



宝钢学术年会

Baosteel Annual Academic Conference

首届宝钢学术年会论文集

第一分册：碳钢生产工艺技术及其产品研发

Baosteel AAC '04 Proceedings

May 27-28, 2004
Shanghai, China

Volume 1

Carbon Steel Grades and Processing

上海宝钢集团公司

Shanghai Baosteel Group Corporation

上海宝钢集团公司

Shanghai Baosteel Group Corporation

首届宝钢学术年会论文集

第一分册：碳钢生产工艺技术及其产品研发

Baosteel AAC '04 Proceedings

May 27-28, 2004
Shanghai, China

Volume 1

Carbon Steel Grades and Processing

上海宝钢集团公司
Shanghai Baosteel Group Corporation

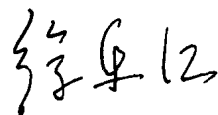
前 言

首届宝钢学术年会(Baosteel AAC'04)于2004年5月27~28日在上海宝钢召开。这是宝钢第一次举办这样的开放式、大型国际学术交流会。中国钢铁市场及钢产量的快速增长已成为举世瞩目的焦点,宝钢作为中国最大的钢铁制造企业,在中国和世界钢铁工业的舞台上扮演着重要的角色。我们希望通过积极认真地举办宝钢学术年会,搭建起世界钢铁科技进步的交流平台,为推动世界钢铁业的技术进步和可持续发展作出更积极、更有价值的努力和贡献。

全球钢铁工业的快速发展引发了一系列“能源”、“资源”和“环境”等方面的问题。如何正确理解和实施科学发展观,是宝钢长期以来十分重视和致力去完成任务,我们也有着较多的认识和实践,我们将本届年会的主题定为:“可持续的钢铁,可持续的未来”。宝钢十分愿意面向世界,博采众长,加强技术交流与协作,坚持可持续发展观念,共同推动冶金科技进步。

非常感谢国内外广大专家学者对本届学术年会的大力支持和热情参与,也非常感谢宝钢内外的广大科技工作者在较短时间内为大会提供大量高水平、有价值、有影响力的学术论文。对于来自国内外的430篇论文,我们组织专家认真筛选,确定170余篇结集出版。本《论文集》共五册,包括主题报告分册、碳钢生产工艺技术及其产品研发(第一册)、冶金设备及自动控制(第二册)、节能技术、环保和可持续发展(第三分册)、不锈钢和特殊钢生产工艺及其产品研发(第四分册)。希望我们的工作能得到广大科技工作者的理解和肯定。特别感谢本届年会学术委员会成员和顾问专家们为大会成功召开所做的努力和贡献,衷心感谢本届年会的筹备人员和本《论文集》编辑人员所做出的努力。

由于时间和水平有限,《论文集》中疏漏与错误难免,恳请读者批评指正。



2004年5月

《宝钢学术年会论文集》编委会

主 编：崔 健

编 委：(按姓氏笔画为序)

王 喆 王承学 方 园 朱立新 华建新

刘 晓 孙全社 杜 斌 李维国 邹 宽

吴东鹰 余永桂 张永杰 张清朗 陆匠心

陆祖英 陈 静 陈英颖 俞盘潮 施胜洪

徐明华 盛更红 崔 健 龚 斌 薛祖华

责任编辑：翁国强 刘宏娟

目次

1	先进钢铁材料技术的进展	干勇等(1)
2	Computational modeling of flow, heat transfer and deformation in the continuous casting of steel	Brian G. Thomas(13)
3	电磁场对改善钢材质量的作用	赫冀成(20)
4	Microalloyed, multi - phase steels: the value - added steel product for the Chinese steel industry in the 21st century	Anthony J. DeArdo(28)
5	Progress of production technology of clean steel in Baosteel	Cui Jian <i>et al</i> (34)
6	Recent topics in steelmaking research and development	Tooru Matsumiya(40)
7	Cost effective advanced solution for cold rolling steel production in China	N. Monier(47)
8	Challenging of EPM in economic mass production, Nano-technology and environment protection	Shigeo Asai(52)
9	连续铁水预处理方法的最新开发	崔健等(58)
10	Processing of dual-phase steel on CSP* plants	Christian Bilgen <i>et al</i> (62)
11	宝钢管线钢的发展回顾	郑磊(68)
12	全球化市场经济下宝钢股份生产模式的思考	周世春等(74)
13	宝钢高炉高煤比操作的实践与解析	徐万仁(81)
14	宝钢 BRP 技术的研究与开发	康复等(87)
15	钢液脱氧控制热力学模拟	张晓兵(91)
16	LF/VD 精炼过程氮的控制	顾文兵等(95)
17	ABS "LUNA" ECR* plant: latest developments and results after the third year of operation	F. Alzetta <i>et al</i> (100)
18	Research and development of strip casting process in Baosteel	Fang Yuan <i>et al</i> (109)
19	采用薄板坯连铸生产优质冷轧钢种的可行性分析	王新华(116)
20	双流薄板坯连铸连轧生产线中加热炉的物流调控	田乃媛等(124)
21	薄板坯连铸机新型浸入式水口的开发	包燕平等(130)
22	宝钢圆坯连铸结晶器热流分布的试验研究	刘晓等(134)
23	大方坯连铸动态轻压下技术应用研究	陈永等(139)
24	铁素体晶粒细化理论和技术的研究进展	董瀚等(143)
25	我国中厚板生产设备和工艺技术的发展	王国栋等(150)
26	Continuous cooling transformation temperatures and microstructures of niobium bearing microalloyed steels	Young - kook Lee <i>et al</i> (158)
27	纽约世贸中心用厚板钢剖析及对宝钢建筑用厚板开发的启示	陈超等(161)
28	宝钢耐候钢产品开发的现状及展望	李自刚等(166)
29	高强度耐大气腐蚀钢在铁道车辆上的应用与技术发展	张斌(172)
30	控冷及回火工艺对贝氏体钢厚板组织与强度的影响	侯华兴等(175)
31	V - N 微合金化高强度厚板的研制	杨雄等(181)
32	超低碳贝氏体钢厚板控轧控冷工艺研究	姚连登(185)
33	铁素体区轧制技术及攀钢的对策	左军(191)
34	唐钢薄板坯连铸连轧生产线 SPHC 钢铁素体轧制实践	刘明哲等(195)

35	Microstructure engineering of steel strip rolling: new frontier and challenges	Liu Zhengdong <i>et al</i> (200)
36	宝钢 2050mm 热轧精轧机组负荷分配改进	祝孔林等 (206)
37	Mathematical modeling of phase transformation from hot - deformed austenite in low carbon steels	Xu Yunbo <i>et al</i> (211)
38	热轧来料及冷轧工艺对连轧机出口板形的影响	许健勇等 (217)
39	冷连轧机高精度板厚的控制	姜正连等 (222)
40	宝钢 2030 冷连轧机 CVC 和 DSR 板形控制技术的比较与研究	王骏飞 (227)
41	宝钢电工钢质量现状及展望	陈晓等 (232)
42	Development of high performance steel plates at China steel	Pan Yeong - Tsuen <i>et al</i> (237)
43	宝钢镀锌钢板的发展	王利等 (242)
44	极薄带钢的工艺开发及应用	郑志刚 (247)
45	宝钢电镀锌汽车板生产技术的最新进展	黄胜标等 (250)
46	宝钢 1550CGL 锌锅运行状态的分析与研究	张红等 (255)
47	无氧化工艺对热镀锌板锌层附着性影响的研究	刘明辉等 (260)
48	合金化热镀锌钢板镀层截面 TEM 研究	刘俊亮等 (264)
49	电磁封流热浸镀技术	周月明等 (267)
50	从欧洲镀锡板用户技术的开展看宝钢镀锡板用户技术研究	吴军 (271)
51	Generation reason and corrosion characteristics of cavity of alloy layer of tinplate	Huang Jiugui <i>et al</i> (275)
52	大方坯连铸与小方坯连铸制造的钢帘线钢质量情况的比较	万根节等 (281)
53	连铸板坯三角区裂纹的成因分析	陈志平 (285)
54	连铸板坯内部裂纹表征及产生机理分析	徐国栋等 (288)
55	Theoretical consideration on formation and control of inclusions in austenite	Yong Qilong <i>et al</i> (292)
56	热轧冲压薄板性能研究	胡恒法等 (297)
57	钢带边部表面红色梭形缺陷分析	陈建民等 (302)
58	Research on the atmospheric corrosion mechanism of weathering steel	Zhang Quancheng (305)
59	软磁结构钢 950℃ 形变的物理机制	刘自成等 (310)
60	激光拼焊板多工序成形数值模拟及试验验证	蒋浩民等 (315)
61	国外潜艇用钢 HY100、HSLA100 和 HY130 的焊接技术现状与趋势	陈家本 (320)
62	压力容器用钢的焊接性研究和焊接工艺评定探析	张汉谦等 (324)
63	宝钢六 V - H 连轧机无槽轧制技术研究开发	徐震 (330)
64	82B - 1 盘条同圈及同卷强度稳定性研究	陈林 (336)
65	宝钢抗腐蚀系列油井管的开发与应用	张忠铎等 (341)
66	环境因素对 CO ₂ 腐蚀速率影响规律及腐蚀速率预测模型的建立	陈长风等 (345)
67	计算机仿真和全尺寸实物试验在特殊螺纹接头油套管研究开发中的应用	王琰等 (350)
68	喷射成形超高碳钢研究	史海生等 (355)
69	低碳低合金钢的纳米压痕表征	宋洪伟等 (359)
70	洁净钢中夹杂物快速检测技术的研究	唐复平等 (363)
71	对临界检测结果的统计认识及冶金分析的实例	周星等 (369)
72	1800 冷轧产品企业标准可行性的探讨	李玉光 (373)
73	赛隆刚玉滑板的性能及其使用	金从进等 (379)

先进钢铁材料技术的进展

干 勇,董 瀚
(钢铁研究总院)

摘要:钢铁材料仍然是 21 世纪的主要结构材料,是不断发展的先进材料。先进钢铁材料具有环境友好、高性能、资源节约、低成本的特征。文章从钢铁材料学科的理论和技术发展角度出发,结合市场发展的需求,论述微合金化钢、超细晶粒钢、氮合金化不锈钢、高质量特殊钢、钢材组织性能预报和材料信息化技术等重要的先进钢铁材料技术进展。

关键词:先进钢铁材料技术;微合金化钢;超细晶粒钢;氮合金化不锈钢;高质量特殊钢;钢材组织性能预报

Recent Progress in Advanced Steel Technologies

GAN Yong DONG Han

(Central Iron and Steel Research Institute)

Abstract: Steel is generally believed to be as the dominant structural material in the 21 century due to its environmental benign, high performance, resource saving and low cost characteristics. This paper reviewed the new developments in advanced steel technologies. It was stressed on the developments of microalloyed steel, ultrafine grained steel, nitrogen alloyed stainless steel, high quality specialty steel, quantitative process modeling and steel database technology.

Key Words: Advanced steel technology; Microalloyed steel; Ultrafine grained steel; Nitrogen alloyed stainless steel; High quality steel; Process modeling; Steel database

1 引言

钢铁材料具有资源丰富、生产规模大、易于加工、性能多样可靠、价格低廉、使用方便和便于回收等特点,是工业生产和人民生活中广泛使用的材料。目前和可预见的未来还没有任何材料能够全面取代钢铁,钢铁材料仍然是占据主导地位的结构材料,是经济和社会发展的物质基础。

21 世纪的高层建筑、深层地下和海洋设施、大跨度重载桥梁、轻型节能汽车、石油开采和长距离油气输送管线、大型储存容器、工程机械、精密仪器、大型民用船舶、军用舰艇、航空航天、高速铁路及能源设施等的发展需要高性能、长寿命和低成本先进钢铁材料。另一方面,社会的发展对钢铁的生产、加工、使用和回收等过程提出了节约能源、节省资源、保护环境的要求。因此,经济建设和社会发展迫切需要先进钢铁材料。

经过人类不懈的努力积累和创造,在钢铁材料科学和技术上取得了巨大的进步。钢铁材料的

宏观性能和微观组织之间的关系已逐渐清楚,可以运用量子力学方法定量解释钢铁材料某些宏观行为,这些成就将有利于从理论上设计钢铁材料。冶金工艺技术进步迅速,铁水脱硫、转炉复吹、超高功率电炉冶炼、炉外精炼、中间包冶金、连铸、控轧控冷、微合金化等技术又为钢铁材料的设计提供了技术保障。而计算机等相关行业的技术发展也为钢铁材料设计和生产提供了先进的控制手段。纵观钢铁材料的发展历史,归纳当前钢铁材料精采纷呈的理论和技术的发展,人们不难得出一个结论:基于当前的理论和技术发展,钢铁材料本身在 21 世纪还会发生重要的变革,最终将导致钢铁材料的性能显著提高,并将对整个社会发展起巨大的推动作用。先进钢铁材料的含义是:在环境性、资源性和经济性的约束下,采用新型钢铁材料的制造技术生产具有高洁净度、超细晶粒、高均匀度特征的钢材,强度和韧度比常用钢材提高,钢材使用寿命增加,满足 21 世纪国家经济和社会

发展的需求。

今天,先进钢铁材料技术发展表现在钢铁生产和应用的各个方面,全面和详尽的述及是不可能的。本文从钢铁材料学科的理论和技术发展角度出发,结合市场发展的需求,论述微合金化钢、超细晶粒钢、氮合金化不锈钢、高质量特殊钢、钢材组织性能预报和材料信息化技术等重要的先进钢铁材料技术进展。

2 微合金化钢技术

微合金化钢最早使用的微合金化元素是钒,20世纪初就在很多钢种中添加0.1%~0.2%的钒以提高钢材的强度和淬透性。1916年,Bullens就报道了在低碳钢中加入0.12%~0.20%的钒。美国钒公司在30年代研制的锰—钒钢的化学成分为0.18% C—1.45% Mn—(0.08%~0.10%) V,具有大于345 MPa的屈服强度。德国的Neumeister和Wiester在1945年就认识到含钒低碳钢中氮的重要性,而美国伯利恒公司的Frame和Melloy在1962年才报道了钒和氮在屈服强度为310~345 MPa的轧制态软钢生产中的联合作用。此后在铝脱氧镇静碱性转炉钢的实践中发现了含氮钢的正火过程中AlN的沉淀析出,将导致铁素体晶粒尺寸的细化和屈服强度的提高。1936年,Haudremont和Schrader确定了AlN对奥氏体晶粒粗化行为的影响;Wiester等在1957年全面论述了铝镇静低碳钢的物理冶金学问题,特别是研究了固溶度积的重要性,且分别考虑了固溶氮和化合氮对性能的影响。欧洲比北美对铝的应用更感兴趣,主要是因为欧洲更多采用正火,而北美侧重于轧制态性能。

20世纪50年代后期,由于巴西铌矿的大规模开采使得铌铁的成本大幅度降低,含铌微合金化钢得到广泛的研制开发和生产应用。美国国家钢铁公司大湖钢铁厂在1959年最早将铌处理钢投入市场,GLX—W系列热轧板材的典型屈服强度为325~445 MPa,延伸率为34%~43%,—29℃冲击值为27~40 J。这些钢是在约0.16% C和0.7% Mn的低碳钢基体成分中添加了0.02%~0.03% Nb的半镇静钢,除具有良好的力学性能外,还具有良好的成形性和焊接性。

20世纪60~70年代在微合金化钢研究与生产方面的重要工作有:将Hall—Petch关系式应用于低碳钢和微合金钢,同时明确提出了晶粒细化

不仅有效提高钢的强度还可明显提高钢的韧性,特别是改善冲击转折温度;在此基础上观测到含铌钢的屈服强度—晶粒尺寸关系明显偏离传统的Hall—Petch关系,并由此发现在铁素体中沉淀析出了非常微细的碳化铌、氮化铌或碳氮化铌沉淀相导致钢材的附加强化;第二相阻止晶粒粗化原理的提出及微合金碳氮化物用于控制高温奥氏体晶粒尺寸;微合金碳氮化物在奥氏体中的固溶度积公式及微合金元素的溶解与微合金碳氮化物的沉淀规律;稀溶体中第二相的Osterwald熟化过程及微合金碳氮化物的高温粗化规律;微合金元素或微合金碳氮化物对形变奥氏体的再结晶行为的影响;微合金化钢的组织—性能关系式与微合金钢性能的预测及设计;微合金化钢的控制轧制和控制冷却技术;微合金化钢中夹杂物对性能的影响规律和夹杂物改性控制技术;微合金化钢中渗碳体或珠光体对性能的影响规律及低珠光体钢和针状铁素体钢的研制开发。标志性的国际会议Microalloying'75对这一时期微合金化钢的研究开发及生产应用工作进行了充分的总结^[1],确立了微合金化钢的地位和进一步发展的方向,使得微合金化钢的发展成为几乎所有钢铁生产国家的重要发展方向。

20世纪80年代至今是微合金化钢的迅速发展时期,特别是90年代后期世界主要钢铁生产国相继制定和实施新一代钢铁材料研究发展计划,超细组织、高洁净度、高均匀度和微合金化是钢铁材料的最重要发展趋势,微合金钢的研究与生产应用获得了更为广泛的认同和重视^[2]。这一时期的主要工作有:复合微合金化原理;微合金碳氮化物的沉淀析出次序;高等级石油管线钢的研发;微钛处理控制奥氏体晶粒尺寸的原理及其普遍应用;微合金碳氮化物在铁素体中的固溶度积公式及其在铁素体中的沉淀析出强化原理;微合金化奥氏体的形变热处理原理及控制轧制技术特别是控制动态再结晶轧制技术的广泛应用;微合金化钢连铸连轧生产技术;微合金化原理的系统理论;钢铁基体组织的超细化技术与超细晶粒钢的研发;无珠光体钢乃至无间隙原子钢(IF Steels)的研制开发特别是在汽车用钢方面的生产应用;变形诱导铁素体相变(DIFT)技术;短流程紧凑生产(TSCR)微合金钢技术;高洁净度微合金化钢等。

微合金化钢的生产和应用已成为衡量一个国家钢铁工业发展水平的重要指标。目前,微合金

化钢占钢材总量的比例,世界平均水平约为 10%~15%,工业化国家达到 30%左右,而我国不足 5%。全世界钒的消耗强度已经达到 50 kg/1 000 t 钢,铌的消耗强度已经达到 60~80 kg/1 000 t 钢。而中国钒的消耗强度为 25 kg/1 000 t 钢左右,铌的消耗强度为 10~12 kg/1 000 t 钢左右。

过去国内外钢铁材料标准中有许多含钛钢种,我国钢种有 15MnTi、13MnTi、14MnVTi、20Ti、10Ti 等。目前钛微合金化主要用于微钛处理(0.02%),利用 TiN 析出相的高温稳定性来控制奥氏体晶粒长大,改善钢的韧性和焊接性。钒在钢中主要起沉淀强化作用,加入量一般小于 0.20%。钒微合金化一般不需要采用低温轧制,因此适合长形材及厚板等品种的开发。厚钢板、厚壁 H 型钢、微合金非调质钢等品种由于受轧机能力、形变量和孔型轧制等条件的限制,难以实现低温控轧。采用 V-N 微合金化技术结合再结晶轧制,通过 VN 在奥氏体中析出诱导铁素体在奥氏体晶内形核,从而细化组织。铌在钢中的主要作用是细化晶粒、沉淀强化和相变强化。与其它微合金元素相比,铌对奥氏体再结晶抑制作用最大。利用铌的这一特点发展了传统控轧工艺(未再结晶控轧)以细化晶粒。轧制后未沉淀析出的铌(固溶铌)将在铁素体内析出,起沉淀强化作用。另外,固溶铌还能够降低 A_{r3} 温度,有助于获得贝氏体和针状铁素体。近年来,钢铁研究总院研究了铌在变形诱导铁素体相变中的作用机理,与武钢和本钢合作开发了含铌高强度耐大气腐蚀钢,使 CuPTiRE 和 CuPCrNi 系两类应用最广泛的耐大气腐蚀钢的屈服强度分别提高到 400 MPa 和 500 MPa 以上,与包钢薄板坯连铸连轧厂合作开发了 X60 管线钢和汽车大梁钢。根据经济建设的需要,结合我国资源,应当发展有中国特色的微合金化高强高韧钢。

(1)微合金化高强度抗震钢筋

钒氮微合金化钢筋中利用了廉价的氮元素,充分发挥了钒的作用,达到了减少合金用量和降低成本的目的。与过去采用的 V-Fe 微合金化技术相比,合金元素的添加量减少一半,合金化成本节约 30%以上,并且生产工艺简便、稳定可靠,钢筋的性能也更加稳定,达到了一级抗震的要求。目前钒氮微合金化 HRB400 钢筋的生产技术在全国范围内推广使用,得到了生产企业及用户部门

的认可。随着新建筑规范的实施,我国建筑行业对 III 级钢筋的需求不断增长。钢筋产品从 II 级升级到 III 级,钢筋的消耗量减少 14%。若能够进一步升级到 500MPa 级的 IV 钢筋,可再减少 16%的用钢量。相对 II 级钢筋来说,采用 IV 级钢筋可节约钢筋用量 35%左右。可以看出,钢筋升级换代在我国具有显著的社会和经济效益。钒氮微合金化高强度钢筋的开发成功及推广应用,对促进我国建筑钢筋的升级换代起到了有力的推动作用。

(2)高强度薄板坯连铸连轧带钢

由于经济上和技术上的特点,薄板坯连铸连轧技术发展迅速。由于薄板坯连铸连轧技术与传统热轧带钢的工艺存在很大差异,依据传统工艺建立起来的 HSLA 钢的合金设计原理在薄板坯连铸连轧产品中无法直接应用。近年来,通过大量的研究开发,这方面工作已经取得了重大的进展。微合金化技术的发展,为高强度薄板坯连铸连轧产品的开发开辟了一条有效的途径。现在,采用薄板坯连铸连轧工艺已经能够生产出屈服强度 350~550 MPa 级的 HSLA 钢产品,并且获得了实际应用。

(3)微合金化耐候钢

目前,我国大量工业化生产和应用的耐大气腐蚀钢主要有 09CuPTiRE 和 09CuPCrNi。两种钢的屈服强度分别为 295 MPa 和 345 MPa,主要应用于铁道车辆和集装箱制造。为满足改革开放后国民经济的快速发展需求,为实现铁路货运高速、重载、安全的要求,必需采用更高强度级别和良好耐大气腐蚀性能的钢板制造生产。目前,铁道部初步制定了 450 MPa 级的强度目标,如何在保证钢的耐大气腐蚀性能的基础上实现钢板的低成本、高强度化生产,确保铁路货运提速重大目标的实施,是冶金工业生产必需解决的重要问题。另外,我国是集装箱制造大国,目前约 80%的集装箱在中国制造生产,年使用集装箱用钢板 200 万 t,用材主要为 345 MPa 级的 09CuPCrNi(SPA-H)。为减轻集装箱自重,提高运输效率,集装箱行业也提出了应用更高强度级别钢板的迫切愿望。目前,高强度耐大气腐蚀钢板在我国尚属空白,集装箱制造中使用的高强度钢板的比例也较低,应用的部分 600 MPa 级耐大气腐蚀钢板也主要依靠进口。因而,开发 500~600 MPa 级高强度耐大气腐蚀钢,提高我国集装箱的设计、制造和应用水平,

对进一步巩固我国集装箱制造的优势地位具有十分重要的意义。

(4)微合金化管线钢

高压、大输量、大管径的管线输送,可以大幅度降低输送成本,现已成为管线建设的主要发展趋势。为满足这一趋势,一般通过提高管线钢的强度来解决。目前,几乎所有的北美天然气(非酸性)管道都至少使用 X70 级管线钢材料,有些著名的石油公司以把 X80 作为天然气管道的首选钢级。未来的天然气管道建设将有可能越过 X100 强度级,直接使用 X120 级或更高级。目前我国对高强度级别管线钢的需求量很大,但国内高强度级别管线钢的产量和生产技术水平远远不能满足要求。铌几乎是高强度级别管线钢生产的必需元素,因此,应采用铌微合金化技术,开发和生产高强度级别管线钢。

(5)微合金化非调质钢

在中碳钢中添加少量的微合金化元素钒,依靠细小的碳氮化钒的析出,强化铁素体-珠光体组织,从而达到传统的调质钢所要求的强度水平。这是微合金非调质钢合金设计的一个基本原则。世界各国开发的微合金非调质钢均采用了钒微合金化技术。根据强度级别的不同,微合金非调质钢中钒的添加量一般在 0.06%~0.20% 范围。为了有效地发挥钒的沉淀强化作用,微合金非调质钢中增氮是必要的。研究表明,微合金非调质钢中增氮至 $150 \times 10^{-4}\%$ ~ $200 \times 10^{-4}\%$,对提高钢的性能十分有益。氮在微合金非调质钢中主要起三方面的作用:促进钒的析出,提高沉淀强化效果;细化晶粒;提高 TiN 的稳定性。微合金非调质钢广泛应用于汽车、机械、石油开采等。

3 超细晶粒钢技术

超细晶粒钢是当今世界钢铁材料领域研究的热点。从 20 世纪 90 年代末开始,日本、韩国、中国和欧盟等国家先后投入巨资进行超细晶粒钢的研发。日本采用低温大变形和多轴压下技术,在实验室将铁素体晶粒尺寸细化到 $0.5 \sim 1 \mu\text{m}$ ^[3]。韩国采用应变诱导动态相变(Strain Induced Dynamic Transformation)技术,在实验室轧机上将 C-Mn 钢和微合金钢的晶粒尺寸分别细化到 $4 \sim 5 \mu\text{m}$ 和 $2 \mu\text{m}$ 。韩国重视超细晶粒钢的研发工作,由 POSCO 承担了“21 世纪高性能结构材料”项目。其主要的学术思想是利用应变诱导动态相变

(SIDT)实现组织的超细化控制。POSCO 重点进行了超细晶粒钢在建筑钢结构衍梁上的应用开发工作^[4]。我国于 1998 年正式启动了“新一代钢铁材料的重大基础研究”项目(973 项目),其主要研究目标之一是将目前广泛应用的铁素体-珠光体钢的屈服强度提高一倍,即碳素结构钢屈服强度从 200 MPa 级提高到 400 MPa 级,高强度低合金钢的屈服强度从 400 MPa 级提高到 800 MPa 级。我国的研究形成了以变形诱导铁素体相变(DIFT)为核心的细晶粒或超细晶粒形成理论和控制技术,实现了细晶粒或超细晶粒钢的工业化生产^[5,6]。

为实现超细晶粒钢的工业化生产,日本川崎重工与中山钢厂采用异步辊轧制专利技术(SRDD)、机架间冷却和轧后快冷等技术建设了一条可低温大应变变形、适宜于超细晶粒控制的专业化超细晶粒钢生产线。采用低温大应变控制轧制技术可将低碳钢的铁素体晶粒尺寸细化至 $3 \mu\text{m}$,屈服强度提高到 500 MPa。中山钢厂研究了终轧出口温度及累积应变对钢板铁素体晶粒尺寸的影响,降低终轧温度,提高累积应变有利于形成超细组织。

日本新日铁公司采用一种命名为“先进 TM-CP 工艺”进行表层超细晶粒厚钢板的生产。该工艺的特征是将变形、道次间加速冷却、终轧后加速冷却及轧制过程中变形热控制等技术相结合,因而,该技术也被称之为“复杂 TMCPs”技术。利用该技术,新日铁公司已生产出厚度规格 25 mm、表层铁素体晶粒尺寸 $2 \mu\text{m}$,深度达 4 mm 的表层超细晶粒钢板。该钢具有较高的强度、韧性和良好的抗疲劳和断裂等性能。

我国 973 项目在开展新一代钢铁材料的基础理论研究工作的同时,也安排了超细晶粒钢的工业化试制与研究,其中重点安排了碳素超细晶粒钢扁平材、长型材和微合金超细晶粒扁平材的工业化试制。

在长型材研发方面,利用普通碳素结构钢 Q235 化学成分,通过有效的工艺控制,钢的组织可细化至 $5 \mu\text{m}$ 左右,开发的带肋钢筋的屈服强度达到了 400 MPa 级,满足 GB1499-1998 标准的热轧带肋钢筋要求。2002 年首钢已部分改造小型棒材生产线,首次生产直径为 25 mm 普碳钢超细晶粒 III 级钢筋 500 t 用于首钢河北生产基地建设。已累计生产近 2 000 t 400 MPa 普通碳素结构钢超细晶粒 III 级钢筋,用于国家大剧院,西直门交

通枢纽工程, CBD 商圈摩根大厦, 1 000 t 500 MPa 普通碳素结构钢细晶粒钢筋出口新加坡。

在扁平材开发方面, 宝钢与东北大学采对 C - Mn 钢利用低温轧制、加速冷却和低温卷取等技术, 获得了铁素体晶粒尺寸约为 $5\ \mu\text{m}$ 左右的铁素体—珠光体—贝氏体钢。钢板的屈服强度达到 400 MPa 级, 同时具有良好的成形性能, 目前已应用于一汽汽车大梁。攀钢和武钢与钢铁研究总院采用普通碳素结构钢化学成分, 利用控制轧制、道次间加速冷却和轧后快冷等技术, 获得了铁素体晶粒尺寸约为 $4\sim5\ \mu\text{m}$ 的铁素体—珠光体钢^[7,8]。钢板的屈服强度达到了 400 MPa 级, 钢板成形性能优异, 目前已开始批量应用于东风汽车大梁。

4 变形诱导铁素体相变(DIFT)现象和理论

变形诱导铁素体相变(Deformation Induced Ferrite Transformation, DIFT)是指在钢的 A_{c3} 温度附近施加变形, 变形中奥氏体能量升高, 稳定性降低, 从而导致 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变。由于相变是在变形过程中, 而不是在变形之后的冷却过程中发生的, 因而又被称为动态相变(Dynamic Transformation)。这种相变之所以引起人们的关注, 一方面是因为它能够获得超细晶, 另一方面是因为它具有较好的工业化前景。

变形诱导铁素体相变现象(DIFT)是在 20 世纪 80 代首次报道的, 当时称为应变诱导/强化铁素体相变(SIFT/SEFT)。Yada 等人最早较为系统地考察了这一现象: 通过在 1 073 K 单道次变形或多道次连续变形, 可将 0.11%~1.0% Mn 钢的铁素体晶粒细化至 $1\sim3\ \mu\text{m}$ 。铁素体数量随变形道次的增加而逐渐增多, 同时晶粒尺寸逐步减小, 表明铁素体发生了动态再结晶。采用原位 X 线衍射技术(in-situ X-ray diffraction), 证实了变形诱导铁素体相变的存在。同时发现, 相变可在钢的平衡相变温度以上发生, 提高应变速率有利于变形诱导铁素体相变的进行。综合各种试验结果(组织观察、微区成分测定和应力应变曲线), Yada 等认为 DIFT 是一个不涉及原子长程扩散的块状转变。

Hodgson 等人采用多种变形方式(单道次轧制、热扭转、压缩变形), 研究了不同化学成分钢的 DIFT 行为。主要研究结果如下: 通过在 A_{r3} 或稍高温下的单道次轧制, 可在距钢板表面一定厚

度内形成均匀的超细晶铁素体(晶粒尺寸为 $1\sim3\ \mu\text{m}$)。这种铁素体是变形诱导相变的产物。晶粒超细化被认为是钢板表面大的剪切变形和奥氏体大过冷共同作用的结果。压缩变形和扭转变形的晶粒细化效果不及单道次轧制。原因是前者奥氏体的过冷度小于后者。化学成分对变形诱导铁素体的晶粒尺寸有一定影响。碳含量增加有利于铁素体晶粒的细化; Nb、Ti 等微合金元素可明显细化铁素体晶粒。TEM 和 EBSD 的研究表明, 变形诱导铁素体主要在奥氏体晶内变形带和位错胞壁上形核。在单个奥氏体晶内形成的铁素体具有明显的微结构。

Choo 等人的工作主要包括两方面: 一是在 Gleeble 实验机上研究了变形诱导铁素体相变的组织演变过程和微观机理; 二是在实验室轧机上实现了变形诱导铁素体相变轧制。主要结果如下: 在略高于 A_{c3} 温度的大压下变形(80%~90%), 可在 C-Mn 钢中获得尺寸为 $2\ \mu\text{m}$ 超细晶铁素体。膨胀实验证实了超细晶铁素体是在变形中形成的。TEM 观察表明, 铁素体内位错密度很低, 渗碳体以颗粒状存在于铁素体晶界和晶内。变形诱导铁素体相变的发生需要一临界变形量, 它与奥氏体晶粒尺寸有关。奥氏体晶粒越细, 临界变形量就越低。在多道次轧制中, 变形诱导铁素体的数量随总变形量的增大而增加。变形量较小时, 铁素体在奥氏体晶界形核; 待奥氏体晶界被消耗完毕后, 铁素体在 γ/α 界面上形核, 最后变形诱导铁素体的数量达到饱和。

除上述工作外, 国外还有部分人在做 DIFT 方面的研究工作。Hong 等通过($A_{\text{r3}}+10$)K 温度下单道次 80% 的大压下变形, 将 0.6% C-1.53% Mn-1.24% Si-0.11% V-0.077% Nb 双相钢的铁素体晶粒尺寸细化到 $2\ \mu\text{m}$ 。Mintz 等针对低碳钢连铸坯校直过程中的沿晶开裂问题, 研究了低应变速率条件下的变形诱导铁素体相变。但其工作的着眼点不是获得超细晶组织, 而在于如何防止变形诱导铁素体相变的发生。

北京科技大学孙祖庆、杨玥、杨平等系统地研究了低碳钢过冷奥氏体的变形诱导铁素体相变(形变强化相变)和铁素体动态再结晶的规律。关于变形诱导铁素体相变的主要进展如下: 低碳钢过冷奥氏体在热变形过程会先后经历变形诱导铁素体相变与铁素体动态再结晶两个阶段。变形初期, 变形诱导铁素体相变是晶粒细化的主要原因。

当相变基本完成以后,铁素体动态再结晶导致晶粒进一步细化。在相变初期,铁素体主要在原奥氏体晶界形核;在原奥氏体晶界被占满以后,铁素体形核以在铁素体/奥氏体相界前沿高畸变区反复形核为主,形核位置不饱和。根据转变动力学特征,低碳钢变形诱导铁素体相变可分为三个阶段。第一阶段符合 Cahn 的“位置饱和”机制,对应于铁素体在原奥氏体晶界及三叉界的形核($n = 4$);第二和第三阶段属于“位置不饱和”机制,分别对应于铁素体/奥氏体界面前沿畸变区的反复形核($n = 1.1 \sim 1.5$),及剩余少量奥氏体区的相变形核($n = 0.3 \sim 0.6$)。

在研究温度、应变、应变速率的影响规律的基础上,我们提出了以变形诱导铁素体相变作为描述这一现象的名词^[9]。在实验室轧机上成功地实现了微合金钢变形诱导铁素体相变轧制,并获得超细晶组织。主要研究结果如下:通过 820℃ 三道次变形诱导铁素体相变轧制,将低碳微合金钢 0.09C - 0.29Si - 1.42Mn - 0.045Nb - 0.008Ti (wt%) 的铁素体晶粒细化到 0.92 μm ,屈服强度达到 630 MPa。随着总压下量的增大,诱导相变铁素体的体积分数增加,铁素体晶粒平均尺寸略有下降。诱导相变后卷取使钢带的超细晶组织均匀,但是强度下降。碳含量影响变形诱导铁素体相变。在碳含量为超低碳(0.003%)时,钢板的屈服强度急剧上升,可以达到 1 000 MPa。超低碳钢中获得的变形诱导铁素体晶粒更加细小,而且沿钢带横截面的组织分布均匀。固溶铌不利于变形诱导铁素体相变,析出铌可促进变形诱导铁素体相变,而且还可以阻止铁素体晶粒的长大。

5 氮合金化不锈钢技术

我国经济的发展促进了不锈钢的生产和消费快速增长。镍是当前多数不锈钢的主要合金化元素。不锈钢生产的快速增长导致了镍资源的紧缺,已有镍资源将无法充分满足不锈钢的生产需求。应用氮合金化可以替代不锈钢的镍元素,降低成本,提高性能。同时,氮是取之不尽和用之不竭的不锈钢合金化元素资源。

在奥氏体不锈钢的发展中,相当多的工作是致力于发展抗敏化的不锈钢。为了寻找改善敏化性能的方法,人们向钢中加入稳定化元素 Nb 和 Ti 等,或降低钢中的碳含量。向钢中加入稳定化元素 Ti 和 Nb 与碳结合,从而减少或抑制 Cr_{23}C_6

的析出,减轻晶界附近铬的贫化程度或消除铬的贫化,提高钢的抗敏化能力。目前我国这类钢所占的比例较大。这类钢的不足之处就是在进行焊接时,往往会出现“刀状腐蚀”。这是由于焊接时,与熔合线附近的一个很窄区带内的温度大大超过了 TiC 和 NbC 的溶解温度(1 100℃),致使碳化物重新溶解。在随后通过 480 ~ 760℃ 温度区间冷却时,则在与焊缝紧贴的地方产生一个薄的敏化层,其在一定环境中对晶间腐蚀敏感。20 世纪 60 年代后期,随着冶炼技术的发展,氩-氧脱碳精炼法(AOD)和真空吹氧脱碳法(VOD)开始作为商品化生产技术应用到不锈钢的生产上。用精炼技术可经济地脱碳,并易于将碳含量降至 0.03% 以下,减少了敏化现象的发生。超低碳奥氏体不锈钢以其优异的耐蚀性和综合性能,逐渐取代了含 Nb 和 Ti 类不锈钢。然而碳的降低使得奥氏体不锈钢的强度下降。为弥补降碳引起的强度不足,氮在不锈钢中的作用开始为人们所重视。

从 20 世纪 20 年代开始,人们发现在不锈钢中氮可以提高强度,后来又陆续发现其对钢的耐蚀性能有有益的影响。但氮作为合金化元素使用的最早报道是在 1938 年。阻碍氮作为合金元素广泛使用的主要因素首先是氮的加入问题。在大气压强下氮溶解度非常低,加入困难。由于加入量很小,因此其对钢的有利作用不明显,阻碍了人们对氮的应用。

20 世纪 50 年代,由于当时不锈钢中贵重元素镍的缺乏,促使了人们对铬镍锰氮和铬锰氮奥氏体不锈钢的广泛研究。这种研究的结果导致了 Cr - Mn - Ni - N 不锈钢系列即 200 系的诞生。钢中的氮含量大多在 0.10% ~ 0.25% 范围内。60 年代由于 AOD 炉外精炼技术的工业应用,使得氮的加入和控制问题得到了一定程度的解决。对含氮不锈钢的进一步研究使得氮在不锈钢中的有益作用越来越多地为人们所认识。当时,研究者已经认识到氮在显著提高不锈钢的力学性能的同时,还提高钢的耐腐蚀性能,特别是耐局部腐蚀性能如耐晶间腐蚀、点腐蚀和缝隙腐蚀等。

但是,受冶炼条件等因素的限制,当时氮在不锈钢中的溶解度仍然较低。随着加压冶金技术的发展,氮可以较大含量固溶于钢中,并因此改善钢的性能。氮在钢中的作用再次被人们所广泛关注。目前生产氮钢的方法如图 1 所示。

加压冶金技术是近 30 年才出现的新的冶炼

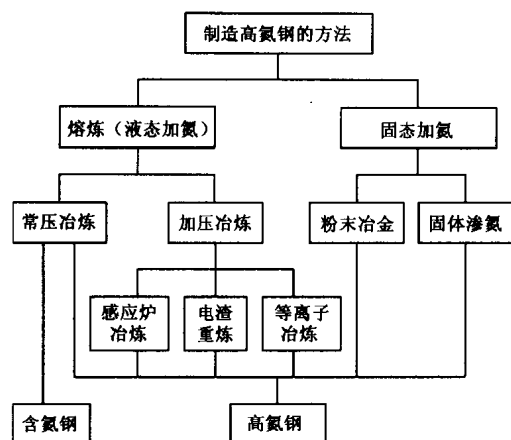


图1 生产高氮钢的方法

方法。从热力学三大要素看:化学成分、温度和压力,目前传统冶炼基本只用了前两个因素。至于压力因素,只有常压和真空冶炼,其限度到 -0.1 MPa 。而加压冶炼的压力可调范围大。在加压条件下,可以扩大气体元素在钢中的溶解度,使氮固溶在钢中,真正发挥合金元素的作用,从而将高氮钢的性能较传统钢提高 $30\% \sim 150\%$ 。目前国外已开发了多种高氮钢的冶炼技术,包括等离子冶炼、加压感应炉冶炼、加压电渣重熔冶炼、粉末冶金以及利用先进的计算机合金设计方法进行的常压下高氮钢的冶炼等。德国、奥地利、保加利亚等国已工业化生产和应用高氮钢。目前工业化应用的最大加压电渣炉已达 20 t ,最大工作压力达 6 MPa ,在奥氏体不锈钢中最高氮的加入量可达 2.1% 。

对奥氏体不锈钢而言,其组织中的奥氏体和铁素体相平衡是一个关键因素。这可以通过镍当量(Ni_{eq})和铬当量(Cr_{eq})的计算得以反映。早期对 Ni_{eq} 、 Cr_{eq} 最著名的计算是用于描述金属焊缝组织与铬镍当量关系的 Schaeffler 图和 Delong 图。Schaeffler 图中铬镍当量计算公式分别为:

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5 \times \% \text{Si} + 0.5 \times \% \text{Nb}$$

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \% \text{Ni} + 30 \times \% \text{C} + 0.5 \times \% \text{Mn}$$

在这一关系中,并没有考虑到氮的影响。而在 Delong 图中的镍当量就包括了氮的作用:

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \% \text{Ni} + 30 \times \% \text{C} + 30 \times \% \text{N} +$$

$$0.5 \times \% \text{Mn}$$

随着高氮含量的奥氏体不锈钢的发展,Speidel 等人经过实践,提出了更为精确的镍当量计算公式:

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \text{Ni} + 0.12\text{Mn} - 0.0086\text{Mn}^2 + 30\text{C} + 18\text{N} + 0.44\text{Cu}$$

并在此基础上,给出了修正后的 Schaeffler 图。Rashev 等人在大量研究的基础上,总结出经验公式:

$$1\text{ kg N} = 6 \sim 22\text{ kg Ni}.$$

在铬镍奥氏体不锈钢中,随氮含量增加可形成 Cr_2N 型氮化物。另一方面,氮强烈抑制脆化金属间沉淀相 σ 相的析出。Rhodes 等人报道了合金元素对 σ 相溶解温度的影响:

$$T_{\sigma}(\text{℃}) = 26.4\text{Cr} + 6.7\text{Mn} + 50.9\text{Mo} + 92.2\text{Si} - 9.2\text{Ni} - 17.9\text{Cu} - 230.4\text{C} - 238.4\text{N} + 447$$

可见,氮强烈抑制 σ 相析出。氮对不锈钢基体组织的影响强烈。氮的这种作用使其在不锈钢中可以代替部分镍,降低钢中的铁素体含量,使奥氏体更稳定,防止有害金属间相的析出,甚至在冷加工条件下可避免出现马氏体转变。

氮在显著提高不锈钢强度的同时,并不降低塑性和韧性。实验数据表明:在奥氏体不锈钢中,每加入 $0.10\% \text{ N}$,其强度($R_{\text{p}0.2}$, R_{m})提高约 $60 \sim 100\text{ MPa}$ 。这为研究高强高韧钢提供了重要途径。此外,氮也提高不锈钢的抗蠕变、疲劳、磨损以及低温性能等。氮对不锈钢耐蚀性能的有益作用主要表现在耐点腐蚀、缝隙腐蚀方面。这种作用可由点蚀当量公式反映出:

$$\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3.3 \% \text{Mo} + 16 \% \text{N}$$

Grabke 报道了氮对临界点蚀温度(CPT)和临界缝隙腐蚀温度(CCT)的影响:

$$\text{CPT}(\text{℃}) = 2.5 \% \text{Cr} + 7.6 \% \text{Mo} + 31.9 \% \text{N} - 41$$

$$\text{CCT}(\text{℃}) = 3.2 \% \text{Cr} + 7.6 \% \text{Mo} + 10.5 \% \text{N} - 81$$

虽然人们对氮在不锈钢中的这些有益作用已经有了较广泛的认识,并且在此基础上研制和应用一些氮合金化不锈钢。但是,对氮在钢中的物理冶金学研究以及氮的作用机理,人们的认识还不统一,仍需要进行深入的基础研究。

氮合金化不锈钢的研究还具有重要的科学意义。作为固溶元素,碳和氮均以间隙固溶的方式在铁素体(体心立方)的八面体和奥氏体(面心立方)的四面体中存在。当元素含量超过溶解度积后,碳和氮以化合物的形式析出。碳作为钢中应用最广的间隙原子,其在铁素体和奥氏体中的析出规律已得到比较系统的研究,而氮由于在常规冶金条件下溶解度的限制,目前的研究还远没有系统化,此外,从目前的研究成果来看,氮在奥氏体不锈钢中含量的提高将极大地提高碳在奥氏体中的溶解度,氮和碳之间的这种交互作用为碳在

奥氏体不锈钢中的应用开辟了一个新的天地^[10]。进一步了解碳和氮在钢中强韧化的本质。体心立方结构的钢中韧脆转变出现的原因已有许多研究,但当氮含量高达一定时,面心立方的奥氏体不锈钢出现韧脆转变机理尚不明了。对上述现象的研究可进一步了解钢中韧脆转变的本质,了解碳和氮在奥氏体不锈钢中的耐蚀机理。在传统的奥氏体不锈钢中,碳作为降低耐蚀性的元素,或的手段尽量降到最低程度,或通过加入稳定化元素以降低其对耐蚀性的影响。随着氮含量的提高,碳在奥氏体不锈钢中的溶解度提高,同样可能提高钢的耐蚀性。

目前,氮合金化不锈钢发展的主要趋势有:(1)高强高韧钢。此类钢主要利用氮对钢力学性能的贡献,通过适当的冶金工艺和恰当的合金设计,将氮极大地固溶于钢中,从而研制出超高强度、超高韧性的不锈钢。已经研究出固溶状态下屈服强度超过 2 000 MPa、冷变形状态下强度超过 3 600 MPa 的超高强度钢。(2)以耐蚀性能为主的综合性能优异的不锈钢。此类钢主要利用氮对钢的耐蚀性能的贡献,并兼顾氮在力学性能上的影响,针对特殊的服役环境,研究出一系列新型超级不锈钢。(3)以节约资源、降低成本为主要目的的经济型不锈钢。此类钢利用氮对钢组织的影响,部分或全部替代贵重金属镍,使得钢在较低的原料成本下仍保持奥氏体组织,从而在性能上兼顾奥氏体钢的特点和氮对钢性能的作用,进一步扩大了不锈钢的使用。

我们正在开展氮合金化不锈钢的研究工作,其中有:高洁净度和高均匀度的氮含量控制在 0.08%~0.12% 的核级控氮 304 不锈钢,其耐蚀性能优于 304 不锈钢;高洁净度和高均匀度的氮含量控制在 0.06%~0.12% 的核级控氮 316 不锈钢,其耐蚀性能优于 316 不锈钢;氮含量 0.35%~0.46% 的超级奥氏体不锈钢具有高力学性能^[11]、优良的耐点蚀和缝隙腐蚀性能;已工业化试生产出氮含量达 0.7% 的高氮奥氏体不锈钢。

6 高质量特殊钢技术

6.1 特殊钢在线软化退火处理

为了进行机械加工,按照传统冶金生产工艺流程生产出的特殊钢材,如冷镦钢、轴承钢、齿轮钢、弹簧钢、合结钢和碳结钢等需要先进行软化退火处理。这种退火处理往往周期长,要消耗大量

的能源和资源,还污染环境。利用轧制潜热进行在线软化退火处理,不需要离线重新加热,节能降耗效果显著。特殊钢线材的在线软化处理属目前国际前沿技术。许多国家相继开展了特殊钢的在线软化处理技术的研究开发,这种研究主要以高碳的 GCr15 轴承钢的控轧控冷和在线球化退火处理为主。如前苏联采用低温轧制,轧后立即加热到 780℃,保温 30 min 后慢冷;钢研总院则在奥氏体再结晶区大压下量变形,细化奥氏体晶粒;轧后在高效水冷器中进行快速冷却,以控制网状碳化物和获得有利于球化退火的预备组织,以缩短球化退火时间。

然而,对于中碳钢和中碳合金钢,国内外的研究工作则十分有限。目前世界上仅日本个别企业工业生产出在线直接软化处理的冷镦钢线材。神户制钢公司第七线材厂在 1999 年进行了改造^[12,13],增加了超重载能力的减定径机组并将运输线从原先的 48 m 加长到 100 m,可实现低温轧制和较宽温度范围内的控制冷却。2001 年他们成功地在改造后的线材轧机上生产出在线软化的冷镦钢盘条。在线软化处理 SCM435 线材的强度低于 800 MPa,而传统工艺生产的钢材强度大于 900 MPa。用其进行球化退火,在达到同样珠光体球化率的情况下,节省等温时间 45%。所生产出的具有微细组织的 S45C 钢线材则可实现快速球化退火。

实现在线软化退火处理的技术关键是降低轧制温度和轧后控制冷却。对于中碳钢和中碳合金钢,结合轧后控制冷却,可得到较多体积分数的细铁素体+球化或退化的珠光体的微观组织,其硬度较常规线材显著降低,断面收缩率提高,冷加工性显著提高。显然,传统高速线材轧机往往难以实现在线软化退火的一个主要原因便在于不能够进行低温大变形量轧制。

目前国际上冶金企业的高速棒线材轧机多为 20 世纪 80 年代或 90 年代所建,多数现已进入更新改造期。其改造的重点趋势之一便是配备能实现低温(750℃)轧制的超重载精轧机组,具有热机械处理生产能力。并且对 Stelmor 控冷线进行的设备改造和加长,以更容易地实现控制冷却。特殊钢线材的在线软化处理属国际前沿和正在发展中的技术,其核心技术为企业的绝密技术,目前世界上仅日本神户开发成功。目前我们正在对冷镦钢的在线软化处理技术进行研究,并取得了一定

的进展。已经能够实现离线快速球化退火,但对于实现在线球化退火尚有许多技术难题有待突破。

冷镦钢主要用来制作各种紧固件。在诸多钢种中,冷镦钢的检验项目最多且严格,对线材的表面质量、内在质量、成分的均匀性、冷加工性及尺寸精度均有较高的要求。其中,对软化退火处理的要求最为苛刻,以冷镦钢作为典型代表来研发在线软化退火处理的高性能冷镦钢线材,其研究结果可以比较容易地推广应用到其它钢类。

冷镦钢线材一般用低、中碳优质碳素钢和合金钢生产,主要用于制造螺栓、螺母、螺钉、铆钉等紧固件和一些冷镦成形的零部件,紧固件主要靠冷镦成形,材料在制作过程中要承受 70% ~ 80% 的总变形量,因而要求原材料的硬度低,一般不大于 HRB82。制作高强度(8.8 级以上)紧固件用钢,由于最终使用性能的要求,必须是中碳钢或中碳合金钢,原材料的微观组织应为铁素体 + 粒状珠光体,不得有片状珠光体和贝氏体组织,但是由于工艺装备水平的限制,目前各冶金厂家生产的紧固件用钢的组织还是铁素体 + 片状珠光体,甚至出现贝氏体或马氏体,这种组织难以直接进行冷镦变形。因此,各标准件厂在生产紧固件前需进行球化退火处理。一般在冷镦前必须要进行“二拉一退”工艺处理,即先要进行酸洗、拉拔、球化退火(或软化退火)和拉拔等几道工序。标准件厂的退火处理工序不但增加成本,而且还会污染环境。特别对于大量的中小企业,如果退火的设备差或工艺控制不当,还会导致表面脱碳,严重影响标准件表面质量和疲劳性能。因此,标准件制造行业迫切希望冶金厂能供应工艺料或可以直接拉拔、冷镦的免退火冷镦钢线材。

目前研究开发的中碳钢或中碳合金钢冷镦钢线材,其硬度和抗拉强度较传统工艺生产的冷镦钢线材显著下降,断面收缩率明显提高,并且具有良好的表面质量和尺寸精度,性能质量水平完全可与进口的高档冷镦钢线材相媲美。用其生产 8.8 级高强度螺栓,冷镦钢盘条可免退火,微拉拔定径后即可冷镦。生产 10.9 级以上的高强度螺栓,冷镦钢盘条可免退火或缩短球化退火时间一半以上。既降低了冷镦钢生产和紧固件制造成本,又提高了产品质量。

6.2 特殊钢夹杂物控制技术

机械制造用钢是钢铁产品中的一类重要产

品,要求其具有高强度、高安全性、长寿命和低成本的特点。疲劳断裂和延迟断裂是机械零部件失效的两个主要原因。一般而言,当钢的抗拉强度水平低于约 1 200 MPa 时,疲劳强度和延迟断裂抗力均随强度和硬度的提高而提高;但当抗拉强度超过约 1 200 MPa 时,疲劳强度不再继续提高,延迟断裂抗力反而急剧降低。对于机械制造用钢而言,提高其强度并不困难,困难在于解决强度提高后的低寿命问题。因此,疲劳破坏和延迟断裂问题是机械制造用钢高强度化和长寿命化的主要障碍。

疲劳失效是机械零部件一个主要的失效形式,约占机械事故的 50% 以上。对其研究尽管已有 100 多年的历史,但迄今仍不断有由于疲劳断裂而造成的重大以至灾难性的事故发生。随着现代汽车、机械、建筑、铁路等行业的快速发展,疲劳问题更加突出。影响结构钢疲劳性能的主要因素包括硬度、夹杂物及表面缺陷。因此,通常改善结构钢疲劳性能的有效手段是在提高硬度的同时,减少易成为疲劳破坏源的夹杂物、表面缺陷和脱碳等。当采用工艺手段(如对线材或半成品采用车削、磨削等去皮技术)获得无表面缺陷和脱碳的光亮材后,进一步改善疲劳性能就需从控制杂质元素和夹杂物入手。

对于起源于非金属夹杂物的“鱼眼”型疲劳断裂,需控制钢中的非金属夹杂物使其无害化来提高高强度钢的疲劳极限,主要方法有:细化非金属夹杂物的尺寸和控制其分布;降低钢中氧含量,减少非金属夹杂物的数量;控制非金属夹杂物的性质(非金属夹杂物变性处理,即控制夹杂物的成分,降低其熔点和硬度)。早期的研究工作侧重于极力降低钢中的杂质元素特别是氧含量来减少非金属夹杂物的数量,同时亦细化了非金属夹杂物。日本大同特殊钢进行了采用 ULO(超低氧)、ULO + UL·TiN(超低氧 + 超低 TiN)和 VI + VAC(真空感应 + 真空重熔)工艺生产汽车悬挂和气门弹簧用钢 SUP6、SUP7 及 SUP12 的试验研究,结果使钢中氧含量小于 0.001 1%,比常规 RH 脱气处理的 0.002 1% ~ 0.003 3% 大幅度下降,从而使夹杂物数量及尺寸较 RH 脱气法显著降低。疲劳试验结果表明,由于减少了 B 型和 C 型夹杂物,ULO 钢的疲劳极限提高约 100 MPa。另外,采用 ULO 法治炼的 SUP6 和 SUP7 钢的试验结果同样表明其疲劳极限与 SUP12 处于相同的水平。超纯洁化

ULO + UL·TiN 钢的疲劳极限显著提高,与 VI + VAR 钢的疲劳极限相近。对疲劳断口疲劳源的扫描电镜观察表明,ULO 钢中的 Al_2O_3 和 TiN 夹杂物的尺寸明显小于常规处理钢中的夹杂物尺寸;在 ULO + UL·TiN 钢的疲劳源上夹杂物出现的几率减少,成为疲劳源的夹杂物尺寸变小,而在 VI + VAR 钢的疲劳源处根本看不见夹杂物。

由于不能无限制地降低钢中夹杂物的含量,并考虑到生产成本的要求,新日铁的 Kawahara 等转变策略,将降低钢中夹杂物含量变为使夹杂物无害化。控制夹杂物的成分在钙斜长石和假硅灰石之间的共晶成分,可使其熔点降低和软化。前者在热轧时可使夹杂物产生塑性变形而使其尺寸减小;后者可使夹杂物的硬度与钢的硬度基本一致,减轻夹杂物周围产生的应力集中。即在控制夹杂物总量的同时,还控制其形态,使之成为低熔点易变形的夹杂物,在初轧、成品轧制时能够不断延伸,成为不使疲劳性能受损的形态。由此导致超洁净弹簧钢的诞生。降低夹杂物熔点能够明显提高弹簧钢的疲劳寿命。

目前传统的疲劳数据往往局限于 10^7 以下,然而在许多工业部门,其部件如发动机部件、汽车承力运动部件、铁路车轮和轨道等,需要承受 $10^8 \sim 10^{12}$ 周次的循环载荷而不发生断裂。 10^9 周次相当于日本高速列车新干线运行 10 年,一台以 3 000 r/min 速度运行的涡轮发电机在 20 年服役期内要经历 10^{10} 次应力循环。事实上,在过去几年中,对于通常认为存在疲劳极限的高强度钢,仍有部件和结构在更高的循环周次下发生疲劳断裂。如果实验采用通常高频疲劳试验机(如 100 Hz),进行 10^9 周次的疲劳实验,实验周期要高达 3 个月的时间。近年来,随着超高频疲劳试验机(20 kHz)的发展,才使得进行超高周疲劳实验成为可能。

近年来,我国铁路车辆的“提速、重载、安全”和汽车的轻量化要求延长弹簧钢的疲劳寿命。新的弹簧要求在其尺寸规格不变的情况下,设计应力要达到 1 100 MPa,疲劳寿命由原来的 100 万次提高到 200 万次甚至 300 万次以上,要求钢材必须有极佳的冶金质量(良好的纯净度、均匀度和稳定性以及表面质量)和优良的力学性能。

7 钢材组织性能预报及材料信息化技术

长期以来,基础学科的理论难以很好地定量

指导材料加工过程,材料加工工艺设计和生产控制大多建立在经验基础上。近年来,随着物理模拟试验技术和计算机数值计算技术的发展以及材料加工理论的深化,结合物理冶金模型和定量统计模型的完善,材料加工过程模拟的研究和应用越来越广泛。近二十多年来,过程模拟技术在钢铁材料生产领域中的研究和应用,已经逐渐从对产品尺寸和表面质量控制延伸到了对生产过程中的组织演变模拟和最终产品的组织性能的预测和控制。

钢材组织性能预报系统是一门跨学科的实用技术,它涉及的主要技术领域有传热、压力加工、物理金属学、数值分析、自动控制和计算机语言等。钢材组织性能预报系统的主要用途在于以下几个方面:(1)通过优化现有生产工艺提升产品性能(一钢多级);(2)开发新工艺(如超细晶粒钢生产技术);(3)开发新品种(如微合金化技术);(4)根据产品的性能要求,制定经济合理的工艺;(5)提高产品质量的稳定性;(6)减少性能检测的数量和时间,缩短供货周期等。钢材组织性能预报系统为钢铁生产企业提供了一个数字化的平台,或者说提供了一个电子实验室,借助于该平台,可以帮助用户实现生产的最优化,在最大限度地降低生产成本的同时提高产品的质量。钢材组织性能预报系统是钢铁企业实现数字化(信息化)定量可控生产的必须手段。

很早就有人研究钢在热轧过程中的组织演变规律。从 20 世纪 60 年代开始,国外就有很多学者开始以钢的物理和力学金属学为基础,系统地分析变形和温度对钢在热轧过程中组织演变规律和析出规律的影响,并采用数学模型的方法进行描述,开发了轧制过程的物理金属学模型。其中包括奥氏体动态再结晶模型,奥氏体静态再结晶模型和晶粒长大模型,轧后冷却过程中的相变模型等。此外,对轧后冷却过程中碳氮化物析出行为的研究及数学模型的开发也逐步取得了很多进展。其中较具代表性的如英国 Sheffield 大学的 Sellars 等人对 C-Mn 钢及含铌微合金钢在热轧过程中组织演变的定量关系做了开拓性的研究,并较早地给出了板材从加热到冷却结束的整个过程中组织演变的数学模型。自 20 世纪 70 年代起,加拿大的 UBC 大学与北美多家钢铁企业合作,也进行了大量的热轧带钢组织性能预报数学模型的建立和总结工作,并开发了热轧过程组织演变和

力学性能预测的系统软件。日本、韩国、法国、奥地利、德国、意大利等国家的许多学者也进行了大量的理论和实践研究工作,都取得了进展。

近年来,在一些逐渐积累的能够较准确描述热轧过程中各物理冶金参量关系的数学模型的基础上,世界各国的学者开发了钢的组织性能计算机预报模拟和控制系统,如 HSM,SLIMMER,VAI-Q Strip,METMODEL,STRIPCAM 等,有的作为离线的模拟工具软件,有的已经成功地在线应用到热轧生产线上。目前我国一些高校和研究院所也正在加紧这方面的研究工作,并且已经推出了初步的模拟软件,相信不久就有更为成熟的软件面世。组织性能预报技术开发的关键在于能够准确描述材料加工过程的定量模型的建立和优化。过程模拟中的组织性能预报系统目前阶段的研发对象是以扁平材(热带及中板)和长型材(小型和高线)生产为主,可以延伸到管材(热轧无缝钢管)生产。目前所涉及的钢种主要是 C-Mn 钢和部分 HSLA 钢种。钢研总院在国家的支持下,结合珠钢 CSP 生产线和宝钢厚板坯热连轧带钢生产线,已经初步开发了系统模拟预测模型,针对一些典型钢种做了大量的基础性研究工作,有关组织演变、变形和传热机理的定量模型的进一步验证和优化也在进行之中。另外,钢研总院还正在与美国 Timken 公司合作,在宝钢集团上海五钢有限公司的棒线材生产线上开展长型材热轧过程组织性能预报系统模型的研究。

材料数据库是以存取与材料设计、加工过程、性能和应用等数据为主要内容的信息化数值数据库。是一个结构化的相关数据的集合。其特点是:(1)数据存储信息量大,存取速度快;(2)查询方便;(3)通过对不同材料的性能数据比较,可以实现优化选材和材料代用,并对新材料开发有所帮助;(4)应用广泛。可以应用于材料的生产、管理、销售和应用领域,也可以与数值模拟技术、人工智能技术及专家系统知识库相结合,构成材料性能预测系统和新工艺、新材料开发专家系统等。

目前,各工业国家在建立数据库方面都持积极态度,先后成立了许多数据中心,建立了大量数据库,包括材料数据库。发展中国家也把建立自己的数据库看作是自立的标志。美国是世界上数据库工作最活跃的国家,所拥有的数据库无论在数量上还是在规模上都居首位,仅材料数据库就有几百个。美国国家标准局建立了美国国家标准

参考数据系统,它包括独建与合建的数十个各类数据库。其中材料数据库有材料力学性能、金属弹性性能、金属扩散、材料腐蚀、材料摩擦磨损、合金相图等。此外,西欧和日本等国也在逐步加强数据库方面的建设,德国卡尔斯鲁厄的科技信息中心,设有一个庞大的科技信息网络,是欧洲的大型数据网络系统。该系统包括 100 多个数据库,主要涉及材料、物理、化学等领域,如材料性能数据库、金属性能数据库等。日本的数据库建设起步较晚,多数开始于 20 世纪 80 年代初,目前已建起的各类数据库 1000 多个。日本的材料数据库发展水平较高,其中有一些已纳入国际科技数据网络。目前各国先进的数据库已经互通联网,提供世界各地的联机检索。

目前,数据库的建设一般是根据实际需要开展的,既有数值型,也有管理型和文献型,还有一些数据库是各种类型兼备的混合型。它们涉及科技、军事、经济等各个方面,规模也各不相同。大型的可收集几百万余数据,如美国的力学性能中心,收集了近 5 000 种金属和合金,各自包括 20~30 项性能,共计 150 万个数据。英国金属学会的金属数据文档收集了 20 000 种金属和合金的性能数据。

我国材料数据库技术的研究开始于 20 世纪 80 年代初期,目前建立的数据库有清华大学等单位联合建立的新材料数据系统库、北京科技大学等单位联合建立的材料腐蚀数据库、北京航空材料研究院建立的航空材料数据库、钢铁研究总院建立的合金钢数据库和钢铁研究总院建立的用于国防领域的军工材料数据库等。我国的数据库数量比较少,材料数据库开发落后于其他类型数据库,在互联网上目前很少有国内拥有的可以公开查询的材料性能数据库。

随着信息技术产业的发展,建立数据库对于企业来讲是必不可少的,其中包括产品数据库、企业资源数据库、用户数据库等。而生产线数值信息数据库的建立,以及以其为平台的神经网络等应用程序将为生产、客户支持、新产品分析、联机用户在线需求分析等功能提供有力保障。另外,一些大量使用钢材的行业,如汽车、能源、化工和机械制造业,也亟待开发行业用钢信息化平台,建立相关数据库。数据库开发的重点在于智能化和网络化。除了借助网络技术和互联网的发展外,还结合实际生产、应用和试验研究,进一步完