢材的控制轧制和控制冷却/王有铭,李曼云,韦光编.—2版.
—北京:冶金工业出版社,2009.3

高等学校教学用书

ISBN 978-7-5024-4804-2

I. 钢… II. ①王… ②李… ③韦… III. 钢材—热轧—控制
方法—高等学校—教材 IV. TG335.11

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2009)第 016362 号

出 版 人 曹胜利

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 postmaster@cnmip.com.cn

责任编辑 李枝梅 宋 良 美术编辑 李 心 版式设计 张 青

责任校对 卿文春 责任印制 牛晓波

ISBN 978-7-5024-4804-2

北京百善印刷厂印刷;冶金工业出版社发行;各地新华书店经销

1995 年 5 月第 1 版,2009 年 3 月第 2 版,2009 年 3 月第 6 次印刷

787mm×1092mm 1/16;15.25 印张;404 千字;231 页;11101—14100 册

32.00 元

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(100711) 电话:(010)65289081

(本书如有印装质量问题,本社发行部负责退换)

第2版前言

《钢材的控制轧制和控制冷却》一书从1995年出版到现在已重印5次,被大专院校有关专业学生、各轧钢厂科技人员和科研工作者选用和参考。但是,控制轧制和控制冷却技术经过近十多年的发展,在基本理论、相关设备和生产工艺等方面都有所提高和创新。在某些生产领域,如中厚钢板、薄带、薄板坯连铸连轧、连轧棒材和高速线材、型钢、无缝钢管等生产中,都合理地采用了控制轧制、控制冷却和在线热处理工艺。特别是在提高钢材综合力学性能、开发新品种、简化生产工艺、节约能耗、改善生产条件等方面,采用控轧和控冷工艺都取得了明显的经济效益和社会效益。国内外一些轧钢厂开始采用了新型控冷装置,轧机和控冷装置布置较为合理,利用计算机控制各种工艺参数,形成了适合轧制各钢种,不同规格的控轧、控冷或在线热处理工艺。为此,我们在收集有关资料的情况下,结合多年的科研成果和实践经验,对本书第1版进行修订,删除了一些较为落后或将被淘汰的生产工艺和设备,增补了有关铁素体轧制、超细晶粒组织的生产机理、中厚钢板、连轧带钢、薄板坯连铸连轧,连铸坯热送、直轧,高速线材、棒材、型材和无缝钢管,以及低碳钢、低合金钢、微合金化钢、中高碳钢和各种合金钢采用控制轧制、控制冷却或在线热处理工艺和设备的典型生产工艺和有关工艺参数,以使本书更适合现代轧制生产的需要。

随着科学技术的进步和冶炼、连铸及热轧生产工艺的发展,人们对热轧金属的组织变化规律和机理的认识会更加深入,相关理论将进一步完善,一定会有更为合理的控制轧制、控制冷却和在线热处理工艺,更能充分发挥钢材的性能,开发出新的钢材品种。

书中内容,涉及范围较广,限于篇幅,难尽其详,不足之处,诚请读者指正。

北京科技大学 王有铭 李曼云 韦 光

2008年8月于北京

第1版前言

控制轧制和控制冷却技术是近十多年来国内外新发展起来的轧钢生产新技术,受到国际冶金界的重视。各国先后开展了多方面的理论研究和应用技术研究,并在轧钢生产中加以应用,明显地改善和提高了钢材的强韧性和使用性能,为节约能耗、简化生产工艺和开发钢材新品种创造了有利条件。

通过控制轧制和控制冷却新工艺的开发与基本理论的研究,进一步揭示了热变形过程中变形和冷却工艺参数与钢材的组织变化、相变规律以及钢材性能之间的内在关系,充实和形成了钢材热变形条件下的物理冶金工程理论,为制定合理的热轧生产工艺提供了依据。

本书第一篇为钢材控制轧制及控制冷却理论,共七章,主要介绍钢材的强化机理、钢材热变形特点、变形再结晶、变形相变、微合金元素在控制轧制中的作用、中高碳钢的变形机制和控制冷却理论等基础知识。第二篇共三章,主要介绍控制轧制和控制冷却技术在中厚钢板、宽带钢、异型型钢、棒材、钢筋、线材和钢管生产中的应用。

本书作为金属压力加工专业的选修课教材,可帮助学生扩大和深化本专业的知识,掌握相关专业与本专业相结合的前沿技术。通过运用所学内容加强学生分析问题和解决问题的能力。

本书也可以作为从事这方面工作的科技人员和有关专业研究生的参考书。

本书主要由北京科技大学金属压力加工系王有铭、李曼云和韦光编写,徐福昌也参加了部分章节的编写工作。

本书汇集了作者近年来的科研成果,并且尽可能地收集国内外有关科研成就及生产实践资料,充实其内容。在编写过程中曾得到冶金部科技司轧钢处、有关工厂、高等院校和研究院所的大力支持,并提供了宝贵资料,在此谨向他们表示感谢。

由于水平有限,编写时间仓促,书中若有不足之处,诚恳希望读者予以指正。

编 者

1993年9月于北京

目 录

绪 论	1
-----------	---

第一篇 控制轧制及控制冷却理论

1 钢的强化和韧化	3
1.1 钢的强化机制	3
1.1.1 固溶强化	3
1.1.2 形变强化	4
1.1.3 沉淀强化与弥散强化	5
1.1.4 细晶强化	6
1.1.5 亚晶强化	7
1.1.6 相变强化	8
1.2 材料的韧性	8
1.2.1 韧性定义及其表示方法	8
1.2.2 影响钢材韧性的因素	8
参考文献	12
2 钢的奥氏体形变与再结晶	13
2.1 热变形过程中钢的奥氏体再结晶行为	13
2.2 热变形间隙时间内钢的奥氏体再结晶行为	16
2.3 动态再结晶的控制	18
2.3.1 动态再结晶发生的条件	18
2.3.2 动态再结晶的组织特点	19
2.4 静态再结晶的控制	21
2.4.1 静态再结晶的形核机构	21
2.4.2 静态再结晶的临界变形量	22
2.4.3 静态再结晶速度	22
2.4.4 静态再结晶的数量	23
2.4.5 静态再结晶晶粒的大小	23
2.4.6 再结晶区域图	27
参考文献	29

3 在变形条件下的相变	31
3.1 变形后的奥氏体向铁素体的转变($A \rightarrow F$)	31
3.1.1 从再结晶奥氏体晶粒生成铁素体晶粒	31
3.1.2 从部分再结晶奥氏体晶粒生成铁素体晶粒	32
3.1.3 从未再结晶奥氏体晶粒生成铁素体晶粒	32
3.2 变形条件对奥氏体向铁素体转变温度 A_{F3} 和组织结构的影响	35
3.2.1 变形条件对 A_{F3} 温度的影响	36
3.2.2 相变温度 A_{F3} 变化对组织结构的影响	38
3.3 变形条件对奥氏体向珠光体转变、奥氏体向贝氏体转变的影响	38
3.4 铁素体的变形与再结晶	39
3.4.1 铁素体热加工中的组织变化	39
3.4.2 在变形间隙时间里铁素体发生的组织变化	40
3.5 在两相区($A + F$)轧制时组织和性能的变化	41
3.6 超细晶化钢生产中控轧控冷工艺的特点	43
3.6.1 形变诱导(强化)铁素体相变钢	44
3.6.2 低(超低)碳贝氏体钢和针状铁素体钢	46
参考文献	49
4 微合金元素在控制轧制中的作用	50
4.1 微合金元素在热轧前加热过程中的溶解	50
4.1.1 铌在奥氏体中的溶解	50
4.1.2 钒在奥氏体中的溶解	51
4.1.3 钛在奥氏体中的溶解	51
4.2 控制轧制过程中微量元素碳氮化合物的析出	52
4.2.1 各阶段中 $Nb(C, N)$ 的析出状态	52
4.2.2 影响 $Nb(C, N)$ 析出的因素	55
4.3 微合金元素在控制轧制和控制冷却中的作用	57
4.3.1 加热时阻止奥氏体晶粒长大	57
4.3.2 抑制奥氏体再结晶	57
4.3.3 细化铁素体晶粒	61
4.3.4 影响钢的强韧性能	62
参考文献	65
5 中高碳钢控制轧制特点	67
5.1 中高碳钢奥氏体的再结晶行为	67
5.1.1 铌、碳对中高碳钢奥氏体再结晶临界变形量的影响	67
5.1.2 铌、碳对中高碳钢奥氏体再结晶晶粒度的影响	68
5.2 中高碳钢控制轧制钢材的组织状态	69

5.2.1 常温组织以铁素体为主的钢材($w_{\text{Mn}} < 1.0\%$)	70
5.2.2 常温组织以珠光体为主的钢材	70
5.2.3 共析钢	70
5.3 中高碳钢的组织与性能的关系	71
5.3.1 中高碳钢组织对性能的影响	71
5.3.2 控制轧制中组织性能的变化	72
参考文献	74
6 控轧条件下钢的变形抗力	75
6.1 影响控轧条件下钢的变形抗力的组织因素	75
6.2 考虑变形累计效果时的变形抗力计算	77
参考文献	78
7 钢材控制冷却理论基础	79
7.1 钢材水冷过程中的物理现象	79
7.1.1 水冷时的沸腾换热现象	79
7.1.2 相变热释放现象	81
7.1.3 对流换热系数 α 及其确定方法	82
7.2 控制冷却各阶段的冷却目的	82
7.3 轧后快速冷却工艺参数对钢材强韧性的影响	84
7.3.1 轧后冷却速度的影响	84
7.3.2 轧后开冷温度的影响	86
7.3.3 轧后快速冷却终冷温度的影响	87
7.3.4 Nb、Ti 等微合金含量的影响	87
7.4 控制冷却中的控制策略和数学模型	89
7.4.1 控制冷却策略	89
7.4.2 控冷数学模型	90
参考文献	91

第二篇 控制轧制和控制冷却技术的应用

8 控制轧制和控制冷却技术在板带生产中的应用	93
8.1 控制轧制时板坯加热制度的选择	93
8.1.1 钢的化学成分与加热温度的关系	94
8.1.2 加热温度对钢板强度的影响	94
8.1.3 加热温度对钢板韧性的影响	96
8.2 钢板和带钢控制轧制工艺的种类和特点	97
8.2.1 奥氏体再结晶型控制轧制的特点	97

8.2.2 奥氏体未再结晶型控制轧制的特点	99
8.2.3 奥氏体和铁素体两相区控制轧制特点	99
8.2.4 铁素体控制轧制的特点	101
8.3 中厚钢板控制轧制和控制冷却工艺的应用	103
8.3.1 合理选择钢的化学成分	103
8.3.2 不同类型中厚板轧机所采用的控制轧制工艺	104
8.3.3 中厚钢板的在线控制冷却	107
8.3.4 中厚钢板控制轧制和控制冷却工艺的结合	115
8.3.5 典型专用中厚钢板采用的控轧控冷工艺	116
8.4 热连轧带钢的控制轧制和控制冷却工艺	129
8.4.1 热连轧带钢的控制轧制和控制冷却工艺的应用	129
8.4.2 热连轧带钢生产线上的铁素体控轧控冷工艺	133
8.5 薄板坯连铸连轧生产线上采用的控轧和控冷工艺	134
8.5.1 薄板坯连铸连轧生产线的特点	134
8.5.2 CSP生产线上采用的控轧控冷工艺	134
8.6 控制轧制和控制冷却技术在双相钢板带生产中的应用	136
8.6.1 双相钢的组织、性能特点和生产方法	136
8.6.2 热轧双相钢的控制轧制和控制冷却	138
8.7 控制轧制和控制冷却技术在连铸坯直送或热送轧制板带生产中的应用	141
8.7.1 连铸坯直送或热装轧制板带的特性	141
8.7.2 连铸坯直送或热装轧制采用控制轧制和控制冷却工艺的要求	142
8.7.3 热连铸坯直送轧制钢材与连铸冷坯再加热轧制钢材力学性能的比较	142
参考文献	143
9 控制轧制及控制冷却技术在型钢生产中的应用	145
9.1 型钢的控制轧制和控制冷却	145
9.1.1 大中型型材的控制轧制和控制冷却	145
9.1.2 钢轨的在线热处理	154
9.2 棒材及钢筋的控制轧制和控制冷却	155
9.2.1 棒材的控制轧制和控制冷却	155
9.2.2 轴承钢棒材的控制轧制和控制冷却	161
9.2.3 带肋钢筋的控制轧制和控制冷却	167
9.3 高速线材轧机机组的控制轧制和控制冷却工艺	173
9.3.1 高速线材轧机的概况	173
9.3.2 高速线材轧机机组的控制轧制	174
9.3.3 高速线材机组轧后控制冷却	177
9.3.4 线材的控制轧制及控制冷却工艺的应用	184
参考文献	188
10 控制轧制、控制冷却及形变热处理技术在钢管生产中的应用	189
10.1 热轧无缝钢管控制轧制工艺研究基础	189

10.1.1	热轧无缝钢管变形规律的研究方法	190
10.1.2	热轧无缝钢管轧制过程中温度变化及变形量分配	190
10.1.3	热轧无缝钢管再结晶型控制轧制模拟研究	193
10.1.4	18-8 型奥氏体不锈钢管控制轧制	200
10.1.5	在热扩径机上采用控制轧制工艺生产锅炉管	201
10.2	热轧无缝钢管在线热处理的开发及应用	202
10.2.1	热轧无缝钢管轧后直接淬火	202
10.2.2	热轧无缝钢管轧后快速冷却工艺	216
10.2.3	热轧无缝钢管轧后余热正火(在线常化)	217
10.3	热轧钢管的形变热处理工艺	222
10.3.1	高温形变淬火	222
10.3.2	低温形变淬火	223
10.3.3	高温形变贝氏体化处理工艺	224
10.4	非调质钢的无缝钢管控轧工艺	225
10.4.1	微合金化非调质钢	225
10.4.2	高强度油井管的微合金非调质钢成分的优化	225
10.4.3	非调质高强度油井管钢控轧控冷工艺	226
10.4.4	微合金非调质钢在无缝钢管机组上的开发实例	227
10.5	热轧无缝钢管生产中采用控轧、控冷和在线热处理工艺的展望	230
	参考文献	231

绪 论

控制轧制 (Controlled rolling) 是在热轧过程中通过对金属加热制度、变形制度和温度制度的合理控制,使热塑性变形与固态相变结合,以获得细小晶粒组织,使钢材具有优异的综合力学性能的轧制新工艺。对低碳钢、低合金钢来说,采用控制轧制工艺主要是通过控制轧制工艺参数,细化变形奥氏体晶粒,经过奥氏体向铁素体和珠光体的相变,形成细化的铁素体晶粒和较为细小的珠光体球团,从而达到提高钢的强度、韧性和焊接性能的目的。

控制冷却 (Controlled Cooling) 是控制轧后钢材的冷却速度达到改善钢材组织和性能的目的。由于热轧变形的作用,促使变形奥氏体向铁素体转变温度 (A_s) 提高,相变后的铁素体晶粒容易长大,造成力学性能降低。为了细化铁素体晶粒,减小珠光体片层间距,阻止碳化物在高温下析出,以提高析出强化效果而采用控制冷却工艺。

控制轧制和控制冷却相结合能将热轧钢材的两种强化效果相加,进一步提高钢材的强韧性和获得合理的综合力学性能。

Nb、V、Ti 元素的微合金化钢采用控制轧制和控制冷却工艺,将充分发挥这些元素的强韧化作用,获得高的屈服强度、抗拉强度、很好的韧性、低的脆性转变温度、优越的成形性能和较好的焊接性能。

根据控制轧制和控制冷却理论和实践,目前,已将这一新工艺应用到中、高碳钢和合金钢的轧制生产中,取得了明显的经济效果。

20 世纪 20 年代就开始研究钢在热加工时,温度和变形等条件对显微组织和力学性能的影响。1925 年德国哈内曼 (H. Hanemann) 等人做了这方面的试验和工厂实践。第二次世界大战中,荷兰、比利时、瑞典等国一些没有热处理设备的轧钢厂,为了提高钢的强度和韧性,将终轧温度控制在 900°C 以下,并给予 20% ~ 30% 的道次压下率,生产出具有良好韧性的钢材。这就形成了采用“低温大压下”细化低碳钢的铁素体晶粒,提高强韧性的“控制轧制”的最初概念。

50 年代末和 60 年代初期,美国 and 苏联等国先后开展了钢的形变热处理工艺与钢材组织和性能关系的理论研究工作,它为控制轧制和控制冷却的机理研究和工艺的实践奠定了基础。60 年代初,英国斯温顿研究所的科研人员提出,铁素体 - 珠光体钢中显微组织与性能之间的定量关系,用表述各种强化机制作用的佩奇 (Petch) 关系式明确表明了热轧时晶粒细化的重要性。在低碳含量 (或低珠光体数量) 的钢中,细化的铁素体晶粒加上弥散沉淀析出的碳化物质点提高了钢的屈服强度,同时也改善了钢的塑性和韧性。

60 年代中期,英国钢铁研究协会进行了一系列研究:降低碳含量改善塑性和焊接性能,利用 Nb、V 获得高强度, Nb 对奥氏体再结晶的抑制作用以及细化奥氏体晶粒的各种途径。60 年代后期,美国采用控制轧制工艺生产出 $\sigma_s > 422\text{MPa}$ 的含 Nb 钢板,用来制造大口径输油钢管。日本一些钢铁公司用控制轧制工艺生产出强度高、低温韧性好的钢板,并开发出一系列新的控制轧制工艺,提出了相应的控制轧制理论。

在开发控制轧制工艺时,人们致力于降低终轧温度。在热轧带钢时,热轧工艺保持不变,仅采用较低的卷取温度,可消除或减小板卷头部、中部和尾部的强度差。钢的连续冷却转变 (CCT) 曲线为选择合适的冷却速度和带钢卷取温度提供了第一手参考数据,说明轧后冷却速度和卷取

温度对带钢组织和性能有直接影响,因而引起人们对控制冷却的重视。

以前人们采用普通喷嘴对钢材进行喷水冷却,但冷却不均匀,冷却效果不理想。1957年“层流”冷却系统首先被英国钢铁研究协会开发,并且应用在布林斯沃思市的432mm热轧窄带钢车间。1964年12月在美国克利夫兰市琼斯·劳林钢铁公司2030mm热轧宽带钢轧机上,采用层流冷却系统进行轧后控制冷却,将实验室试验结果应用到宽带生产,使之成为工艺的现实。

对厚度达到25.4mm的中板实行控制冷却是在美国匹兹堡市一座2286mm带钢轧机上试验的。15年后,中板控制冷却才首先被日本钢管公司实现,即1980年在福山工厂建成在线钢板加速冷却设备(OLAC)。1983年新日铁、住友金属、神户制钢和川崎制铁分别在有关钢板厂建立控制冷却装置。同时,在欧洲和美国等轧钢厂也相继采用。中厚钢板轧后快速冷却首先是在低温控制轧制(未再结晶型控制轧制)后进行,随着人们对再结晶型控制轧制工艺发展的重视,轧后采用快速冷却工艺就更加意义重大了。

随着控制冷却机理研究的不断深化及其实践,除了在中厚钢板、热轧带钢生产中采用控制冷却工艺之外,在线材生产中也取得了比较成熟定型的控制冷却工艺。斯太尔摩冷却法正式发表于1964年,它的问世基本解决了线材的拉拔性能问题。后来又发展了各种类型的控制冷却方法,例如施劳曼法、迪马克法、八幡法、热水浴法等。这些方法在世界各国得到广泛的应用,并且在不断改进和提出新的控制冷却方法。

近些年来,控制冷却工艺已经成功地运用到棒材、带肋钢筋、钢管以及型钢生产和合金钢生产中,并取得了明显的经济效益和社会效益。

60年代初,我国在控制轧制、轧后控制冷却和钢材形变热处理工艺研究方面已经起步,并取得初步成果。例如,对含有Cr、Ni、V的超高强度钢的形变热处理工艺研究,轴承钢轧后快冷工艺研究,钢板组织性能与轧制工艺参数关系研究等。但是,由于某些原因,使这方面的研究工作延误了十多年之久,直到1978年才又重新开始对控制轧制和控制冷却工艺及其有关理论进行系统的研究。特别是在国家第六个和第七个五年计划期间,国家科委和冶金部将控制轧制和控制冷却课题作为重点科技攻关项目,组织高等院校、工厂和科研院所的大批科研技术人员对控制轧制、控制冷却工艺、设备及其有关基本理论进行系统的研究。在变形奥氏体再结晶规律、变形奥氏体相变机制、碳化物析出沉淀规律及其定量分析、强韧化机制、微量元素的作用、控制轧制和控制冷却工艺的开发,以及新品种的研制等方面都取得了巨大成果,在某些方面已经接近或达到国际水平。在这一期间,建立了控制轧制模拟试验室、棒材和板材控制冷却试验室、计算机控制工艺参数模拟试验室等。为开展控制轧制和控制冷却基本理论研究和开发新工艺打下了稳固基础,为研制新品种创造了有利条件。同时,也为有关轧钢厂提供了大量控制轧制和控制冷却的试验数据,推动了控制轧制和控制冷却工艺的应用。在武汉钢铁公司、鞍山钢铁公司、重庆钢铁公司、太原钢铁公司、上钢三厂、上钢一厂、大冶钢厂、大连钢厂和齐齐哈尔钢厂等一些钢铁企业,采用控制轧制和控制冷却工艺生产出高强度、高韧性的造船、石油、天然气输送管道、锅炉及高压容器、火车车辆和机械、桥梁和矿山用的各种钢材,开发了新钢种,填补了国内钢材的部分空白。

控制轧制和控制冷却是热轧生产中的新技术和新工艺,是将轧钢工程学、塑性加工理论、金属材料学、传热学和流体力学等学科结合为一体的一门新学科,是金属塑性加工专业的理论与实践不可缺少的一个重要组成部分,是金属压力加工专业的前沿技术。

第一篇 控制轧制及控制冷却理论

1 钢的强化和韧化

一种材料要通过各种检验指标来确定它的加工性能和使用性能,不同的性能要采用各种不同的检验方法,例如力学的、金相的、磁学的、焊接的、防腐蚀的方法等。在这些检验中,对于钢材来说,在大多数情况下其力学性能是最基本、最重要的,其中强度性能又居首位。但对钢材不仅只要求强度,往往还要求一定的韧性和可焊接性能,而这方面的指标又是和强度性能指标相牵连的,甚至是相互矛盾的,很难使其中某项性能单方面发生变化。结构钢材的最新发展方向就是要求材料的强度、韧性和可焊接性能诸方面有比较好的匹配。控制轧制和控制冷却工艺正是能满足这种要求的一种比较合适的工艺。为了能够合理地利用各种强化机制来制定控轧控冷工艺,有必要对钢的强化机制及其对钢材强度和韧性的影响有粗略的了解。

1.1 钢的强化机制

强度是工程结构用钢最基本的要求。而所谓强度是指材料对塑性变形和断裂的抗力,用给定条件下所能承受的应力来表示。通过合金化、塑性变形和热处理等手段提高金属强度的方法称为金属的强化。

我们这里所指的强化是指光滑的金属材料试样在大气中,并在给定的变形速率、室温条件下,对拉伸时所能承受应力的提高。屈服强度(σ_s)和抗拉强度(σ_b)是其性能指标。

钢的强化机制包括固溶强化、形变强化、析出(沉淀)强化、细晶强化、亚晶强化和相变强化等。

下面将对上述几种强化机制分别作一简单说明。

1.1.1 固溶强化

要提高金属的强度可使金属与另一种金属(或非金属)形成固溶体合金。按照溶质的存在方式,固溶可分为间隙固溶和置换固溶。这种采用添加溶质元素使固溶体强度升高的现象称为固溶强化。

固溶强化的机理是溶质原子溶入铁的基体中,造成基体晶格畸变,从而使基体的强度提高,以及溶质原子与运动位错间的相互作用,阻碍了位错的运动,从而使材料的强度提高。

固溶强化的效果如何取决于一系列的条件,根据大量的实验结果发现有以下规律:

- (1)溶质元素溶解量增加固溶体的强度也增加。对于无限固溶体,当溶质原子浓度(摩尔分数)为 50% 时的强度最大。对于有限固溶体(如碳钢)其强度随溶质元素溶解量增加而增大;
- (2)溶质元素在溶剂中的饱和溶解度愈小其固溶强化效果愈好(图 1-1);
- (3)形成间隙固溶体的溶质元素(如 C、N、B 等元素在 Fe 中)其强化作用大于形成置换式固溶体(如 Mn、Si、P 等元素在 Fe 中)的溶质元素;
- (4)溶质与基体的原子大小差别愈大,强化效果也就愈显著。

对于非合金的和低合金的钢而言,可以把固溶强化看作是基体的强化机制,与轧制制度无关。钢中最主要的合金元素 Mn、Si、Cr、Ni、Cu 和 P 都能构成置换固溶体,并使屈服强度和抗拉强度呈线性增加(图 1-2)。C、N 等元素在 Fe 中形成间隙固溶体,在过饱和的固溶体中,由于 C、N 原子有很好的扩散能力,可以直接在位错附近和位错中心聚集,形成柯氏(Cottrell)气团,对运动的位错起着钉扎作用,使屈服强度、抗拉强度提高。各种实验表明,每增加 0.1% C 能使抗拉强度平均提高 70MPa,屈服强度平均提高 28MPa。但碳含量的增加将极大损害钢的韧性和可焊性。

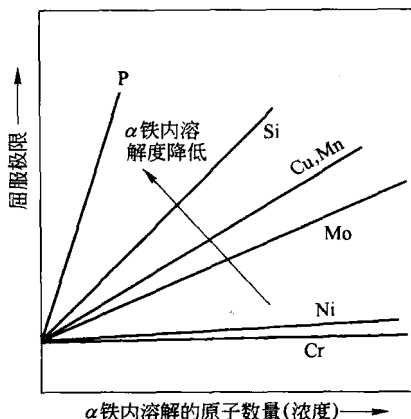


图 1-1 由置换元素来实现铁的固溶强化示意图

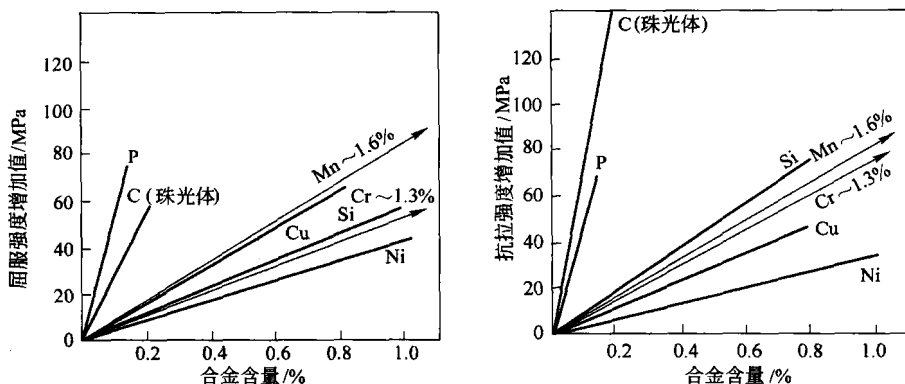


图 1-2 不同的合金元素对提高钢的屈服强度和抗拉强度的影响

假定合金元素的叠加作用呈线性关系,就可以列出下式用以计算由化学成分引起的强度值。

$$\text{屈服强度 } \sigma_s = 9.8 \times \{12.4 + 28w_C + 8.4w_{Mn} + 5.6w_{Si} + 5.5w_{Cr} + 4.5w_{Ni} + 8.0w_{Cu} + 55w_P + [3.0 - 0.2(h-5)]\} \text{ MPa} \quad (1-1)$$

$$\text{抗拉强度 } \sigma_b = 9.8 \times \{23.0 + 70w_C + 8.0w_{Mn} + 9.2w_{Si} + 7.4w_{Cr} + 3.4w_{Ni} + 5.7w_{Cu} + 46w_P + [2.1 - 0.14(h-5)]\} \text{ MPa} \quad (1-2)$$

式中, h 为产品厚度;各元素含量以质量分数代入。

1.1.2 形变强化

形变强化决定于位错运动受阻。金属的塑性变形意味着在位错运动之外还不断形成新的位错,因此位错密度值随着变形而不断增高,在剧烈冷变形后,甚至可高达 $5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ (铁的退火单晶的位错密度为 $10^6 \sim 10^7 \text{ cm}^{-2}$),变形应力也就随之增高,材料被加工硬化了。强化效应与位错类型、数量、分布,固溶体的晶型,合金化情况,晶粒度和取向以及沉淀颗粒的状况等有关。层错能低的金属比层错能高的金属加工硬化更为显著,细晶粒、有沉淀相、高速形变和低温形变都表现为较高的形变强化效应。奥氏体钢较之铁素体钢或铁素体-珠光体钢有更高的形变强化能

力(图 1-3)。金属的形变强化效应宏观上可以通过应力-应变曲线来描述。研究认为,金属材料的屈服强度与位错密度的 $1/2$ 次幂成正比。

冷变形的加工硬化机制在实践中是完全可以利用的。如冷拔线材、预应力钢筋、深冲薄板异形件等都是通过冷加工后使材料的强度得到提高的。

1.1.3 沉淀强化与弥散强化

细小的沉淀物分散于基体之中,阻碍位错运动,而产生强化作用,这就是沉淀强化。弥散强化与沉淀强化并没有太大区别,只是后者是内生的沉淀相,前者为外加质点。

在普通低合金钢中加入微量 Nb、V、Ti,这些元素可以形成碳的化合物、氮的化合物或碳氮化合物,在轧制中或轧后冷却时它们可以沉淀析出,起到第二相沉淀强化作用。此外这些质点在低合金钢的控制轧制中还起到抑制奥氏体再结晶、阻止晶粒长大等多方面的作用,因此是不可忽视的。我们将在后面的章节中作详细介绍。

沉淀强化的机制是位错和颗粒之间的相互作用,可以通过两种机制来描述:(1)对提高强度有积极作用的绕过过程或称 Orowan 机制;(2)对提高强度作用较小的剪切过程。

根据 Orowan - Ashby 的计算,第二相质点所产生的强度增加值为:

$$\sigma = \{ 5.9(\varphi)^{1/2} / \bar{x} \times \ln[\bar{x} / (2.5 \times 10^{-4})] \} \times 6894.76 \quad (1-3)$$

式中, σ 是位错克服第二相质点所必须增加的正应力,以 Pa 为单位。

第二相质点引起的强化效果与质点的平均直径 $\bar{x}$ 成反比,与其体积分数 φ 的平方根成正比。质点愈小,体积分数愈大,第二相引起的强化效果愈大。但是 $\bar{x}$ 和 L (质点之间间距)亦不能过小,否则位错不能在质点之间弯曲。质点本身强度不足也会使位错不是绕过质点而是从质点上剪切而过。这两者都会降低沉淀强化的效果。研究表明:第二相质点尺寸较小时,切过机制起强化效应,并随着质点尺寸的增加而增加。第二相质点较大时,绕过机制起作用,强化效应随质点尺寸减小而增大。只有当质点尺寸在临界转换尺寸 d_c 附近时,才能获得最大的沉淀强化效果(图 1-4)。也可以说,对于一定成分的质点,只有质点直径和质点间距恰好是不出现切断程度那么大时,才会产生最高的强化作用。根据计算和实验,一般的质点间距最佳值在 20 ~ 50 个原子间距,体积分数的最佳值在 2% 左右。

此外,沉淀相的部位、形状对强度都有影响。其一般规律是:沉淀颗粒分布在整个基体上比晶界沉淀的效果好;颗粒形状球状比片状有利于强化。形变热处理是在第二相质点沉淀前对材料施以塑性变形,因而使位错密度增加,第二相沉淀形核位置增多,因而析出物更为弥散。如果形变还能造成亚晶,那么第二相沉淀在亚晶界上,其分布密度更为弥散。这就是形变热处理造成强化的原因之一。

随着时间的延长,沉淀强化的强度将连续下降。这是因为颗粒长大,颗粒间距加大的缘故(图 1-5)。因此沉淀强化析出的质点应具有尽可能小的溶解度和很小的凝聚性。也就是说能在各种温度下保持稳定。结构钢中的碳化物、氮化物和碳氮化物在实际使用中能满足这些要求。

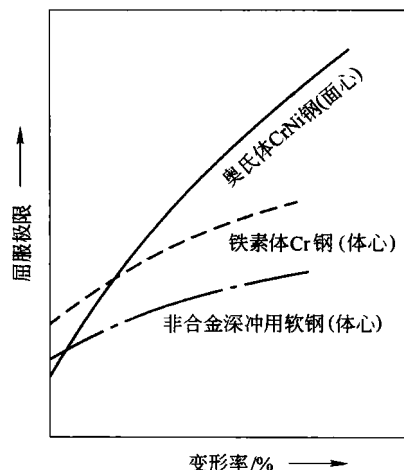


图 1-3 不同结构的钢的强化状态

1.1.4 细晶强化

和单晶体的塑性变形不同,多晶体晶粒中的位错滑移除了要克服晶格阻力、滑移面上杂质原子对位错的阻力外(这两点是和单晶体相同的),还要克服晶界的阻力。晶界是原子排列相当紊乱的地区,而且晶界两边晶粒的取向完全不同。晶粒愈小,晶界就愈多,晶界阻力也愈大,为使材料变形所施加的切应力就要增加,因而使材料的屈服强度提高。下式是根据位错理论计算得到的屈服强度与晶粒尺寸的关系。

$$\sigma_s = \sigma_i + K_1 D^{-1/2} \quad (1-4)$$

此式称为 Hall - Petch 公式。式中 σ_i 是常数,大体相当于单晶体时的屈服强度。 D 是晶粒直径,以 σ_s 和 $D^{-1/2}$ 作图(图 1-6),其斜率为 K_1 ,它是表征晶界对强度影响程度的常数。它和晶界结构有关,而和温度关系不大。试验表明,在应变速率为 $6 \times 10^{-4}/s$ 内,晶粒尺寸范围为 $3\mu m$ 到无限大(单晶)时,室温下的 K_1 值为 $14.0 \sim 23.4 N \cdot mm^{-3/2}$ (但也有资料给出在微合金钢及普通软钢中普遍采用的 K_1 值为 $7.4 N \cdot mm^{-3/2}$)。

σ_i 包含着不可避免的残留元素,如 Mn、Si、N 等对位错滑动的阻力。对于铁素体-珠光体组织的低碳钢经过实验确定了这些元素的作用,因此 Hall - Petch 公式可以改写为:

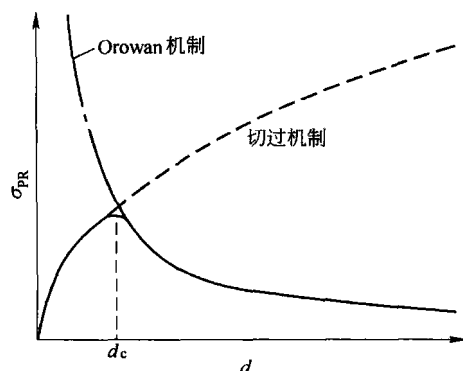


图 1-4 析出相质点强化作用与质点尺寸的关系

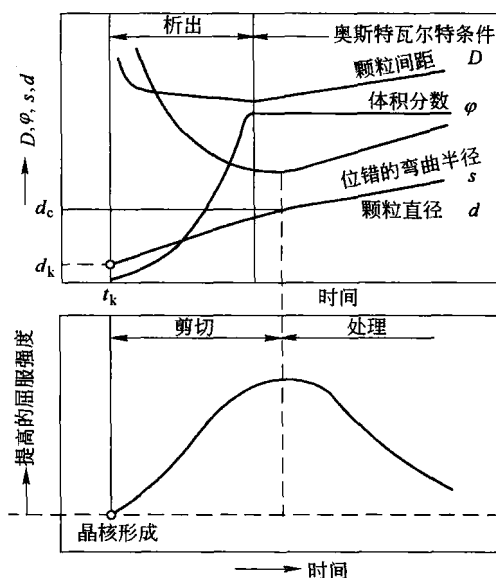


图 1-5 屈服强度随析出和颗粒增大而变化的示意图

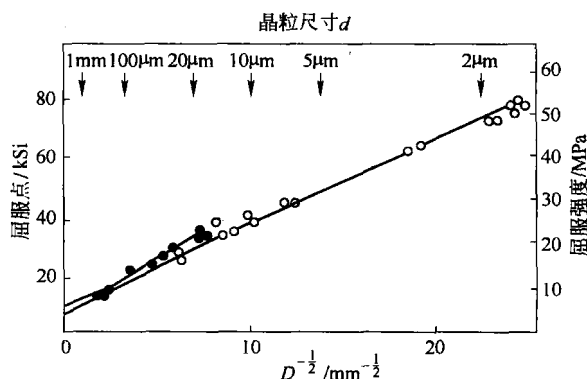


图 1-6 几种软钢的晶粒尺寸和下屈服点的关系

$$\sigma_s = \sigma_0 + (3.7w_{\text{Mn}} + 8.3w_{\text{Si}} + 291.8w_{\text{N}} + 1.51D^{-1/2}) \times 9.8 \quad (1-5)$$

式中,各元素含量以质量分数代入,各项的系数就是这些元素的固溶强化系数,即每1%质量分数可以提高的屈服强度。 σ_0 为单晶纯铁的屈服强度,实际上铁中总是含有微量碳的。 σ_0 值随不同的处理而异,空冷时 $\sigma_0 = 86.24\text{MPa}$,炉冷时为 60.76MPa 。 D 为等轴铁素体晶粒平均截线长,以mm为单位。 σ_s 为材料的屈服强度,以MPa为单位。

铁素体晶粒细化对提高屈服强度的效果是明显的。由公式(1-5)可得到每一个 $D^{-1/2}$ ($\text{mm}^{-1/2}$)可以使屈服强度变化 $14.7 \sim 23.6\text{MPa}$ 。由于铁素体晶粒尺寸 D 的变化与 $D^{-1/2}$ 的变化是不同的, D 大时, D 的变化引起 $D^{-1/2}$ 变化小;而 D 小时, D 的很小变化将使 $D^{-1/2}$ 产生较大的变化。 σ_s 是与 $D^{-1/2}$ 呈线性关系的,因此在细小的铁素体晶粒基础上的进一步细化将使 σ_s 有较大的提高。

式(1-5)适用于钢中珠光体含量小于30%的组织,这时珠光体的数量对 σ_s 的影响在测量误差范围之内(波动值在 30.38Pa 的置信度为95%)。当珠光体量大于30%时,珠光体对材料强度的影响不能忽视,公式可以改写为:

$$\sigma_s = \varphi_F \sigma_{0.2} + \varphi_P \sigma_P + \varphi_F K_1 D^{-1/2} \quad (1-6)$$

式中, φ_F 、 φ_P 是铁素体和珠光体的体积分数,即 $\varphi_F + \varphi_P = 1$; $\sigma_{0.2}$ 和 σ_P 相应为纯铁素体钢和纯珠光体钢的屈服强度。

由公式(1-6)可看出,曲线斜率 $\varphi_F K_1$ 随含碳量提高而变小,从而降低了细化铁素体晶粒的强化作用。相反含碳量提高使珠光体量增加,珠光体对 σ_s 的贡献加大。由此可得出结论,与细化晶粒有关的提高钢强度的方法中,钢中碳含量愈低其强化效果愈大。

此外,晶粒细化也能提高抗拉强度,不过要比对屈服强度的影响小。

屈强比将随着晶粒尺寸的减小而提高。晶粒细化对加工硬化指数 η 也有影响,一般有如下关系:

$$\eta = 5/(10 + D^{1/2}) \quad (1-7)$$

晶粒细化使 η 加大,亦即使加工硬化率提高。

实验证明,Hall-Petch公式可以应用到晶粒尺寸为 $1\mu\text{m}$ 的尺度,Morris等认为,该公式可以应用到晶粒尺寸大约为 20nm 的情况。但是晶粒尺寸在亚微米以下时,多晶体材料的屈服强度-晶粒尺寸关系曲线偏离常规的Hall-Petch公式。这是因为Hall-Petch关系是建立在经典的位错理论的假设上的,即大量的位错是弹性的并在充分塞积状态下,并且位错源可开动的位错数量是无限的。而在纳米晶体形变过程中,少有(甚至没有)位错行为,形变过程则主要由晶粒转动和晶界滑动完成。目前还没有一个能涵盖以晶粒细化和碳氮化物析出为强韧化基础的微合金化钢、微珠光体、针状铁素体、超低碳贝氏体等组织类型的强度表达式。

1.1.5 亚晶强化

低温加工的材料因动态、静态回复形成亚晶,亚晶的数量、大小与变形温度、变形量有关。亚晶强化的原因是位错密度提高。亚晶本身是位错墙,亚晶细小位错密度也高。另外,有的亚晶间的位向差稍大,也如同晶界一样阻止位错运动。

为了能定量的描述亚晶尺寸、数量对强化的作用,对C-Mn钢作了一系列实验,建立了一个与Hall-Petch公式形式相同的公式。

$$\sigma_s = \sigma_0 + K[D^{-1/2}\varphi_F + d^{-1/2}(1 - \varphi_F)/2] \quad (1-8)$$

式中, σ_0 、 K 分别是Hall-Petch公式中的单晶体的屈服强度和晶界强化系数; D 是没有亚晶的等轴铁素体尺寸; d 是铁素体亚晶尺寸; φ_F 是等轴铁素体的体积分数。