

- 中国核心期刊(遴选)数据库收录期刊
- 中文科技期刊数据库收录期刊
- 中国学术期刊综合评价数据库统计源期刊
- 万方数据数字期刊网收录期刊
- 中国学术期刊(网络版)收录期刊

ISSN 1009-7864
CN 41-1242/TF

2025.1

第 31 卷 总第 178 期

宽厚板

WIDE AND HEAVY PLATE

ISSN 1009-7864



HBIS

河钢集团

舞阳钢铁有限责任公司 主办

1995 年创刊
公开发行人(双月刊)

宽 厚 板

KUAN HOU BAN

2025 年 2 月 28 日出版
第 31 卷第 1 期(总第 178 期)

《宽厚板》杂志编委会

编委会主任:

吝章国

编委会委员(按姓氏笔画为序):

王少义 韦 明 邓想涛

龙 杰 帅 勇 刘建磊

李 杰 杨俊锋 杨增国

吴俊平 吴 铠 张 朋

陈子刚 庞辉勇 赵向政

赵国昌 郝小强 袁忠业

徐海健 黄大军 彭世宝

廖仕军 戴文笠

目 次

· 试验研究 ·

Ti 含量对 460 MPa 级微合金钢组织和性能的影响

..... 徐海健 韩楚菲 王海丹 车 欣 马正阳(1)

Nb 对 2 000 MPa 级桥索钢热变形行为的影响

..... 黄世伟(6)

基于差温轧制抗层状撕裂 Q355MD - Z35 特厚钢板的研究与开发

..... 李 思 孟庆勇 李晓东(12)

Q500qE 桥梁钢板的开发与探讨

..... 吴俊平(16)

· 生产实践 ·

LF 精炼炉底吹氩模型的优化与应用

..... 王武仙 赵思宇 张学峰 刘玉峰 毕凤山 孟 滨(19)

中厚板瓢曲缺陷产生原因分析与控制

..... 庞 凯 黄春柳 袁修强(24)

炼钢低铁耗高效率技术的研究与应用

..... 么敬文 刘志远 王重君 栾文林 刘 涛 张俊海 朱海旭(27)

硅钡脱氧剂在 LF 精炼过程中的应用研究

..... 王重君 刘志远 郭文斌 么敬文 朱海旭 陈孟伟 宋稳强(31)

· 技术讨论 ·

连铸钢包回转台回转支承服役末期劣化过程分析

..... 付 霆 盛 涛 杨明清 周立生 姚钧耀(35)

吹气管内径对管线钢 RH 精炼过程的影响

..... 陈从俊(41)

滚切式剖分剪关键技术及分析

..... 孙嵩楠 王月婷(45)

主 管:舞阳钢铁有限责任公司
主 办:舞阳钢铁有限责任公司
主 编:龙 杰
编辑部主任:孔祥丽
编辑出版:《宽厚板》编辑部
印 刷:郑州豫兴印刷有限公司
发 行:《宽厚板》编辑部

刊 号:ISSN 1009—7864
CN 41—1242/TF
地 址:河南省舞钢市湖滨大道西段
电 子 信 箱:wykhhb2003@163.com
邮 编:462500
电 话:(0375)8111575/8113765
国 内 定 价:10.00 元 国内公开发行

Wide and Heavy Plate

Vol. 31 ,No. 1

February 2025

CONTENTS

• Test and Research •

Effect of Ti Content on Microstructure and Properties of 460 MPa Grade Microalloyed Steel

..... *Xu Haijian, Han Chufei, Wang Haidan, Che Xin and Ma Zhengyang* (1)

Effects of Nb on Thermal Deformation Behavior of 2 000 MPa Grade Bridge Cable Steel

..... *Huang Shiwei* (6)

Research and Development of Q355MD – Z35 Extra Heavy Steel Plate with Lamellar Tearing Resistance Based on Differential Temperature Rolling

..... *Li Si, Meng Qingyong and Li Xiaodong* (12)

Development and Discussion of Q500qE Bridge Steel Plate

..... *Wu Junping* (16)

• Production Practice •

Optimization and Application of Argon Bottom Blowing Model in LF Refining Furnace

..... *Wang Wuxian, Zhao Siyu, Zhang Xuefeng, Liu Yufeng, Bi Fengshan and Meng Bin* (19)

Causes Analysis and Control of Buckling Defect in Medium and Heavy Plate

..... *Pang Kai, Huang Chunliu and Yuan Xiuqiang* (24)

Research and Application of Low Iron Consumption and High Efficiency Technology in Steelmaking

..... *Yao Jingwen, Liu Zhiyuan, Wang Chongjun, Luan Wenlin, Liu Tao, Zhang Junhai and Zhu Haixu* (27)

Research on the Application of Silicon – Barium Deoxidizer during LF Refining

..... *Wang Chongjun, Liu Zhiyuan, Guo Wenbin, Yao Jingwen, Zhu Haixu, Chen Mengwei and Song Wenqiang* (31)

• Technical Discussion •

Analysis on the Deterioration Process of the Slewing Bearing for the Continuous Caster's Ladle Turret at the End of Service

..... *Fu Ting, Sheng Tao, Yang Mingqing, Zhou Lisheng and Yao Junyao* (35)

Effects of Gas Port Inner Diameter during RH Refining Process of Pipeline Steel

..... *Chen Congjun* (41)

The Key Technology and Analysis of Rolling – cut Type Slitting Shear

..... *Sun Songnan and Wang Yueting* (45)

Competent Unit: Wuyang Iron and Steel Co. ,Ltd.

Sponsored by: Wuyang Iron and Steel Co. ,Ltd.

Edited and Published by: Editorial Office of WIDE AND HEAVY PLATE

Address: Wugang City, Henan. **Post Code:** 462500

· 试验研究 ·

Ti 含量对 460 MPa 级微合金钢组织和性能的影响

徐海健¹ 韩楚菲^{1,2,3} 王海丹¹ 车欣³ 马正阳¹

(1 鞍钢股份有限公司;2 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室;3 沈阳工业大学)

摘 要 利用光学显微镜、扫描电子显微镜和透射电子显微镜观察不同 Ti 含量的 460 MPa 级微合金钢组织及析出相演变规律,并进行室温拉伸性能、-20 ℃ 冲击功和 -10 ℃ 落锤实验测试。实验结果表明:采用 Ti 微合金强化 460 MPa 级微合金钢的微观组织、力学性能等指标均满足同级别建筑结构用钢、管线钢的标准,且性能指标优异。随着 Ti 含量增加,基体内弥散分布的高密度富钛纳米析出相的数量逐渐增加,多边形铁素体尺寸变细,珠光体形态退化,均匀细小的针状铁素体比例增加,材料强韧性得到明显改善。在成本明显降低的基础上,鞍钢成功开发出组织性能优异的 Ti 微合金化 460 MPa 级微合金钢板。

关键词 微观组织 微合金钢 Ti 微合金强化 强韧性

Effect of Ti Content on Microstructure and Properties of 460 MPa Grade Microalloyed Steel

Xu Haijian¹, Han Chufei^{1,2,3}, Wang Haidan¹, Che Xin³ and Ma Zhengyang¹

(1 Angang Steel Co., Ltd.; 2 State Key Laboratory of Metal Material for Marine Equipment and Application; 3 Shenyang University of Technology)

Abstract The microstructure and evolution of precipitated phase of 460 MPa grade microalloyed steel with different Ti contents are observed by optical microscope, scanning electron microscope and transmission electron microscope. Tensile properties at room temperature, impact power at -20 ℃ and Drop - Weight Tear Test at -10 ℃ are carried out. The experimental results show that the microstructure and mechanical properties of 460 MPa grade microalloyed steel strengthened by Ti microalloy meet the standards of the same grade building structure steel and pipeline steel, and the performance indexes are excellent. With the increase of Ti contents, the number of high - density titanium - rich nano - precipitates gradually increases, the size of polygonal ferrite decreases, the pearlite decreases, the proportion of uniform fine acicular ferrite increases, the strength and toughness of the material are obviously improved. On the basis of significant cost reduction, Angang has successfully developed Ti microalloyed 460 MPa grade microalloy steel plate with excellent microstructure properties.

Keywords Microstructure, Microalloy steel, Ti microalloy strengthening, Strength and toughness

0 前言

近年来,建筑结构及能源运输领域快速发展,对中厚板应用的强度级别从之前的设计使用标准 355 MPa 级发展到 460 MPa 和 550 MPa 级甚至更高^[1-3]。从目前能源用管线钢的输送效率以及建筑结构用钢减重需求看,460 MPa 级是最普遍采用的钢级^[1-5]。在 460 MPa 级微合金钢开发中,通常采用添加 Mo、Nb 和 V 来保证其高强度、低温止裂韧性的技术要求,导致其生产成本大幅增

加^[6-8]。随着合金价格快速上涨,在钢铁行业竞争激烈、产能过剩的环境下,各企业以降低合金成本为产品开发宗旨,即采用低成本的合金成分设计体系,来保证产品市场竞争力。基于此原因,在满足 460 MPa 级微合金钢性能指标要求的基础上,降低钢中添加贵金属元素 Mo、Nb 含量,优化控轧和控冷(TMCP)工艺,以适应市场激烈的竞争,成为 460 MPa 级微合金钢开发的重要方向^[9,10]。与 Nb、V、Mo 等大量需要进口合金相比,我国西部地区钛铁矿资源丰富、成本低廉,管线钢

采用 Ti 微合金强化具有明显成本优势。长期以来,对 Ti 微合金化的添加量(0.01%~0.03%)相对保守,作为钢中辅助元素使用,利用形成的 TiN 相来抑制奥氏体晶粒粗化,保证钢板焊接性能,即微钛化处理。但相关研究发现,当钢中 Ti 含量达到一定程度时,同时优化 TMCP 工艺,基体中可以形成弥散分布的富钛纳米析出相,进而抑制晶粒粗化,提高钢板强度^[11,12]。然而,由于 Ti 元素与钢中的 C、O 和 N 等元素在高温区结合形成尺寸较大的析出相,会影响钢板低温韧性;此外,由于冷却速度和温度对含 Ti 析出相影响较大,Ti 含量过高和工艺控制不稳定时会影响其性能等因素,限制了 Ti 微合金化技术在高级别微合金钢中的应用^[13]。随着我国冶炼及 TMCP 技术的改进,含 Ti 钢产品开发问题得到解决,采用以 Ti 为主要微合金来强化 460 MPa 级微合金钢,降低 Nb 和 V

等贵重金属的添加量,对于提高产品市场竞争力有重要意义。目前,对于 Ti 微合金化高级别钢板的研究仅限于低级别管线钢,Ti 微合金化成分设计 460 MPa 级微合金钢的研究鲜有报道。

本文采用 Nb-Ti 复合微合金化成分设计体系,研究 Ti 含量(质量分数)对 460 MPa 级微合金钢微观组织和力学性能的影响,以期对经济型 Ti 微合金化建筑结构及能源用 460 MPa 级微合金钢板的开发提供理论基础。

1 实验材料与方法

实验材料采用鞍钢 Ti 微合金化 460 MPa 级微合金钢连铸坯进行轧制,其成分设计思路采用低 C、高 Mn,并严格控制 P、S 等杂质含量,同时添加不同含量 Ti 及微 Nb 的经济型微合金化体系。实验用连铸坯化学成分如表 1 所示。

表 1 Ti 微合金化 460 MPa 级微合金钢的化学成分(质量分数) %

样品编号	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb
1#	0.063	0.22	1.67	0.008	0.002	0.032	0.06	0.011
2#	0.065	0.21	1.65	0.007	0.002	0.035	0.11	0.013

钢板生产流程为:铁水预处理—100 t 转炉冶炼—LF 精炼—板坯连铸—加热—轧制—层流冷却。为保证 Ti、Nb 等微合金化元素充分固溶,同时抑制原始奥氏体晶粒粗化,250 mm 厚度连铸坯高温段加热温度 1 220 ℃,加热时间 3.5 h,随后采用 II 阶段轧制,以细化钢板组织。其中粗轧阶段选择在奥氏体再结晶温度区间,以促进奥氏体

晶粒发生动态再结晶、细化组织;精轧阶段在奥氏体未再结晶区间,使奥氏体晶粒充分扁平化,通过变形累积位错等缺陷,增加相变后的形核位置,进而细化晶粒;轧后采用加速层流冷却工艺,形成以针状铁素体、多边形铁素体和珠光体为主的均匀细小复相组织,同时增多纳米级析出相在基体中弥散析出。主要生产工艺参数见表 2。

表 2 实验钢板加热、轧制及冷却工艺参数

钢板厚度/ mm	高温段加热 温度/℃	高温段加热 时间/h	粗轧阶段终轧 温度/℃	中间坯厚度/ mm	精轧阶段终轧 温度/℃	冷却速度/ (℃·s ⁻¹)	返红温度/ ℃
17.5	1 220	3.5	1 030	51	835	25	520

对不同 Ti 含量 460 MPa 级微合金钢进行拉伸、落锤、冲击性能实验,拉伸和冲击实验按照 ASTM A370—2019 标准执行,冲击温度 -20 ℃,落锤实验(DWT)按照 SY/T 6476—2013 标准执行,落锤实验温度为 -10 ℃。在扫描电子显微镜(SEM)和光学显微镜(OM)下观察试样的微观组织。制取金相试样,经研磨、抛光后,利用 4% 浓

度硝酸酒精溶液对不同 Ti 含量 460 MPa 级微合金钢进行腐蚀,以观察其微观组织变化规律。采用碳复型方法萃取不同 Ti 含量样品中的析出相,试样经电解抛光腐蚀后,表面喷碳膜,然后利用 4% 浓度硝酸酒精溶液脱膜,再用 0.1 mm 铜网捞取碳膜,并烘干。利用日本电子 JEOL-2100F 场发射透射电镜分析其析出相形貌及结构。

2 实验结果与分析

2.1 Ti含量对460 MPa级微合金钢微观组织的影响

在金相显微镜(OM)和扫描电镜(SEM)下不同Ti含量的460 MPa级微合金钢金相组织形貌见图1。由图1可知,不同Ti含量的460 MPa级微合金钢微观组织均由多边形铁素体PF、细小的针状铁素体AF及珠光体P组成。1#样品中P片层结构明显,尺寸较大;随着Ti含量增加,2#样品中P片层间距变窄,部分P组织形态退化明显,AF比例逐渐增加,P比例降低。在高温奥氏体组织连续冷却转变过程中,铁素体首先在晶界处形核并长大,在其长大过程中C元素逐渐向剩余的奥氏体中扩散富集,导致在铁素体处形成富C奥氏体,在后续加速冷却过程中形成P、AF和PF。

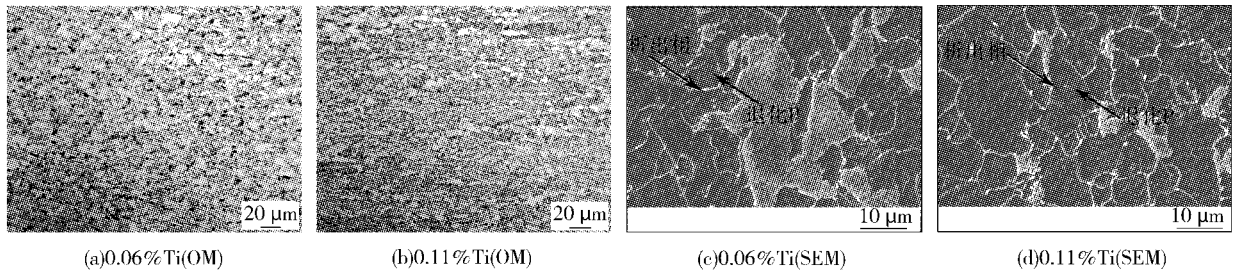


图1 不同Ti含量的460 MPa级微合金钢微观组织形貌

2.2 Ti含量对460 MPa级微合金钢析出相的影响

不同Ti含量的460 MPa级微合金钢中析出相形貌见图2。由图2可知,2组样品中的析出相尺寸主要分布在5~80 nm之间。随着Ti含量增加,1#和2#样品析出相密度分别为 $1.1 \times 10^{22}/\text{m}^3$ 和 $3.7 \times 10^{22}/\text{m}^3$,2#样品中析出相的密度明显多于1#样品中析出相密度,主要由于随着Ti含量增加,Ti与C结合,析出更多的TiC相。

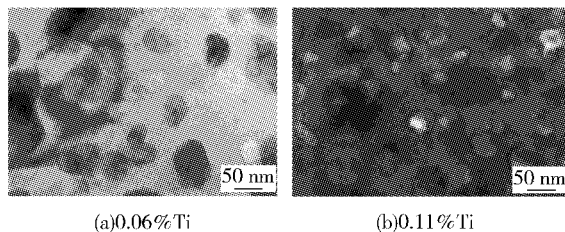


图2 不同Ti含量的460 MPa级微合金钢析出相形貌

对2组样品的析出相尺寸分布进行数值统计,统计结果如图3所示。2组样品的析出相主

要有2种,一种尺寸在5~15 nm的小尺寸析出相,另一种是15~70 nm较大尺寸析出相,其中15~70 nm的较大尺寸析出相占比超过50%。

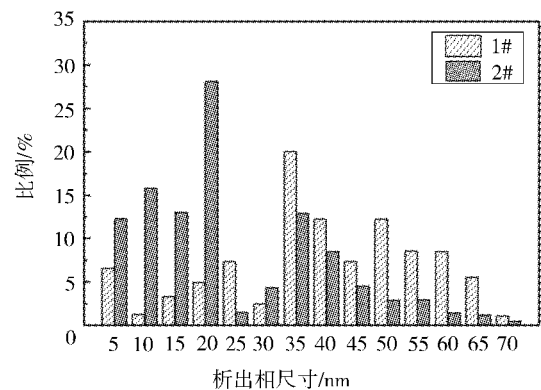


图3 不同Ti含量460 MPa级微合金钢析出相尺寸分布

利用高分辨透射电镜 HRTEM 对试样中小尺寸5~15 nm和较大尺寸15~70 nm析出相的晶体结构进行解析,标定结果分别如图4及图5所示。

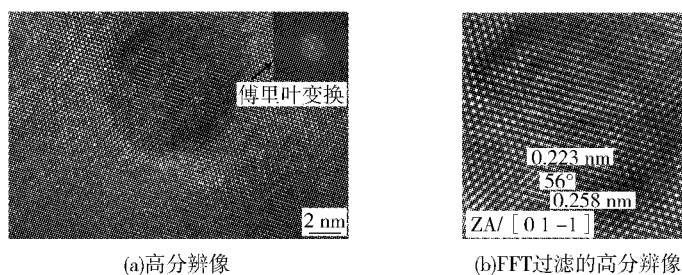


图 4 小尺寸 NbC 析出相的晶体结构分析

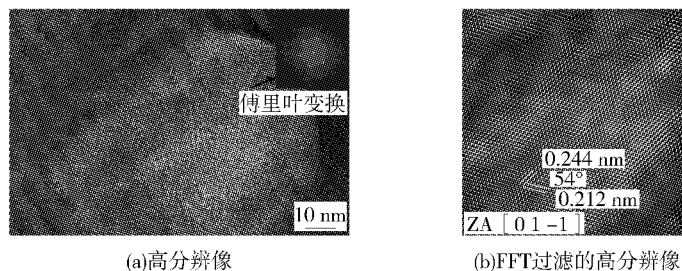


图 5 大尺寸 TiN 析出相的晶体结构分析

图 4(a)为 8 nm 尺寸的圆形小尺寸析出相形貌。图 4(b)为其经过傅里叶滤波 FFT 的 HRTEM 原子晶格像,对应的原子面间距分别为 0.258 nm 和 0.223 nm,晶带轴及晶面夹角分别为 $[0\ 1\ -1]$ 和 56° ,经过晶体结构解析这些小尺寸纳米析出相为立方结构的 NbC 相。图 5(a)为 70 nm 尺寸的椭圆形析出相形貌。图 5(b)为其经过 FFT 的 HRTEM 原子晶格像,对应的原子面间距为 0.244 nm 和 0.212 nm,面夹角为 54° ,析出相的晶带轴为 $[0\ 1\ -1]$,经过晶体结构解析这些大尺寸析出相为立方结构的 TiN 相。从 HRTEM 标定结果可以看出,TiC 析出相的尺寸明显大于 NbC。

图 6 为不同 Ti 含量的 460 MPa 级微合金钢

析出相热力学模拟图,从图 6 的 JMatPro 相图模拟结果可以看出,2 组样品中渗碳体相析出温度在 680°C 左右,而 TiC 和 NbC 析出温度则在 860°C 左右,因此,在轧制及冷却过程中 C 元素首先与 Ti 和 Nb 作用,形成 TiC 和 NbC,且随着 Ti 含量增加,析出的 TiC 相数量增多,渗碳体数量减少。此外,随着珠光体中 C 含量降低,珠光体中渗碳体不再呈现层状排列,减少了外加载荷下应力集中所造成的微裂纹,改善了钢板强韧性,与图 1、图 2 观察结果一致^[10]。由于 TiC 与 NbC 两种相析出温度相近,但是 Ti 和 C 原子结合力更强,在轧制及冷却过程中,TiC 首先析出并长大,而 NbC 析出温度较低,导致其尺寸较小。

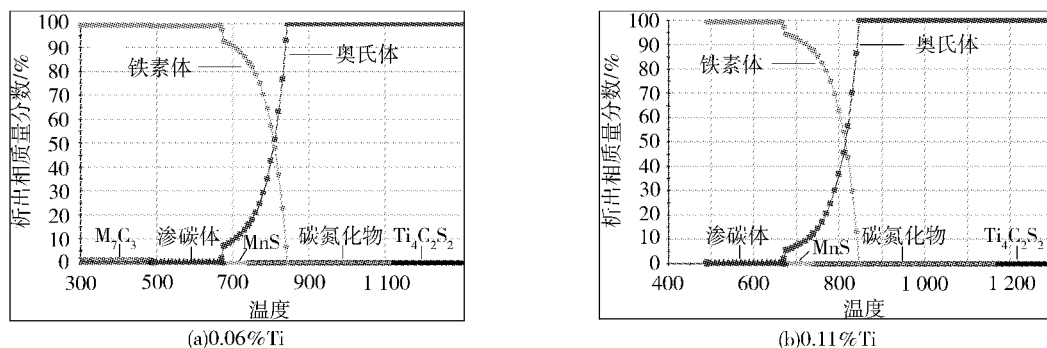


图 6 不同 Ti 含量的 460MPa 级微合金钢析出相热力学模拟

2.3 Ti 含量对 460 MPa 级微合金钢力学性能的影响

实验钢性能结果如表 3 所示。由表 3 可知,

随着 Ti 含量增加,试样的强度有所增大, -20°C 冲击功和 -10°C 时的 DWTT 落锤剪切面积百分数平均值显著增大,2#样品满足 API 5L—2007 标

准。由于 Ti 在钢中固溶度较低,以 TiC 形式弥散析出。依据 TiC 在奥氏体中固溶度积公式可知^[13],1#和 2#样品中 TiC 的开始析出温度分别为 1 085 ℃和 1 128 ℃。含 Ti 的 460 MPa 级微合金钢在加热及轧制过程中,未溶的 TiC 相或重新析

出的 TiC 相能够对奥氏体晶粒长大起到阻碍作用。由于 2#样品的 TiC 开始析出温度较高,且析出数量多,导致其转变铁素体晶粒尺寸更细小,珠光体 P 转变量降低,针状铁素体 AF 转变量增加,对于钢板强韧性改善更明显。

表 3 不同 Ti 含量下 460 MPa 级微合金钢力学性能对比

样品编号	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	冲击温度/℃	KV_2 /J	-10 ℃DWT 剪切面积百分数/%
1#	472	552	-20	165	73
2#	521	573	-20	243	95
技术协议	460~575	545~660	-20	≥180	≥85

3 结论

(1)Ti 含量(质量分数)在 0.06%~0.11% 时,460 MPa 级微合金钢组织为由多边形铁素体 PF、珠光体 P 和针状铁素体 AF 组成的复相组织。随着 Ti 含量增加,铁素体晶粒变细,珠光体形态退化、比例降低,均匀细小的 AF 比例增加,进而改善钢板低温韧性。

(2)2 组样品的析出相尺寸主要分布在 5~70 nm 之间。随着 Ti 含量增加,1#和 2#样品析出相的密度分别为 $1.1 \times 10^{22}/\text{m}^3$ 和 $3.7 \times 10^{22}/\text{m}^3$,2#样品中析出相的密度明显大于 1#样品中析出相密度。尺寸在 5~15 nm 的小尺寸析出相为 NbC,尺寸在 15~70 nm 的较大尺寸析出相为 TiN,占比超过 50%。

(3)Ti 含量在 0.06%~0.11% 时,钢板强韧性随着 Ti 含量增加而提高,Ti 含量为 0.11% 时,钢板的性能满足技术标准。

(4)相对传统的高 Nb、Mo 成分设计的 460 MPa 级微合金钢,采用 Ti 微合金化的钢板在保证强韧性条件下,降低了制造成本。

参考文献

1 郑磊,付俊岩.高等级管线钢的发展现状[J].钢铁,2006,41(10):1-10.

2 裴韶均,闫江辉,唐辉,等.460 MPa 级耐火耐候建筑用钢的组织 and 性能研究[J].热加工工艺,2024,53(16):129-133.

3 Kang M, Kim H, Lee S, et al. Effect of dynamic strain hardening exponent on abnormal cleavage fracture occurring during drop weight tear test of API X70 and X80 linepipe steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A,2013.

4 Kim Y M, Lee H, Kim N J. Transformation behavior and micro-

structural characteristics of acicular ferrite in linepipe steels[J]. Materials Science and Engineering A,2008,478(1-2):361-370.

5 Shanmugam S, Ramisetty N K, Misra R D K, et al. Microstructure and high strength - toughness combination of a new 700 MPa Nb microalloyed pipeline steel[J]. Materials Science and Engineering A,2008,478(1-2):26-37.

6 Shanmugam S, Misra R D K, Hartmann J, et al. Microstructure of high strength niobium - containing pipeline steel [J]. Materials Science and Engineering A,2006.

7 Qiu J A, Wu K M, Li J H, et al. Effect of silicon on ultra - low temperature toughness of Nb - Ti microalloyed cryogenic pressure vessel steels [J]. Materials Characterization, 2013, 83: 123 - 128.

8 郑中,赵迪,禹文涛.本钢高 Nb X70 管线钢的生产实践[J].焊管,2008,31(5):54-58,95.

9 Hu J, Du L X, Wang J J. Effect of cooling procedure on microstructures and mechanical properties of hot rolled Nb - Ti bainitic high strength steel[J]. Materials Science and Engineering A. 2012, 554:79-85.

10 王超逸,洪晓莉,严玲,等.460 MPa 极地船舶用钢及焊接接头低温力学性能[J].中国冶金,2024,34(7):58-67.

11 李少坡,麻庆申,李家鼎,等. Nb - Ni 系 X70 管线钢基础参数研究[J].轧钢,2009,26(5):5-8.

12 王志勇,李少坡,李群,等.经济型 X80 管线钢的研制开发[J].中国冶金,2016,26(11):64-68.

13 霍向东,夏继年,李烈军,等.钛微合金化高强钢的研究与发展[J].钢铁钒钛,2017,38(4):105-112.

徐海健,男,2017年毕业于东北大学金属材料及热处理专业,博士,正高级工程师。

韩楚菲,女,高级工程师,通讯作者。

Nb 对 2 000 MPa 级桥索钢热变形行为的影响

黄世伟

(同圆设计集团股份有限公司)

摘 要 对含 Nb 和无 Nb 两种高碳桥索钢进行连续冷却相变与等温相变试验,通过光学显微镜、扫描电子显微镜和宏观硬度计等手段分析相变试样。连续冷却相变试验结果表明:随着冷却速度的加快,高碳桥索钢的硬度增加,同时马氏体组织增多,Nb 元素通过抑制碳元素的扩散并细化晶粒,延缓相变过程,导致 CCT 曲线右移;此外,由于 Nb 元素的固溶作用可强化材料的晶格结构,因此导致马氏体相变点的提高。等温相变试验结果表明:随着终冷温度的提升,马氏体含量增多,导致材料的硬度增大,但无 Nb 钢的硬度大于含 Nb 钢;同时,Nb 的加入降低珠光体相变点,通过增大高碳桥索钢过冷度,使珠光体的片层间距减小。

关键词 高碳桥索钢 连续冷却相变 等温相变

Effects of Nb on Thermal Deformation Behavior of 2 000 MPa Grade Bridge Cable Steel

Huang Shiwei

(Tong Yuan Design Group Co., Ltd.)

Abstract The tests of continuous cooling transformation and isothermal transformation are carried out on the two types of high carbon steel for bridge cable with and without Nb element, the transformation specimens are analyzed by means of optical microscope, scanning electron microscope and macrohardness tester. The results of the continuous cooling transformation test show that with the increase of the cooling rate, the hardness and martensite of the high carbon steel for bridge cable increase, Nb element delays the phase transformation process by inhibiting the diffusion of carbon elements and refining grains, resulting in the right shift of CCT curve. In addition, due to the solid solution functioning of Nb element, the lattice structure of the material is strengthened, so the martensitic phase transformation point is increased. The results of the isothermal transformation test show that with the increase of final cooling temperature, the hardness of the material increases due to the increase of martensite content, but the hardness of Nb-free steel is greater than that of Nb steel. At the same time, the addition of Nb reduces the phase transformation point of pearlite, and decreases the lamellar spacing of pearlite by increasing the degree of supercooling of the high-carbon steel for bridge cable.

Keywords High-carbon steel for bridge cable, Continuous cooling transformation, Isothermal transformation

0 前言

随着现代桥梁工程朝向大跨度和重载荷发展,对桥梁结构材料的性能要求日益严格^[1,2]。追求更高的桥索钢强度标准已成为行业内共识,其主要目的在于减轻桥索的自重、提升主缆的跨越能力,并进一步提高桥梁的安全系数^[3,4]。在桥梁建设中,工业应用的主缆钢丝强度已经达到 2 000 MPa,譬如在沪通公铁两用大桥上使用规格

为 $\Phi 7$ mm 的主缆镀锌钢丝^[5]。

近年来,已有许多有关 Nb、V、Ti、Cr 和 Al 等元素对桥索钢微观组织及力学性能影响的分析研究。王凯等人研究了 Nb 微合金化对桥索钢相变特性的影响,发现 Nb 元素对 92A 和 82B 试验钢的相变过程、热变形行为及组织特性有显著影响,主要体现在降低珠光体相变温度、抑制动态再结晶、细化晶粒以及改善力学性能等方面^[6]。杨超飞等人的研究表明,添加 0.04% 的铌到高碳钢中

可以显著降低珠光体的相变温度,并使 CCT 曲线向右下方移动;铌对珠光体晶核的生长速度有双重影响,尽管平均生长速度不变,转变温度区间宽度变化不大,但铌的加入通过增大过冷度来减小珠光体的片层间距^[7]。冯路路等人研究了 Nb 对桥索钢在加热过程中组织变化的影响,发现 Nb 可以细化桥索钢的原始组织,同时 Nb 元素形成的碳化物可以抑制奥氏体晶粒的长大,降低桥索钢在奥氏体形核后的长大速度,使得淬火后得到马氏体的硬度值降低^[8]。然而,有关 Nb 在高碳桥索钢连续冷却相变及等温相变过程中对其微观组织变化的影响研究较少,因此,本研究在实验室进行高碳桥索钢连续冷却相变及等温相变试验,并结合 CCT 曲线的变化,明确 Nb 元素对高碳桥索钢微观组织变化的影响,供钢铁厂生产桥索钢以及桥梁建设单位设计选材时参考借鉴。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验用材料为兴澄特钢开发的 2 000 MPa 级

高碳桥索钢,为了研究 Nb 元素对高碳桥索钢微观组织变化的影响,唯一的控制变量是 Nb 元素含量,试验钢的化学成分如表 1 所示。

表 1 试验钢的化学成分(质量分数) %

类别	C	Si	Mn	S	P	Cr	V	Nb
无 Nb 钢	0.91	0.81	0.77	0.001	0.012	0.24	0.03	
含 Nb 钢	0.91	0.81	0.77	0.002	0.011	0.24	0.03	0.025

1.2 试验方法

将熔炼后浇铸的钢锭轧制成 $\Phi 16$ mm 规格盘条,随后采用机加工的方式,在盘条心部切割出尺寸为 $\Phi 4 \times 10$ mm(直径 $\times$ 长度)的试样,表面打磨光亮,利用 DIL805 相变仪进行连续冷却相变试验及等温相变试验,详细相变试验参数如图 1 所示。试验结束后,将相变试样沿轴线切开,经研磨和机械抛光,利用奥林巴斯金相显微镜与扫描电子显微镜进行微观组织观察,使用 KB3000BURZ-SA 型宏观硬度计对热模拟后的高碳桥索钢试样进行硬度检测。

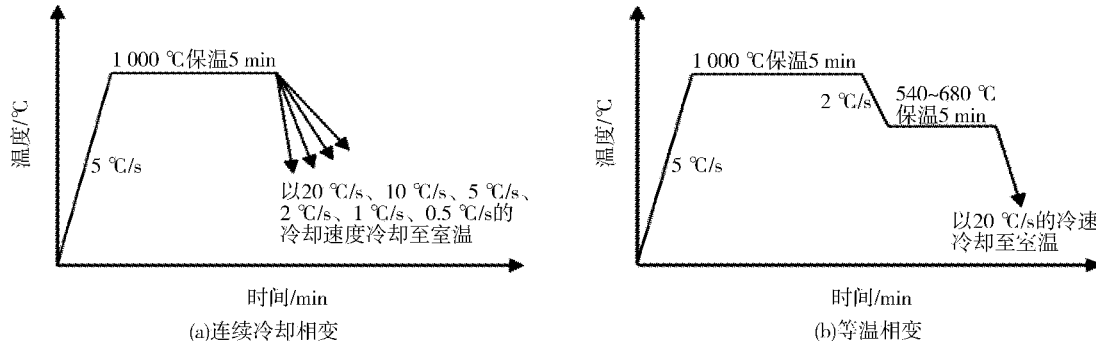


图 1 热模拟试验方案

2 试验结果与讨论

2.1 Nb 对桥索钢连续冷却相变的影响

2.1.1 显微组织分析

不同冷却速度条件下无 Nb 钢和含 Nb 钢的显微组织变化分别如图 2、图 3 所示。由图 2 可知,当冷却速度为 0.5 ~ 2 °C/s 时,无 Nb 钢显微组织主要为珠光体;当冷却速度增加至 5 °C/s 时,开始观察到珠光体组织减少,马氏体增多,说明较快的冷却速度促进了马氏体相变的发生,马氏体的形成是由于过饱和固溶体快速转变为硬度更高的相;当冷却速度达到 10 °C/s 时,显微组织主要由马氏体构成,伴随微量珠光体形成;当冷却

速度达到 20 °C/s 时,几乎所有显微组织均转变为马氏体,表明较大的冷却速度对高碳桥索钢显微组织有显著影响,而较低的冷却速度对高碳桥索钢的显微组织几乎没有影响。由图 3 中可以发现,含 Nb 钢与无 Nb 钢的显微组织变化基本一致,都经历了从珠光体到马氏体的转变。然而,在冷却速度为 5 °C/s 时,两种试验钢的显微组织差异最为显著,含 Nb 钢的珠光体含量明显比无 Nb 钢更多,因此推测 Nb 元素的加入会抑制马氏体的形成,从而促进珠光体的形成。同时,显微组织发生的变化势必会导致材料硬度发生明显变化,因此需要分析两种试验钢的宏观硬度变化。

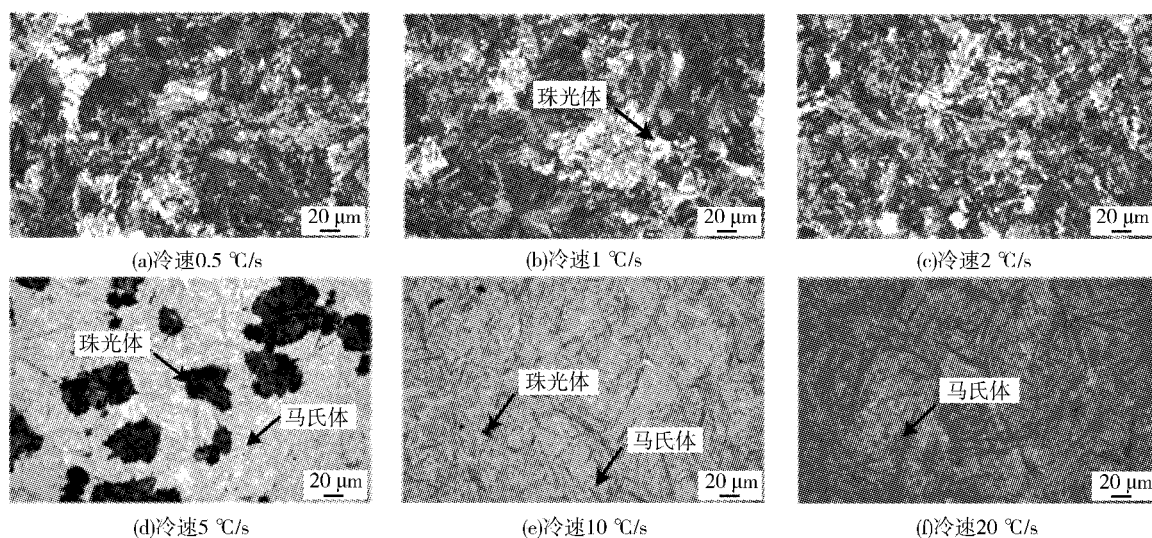


图 2 连续冷却相变后无 Nb 钢的显微组织

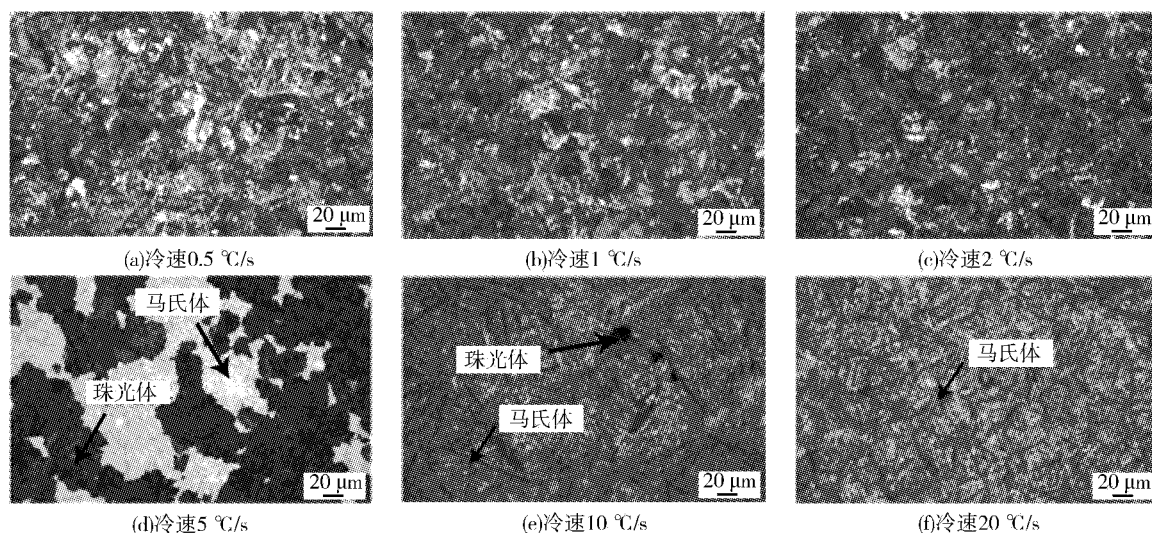


图 3 连续冷却相变后含 Nb 钢的显微组织

2.1.2 宏观维氏硬度分析

无 Nb 钢和含 Nb 钢宏观硬度的变化见图 4。

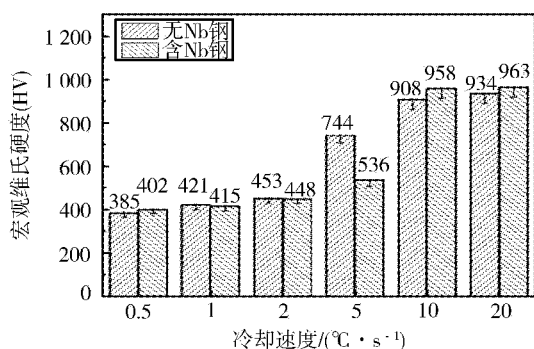


图 4 两种试验钢宏观硬度的变化

由于冷却速度的增加,原子会更加快速地排列在紧密晶格间隙中,形成更为细小的晶体结构,

这种晶体结构有助于提高试验钢的强度^[9]。在 0.5 ~ 2 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却速度较慢的情况下,两种试验钢的硬度值差异并不显著,同时硬度值相对较低;而随着冷却速度逐渐加快,珠光体含量减少,马氏体逐渐生成,从而导致硬度值的显著增加。

值得注意的是,与显微组织的变化趋势一致,在冷却速度达到 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,两种试验钢的宏观硬度呈现出显著的差异,无 Nb 钢的硬度显著大于含 Nb 钢的硬度。对比图 2(d)与图 3(d)可知,珠光体与马氏体含量变化是导致硬度产生差异的根本原因。虽然 Nb 与钢中的碳元素形成碳化物可增加钢的硬度,但 Nb 同时也会使钢中的珠光体数量增多,进而导致钢的硬度下降,而在冷却速度为 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,Nb 对钢的软化作用要大于硬化作

用,此时,无 Nb 钢硬度大于含 Nb 钢,反之当冷却速度 $> 10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,含 Nb 钢硬度大于无 Nb 钢。

2.1.3 CCT 曲线分析

CCT 曲线是描述材料在不同冷却速度下相变情况的重要工具,反映了材料的相变点温度、相变

过程以及过冷奥氏体的稳定性等关键因素,因此,通过 DIL805 相变仪进行了两种钢的热膨胀试验,得到相应的膨胀曲线。根据膨胀曲线的变化,结合图 2、图 3 显微组织的变化,确定了不同冷却速度下珠光体和马氏体的相变点,见表 2。

表 2 试验钢的相变点

冷却速度/ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)	组织		珠光体开始温度/ $^{\circ}\text{C}$		珠光体结束温度/ $^{\circ}\text{C}$		马氏体开始温度/ $^{\circ}\text{C}$	
	无 Nb 钢	含 Nb 钢	无 Nb 钢	含 Nb 钢	无 Nb 钢	含 Nb 钢	无 Nb 钢	含 Nb 钢
0.5	P	P	731	724	650	644		
1.0	P	P	718	711	639	628		
2.0	P	P	695	690	606	593		
5.0	P + M	P + M	644	633	544	521	163	165
10.0	M	M					158	162
20.0	M	M					154	159

由表 2 可以发现,两种钢的显微组织变化与相变点的变化趋势基本一致,值得注意的是,含 Nb 钢的珠光体相变点比无 Nb 钢的稍低,而马氏体的相变点稍高,这是由于 Nb 固溶在基体中,抑制了马氏体的生成,使 CCT 曲线右移导致。

图 5 为无 Nb 和含 Nb 两种试验钢的 CCT 曲线图。从图 5 中可以明显看到,加入 Nb 元素后,高碳桥索钢的 CCT 曲线右移,这主要归因于 Nb 元素通过与碳形成 NbC,抑制碳的扩散,同时 NbC 阻碍原始奥氏体晶粒的长大,导致奥氏体的稳定性增加,因此推迟奥氏体到珠光体的相变。此外, Nb 元素还通过固溶强化提高钢的强度,增加马氏体相变温度,为此需要更高的冷却速度才能发生马氏体相变,导致马氏体相变点提高。

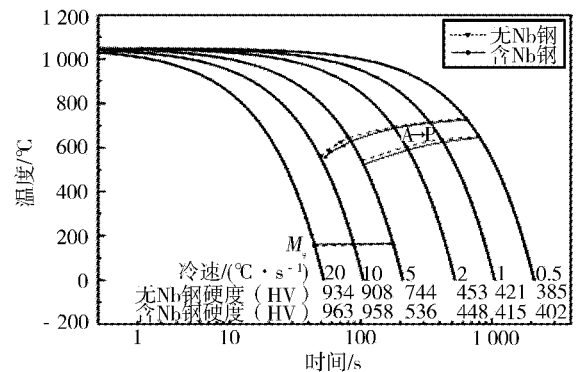


图 5 两种试验钢的 CCT 曲线

2.2 Nb 对桥索钢等温相变的影响

2.2.1 显微组织分析

在无 Nb 钢的等温相变过程中,显微组织随着终冷温度的不同而发生显著变化,如图 6 所示。

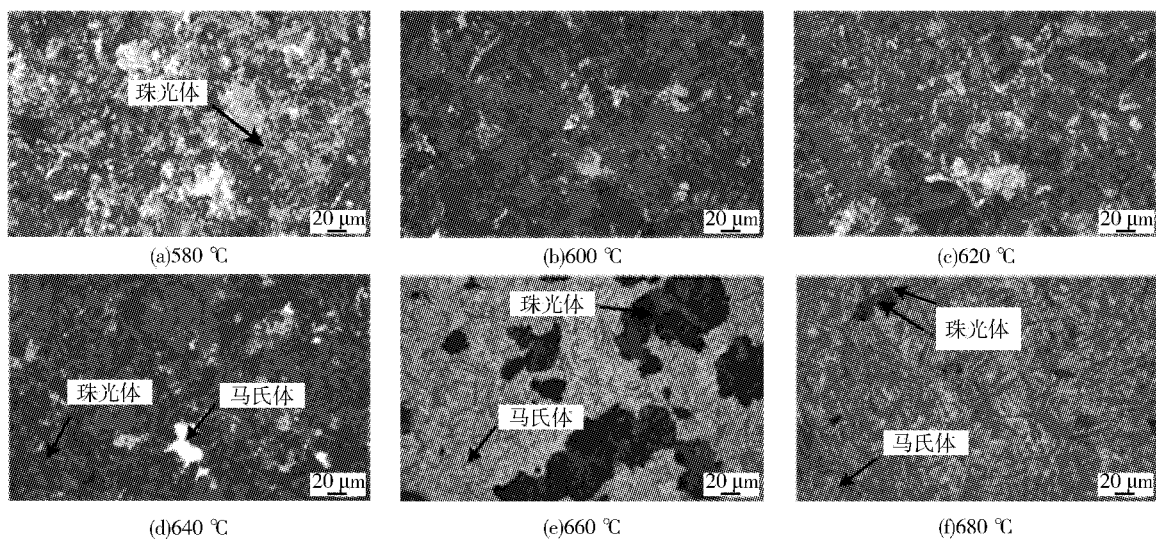


图 6 不同终冷温度相变后无 Nb 钢的显微组织

将无 Nb 试验钢试样以 2 °C/s 的冷却速度分别冷却至 580 °C、600 °C、620 °C 时,所得无 Nb 钢的金相组织主要为珠光体,如图 6(a) ~ (c) 所示,表明在这些温度下,较低的冷却速度可以使碳元素有充分的时间发生扩散,从而促进珠光体形成;当以 2 °C/s 的冷却速度冷却至 640 °C 时,组织中开始出现少量马氏体,说明此时温度已接近临界点,一部分奥氏体未能转变为珠光体,而快速冷却至室温后形成马氏体;当以 2 °C/s 的冷却速度冷却至 660 °C 时,珠光体与马氏体共存,这是因为在较高的终冷温度下,奥氏体转变受到抑制,快速冷却后更多地形成马氏体;当以 2 °C/s 的冷却速度

冷却至 680 °C 时,显微组织主要为马氏体,仅有少量珠光体,这是由于高温下快速冷却使奥氏体难以形成稳定的珠光体,直接转变为硬度较高的马氏体。

图 7 为含 Nb 钢在不同终冷温度相变后的显微组织变化,可以发现,加入 Nb 元素对高碳桥索钢的相变行为产生显著影响。首先,含 Nb 钢的组织转变与无 Nb 钢的转变趋势大体相似,均表现为随着终冷温度的升高,珠光体含量减少,马氏体含量增加。然而,含 Nb 钢在冷却至 660 °C 及以上温度时,显微组织与无 Nb 钢相比产生较大的差异。

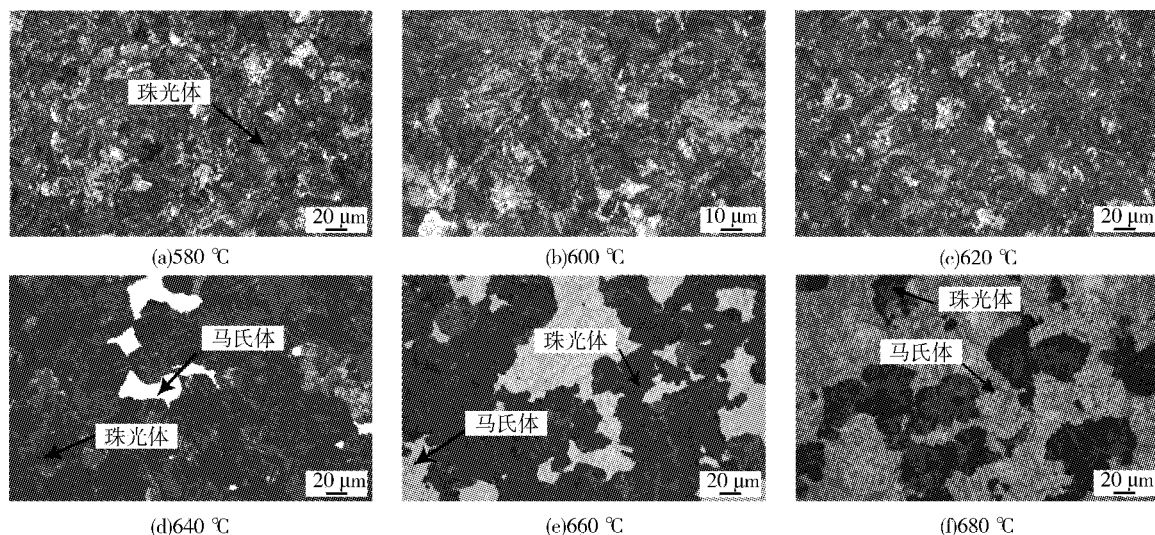


图 7 不同终冷温度相变后含 Nb 钢的显微组织

对于无 Nb 试验钢来说,当冷却至 660 °C 时,其珠光体和马氏体所占的比例分别为 20% 与 80% 左右;而冷却至 680 °C 时,马氏体含量大幅增加,形成大量马氏体和微量珠光体组织。这表明在较高的终冷温度下,无 Nb 试验钢组织更容易转变为马氏体,这主要是由于高碳含量和冷却速度较快,使奥氏体相未能完成珠光体的转变,而直接转变为马氏体。相比之下,含 Nb 钢在终冷温度为 660 °C 时,其珠光体与马氏体的含量基本一致;而冷却至 680 °C 时,马氏体的含量相对较高,但也存在少量珠光体组织。这种差异说明 Nb 在一定程度上阻碍碳原子的扩散,导致部分区域的奥氏体未完全转变为马氏体,从而保持较高比例的珠光体。

2.2.2 宏观维氏硬度分析

显微组织的变化势必会影响到材料宏观硬度

的变化,两种试验钢经不同终冷温度相变后的宏观硬度变化如图 8 所示。

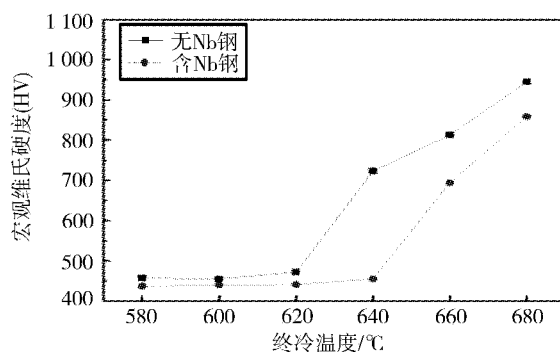


图 8 两种试验钢的宏观维氏硬度

从图 8 中可以发现,无 Nb 钢和含 Nb 钢的宏观硬度都随着各自终冷温度的增大而增加,但两者之间仍存在一定的差异。结合图 6(a) ~ (c) 与图 7(a) ~ (c) 可知,终冷温度为 580 °C、600 °C、

620 ℃ 时的试样组织均为珠光体, 由于珠光体是由铁素体和渗碳体交替排列的结构, 因此硬度较低, 在 457HV 左右。而随着终冷温度升至 640 ℃ 时, 试样开始产生马氏体组织, 无 Nb 钢的硬度由 450HV 提高至 730HV, 表明硬度的增加与马氏体密切相关。尽管对于含 Nb 钢来说, 终冷温度为 640 ℃ 的试样组织中珠光体占主导地位, 但马氏体的加入仍然提高整体硬度。当终冷温度继续升高至 660 ℃ 时, 两种钢组织中的马氏体含量大幅上升, 使得硬度显著增加。终冷温度继续升至 680 ℃, 无 Nb 钢几乎得到全马氏体组织, 硬度进一步增加至 950HV, 而含 Nb 钢的硬度也增加至 870HV。

通过金相组织与硬度的变化可知, Nb 元素可以有效抑制马氏体的生成, 促进珠光体组织的生成。尽管整体来看含 Nb 试验钢的硬度较低, 但其可能具备更优异的韧性和抗疲劳性能, 因此在需要较高韧性和耐冲击性能的应用中, 含 Nb 试验钢具有优势。

在无 Nb 试验钢和含 Nb 试验钢的冷却过程中, 尽管两者的冷却速度相同, 但显微组织与硬度表现出明显差异, 特别是在终冷温度为 640 ℃ 时更加明显, 因此对该温度的试样进行扫描电镜的组织分析, 如图 9 所示。由图中可以看到, 含 Nb 钢中的珠光体片层间距更细小, 主要归因于 NbC 的作用。因为 NbC 可以有效细化原始奥氏体晶粒, 并能够为珠光体提供更多的形核点, 在随后的冷却过程中, 较小的奥氏体晶粒能促使珠光体转变过程更加均匀, 生成较细的珠光体组织。此外, 由于 Nb 元素能显著降低碳的扩散速率, 导致碳无法在基体中迅速聚集, 因此所生成的珠光体更加细小。

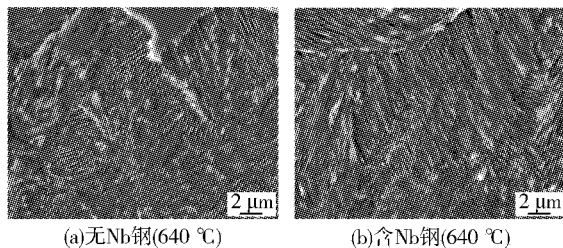


图9 两种试验钢的 SEM 组织形貌

3 结论

(1) Nb 元素对高碳桥索钢的连续冷却相变过程产生显著影响。与无 Nb 钢相比, 含 Nb 钢在

相变过程中珠光体的含量增加, 马氏体的形成被抑制, 尤其在 5 ℃/s 中等冷却速度下的差异最为显著。此外, Nb 元素通过形成 NbC 碳化物抑制碳的扩散, 导致珠光体相变点略有降低, 而马氏体相变点稍有升高, 使得 CCT 曲线右移。

(2) 含 Nb 试验钢与无 Nb 试验钢在不同冷却速度下表现出较为显著的硬度差异。尽管随冷却速度的增加, 钢的硬度逐渐上升, 但含 Nb 试验钢在 5 ℃/s 的中等冷却速度下硬度低于无 Nb 试验钢, 这归因于此时 Nb 元素会抑制马氏体组织的生成, 并使珠光体组织数量增多。然而, 在冷却速度 > 10 ℃/s 时, 由于 Nb 元素的强化作用, 含 Nb 钢硬度高于无 Nb 钢。

(3) 在等温相变过程中, 含 Nb 钢与无 Nb 钢的组织变化相似, 但在较高终冷温度下, 含 Nb 钢能保持较多的珠光体组织。Nb 的加入有效抑制马氏体组织的生成, 导致含 Nb 钢在较高终冷温度下仍保持较大的珠光体比例, 从而提高钢材的韧性和抗疲劳性能, 适用于需要更高韧性和耐冲击性能的桥索材料。

参考文献

- 文进. 桥梁钢结构焊接材料的实践以及前景[J]. 南方农机, 2018, 49(16): 75.
- 国家重点研发计划“高性能桥梁用钢”项目取得重要进展[J]. 石河子科技, 2019(5): 11.
- 任安超, 鲁修宇, 张帆, 等. 大跨度桥梁缆索用钢的发展及制造技术[J]. 天津冶金, 2017(5): 32-34.
- 黄芳玉. 2 000 MPa 级桥索钢冷拉拔过程中组织性能演变规律研究[D]. 武汉科技大学, 2019(9): 70.
- 闫志刚, 薛花娟. 沪通长江大桥直径 7 mm 2 000 MPa 级钢丝试验研究[J]. 铁道学报, 2018, 40(7): 115-120.
- 王凯. Nb 微合金化对桥索用高碳钢相变特性及热变形过程的影响[D]. 钢铁研究总院, 2018, 12: 88.
- 杨超飞, 吴庆辉, 陈颖, 等. 钕对高碳钢连续冷却过程中相变和珠光体片层间距的影响[J]. 机械工程材料, 2013, 37(3): 16-20.
- 冯路路, 吴开明, 李萍萍, 等. Nb 对 2 000 MPa 桥索钢再加热过程中组织变化的影响[J]. 钢铁研究学报, 2020, 32(1): 60-65.
- 黎志英, 李长荣, 曾泽芸, 等. 不同冷却速度下 500 MPa 级抗震钢筋组织的演变规律[J]. 贵州大学学报(自然科学版), 2020, 37(5): 61-66.

黄世伟, 男, 2019 年毕业于鲁东大学土木工程专业。

收稿日期: 2024-12-27

基于差温轧制抗层状撕裂 Q355MD – Z35 特厚钢板的研究与开发

李 思 孟庆勇 李晓东
(唐山钢铁集团有限责任公司)

摘 要 抗层状撕裂特厚钢板通常拥有严格的 Z 向性能要求,而由于铸坯凝固偏析严重、轧制过程特厚钢板心部轧制变形渗透力差等多重因素耦合作用,极易造成特厚钢板心部组织粗大和带状组织超标等缺陷,致使特厚钢板的心部力学性能受到严重影响,特别是降低钢板的 Z 向性能。以碳锰钢为基体材料添加 Nb、Ti 微合金化元素,选择连铸凝固末端重压下连铸坯作为母材,在粗轧前 3 道次通过冷却设备进行高强度瞬时冷却,实现铸坯心部和表面温差 250 ~ 300 ℃,利用差温轧制工艺生产 100 mm 厚度钢板,轧制后检测特厚钢板的力学性能和显微组织。结果表明:在压缩比为 2.5 低压缩比条件下成功开发出 100 mm 厚度 Q355MD – Z35 特厚钢板。利用连铸凝固末端重压下 – 差温轧制工艺生产的特厚钢板,相较于常规工艺生产的特厚钢板,其心部组织明显细化、中心偏析级别显著降低。

关键词 特厚钢板 抗层状撕裂 凝固末端重压下 差温轧制

Research and Development of Q355MD – Z35 Extra Heavy Steel Plate with Lamellar Tearing Resistance Based on Differential Temperature Rolling

Li Si, Meng Qingyong and Li Xiaodong
(Tangshan Iron and Steel Group Co., Ltd.)

Abstract Extra heavy steel plate with lamellar tearing resistance generally requires Z – directional properties, but due to the coupling effects of multiple factors including the severe strand solidification segregation and the poor penetration of rolling deformation into the center of extra heavy steel plate during rolling, the defects of coarse microstructure and excessive banded structure at the center of extra heavy steel plate are easily caused, which severely affects the mechanical properties at the center, especially reduces the Z – directional properties. Microalloying elements of Nb and Ti are added on the basis of C and Mn steel as the base material, the slab cast by solidification end heavy reduction technique is selected as the raw material, the temperature difference from 250 ℃ to 300 ℃ is achieved between the center and the surface of the slab by instant cooling with high intensity at the instant cooling device during the first three roughing passes, the mechanical properties and microstructure of the extra heavy steel plate are tested after rolling. The results show that the 100 mm thickness extra heavy steel plate is successfully developed under the condition of the lower reduction ratio at 2.5. Compared with those produced by the conventional process, the extra heavy steel plate produced by continuous casting solidification end heavy reduction – differential temperature rolling technology possesses significantly refined central microstructure and remarkably reduced center segregation level.

Keywords Extra heavy plate, Lamellar tearing resistance, Solidification end heavy reduction, Differential temperature rolling

0 前言

随着基础建设持续向更深层次推进和结构的转型升级,特厚钢板的应用场景越来越广泛,且需求量与日俱增,因此对特厚钢板的内部和外部质

量、组织均匀性和力学性能等指标要求更为严格,例如海洋工程用特厚钢板需要良好的低温韧性、耐腐蚀性能和焊接性能,建筑用特厚钢板则需要具备低的屈强比和良好的抗层状撕裂性能(Z 向

性能)^[1-6]。特厚钢板通常指厚度≥60 mm 的钢板^[7],建筑用特厚钢板由于其自身连接特点,连接部位容易出现层状撕裂,因此,将建筑用特厚钢板的厚度方向性能均匀性和抗层状撕裂能力作为关键指标,是高端特厚钢板生产及应用领域研究的焦点,但也是制约特厚钢板发展的瓶颈,开发新型特厚级生产工艺具有重要现实意义。

传统特厚钢板要求轧制压缩比≥4,而唐钢公司生产铸坯厚度通常为 250 mm,轧制 100 mm 特厚钢板压缩比仅为 2.5。为了保证 Q355MD - Z35 特厚钢板的抗层状撕裂性能,系统优化成分设计和微量元素控制,充分挖掘现有装备功能优势,利用连铸机凝固末端重压下功能,最大程度改善铸坯致密度和中心偏析,为轧制工序提供优质铸坯,同时,通过粗轧机前冷却装备进行高强度瞬时冷却,满足铸坯心部和表面 250 ~ 300 ℃ 的温度差以实现差温轧制,成功开发出具有抗层状撕裂性能的 Q355MD - Z35 特厚钢板。

1 生产工艺流程与成分设计

1.1 生产工艺流程

抗层状撕裂性能 Q355MD - Z35 特厚钢板的生产工艺流程:KR 铁水脱硫→转炉双渣吹炼脱磷→LF 精炼→RH 精炼→连铸凝固末端重压下→加热→Ⅱ阶段控轧(粗轧采用差温轧制)→超快

速冷却。

1.2 成分设计

Q355MD - Z35 特厚钢板对抗层状撕裂性能有特殊的要求,GB/T 5313—2023《厚度方向性能钢板》标准明确要求钢中 S≤0.005%,因此结合 GB/T 1591—2018《低合金高强度结构钢》标准对其进行成分设计。以碳锰钢作为基体材料添加 Nb、Ti 微合金化元素,其中,C、Mn 和 Si 元素起固溶强化作用,满足特厚钢板基本力学性能需求,但是 C 含量过高则会恶化特厚钢板的焊接性能,需要控制在合理范围;添加微量 Ti,生成 TiN 等第二相粒子钉扎奥氏体晶界,防止加热过程晶粒过分粗化;此外,添加少量 Nb 元素,可以有效利用钢中 Nb(C、N)的析出强化机制提升特厚钢板力学性能,还可以在轧制过程显著抑制奥氏体回复-再结晶,最终获得更为细小的轧后组织;从提升特厚钢板的抗层状撕裂性能角度出发,需要严格控制钢中 S、P 等微量有害元素,通过 KR 铁水脱硫与 LF 精炼结合的深脱硫工艺将 S 含量稳定控制在 0.001 5% 以下,通过优化转炉双渣脱磷工艺将 P 含量稳定控制在 0.010% 以下,并且将钢中全氧稳定控制在 0.002 0% 以下,最终达到钢水的高纯净度控制目标,将钢中 S、P、O、N 和 H 稳定控制在较低水平,具体钢板的化学成分见表 1。

表 1 抗层状撕裂性能钢 Q355MD - Z35 化学成分(质量分数)

项目	C	Si	Mn	S	P	Als	Nb	Ti	N	O
标准值	0.14 ~ 0.16	0.20 ~ 0.30	1.40 ~ 1.60	≤0.001 5	≤0.010	0.025 ~ 0.035	0.030 ~ 0.040	0.010 ~ 0.020	≤0.004 5	≤0.002 0
实际值	0.15	0.26	1.51	0.000 9	0.008	0.029	0.037	0.017	0.003 4	0.001 5

注:Σ(S + P + O + N + H) ≤ 0.015%。

2 连铸凝固末端重压下 - 差温轧制技术应用

2.1 连铸凝固末端重压下

为了提升特厚钢板心部力学性能,获得优良的抗层状撕裂性能,针对特厚钢板轧制用铸坯母材的内部质量进行优化,采用精准连铸凝固末端重压手段改善铸坯中心偏析和致密度,突破轧制压缩比的限制,实现低压缩比特厚钢板的开发。综合考虑连铸产线布局的特点,选择 280 mm 厚度铸坯并在凝固末端施加 30 mm 大压下,以改善铸坯内部质量。借助 Ansys 软件,根据抗层状撕裂性能钢 Q355MD - Z35 的化学成分,计算连铸过程拉速、固相率和压下位置之间的关系^[8],如

表 2 所示。

表 2 抗层状撕裂性能钢 Q355MD - Z35 连铸凝固末端重压下技术参数

拉速/ (m · min ⁻¹)	压下位置	压下固相 率区间	各段压下量/ mm	总压下量/ mm
0.85	9 段 + 10 段	0.66 ~ 1.00	15	30

凝固过程铸坯边、角部优先凝固,温降快,压下抗力较大,为降低铸坯边部已凝固坯壳的压下抗力,压下辊采用凸型辊结构,在靠近板坯中间区域将重压下过程的压下力和变形更好地渗透,以达到改善中心偏析和细化心部铸态组织的作用,

凸型辊形貌如图 1 所示。

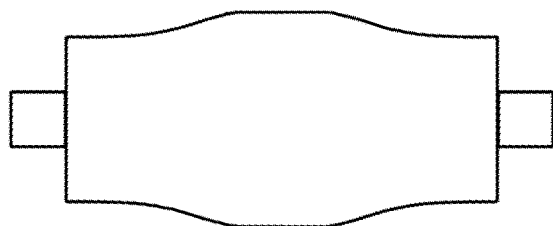


图 1 凝固末端重压下凸型辊示意图

图 2 为总压下量 5 mm 的常规连铸轻压下和连铸凝固末端重压下铸坯中心偏析情况。采用常规连铸轻压下的铸坯中心偏析评级为 B 类 1.5 级,如图 2(a)所示,采用凝固末端重压下的铸坯中心偏析评级为 C 类 0.5 级,如图 2(b)所示。试验表明:采用凝固末端重压手段浇注铸坯的中心偏析较常规连铸轻压下显著改善,中心偏析的改善主要得益于凝固末端精准确定以及大压下量促使凝固末期浓化钢液稀释效应。此外,凝固末端大压下量促使应力应变有效向铸坯中心传递,破碎树枝晶、降低元素在枝晶间富集,进而促进中心偏析的改善。

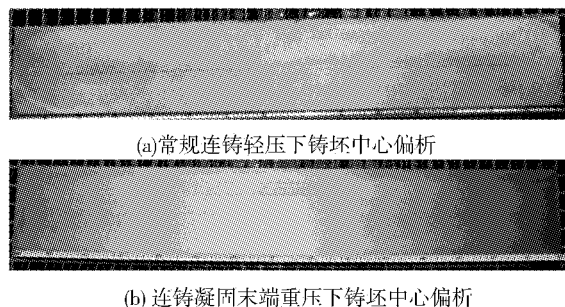


图 2 常规连铸轻压下和连铸凝固末端重压下铸坯中心偏析情况

2.2 差温轧制

抗层状撕裂性能 Q355MD - Z35 特厚钢板采

用 II 阶段控制轧制 + 超快速冷却工艺生产。将铸坯置于加热炉加热直至奥氏体化温度,均热温度 1 140 ~ 1 180 °C。在 I 阶段粗轧纵轧前 3 道次,开启冷却装置的高强度冷却模式进行冷却,8 组冷却水全负荷开启,冷却水量达到 1 000 L/min,实现差温轧制工艺要求的铸坯心部和表面之间 250 ~ 300 °C 差温^[9,10],粗轧纵轧前 3 道次单道次压下率 > 10%; II 阶段精轧中间坯开轧厚度 158 mm,在末再结晶区轧制,二次开轧温度 ≤ 860 °C,精轧终轧温度为 800 ~ 820 °C。精轧后特厚钢板采用超快冷高强度冷却,冷却后特厚钢板表面返红温度 640 ~ 660 °C。轧制 100 mm 厚度抗层状撕裂 Q355MD - Z35 特厚钢板的详细轧制道次分配如表 3 所示。

表 3 100 mm 厚度抗层状撕裂 Q355MD - Z35 特厚钢板轧制规程

道次数	设定辊缝/mm	压下率/%
1	222	11.2
2	194	12.6
3	170	12.4
4	165	2.9
5	158	4.2
6	138	12.7
7	123	10.9
8	110	10.6
9	100	9.1

3 力学性能和组织分析

3.1 力学性能

表 4 为不同工艺条件下 100 mm 厚度 Q355MD - Z35 特厚钢板力学性能检测结果。

表 4 不同工艺条件下 100 mm 厚度 Q355MD - Z35 特厚钢板力学性能

项目	R_{eH}/MPa	R_m/MPa	$A/\%$	冲击温度/ °C	KV_2/J (纵向)	$Z/\%$
标准要求	≥325	440 ~ 600	≥22	-20	≥40	≥35
常规轻压下 - 常规轧制工艺生产钢板	330	510	17	-20	37, 32, 36(35)	23
连铸凝固末端重压下 - 差温轧制工艺生产钢板	366	537	25	-20	87, 92, 79(86)	39

为了对比分析连铸坯凝固末端重压下 - 差温轧制工艺和常规连铸轻压下 - 常规轧制工艺对特厚钢板力学性能的影响,试轧铸坯母材厚度均为

250 mm 并拥有相同的道次分配(见表 3)和冷却工艺。由表 4 中不同工艺条件生产 100 mm 特厚钢板的力学性能检测结果可知,采用连铸凝固末

端重压下-差温轧制工艺生产的特厚钢板,其力学性能均优于常规连铸轻压下-常规轧制工艺生产特厚钢板,通过应用连铸凝固末端重压下-差温轧制工艺,圆满开发出 100 mm 厚度抗层状撕裂性能 Q355MD-Z35 特厚钢板,成品见图 3。

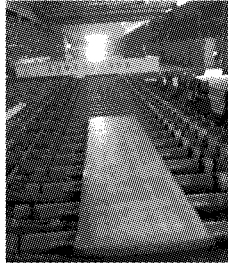


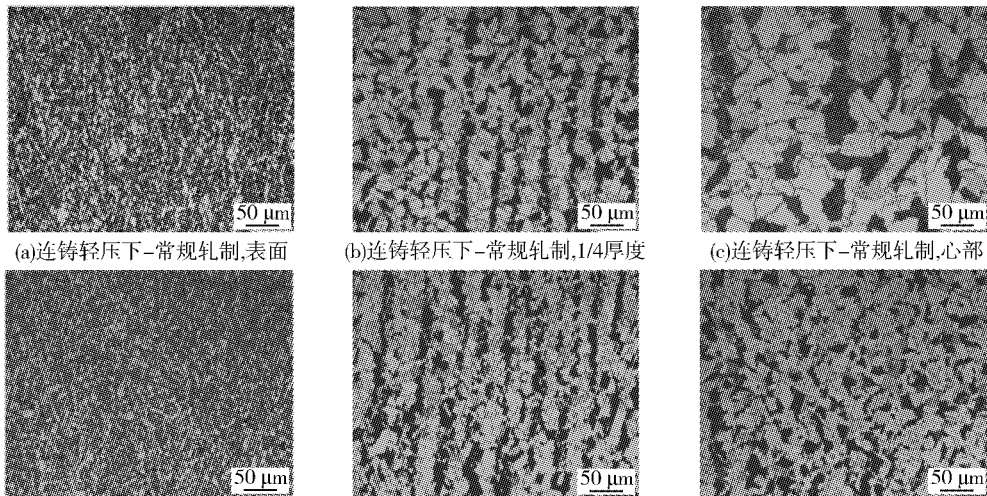
图 3 100 mm 厚度 Q355MD-Z35 特厚钢板
冷床凉钢板型

由图 3 可知,100 mm 厚度 Q355MD-Z35 特厚钢板板型良好,无翘曲现象,虽然厚规格钢板轧制过程容易出现翘头和扣头等状况,但可以通过优化加热工艺保证钢板上、下表面温度均匀性、调

整轧制速度和轧制线标高等措施来加以改善。

3.2 金相组织

针对连铸凝固末端重压下-差温轧制工艺和常规连铸轻压下-常规轧制工艺生产特厚钢板的力学性能差异性,对 100 mm 厚度 Q355MD-Z35 特厚钢板厚度方向金相组织进行分析,见图 4。由图 4 中可知,两种工艺条件下,钢板表面和 1/4 厚度位置的金相组织较为接近,未见显著异常。然而,常规连铸轻压下-常规轧制工艺相较于连铸凝固末端重压下-差温轧制工艺,前者生产的特厚钢板心部组织较后者生产的特厚钢板心部组织明显粗大。组织呈现差异的主要原因是采用差温轧制工艺轧制时,通过在粗轧阶段实施高温高压下,达到轧制力和形变向钢板心部的有效渗透效果,实现心部组织的破碎和细化。此外,连铸工序通过凝固末端重压下改善铸坯心部位置中心偏析并细化组织,为后续提升特厚钢板心部质量奠定基础。

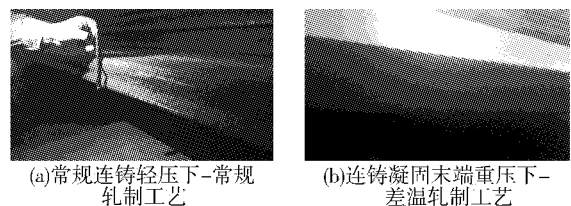


(d)凝固末端重压下-差温轧制,表面 (e)凝固末端重压下-差温轧制,1/4厚度 (f)凝固末端重压下-差温轧制,心部

图 4 不同工艺条件下 100 mm 特厚钢板厚度方向组织分布差异

为了更直观地比较两种工艺在特厚钢板轧制过程变形渗透方面的差异性。对轧后 100 mm 厚度 Q355MD-Z35 钢板的侧面形貌进行分析,常规连铸轻压下-常规轧制工艺下特厚钢板的侧面如图 5(a)所示呈现双鼓型特征,表明轧制变形主要集中在特厚钢板上、下表面附近,轧制变形难以渗透到特厚钢板心部;连铸凝固末端重压下-差温轧制工艺下特厚钢板侧面如图 5(b)所示,呈现单鼓型特征,表明轧制变形可以在整个厚度方向

传递,并且能够有效渗透到特厚钢板心部区域,进而细化心部组织。



(a)常规连铸轻压下-常规轧制工艺 (b)连铸凝固末端重压下-差温轧制工艺

图 5 不同工艺条件下 100 mm 厚度特厚钢板侧面形态

(下转第 40 页)

Q500qE 桥梁钢板的开发与探讨

吴俊平

(南京钢铁股份有限公司)

摘 要 作为集多项性能为一体的新一代高性能结构钢, Q500qE 桥梁钢板通常以 TMCP + 回火方式生产。为了满足钢板性能要求, 结合未再结晶区轧制技术, 利用微合金碳氮化物沿奥氏体晶界的析出, 起到阻止铁素体和珠光体长大的作用, 从而细化晶粒、提高韧性和塑性, 但是却不利于保证低屈强比。钢板经过回火处理后, 位错密度下降, 碳化物析出, 抗拉强度降低, 低温韧性进一步提高。

关键词 Q500qE 桥梁钢板 屈强比 冲击韧性

Development and Discussion of Q500qE Bridge Steel Plate

Wu Junping

(Nanjing Iron and Steel Co., Ltd.)

Abstract As a new generation of high-performance structural steel with many properties, Q500qE bridge steel plate is usually produced by TMCP + tempering. In order to meet the performance requirements of the steel plate, combined with the rolling technology in the non-recrystallization zone, the microalloy carbonitrides are precipitated along the austenite grain boundary to prevent the growth of ferrite and pearlite, thus refining the grain, improving the toughness and plasticity, but it is not good for ensuring the low yield to tensile ratio. After tempering the steel plate, the dislocation density decreases, carbide precipitates, tensile strength decreases, low temperature toughness further improves.

Keywords Q500qE bridge plate, Yield to tensile ratio, Impact toughness

0 前言

近年来, 我国高速铁路桥建设日新月异, 正在向高速、重载、大跨度、全焊接节点、免涂装、安全性高的方向发展, 尤其要求高等级桥梁钢拥有良好的综合力学性能。高强度桥梁钢板已经广泛应用于速度高达 350 km/h 的高铁, 且无论数量还是质量已处于世界先进水平^[1-3]。其中, 集高强度、高韧性、易焊接(低碳当量和低裂纹敏感性指数 P_{cm} 成分设计、焊前不需要预热)、低屈强比要求等多项性能为一体的新一代桥梁用高强度结构钢 Q500qE, 即 $R_{eL} \geq 500$ MPa、 -40 °C $KV_2 \geq 120$ J、

$P_{cm} \leq 0.20\%$ 、屈强比 ≤ 0.86 的 ≤ 100 mm 厚度钢板, 成为巢马城际铁路、川藏铁路、沪通铁路、琼州海峡和渤海湾等一批待建大跨度重载铁路桥梁关键构件的首选材料。本文对 Q500qE 桥梁钢板的工艺性能展开试验研究, 以达到各个工程项目的要求。

1 试验方法

Q500qE 钢板成分设计如表 1 所示。坯料加热速度 10 ~ 12 min/cm, 保温时间 30 ~ 50 min, 出钢温度 1 150 ~ 1 200 °C。

表 1 Q500qE 钢板成分设计(质量分数)

项目	C	Si	Mn	P	S	Ni、Mo、Nb、Cu	P_{cm}
内控成分	0.06 ~ 0.08	0.20 ~ 0.35	1.50 ~ 1.65	≤ 0.010	≤ 0.005	适量	≤ 0.23
目标成分	0.07	0.30	1.65	≤ 0.008	≤ 0.003	适量	≤ 0.21

钢板采用 TMCP 工艺生产,通过 Gleeble 热模拟试验,研究轧制参数的选择。TMCP 工艺的基本原理是通过低碳微合金化成分设计,辅以合理的坯料加热制度、变形制度、温度制度和冷却制度,使得钢板材料获得均匀细小的铁素体、贝氏体混合组织,从而实现钢板综合力学性能的提升。

从控制加热时的既保证合金元素充分固溶又要预防晶粒粗化,到通过再结晶区和未再结晶区的大压下制度保证变形充分渗透,再到轧后冷却,生产全过程都包含细晶强化机制。然而,细晶强化使 Q500qE 钢板的屈强比增大,不利于钢板低屈强比的实现。

当测定动态 CCT 曲线时,将试样以 10 ℃/s 的加热速度加热到 1 180 ℃,保温 5 min。首先以 10 ℃/s 的冷却速度冷却到 1 080 ℃,进行变形,压下率为 30%,变形速率为 3 s⁻¹;然后以 10 ℃/s 的速度冷却到 830 ℃,再次进行变形,压下率为 30%,变形速率为 5 s⁻¹,再以 2 ℃/s 的速度冷却到 780 ℃,最终以不同的冷却速度冷却到室温。其冷却速度分别为 1、2、5、10、15、20、25、30、40、50 ℃/s。根据图 1 中 Q500qE 钢的 CCT 曲线,确定试验钢的相变点 A_{cs}为 893 ℃、A_{cl}为 729 ℃。

从图 1 中试验钢动态 CCT 曲线可以看出,当冷却速度 <12.5 ℃/s 时,存在铁素体析出相;当冷却速度 >30 ℃/s 时,出现马氏体相变;当冷却速度为 12.5 ~ 50 ℃/s 时,发生贝氏体相变,没有发生铁素体相变。为了得到铁素体和贝氏体组织,冷却速度选择 5 ~ 10 ℃/s。

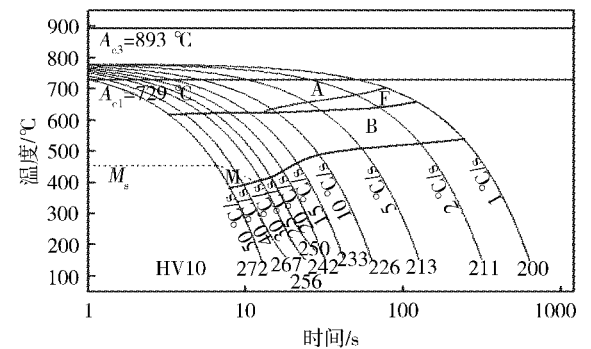


图 1 试验钢动态 CCT 曲线

为了实现低屈强比,需要控制试验钢板组织形态和相组成。当组织为单相组织时,强度或屈强比难以稳定控制,而采用双相组织控制并使铁素体软相占到一定比例时,就可以满足 Q500qE 钢板屈强比 ≤ 0.86 的要求。因此,轧制、冷却工艺设定如表 2 所示。

表 2 Q500qE 钢板轧制、冷却工艺

钢板厚度/mm	晾钢厚度/mm	II 阶段开轧温度/℃	入水温度/℃	目标返红温度/℃
20	60	≤880	680 ~ 720	500
40	100	≤880	700 ~ 740	550
65	150	≤880	680 ~ 720	500

2 试验结果与分析

制取不同规格试验钢板 TMCP 态试样,在实

验室分别进行 500 ℃ 回火处理,所得试样力学性能如表 3 所示。

表 3 Q500qE 钢板试样回火态力学性能

项目	R_{eL}/MPa	R_m/MPa	$A_5/\%$	R_{eL}/R_m	冲击温度/℃	KV_2/J
标准要求	≥500	≥630	≥18	≤0.86	-40	≥120
20 mm 厚度钢板试样	531	668	22	0.79	-40	235,230,205
40 mm 厚度钢板试样	539	664	23	0.81	-40	240,292,246
65 mm 厚度钢板试样	522	649	21	0.80	-40	299,258,272

回火态组织如图 2 所示。20 mm 厚度钢板近表面组织以板条贝氏体 + 少量铁素体为主,板厚 1/4、1/2 处板条贝氏体消失,组织主要为粒状贝

氏体 + 少量铁素体。40 mm 厚度钢板近表面组织以板条贝氏体 + 少量铁素体为主,板厚 1/4、1/2 处以粒状贝氏体 + 铁素体 + 少量珠光体为主,其

中 1/2 处可见带状偏析。65 mm 厚度钢板近表面组织以板条贝氏体 + 少量铁素体为主,板厚 1/4、

1/2 处以粒状贝氏体 + 铁素体 + 少量珠光体为主,其中 1/2 处存在明显带状偏析。

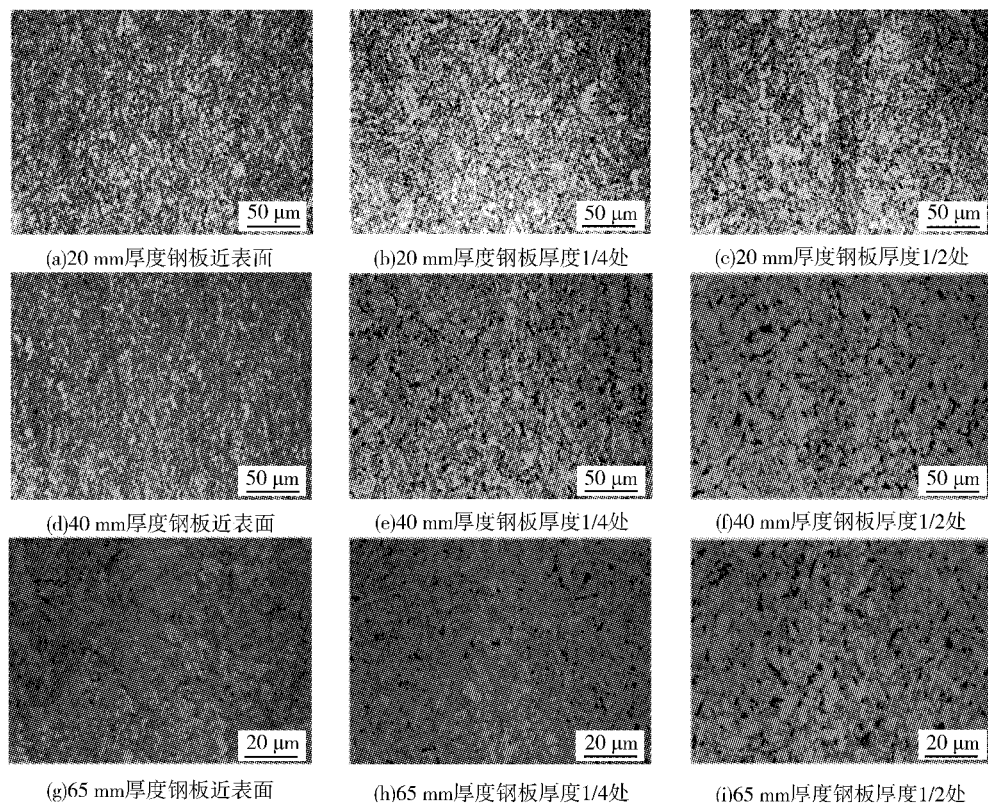


图 2 不同规格回火态钢板不同厚度位置组织形貌

钢板经过未再结晶区轧制,微合金碳氮化物在拉长的奥氏体边界、滑移带和位错等处,尤其是沿奥氏体晶界优先析出,因而可以阻止铁素体的长大;随着道次变形量和在此温度区间总变形量的增大,钢板的屈服强度也提高,脆性转变温度下降,韧性得到改善。同时,钢板经过回火处理后,位错密度下降,碳化物析出、聚集并逐渐长大,抗拉强度降低,屈强比虽然增加,但是低温韧性得到提高。

3 结论

(1)通过细晶强化机制来提高 Q500qE 钢板的韧性和塑性,将增加屈强比,不利于低屈强比的实现。为了实现低屈强比,需要控制组织形态和相组成。

(2)随着轧制道次变形量的增大,钢板的屈服强度提高,韧性得到改善,经过回火处理后,位

错密度下降,碳化物析出、聚集并逐渐长大,抗拉强度降低,屈强比虽然增加,但是低温韧性得到提高。

(3)获得板条贝氏体或粒状贝氏体 + 少量铁素体组织,可以有效改善钢板的屈强比。

参考文献

- 1 王凤维. 轧制工艺参数对高强度桥梁钢组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2016, 45(23): 162 - 165。
- 2 邓 彬. 我国桥梁桥梁钢结构的应用情况及发展趋势[J]. 中国建筑金属结构. 2013(12): 78。
- 3 黄 维, 张志勤, 高真风, 等. 国外高性能桥梁用钢的研发[J]. 世界桥梁. 2011(2): 18 - 21。

吴俊平, 男, 2005 年毕业于鞍山科技大学材料科学与工程专业, 硕士, 高级工程师。

收稿日期: 2024 - 10 - 27

· 生产实践 ·

LF 精炼炉底吹氩模型的优化与应用

王武仙 赵思宇 张学峰 刘玉峰 毕凤山 孟 滨
(唐山中厚板材有限公司)

摘 要 以 120 t 双孔底吹氩钢包为研究对象,设计一种间歇式底吹氩气模式,与传统的双孔底吹氩模式进行对比。结果表明:在精炼过程中,间歇式吹氩模式 2(弱吹流量 60 NL/min,吹氩时间 10 s;强吹流量 800 NL/min,吹氩时间 20 s)提供的搅拌能是传统吹氩模式的 1.84 倍,还为钢-渣界面反应提供了反应时间,不但使得钢液在脱 S、脱 O 方面取得良好效果,而且精炼出的成品金相组织致密,无夹杂物、空洞等缺陷。间歇式吹氩模式还降低了氩气消耗,在一定程度上实现了节能降耗。

关键词 节能降耗 间歇式吹氩模式 LF 精炼炉 钢-渣界面反应

Optimization and Application of Argon Bottom Blowing Model in LF Refining Furnace

Wang Wuxian, Zhao Siyu, Zhang Xuefeng, Liu Yufeng, Bi Fengshan and Meng Bin
(Tangsteel Medium and Heavy Plate Co., Ltd.)

Abstract Taking 120 t double-hole argon bottom blowing ladle as the research object, an intermittent argon bottom blowing model is designed and compared with the traditional double-hole argon bottom blowing model. The results show that in the refining process, the intermittent argon blowing mode 2 (weak blowing flow rate 60 NL/min, blowing time 10 s; strong blowing flow rate 800 NL/min, blowing time 20 s) provides sufficient stirring energy during the refining process, and also provides reaction time for the steel-slag interface reaction, which not only achieves good results in the removal of S and O from the steel liquid, but also produces a dense alloy structure without defects such as inclusions and voids. The intermittent argon blowing mode also reduces the consumption of argon gas, which realizes energy conservation and consumption reduction to a certain extent.

Keywords Energy conservation and consumption reduction, Intermittent argon blowing mode, LF refining furnace, Steel-slag interface reaction

0 前言

国内、外大容量钢包精炼普遍采用双孔透气砖底吹氩模式^[1],双孔透气砖底吹氩模式对钢液的搅拌作用,使钢液内部温度快速混合均匀;在去除夹杂物方面,将钢包中的有害夹杂物溶于炉底吹氩模式下形成的氩气泡中,随着钢液的搅动将有害夹杂物带到钢液表面以便去除。当吹氩流量过大时会吹穿液面而发生喷溅,致使钢液裸露后与空气接触形成氧化物,导致夹杂物增加;当吹氩流量过小时,对钢液的搅拌力度不够,不能达到去除气体、夹杂物的目的^[2]。因此,对氩气流量的控制精度直接影响着钢液的纯净度和质量,吹氩

搅拌在 LF 精炼炉中起着重要的作用,吹氩流量对钢包精炼效果的影响也一直是冶金行业研究的重点。赵红光等^[3]对 120 t 钢包精炼过程进行数值模拟,研究发现,当氩气流量为 100 NL/min 时,钢包内钢液的搅拌效果最佳,钢液混合均匀时间最短;张真铭等^[4]通过建立 120 t 钢包底吹氩气模型,研究吹氩条件对钢液混合均匀程度的影响,结果表明,吹氩量为 20~33 NL/min 时,钢液混合均匀时间最短,精炼效果最好。鲁叶等^[5]采用物理模拟与数值模拟相结合的方式,研究了透气砖布置方式和吹氩流量对钢液流动行为的影响规律,结果表明,吹氩流量为 45 NL/min 时钢液的平

均流速和平均湍动能最大,混匀时间最短。因此,结合现场具体条件和生产工艺,确定合适的钢包底吹氩参数,对于获得最佳的钢液精炼效果至关重要。

唐山中厚板材有限公司(以下简称唐山中厚板公司)根据 LF 精炼炉现状,以降低 LF 精炼过程中物料及能源消耗,进一步改善钢液脱硫脱氧效果,加快造渣速度,提升钢液纯净度为目的,设计并实施一种间歇式的吹氩搅拌模式,在 LF 精炼过程中提高钢液质量方面取得了良好的效果。

1 研究方案

以唐山中厚板公司 120 t 双孔底吹氩气钢包为研究对象,要求生产过程中 2 个吹氩孔流量控制在 50 ~ 800 NL/min,总流量最大值为 1 000 NL/min。根据调整强吹、弱吹流量以及吹氩时间,设计了 3 组间歇式吹氩模式,具体方案如表 1 所示,并与传统双孔底吹氩模式进行对比。通过分析钢液脱氧与混匀时间、板材金相组织、氩气流量消耗等情况,研究间歇式吹氩模式对钢液精炼的影响。

表 1 间歇式吹氩模式设计方案

间歇式吹氩 模式	弱吹		强吹	
	流量设定/(NL · min ⁻¹)	吹氩时间/s	流量设定/(NL · min ⁻¹)	吹氩时间/s
1	70	15	800	25
2	60	10	800	20
3	50	5	800	15

2 计算结果与分析

2.1 钢液动力学机理分析

间歇式吹氩模式的搅拌功能对钢液精炼过程中传热、传质起着重要作用。氩气通过透气砖进入钢液中,再从钢包底部上升到钢液顶部,做等温膨胀功,氩气由状态“1”变为状态“2”^[6,7],所做的功见式(1)。

$$A = \int_{V_1}^{V_2} P dV = \int_{P_1}^{P_2} nRT \frac{dP}{P^2} = nRT \ln \frac{P_1}{P_2} \quad (1)$$

式中: A —氩气由状态“1”变为状态“2”所做的功/J; R —气体常数/(J · mol⁻¹ · K⁻¹),取值为 8.31 × 10³ J/(mol · K); V_1 —氩气在钢包底部的体积/m³; V_2 —氩气在钢液顶部的体积/m³; P —氩气在钢液中受到的压强/MPa; P_1 —氩气在钢包底部受到的压强/MPa; P_2 —氩气在钢液顶部受到的压强/MPa; n —氩气吹入量/mol; T —钢液温度/℃。

为了将搅拌强度可视化,用吹氩搅拌功率表示搅拌强度的大小。吹氩搅拌功率 E 的计算见式(2)。

$$E = \ln \frac{P_1}{P_2} \cdot \frac{6.18T}{m} \cdot Q \quad (2)$$

式中: E —吹氩搅拌功率/kW; P_1 —氩气在钢包底部受到的压强/MPa; P_2 —氩气在钢液顶部受

到的压强/MPa; T —钢液温度/℃; m —钢液质量/kg; Q —氩气流量/(NL · min⁻¹)。

将钢液质量 $m = 120$ t, 钢液密度 $\rho = 7 \times 10^3$ kg/m³, 重力加速度 $g = 9.8$ m/s² 代入式(2)计算出间歇式吹氩模式 2 的吹氩搅拌功率,具体计算如下。

强吹氩搅拌功率:

$$E_{\text{强}} = \ln \frac{7 \times 10^3 \text{ kg/m}^3 \times 3 \text{ m} \times 9.8 \text{ m/s}^2}{10\,299 \text{ N/m}^2} \cdot \frac{6.18 \times 1\,600 \text{ }^\circ\text{C}}{120 \text{ t}} \times 800 \times 10^{-3} \times 60 \text{ m}^3/\text{h} \\ = 11\,845 \text{ kW}$$

弱吹氩搅拌功率:

$$E_{\text{弱}} = \ln \frac{7 \times 10^3 \text{ kg/m}^3 \times 3 \text{ m} \times 9.8 \text{ m/s}^2}{10\,299 \text{ N/m}^2} \cdot \frac{6.18 \times 1\,600 \text{ }^\circ\text{C}}{120 \text{ t}} \times 60 \times 10^{-3} \times 60 \text{ m}^3/\text{h} \\ = 888 \text{ kW}$$

平均搅拌功率为:

$$E' = 8\,193 \text{ kW}$$

传统底吹氩模式一般设定吹氩流量为 300 NL/min,代入式(2)计算出传统吹氩搅拌功率 E_0 为:

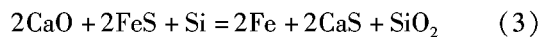
$$E_0 = \ln \frac{7 \times 10^3 \text{ kg/m}^3 \times 3 \text{ m} \times 9.8 \text{ m/s}^2}{10\,299 \text{ N/m}^2} \cdot$$

$$\frac{6.18 \times 1\,600\,^{\circ}\text{C}}{120\,\text{t}} \times 300 \times 10^{-3} \times 60\,\text{m}^3/\text{h} \\ = 4\,442\,\text{kW}$$

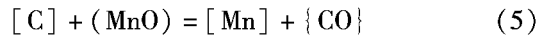
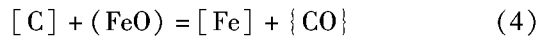
间歇式吹氩模式 2 的平均搅拌功率为 8 193 kW,是传统底吹氩模式搅拌功率的 1.84 倍。在实际吹氩搅拌过程中,可以根据钢液量及氩气流量来调节吹氩搅拌功率,有效地控制搅拌过程,以求得到稳定的精炼效果。

2.2 吹氩模型对钢液氧位的影响

由 LF 精炼炉炉底吹氩工作原理可知,氩气流量、吹氩时间是影响底吹氩增 C、脱 S、脱 O 效果的重要因素。精炼脱硫过程主要是将钢液中的硫转移到钢-渣界面,并和渣中的石灰发生反应^[8,9],以 CaS 形式溶解在渣中,其主要化学反应式见式(3)。



LF 精炼过程中炉渣中氧化物 FeO、MnO 与 C 发生反应,其主要化学反应式如式(4)~式(5)所示。



脱氧过程不仅去除炉渣中不稳定的氧化物,提高炉渣的还原性,还可以提高合金的元素吸收率。在碱度、温度以及渣量基本相同的前提下,采集不同吹氩模式时精炼前、后炉渣样品,进行数据对比来研究不同吹氩模式下脱硫、脱氧的精炼效果。不同吹氩模式下精炼前、后炉渣样品数据如表 2 所示,表 2 中“传统吹氩”为现阶段实际生产的吹氩模式,表中“F”代表“进站”,“L”代表“出站”。

表 2 不同吹氩模式下精炼前、后渣样数据表

吹氩模式	样品	渣样成分(质量分数)/%								渣样碱度
		[S]	Al ₂ O ₃	CaO	FeO	MgO	MnO	P ₂ O ₅	SiO ₂	
传统吹氩	F7	0.45	22.67	49.00	0.58	7.13	0.51	0.021	14.51	3.38
传统吹氩	L7	0.48	20.17	52.83	0.60	7.25	0.16	0.004	13.48	3.92
间歇模式 1	F8	0.37	24.29	49.20	0.60	8.85	0.56	0.023	12.36	3.98
间歇模式 1	L8	0.43	25.81	49.43	0.50	9.76	0.19	0.003	10.63	4.65
间歇模式 2	F11	0.31	20.03	49.75	0.82	7.46	2.08	0.075	14.78	3.37
间歇模式 2	L11	0.55	20.94	52.53	0.51	8.56	0.18		13.87	3.79
间歇模式 3	F10	0.28	20.57	50.50	0.87	5.77	1.49	0.037	15.67	3.22
间歇模式 3	L10	0.49	21.04	51.16	0.59	7.85	0.32	0.004	13.66	3.75

根据表 2 中不同吹氩模式下精炼前、后渣样数据,计算出不同吹氩模式下精炼渣的增硫率、脱氧率如图 1 所示。

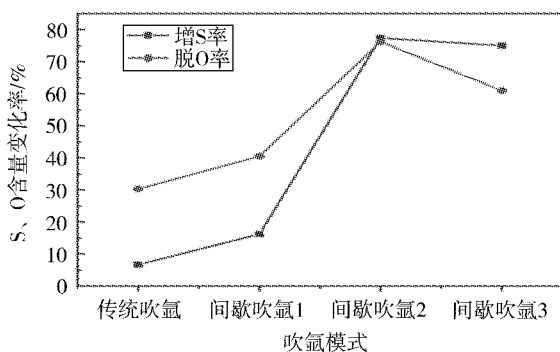


图 1 不同吹氩模式下精炼渣中 S、O 的变化情况

由图 1 可知,传统吹氩模式下,精炼渣中硫含量增加 6.7%,氧含量降低 30.3%;3 种间歇式吹

氩模式下精炼渣中增 S 率与脱 O 率都较传统吹氩模式高,说明间歇式吹氩模式对钢液的脱硫与脱氧效果更好。其中间歇式吹氩模式 2 的精炼效果最佳,精炼渣的 S 含量增加 77.4%,O 含量降低 76.2%。间歇式吹氩模式中的强吹模式可以为精炼提供足够的搅拌能,弱吹模式为钢-渣界面反应提供了反应时间,强化脱硫反应动力,促使生成的 CaS 进入渣中,从而达到更强的脱硫效果。通过建立数学模型^[10],发现气液两相间的对流对脱硫率有重要影响,随着底吹氩气流量的增加,脱硫率先增大后减小,在流量达到 300 NL/min 时,钢液的脱硫率达到最大值。究其原因,主要是因为随着底吹氩气流量的增加,气液两相间的对流程程度增强,钢-渣界面的反应动力降低,氩气流量过大还会增大渣孔面积,增加钢液与外界空气的

接触,降低脱氧效率^[11]。精炼渣脱硫的一个重要指标为硫的分配系数 L_s ^[12],计算公式见式(6)。

$$L_s = (S)/[S] \quad (6)$$

由式(6)可知, L_s 与渣中硫含量成正比,与钢液中硫含量成反比。 L_s 随炉渣碱度以及钢-渣反应界面面积的增加而增大,因而改善氩气流量增加钢-渣反应面积有利于脱硫。

2.3 吹氩模式对金相组织的影响

钢包底部吹氩去除夹杂物的基本原理之一是利用底部吹氩产生的氩气泡对夹杂物的黏附作用。金龙等^[13]研究结果表明大颗粒的夹杂物容易被气泡捕获,而小气泡比大气泡更有利于捕获夹杂物。图 2 为不同吹氩模式下精炼成品样的低倍金相形貌,图 2(a)为传统吹氩模式对应的金相形貌;图 2(b)、(c)、(d)分别为间歇式吹氩模式 1、2、3 对应的金相形貌。图 2(a)所示金相组织为奥氏体及少量的针状马氏体,晶粒之间连接并不紧密存在较大的空隙,这是由于钢液在精炼过

程中,未能得到充分搅拌,合金中的成分分布不均匀,在之后的浇铸过程中,形成的金相组织结构不够致密,造成冶炼出的成品钢在性能上有较大的缺陷。图 2(b)中金相组织的致密度较图 2(a)中的金相组织致密度高,且出现的针状马氏体较多,合金成分较为均匀,间歇式吹氩模式在精炼过程中的搅拌效果良好。图 2(c)为间歇式吹氩模式 2 下精炼出的成品钢金相组织,从图中可以看出,合金金相组织均匀、结构致密,无缺陷以及夹杂物,且伴随大量板条状马氏体析出,板条状马氏体不但具有很高的强度而且具有良好的塑性和韧性,同时还具有低的脆性转变温度,其缺口敏感性和过载敏感性都较低。图 2(d)为间歇式吹氩模式 3 精炼出的成品合金金相组织,相较于间歇吹氩模式 2 来说,组织致密度有所降低,且出现了类似传统吹氩模式中的冶炼缺陷。总体来说,间歇式吹氩模式 2 精炼出的合金成品样在质量方面更胜一筹。

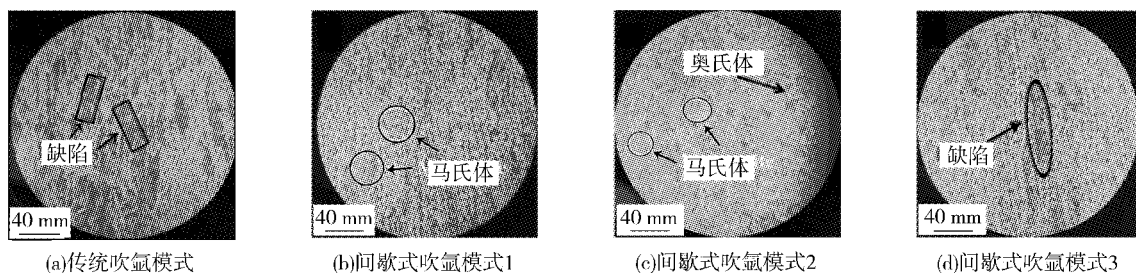


图 2 不同吹氩模式下精炼成品样的低倍金相组织形貌

由钢包底部吹入的氩气,在上升至钢液顶部的过程中,氩气温度快速升高而体积膨胀,生成的气泡推动钢包中液体流动,形成环流,对钢液提供了搅拌能并促进弱流区的产生。气泡在钢液中运动,促进了夹杂物的聚合长大,待到气泡浮至钢液表面,夹杂物随着气泡从钢液中去除,因此增加吹氩流量将使气泡搅拌功增加,增大环流速度,从而使混匀时间明显缩短^[13];但当吹氩流量超过某一临界值时,气泡体积增大或形成气柱,产生贯穿气流,部分气体直接溢出液面,破坏了钢液稳定的流场,不利于混匀,混匀时间反而随吹入氩气量的增加而延长,甚至由于吹氩流量过大而发生卷渣^[14]。

在精炼过程中,吹氩流量过小,为钢液提供的搅拌能不足,导致混匀时间延长;吹氩流量过大,将使气泡粗化而达不到有效去除夹杂物的目的。

此过程需要通过控制氩气流量来保证。间歇式的吹氩模式既能保证为精炼过程提供足够的氩气搅拌能,又能保证钢液中的气泡总量充足、流场稳定。

2.4 吹氩模型对能耗的影响

精炼炉底吹氩过程根据其特点可分为 3 个阶段,分别为强搅阶段、冶炼阶段、软吹阶段。而氩气消耗伴随整个精炼过程,其他条件一定,氩气流量越大钢液的波动越大,虽然在一定程度上提升了冶炼效果,但是也造成了资源的浪费。以唐山中厚板公司精炼生产过程中的氩气流量及吹炼时间参数设定为例。钢包进站破壳阶段吹氩量为 500 NL/min,吹炼时间 < 20 s;精炼阶段主要包括造渣、加热升温、渣洗合金化。造渣时间 5 min,吹氩流量 800 NL/min。加热升温时间 15 min,准吹氩量控制在 300 NL/min。渣洗合金化工艺时间

10 min,吹氩流量设定为 800 NL/min;软吹阶段的主要任务是保持钢液流动,吹氩流量一般设定为 50 ~ 100 NL/min,以渣面波动、钢液液面不裸露为标准,软吹时间 ≥ 8 min。

间歇式吹氩模式应用于精炼阶段的造渣以及渣洗合金化过程中,精炼时间控制在 30 min。根据氩气流量以及吹氩时间计算出传统吹氩模式与 3 种间歇式吹氩模式在精炼阶段的氩气消耗,如图 3 所示。

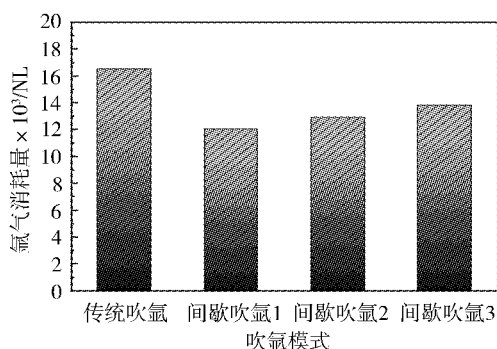


图3 不同吹氩模式的精炼阶段氩气消耗量

由图3所示氩气消耗量分析可知,传统吹氩工艺在精炼阶段的氩气消耗量为 16 500 NL,3 种间歇式吹氩模式的氩气消耗量分别为 12 000 NL、12 850 NL、13 763 NL,3 种间歇式吹氩模式的氩气消耗量都较传统吹氩模式低。脱硫、脱氧以及精炼效果最好的间歇式吹氩模式 2 的氩气消耗对比传统吹氩模式,其氩气消耗量降低 22%。在能源消耗方面,节能效果显著。

3 结论

(1)间歇式底吹氩模式 2 对钢液的平均搅拌功率为 8 193 kW,传统底吹氩模式的搅拌功率为 4 442 kW,间歇式底吹氩模式 2 的平均搅拌功率是传统吹氩模式搅拌功率的 1.84 倍,使得钢液混合更加充分,搅拌效果更好。

(2)在精炼同一钢种且其他条件相同时,传统吹氩模式下精炼渣的增 S 率为 6.7%,脱 O 率为 30.3%,而精炼效果最好的间歇式吹氩模式 2 的精炼渣增 S 率为 77.4%、脱 O 率为 76.2%。相较于传统底吹氩模式,间歇式底吹氩模式的脱 S、脱 O 效果更好。

(3)通过观察低倍金相组织形貌可以看出,在间歇式吹氩模式下精炼出的成品金相组织更致

密,间歇式吹氩模式 2 精炼的成品合金中析出大量马氏体与奥氏体两相连接紧密,组织结构更加稳定。

(4)间歇式吹氩模式在节能降耗方面取得良好效果。间歇式吹氩模式 2 在 30 min 精炼阶段的氩气消耗量为 12 850 NL,较传统吹氩模式的氩气消耗降低 22%。

参考文献

- 张美杰,汪厚植,黄 奥,等.底吹氩中间包钢液流动特性的数值模拟研究[J].钢铁钒钛,2005,26(4):43-46.
- 朱玲莉,高 标,向 杰,等.氩气流量对 100 t 底吹钢包内渣眼形成影响的数值模拟[J].特殊钢,2014,35(5):8-11.
- 赵红光,王宏丹,任兵芝,等.120 t 钢包底吹氩混匀过程的数值模拟研究[J].热加工工艺,2018,47(11):76-78.
- 张真铭,蔡茜娜,熊辉辉,等.120 t 钢包底吹氩工艺优化水模型研究[J].特殊钢,2017,38(4):9-12.
- 卢 叶,唐 萍,文光华,等.透气砖布置和吹氩流量对钢包内钢液流动行为的影响[J].钢铁研究学报,2014,26(7):41-47.
- 杨亚迪,赵 晶,崔剑征.三相氩气搅拌钢包内界面行为及混合现象的数值模拟[J].钢铁钒钛,2021,42(5):138-148.
- 江见俊彦,古隆建,唐仲和.在 Q-BOP 法,底吹 LD 法,氩气搅拌 LD 法和 LD 法中的冶金反应[J].钢铁,1982(3):46-52.
- 任 英,张立峰.不锈钢脱硫过程的因素分析和过程优化[J].钢铁,2023,58(11):84-89.
- 陈鹏举,朱诚意,张志成,等.GCr15 轴承钢 LF 精炼过程脱硫能力的热力学评价[J].钢铁研究学报,2016,28(5):30-35.
- 娄文涛,刘 壮,王晓雨,等.底吹氩钢包内渣-金反应及脱硫行为的数值模拟[J].钢铁,2018,53(12):37-43.
- New Metallurgy Findings Reported from Don State Technical University (Reducing the Cost of Steel Desulfurization During Secondary Refining In a Ladle-furnace Unit)[N]. Mining & Minerals Daily,2022(Mar.2):27-28.
- 廖 明.采用含碳合成渣生产低硫钢的工艺研究[J].钢铁研究,2004(1):17-21.
- 张 全,郝 忠,梁 佳,等.LF 钢包炉吹氩与夹杂物去除[J].河北冶金,2011(8):56-57.
- Liu X, Jia Q, Liu C, et al. Metallurgical Mechanism Guided Machine Learning to Predict Slag Entrapment Behavior during Ladle Refining with Bottom Blowing[J]. Metallurgical & Materials Transactions. Part B, 2024, 55(3). DOI:10.1007/s11663-024-03072-8.

王武仙,男,2007年毕业于唐山科技职业技术学院,高级技师。

收稿日期:2024-12-22

中厚板瓢曲缺陷产生原因分析与控制

庞凯 黄春柳 袁修强
(柳州钢铁股份有限公司)

摘 要 针对中厚板瓢曲缺陷产生的主要原因,从轧制及矫直工艺着手进行分析,确定各种形式的瓢曲缺陷主要由于精轧终轧温度控制不当、精轧末道次压下率过大、矫直机压下量设置不合适等引起。通过调整精轧终轧温度、优化精轧末道次压下率和矫直机矫直压下参数并投入生产应用,所生产钢板在满足性能要求的同时,不仅降低了瓢曲率、保证了表面质量,还有效控制了中厚板生产成本。

关键词 中厚板 瓢曲 矫直压下参数 压下率

Causes Analysis and Control of Buckling Defect in Medium and Heavy Plate

Pang Kai, Huang Chunliu and Yuan Xiuqiang
(Liuzhou Iron and Steel Co., Ltd.)

Abstract In view of the main causes of the buckling defect in medium and heavy plate, the processes of rolling and leveling are analyzed, it is determined that all the types of buckling defect are caused by the improper finish rolling temperature of finishing passes, excessively big reduction ratio at last pass of finishing passes and inappropriate settings of leveling draft. For all the steel plate produced, not only the requirements of mechanical properties are satisfied with reduced buckling rate and ensured surface quality, but also the production cost of the medium and heavy steel plate is effectively controlled by adjusting the finish rolling temperature of finishing passes, optimizing the reduction ratio of the last finishing pass and the leveling draft parameters and putting them into production application.

Keywords Medium and heavy plate, Buckling, Leveling draft parameter, Reduction ratio

0 前言

中厚板产品主要用于船舶、工程机械、桥梁、压力容器等领域。随着制造业的高速发展,终端用户对中厚板产品质量的要求也愈来愈高。在中厚板生产过程中,钢板的瓢曲缺陷将造成钢板重新矫直、挽救、改判等,不仅降低产品的合格率,还会大大增加工序成本。中厚板瓢曲缺陷还影响钢板后期的深加工,甚至导致质量异议的产生,2024年全年某厂钢板瓢曲产生的质量异议占总质量异议的三分之一。本文对造成钢板瓢曲的主要原因进行分析,提出并实施合理的应对措施,减少中厚板瓢曲缺陷的产生,为生产实践提供参考借鉴。

1 中厚板瓢曲缺陷及原因分析

瓢曲是常见的板形缺陷之一,其类型可分为

横向瓢曲、纵向瓢曲。横向瓢曲的主要形貌为船型和龟背等,纵向瓢曲形貌主要有头尾翘头或扣头、波浪弯、中间浪、边浪及剪切瓢曲等。总之,瓢曲就是钢板表面横向、纵向不够平直导致的板形缺陷。统计分析现场数据,得出造成钢板瓢曲缺陷的主要原因为:精轧终轧温度控制不当、精轧末道次压下率过大和矫直机压下量设置不当。

1.1 精轧终轧温度控制不当

终轧温度直接影响钢板的矫直温度,矫直温度是钢板板形控制的核心因素。矫直温度过高,钢板矫直后,放置在冷床上进行冷却的过程中依然会出现瓢曲现象;矫直温度过低,钢板的强度、硬度较高,矫直困难,影响矫直效果。在中厚板生产过程中,为保证钢板性能满足标准或者客户对钢板的特殊要求,会将终轧温度控制得比较低,不

仅增多了矫直次数,还会使钢板矫直后不平度难以控制,表面辊印较多,影响钢板的表面质量^[1]。

1.2 精轧末道次压下率过大

轧辊在修磨时会预留 0.2 mm 的凸度,即轧辊中间半径比边部大 0.2 mm,在轧制初期,钢板中间与边部厚度存在一定差异。当精轧末道次压下率过大时,会加剧钢板中间与边部的变形量差异,导致钢板横向不平度过大。随着末道次压下率的增大,钢板横向不平度呈明显上升趋势,使得后续钢板的矫直难度大大增加,最终导致中厚板出现瓢曲缺陷^[2]。

1.3 矫直机压下量设置不当

在钢板矫直过程中,应根据钢板牌号、规格来对矫直机压下量进行调整,如不及时调整,钢板的头、尾会出现不同程度的翘头或者下扣。如矫直机压下量过小,导致钢板应力得不到释放,其表面将出现浪形,甚至出现批量钢板瓢曲,影响生产,增加工序成本。

2 控制措施

2.1 调整精轧终轧温度

由于钢板的物理性质,当精轧终轧温度较低时,钢板矫直温度低、强度大,难以进行有效矫直;当精轧终轧温度较高时,矫直后钢板温度较高,在冷床上冷却时容易由于应力不均匀而引起钢板瓢曲。为此,只有合适的精轧终轧温度,才能降低钢板的瓢曲率。以易产生瓢曲的低合金结构钢 Q355B 为例,进行实验对比,对 Q355B 钢板精轧终轧温度区间进行优化,将不同厚度范围钢板的精轧终轧温度区间缩小,具体见表 1,统计实施此措施前、后的瓢曲率,对比结果如表 2 所示^[3]。

表 1 优化后精轧终轧温度

厚度范围/mm	终轧温度/℃
10 ~ 14	850 ± 5
16 ~ 22	840 ± 5
24 ~ 30	820 ± 5

表 2 精轧终轧温度区间缩小前、后瓢曲情况对比

厚度范围/mm	精轧终轧温度区间缩小前			精轧终轧温度区间缩小后		
	产量/t	瓢曲量/t	瓢曲率/%	产量/t	瓢曲量/t	瓢曲率/%
10 ~ 14	1 926.1	45.2	2.35	1 824.7	16.2	0.89
16 ~ 22	4 118.3	84.7	2.06	3 964.2	34.1	0.86
24 ~ 30	7 448.6	125.4	1.68	7 504.3	40.6	0.54

从表 2 可以看出,对钢板终轧温度进行优化调整后,瓢曲率明显下降。

2.2 优化精轧末道次压下率

中厚板轧制过程中,精轧阶段是钢板成型的重要环节。合理设计精轧各道次压下量、制定合理的轧制规程是钢板板形控制的重要手段。压下负荷分配是通过调整各道次压下量,改变各道次轧制力,控制各道次的辊缝形状,最终控制钢板板形。前几道次的压下量受轧机本身刚性、轧制力以及电机功率等的限制。在后几个纵轧道次中,尤其是精轧的最后 3 个道次,由于轧制过程中钢板温度随着时间及淋水逐渐降低,钢板的变形抗力增大,应采用恒比例凸度控制原则逐渐减小压下量,过大的压下量容易导致钢板甩弯、瓢曲、浪弯等缺陷^[4]。对精轧最后几道次压下率的设定,需对钢板的成品凸度和不平度进行理论计算、实践修正以满足钢板的板形要求^[5]。在生产过程

中收集大量数据进行分析,在保证钢板板形良好的前提下,得出不同规格的 Q355B 钢板精轧末道次压下率优选数据,如表 3 所示。

表 3 Q355B 钢板精轧末道次压下率优选数据

厚度/mm	压下率/%
10	12.3 ± 0.5
12	11.1 ± 0.5
14	10.3 ± 0.5
16	9.6 ± 0.5
18	9.1 ± 0.5
20	8.7 ± 0.5
25	8.1 ± 0.5
30	7.9 ± 0.5

采用优选的精轧末道次压下率轧制不同规格的 Q355B 钢板,并测量钢板横向不平度,与实施前进行对比,结果如表 4。

表 4 优选精轧末道次压下率使用前、后瓢曲率对比情况

厚度/mm	优选精轧末道次压下率使用前			优选精轧末道次压下率使用后		
	产量/t	横向不平量/t	横向不平率/%	产量/t	横向不平量/t	横向不平率/%
10	483.2	11.2	2.32	524.7	4.0	0.76
12	594.3	12.8	2.15	617.1	5.4	0.88
14	848.6	19.8	2.33	870.4	7.2	0.83
16	975.4	21.9	2.25	904.5	6.5	0.72
18	1 406.8	29.8	2.12	1 534.2	13.8	0.90
20	1 736.1	37.7	2.17	1 794.4	14.5	0.81
25	3 523.7	79.6	2.26	3 476.8	29.6	0.85
30	3 924.3	91.0	2.32	4 372.6	40.2	0.92

由表 4 可知,针对不同规格选择优化的精轧末道次压下率能够减少钢板瓢曲的产生,从而提高钢板表面质量。

2.3 优化矫直机矫直压下参数

不同厚度规格钢板对应的优选矫直压下参数见表 5,实施表 5 中参数前、后瓢曲率对比见表 6。

表 5 不同厚度规格 Q355B 钢板对应的优选矫直压下参数

厚度/mm	压下量/mm	出口边辊高度/mm	矫直温度/℃	倾动量/mm
10	3.5 ± 0.3	-1.5 ~ -2.0	560 ~ 600	1.5
12	3.5 ± 0.3	-1.5 ~ -2.0	560 ~ 600	1.5
14	3.2 ± 0.3	-1.0 ~ -1.5	580 ~ 620	1.5
16	2.8 ± 0.2	-1.0 ~ -1.5	600 ~ 635	1.5
18	2.5 ± 0.3	-1.0	630 ~ 650	1.5
20	3.0 ± 0.3	-0.5	650 ~ 680	1.0
25	3.2 ± 0.3	-0.5	660 ~ 700	1.0
30	3.5 ± 0.5	-0.5	680 ~ 710	1.0

表 6 优选矫直压下参数使用前、后瓢曲率对比情况

厚度/mm	优选矫直压下参数使用前			优选矫直压下参数使用后		
	产量/t	瓢曲量/t	瓢曲率/%	产量/t	瓢曲量/t	瓢曲率/%
10	567.5	14.3	2.52	483.2	4.1	0.85
12	663.7	15.9	2.40	594.3	4.5	0.76
14	863.2	18.3	2.12	848.6	5.3	0.63
16	873.8	23.0	2.63	975.4	5.2	0.53
18	1 134.6	26.5	2.34	1 406.8	6.5	0.46
20	1 894.3	41.1	2.17	1 736.1	7.1	0.41
25	3 306.4	28.4	0.86	3 523.7	13.0	0.37
30	4 321.1	30.7	0.71	3 924.3	9.4	0.24

在生产过程中,钢板轧制完成后会通过第一台 11 辊矫直机进行预矫,使其内应力进行第一次

释放,尽可能保证钢板的温度,为二次矫直创造良好的条件。在进行第二次矫直过(下转第 34 页)

炼钢低铁耗高效率技术的研究与应用

么敬文 刘志远 王重君 栾文林 刘 涛 张俊海 朱海旭
(唐山中厚板材有限公司)

摘 要 唐山中厚板材有限公司致力于通过技术创新提升生产效率,紧密围绕生产操作控制进行工艺技术开发。为了达到提高产品质量、降低生产成本、提升劳动生产率的核心目标,中厚板公司成功实施了铁水包加盖技术,有效减少了热量损失;通过采用二次燃烧氧枪技术、应用超高功率纯氧燃枪预热系统以及研发新型补热剂,在炼钢环节实现了低成本、高质量、高效率的生产,为行业树立了典范。这些举措不仅提升了企业的市场竞争力,也为钢铁产业的可持续发展做出了积极贡献。

关键词 铁水包加盖 二次燃烧氧枪 废钢预热 补热剂

Research and Application of Low Iron Consumption and High Efficiency Technology in Steelmaking

Yao Jingwen, Liu Zhiyuan, Wang Chongjun, Luan Wenlin, Liu Tao, Zhang Junhai and Zhu Haixu
(Tangshan Midium and Heavy Plate Co., Ltd.)

Abstract Tangshan Midium and Heavy Plate Co., Ltd. is committed to improving production efficiency through technological innovation and closely developing process technology around production operation control. In order to achieve the core goal of improving product quality, reducing production costs, and enhancing labor productivity. The company has successfully implemented the hot metal ladle cover technology, effectively reducing heat loss. The company has achieved low-cost, high-quality, and high-efficiency production in the steelmaking process through the use of secondary combustion oxygen lance technology, the application of ultra-high power pure oxygen lance preheating system, and the development of new heat replenishing agents, setting an example for the industry. These measures not only enhance the market competitiveness of enterprises, but also make positive contributions to the sustainable development of steel industry.

Keywords Hot metal ladle cover, Secondary combustion oxygen lance, Preheating of scrap steel, Heat replenishing agent

0 前言

钢铁是现代工业的基础材料之一,广泛应用于建筑、机械制造、汽车等各个领域。转炉炼钢是目前主要的钢铁生产工艺,其生产效率和炼钢成本对钢铁企业的经济效益和竞争力至关重要^[1-3]。转炉低铁耗是转炉炼钢过程中的一个重要指标,直接关系到钢铁企业的能源消耗和生产成本。转炉低铁耗受到多种因素的影响,合理的操作方式和适当的氧气喷吹速度可以有效提高钢液的吹炼效果,进而降低铁水的消耗量^[4]。此外,转炉设备的维护也对低铁耗有着重要影响,高

效的转炉设备维护可以提高转炉操作效率和炉况稳定性,从而降低铁水消耗。

自从2022年以来,为了应对环保限制产量的压力、保证生产顺行、缓解因铁水短缺造成的生产紧张问题,河北钢铁集团唐山中厚板材有限公司(以下简称“中厚板公司”)持续开展降低转炉钢铁原料消耗攻关,通过采取铁水包加盖技术以及研发新型补热剂、应用超高功率纯氧燃枪预热系统、二次燃烧氧枪技术的开发应用、控制优化转炉的工艺制度等优化措施,得以解决钢铁企业面临的部分与铁水消耗有关之炼钢生产及成本难题。

1 生产工艺条件

中厚板公司目前以生产低合金船板钢、高强建筑用钢和耐磨钢为主,主要冶炼设备有 3 座 120 t 顶底复吹转炉、3 座 120 t LF 精炼炉和 3 座板坯连铸机,生产工艺流程为:高炉炼铁→铁水预处理→转炉初炼→LF 炉精炼→板坯连铸→钢坯热装。在正常情况下,铁水和铁块满足转炉吹炼要求,铁水及铁块目标成分如表 1、表 2 所示。

表 1 1 348 ℃铁水主要成分指标(质量分数) %

C	Si	Mn	P	S	Ti
3.8~4.5	0.42	0.42	0.131	0.029	0.117

表 2 铁块主要成分指标(质量分数) %

C	Si	Mn	P	S
3.8~4.5	0.49	0.42	0.131	0.021

为保证连铸机实现恒拉速连浇和提高钢水纯净度,冶炼品种钢时所用铁水经过预处理进行扒渣和喷吹镁粉、石灰粉进行脱 S 降 Si 处理。

2 优化措施

2.1 铁水包加盖

在钢铁生产过程中,铁水温度是一个重要的工艺参数。铁水温度过高或者过低均对炼钢过程和产品质量产生不良影响^[5,6],特别是在出铁后的运输过程中,受到外界环境等因素影响,高炉铁水产生热损失而导致温度下降,产生较大的热量消耗,导致炼钢过程不顺利。铁水包加盖技术的应用可以很好地解决这一问题。

据以往研究和大多数实践可得,提高铁水温度可以有效提高废钢比。当铁水温度为 1 360 ℃时,废钢占入炉料比例即废钢比为 21%;当铁水温度为 1 460 ℃时,废钢比为 25% 左右。因此,可通过对铁水包进行保温改造,以提高铁水物理热,设备改造见图 1。使用铁水包加盖技术可以有效防止铁水温度过低。由于铁水包内部导热材料的原因,热量传导速度减慢,降低了铁水温度的下降速度。中厚板公司将铁水温度控制在 1 400 ℃左右,加盖后的降温速率 ≤ 1.7 ℃/min^[7],可减少温度损失 5 ℃以上。通过铁水包加盖技术,可以对铁水起到保温作用,减少铁水温度的波动,保证炼钢工艺的稳定性 and 产品质量的一致性。此外,铁

水包加盖技术还能够提高能源利用效率,降低生产成本。

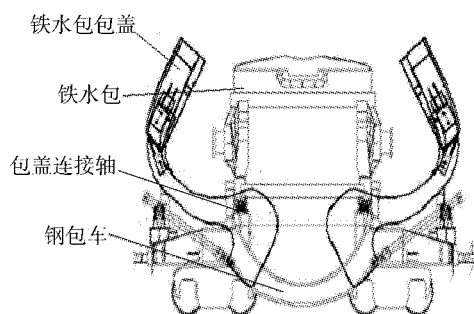


图 1 铁水包加盖设计示意图

2.2 二次燃烧氧枪技术的应用

二次燃烧氧枪技术是在炉腔内部利用高温燃气进行重新燃烧的方法,其原理是在炉腔内通过喷吹氧气和燃气的混合物,使其在炉内快速燃烧,并释放出大量热能^[8]。这种高温热能可以进一步加热炉底和炉衬等部位,从而增加炉内的热量传导,并提高整个冶炼过程的效率。与传统燃烧方法相比,二次燃烧氧枪技术能够使能源的利用效率得到显著提升,同时减少污染物的排放。

在转炉炼钢过程中, $C \rightarrow CO$ 的化学反应热是 9.209 kJ/kg,而 $CO \rightarrow CO_2$ 的则是 23.567 kJ/kg。一次氧与熔池中碳发生反应,产生的主要是 CO;吹二次氧则能将上升的 CO 氧化成 CO_2 ,所产生的热量可以加热熔池。利用二次燃烧氧枪技术,可以在钢水中实现额外的燃烧反应,可以提供更高的燃烧温度和氧含量,使得燃料得到更充分的燃烧,钢水温度得到进一步提升,从而能够有效提高入炉废钢比。这种提高钢水温度的方式可以提高钢水活性和润湿性,有利于炉渣的形成和钢液中杂质析出,从而提高钢铁产品质量,但需对氧枪进行技术改造才能实现。二次燃烧氧枪典型结构如图 2 所示。

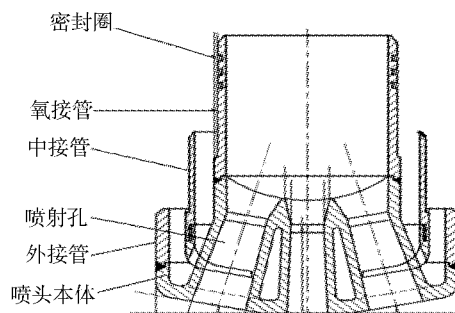


图 2 二次燃烧氧枪

图2所示二次燃烧氧枪的主要指标为二次燃烧率,二次燃烧率每提高10%,废钢比可以在原来基础上相应提高3%~4%。由于二次燃烧率提高而引起的废钢比提高最大不超过10%,一般在5%以内。

为进一步增加炉内热量,在原有4孔喷头供氧强度不变的条件下,增加6个附孔的亚音速喷头进一步提升喷吹氧气量,充分燃烧熔池溢出的CO,提高炉膛温度,有利于化渣并达到降低铁耗的目的。二次燃烧氧枪与普通氧枪相比,吹炼终点温度可提高30℃左右。二次燃烧氧枪技术还具有投资少、见效快的优点。

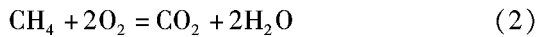
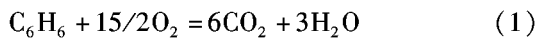
2.3 超高功率纯氧燃枪预热系统的开发应用

2.3.1 纯氧燃烧技术

传统的焦炉煤气燃烧是利用空气进行燃烧配比,因空气中含有氮气,导致此燃烧方式具有火焰温度低,燃烧效果差,燃烧不充分等缺点^[9]。纯氧燃烧技术比传统燃烧方法具有更高的氧气浓度,使得燃烧反应更充分。用纯氧替代空气中的氮气,炉腔中的热量被有效利用在燃烧反应上,使得燃烧反应的温度得到提高。高温有助于提高废旧钢铁和废渣中杂质的燃烧速度,进而减少钢水中杂质的含量,降低钢水消耗量。焦炉煤气主要成分见表3,燃烧化学反应见式(1)~式(4)。

表3 焦炉煤气成分(质量分数)

气体	CO ₂	O ₂	H ₂	CO	CH ₄	C ₆ H ₆	N ₂
成分含量	4.0	0.4	56	3.6	27	3	7.35



根据式(1)~式(4)及表3所示焦炉煤气成分比例,调整燃烧参数以实现最佳的燃烧效果。纯氧燃烧技术通过使用纯氧进行燃烧,有效避免了氮气的参与,从而减少了炉腔内气体的体积,提升了炉内气体的扩散和混合效率。这种优化可以增大炉内燃烧反应的接触面积,进而提高燃烧效率和转炉产能。

利用燃烧化学反应方程式及燃烧机理,计算出在纯氧燃烧废钢预热过程中,焦炉煤气与氧气的比例应控制在0.60~0.70范围内。通过氧气分配器,可以准确控制氧气的用量。废钢的平均比热容为0.46 J/(g·℃),假如要在10 min内将

10 t废钢从60℃加热到1 000℃,则所需的热量为 $(4\,324 \times 10^6)$ J。若按热能利用率70%计算,则需要的焦炉煤气量约为1 545 Nm³。

2.3.2 超高功率纯氧燃枪设计

结合现场实际条件,根据等熵流动导出的喷管流量公式(5)^[2],计算后确定纯氧燃枪的气体流量W。

$$W = \sqrt{\frac{K \cdot g}{R} \cdot \left(\frac{2}{K+1}\right)^{\frac{K+1}{K-1}}} \cdot \frac{A}{\sqrt{T_0}} \cdot P_0 \quad (5)$$

式中:W—气体的质量流量/(kg·s⁻¹);K—比热比;R—气体常数;P₀—气体滞止压力/Pa;A—喉口面积/mm²;g—重力加速度/(m·s⁻²);T₀—气体的滞止温度/℃。

超高功率纯氧燃枪枪体结构示意图如图3所示。

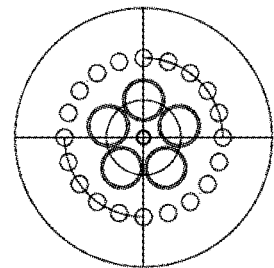
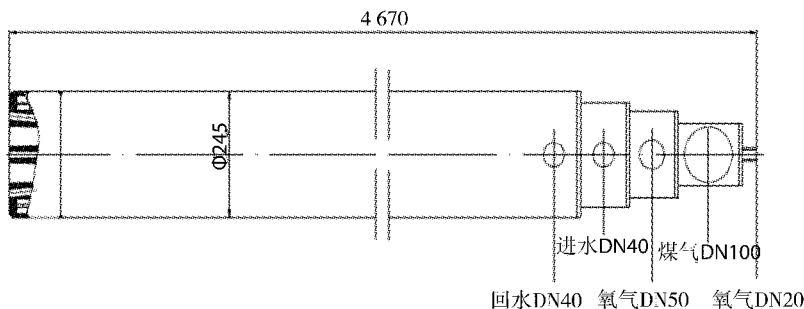


图3 超高功率纯氧燃枪枪体结构示意图

图 3 所示超高功率纯氧燃枪的主要特点有枪体为多层管式结构,设有专用的配套枪座,进出水及气体的管路连接使用法兰接头,在枪体内增加旋转加速装置,减少枪体局部受热,提高冷却效果。

2.4 新型补热剂研发

开发新型补热剂,作为转炉加煤炼钢技术中最简单易行的方法之一,不仅不需要改造现有转炉设备,而且可利用废钢槽或与加石灰相同的方法加入。其优势还在于可增加煤气产量,但在冶炼过程中加入块状煤会增加钢的含硫量。试验表

明,煤中所含的硫有 55% 左右留在钢水中,19% 进入渣中,其余随炉气排出转炉。选定补热剂类型后,进行成分设计、实验,最终选取石墨碳球及其相匹配加入的物料作为新型补热剂,其化学成分和其相匹配加入的物料冷却效果如表 4、表 5 所示。

表 4 石墨碳球主要成分(质量分数) %

C	MgO	SiC	H ₂ O
≥40	≥15	≤25	≤2.5

表 5 物料冷却效果

物料	白云石	石灰	钢渣	小型废钢	废钢	铁皮球	石墨碳球
冷却系数 ¹	1.2	1.2	1	1	1.0	2.2	1.9
差值 ²	-241.0	355.0	1 145	-396	-0.4	-207.0	580.0

注:1、以废钢冷却效果为基数,即废钢冷却效果为 13 °C/t。

2、试验炉次与正常生产炉次差值:对比试验炉次与正常炉次在加入相同物料时,通过测量温度来计算各个物料的冷却效果。

根据实际生产数据对石墨碳球进行热效应测算,得出每加入 1 t 石墨碳球使钢水升温 35.12 °C 的结论。

3 结论

(1) 铁水包加盖技术的应用能有效防止铁水温度下降,加盖后的降温速率≤1.7 °C/min,减少温度损失 5 °C 以上,提高铁水物理热。

(2) 通过二次燃烧氧枪的使用,二次燃烧率每提高 10%,废钢比可以在原来基础上相应提高 3%~4%。

(3) 通过总结实际生产数据,对新型补热剂主要成分石墨碳球进行热效应测算,发现石墨碳球在铁水中的添加量每增加 1 t,铁水温度平均升高 35.12 °C。

参考文献

- 1 刘 成,徐安军,贺东风,等.铁包加盖对铁水温降影响研究[C]//中国金属学会炼钢分会,北京金属学会,西安建筑科技大学.第十八届(2014 年)全国炼钢学术会议论文集——S03:铁水预处理.北京科技大学钢铁冶金新技术国家重点实验室;

北京科技大学冶金与生态工程学院;北京科技大学计算机与通信工程学院;安徽工业大学冶金工程学院;2014:76-82.

- 2 沈维道,童钧耕.工程热力学[M].北京:高等教育出版社,2007.
- 3 刘道孟,樊 赛,陈东宁,等.冶炼过程中热量补偿的实施效果[J].河南冶金,2018,26(5):44-47.
- 4 刘 浏,余志祥,萧忠敏.转炉炼钢技术的发展与展望[J].中国冶金,2001(1):17-23.
- 5 丁长江,周 俐.提高转炉终点残锰效果的探讨[J].中国冶金,2015,25(3):30-32.
- 6 罗源奎,吕凯辉.Q195 钢过氧化的危害及原因分析[J].中国冶金,2016,26(1):53-58.
- 7 吕凯辉.氧化铁皮在炼钢厂的应用实践[J].中国冶金,2017,27(3):45-48.
- 8 刘云彩.MgO 对炉渣黏度的影响[J].中国冶金,2016,26(1):2-5.
- 9 酆秀萍,蔡九菊,殷瑞钰,等.转炉炼钢工序最小能耗的研究[J].钢铁,2003(5):50-52.

么敬文,男,2016 年毕业于辽宁科技大学冶金工程专业,工程师。

收稿日期:2025-01-06

硅钡脱氧剂在 LF 精炼过程中的应用研究

王重君 刘志远 郭文斌 么敬文 朱海旭 陈孟伟 宋稳强
(唐山中厚板材有限公司)

摘 要 针对夹杂物对钢材质量的危害,探讨了硅钡脱氧剂在 LF 精炼过程中夹杂物控制上的应用。通过试验和数据分析,发现硅钡脱氧剂显著降低了钢中夹杂物含量,对比了硅钡脱氧剂与传统脱氧方式对夹杂物控制效果的影响,并通过优化工艺来提高夹杂物去除效率,为夹杂物控制提供实用方法和科学依据。

关键词 硅钡脱氧剂 LF 精炼 夹杂物

Research on the Application of Silicon – Barium Deoxidizer during LF Refining

Wang Chongjun, Liu Zhiyuan, Guo Wenbin, Yao Jingwen, Zhu Haixu,
Chen Mengwei and Song Wenqiang
(Tangshan Medium and Heavy Plate Co., Ltd.)

Abstract Focused on the harm of inclusions on steel quality, the application of silicon – barium deoxidizer on the inclusion control in LF refining is discussed. By means of tests and data analysis, it is found out that the content of inclusions in the steel is reduced owing to the application of the silicon – barium deoxidizer. The effects of the silicon – barium deoxidizer and traditional deoxidizing methods on the inclusion control are compared, the process conditions are optimized in order to improve the removal efficiency of inclusions, which provides practical methods and scientific basis for the inclusion control.

Keywords Silicon – barium deoxidizer, LF refining, Inclusion

0 前言

在冶金产品中,钢铁材料的应用最为广泛,但是由于钢水在冶炼过程中脱气不完全、夹杂、氧化等原因产生夹杂物,使得板材的力学性能、耐腐蚀性能以及其他关键性能指标下降,对于工程项目、机械制造等方面的质量均会产生巨大影响,因此需要对初炼钢水进行精炼处理。例如,在 LF 精炼过程中喂入钙线, Ca 与钢水中的固态氧化铝发生化学反应,生成的铝酸钙以液体状态存在于钢水上方。铝脱氧钢经过钙处理,其中的氧化铝和氧化钙相互作用,呈现出液态钙铝酸盐特性^[1]。LF 精炼炉作为有效的夹杂物控制设备,可以通过底吹氩气或钢水倒罐来去除夹杂物,但去除效果受到夹杂物类型和数量的限制,而在 LF 精炼过程中添加硅钡脱氧剂,可延长软吹时间,更大程度地去除夹杂物。

本文对硅钡脱氧剂在 LF 精炼过程中控制夹杂物的应用展开深入研究,旨在提高夹杂物去除效率,改善钢铁产品的质量和性能^[2,3]。

1 生产工艺

冶炼生产工艺流程:转炉冶炼→炉后脱氧合金化→LF/RH 精炼→连铸浇铸。

2 脱氧方式

2.1 传统脱氧方式

在 LF 精炼过程中,对夹杂物的变性处理通常采取软吹+喂入纯钙包芯线的方式,将非金属夹杂物从钢水中去除。传统脱氧方式包括铝脱氧和钙处理,即铝在高温下与钢水中的氧发生化学反应生成 Al_2O_3 , 随后进行钙处理。钙处理一方面可以改变夹杂物性质,提高其上浮性能,将夹杂物转化为易上浮的钙铝酸盐,另一方面将导致钢

水再次氧化,形成较大尺寸的夹杂物,从而影响钢的内部质量。影响钙处理效果的主要因素有喂线速度、包芯线种类等^[4,5],因此,要想达到高吸收率,就需要精细控制喂线速度,一般喂线时间为 1.5 min,喂线速度为 1.5~3.0 m/min。当钢水温度达到 Ca 元素沸点时,钢水容易出现二次氧化,生成的夹杂物种类较多且尺寸较大。在此工艺过程中,精炼钙处理后受到冶炼节奏的影响,容易出现夹杂物性质和控制不稳定的问题,传统钙处理办法处理的钢水中夹杂物级别在 2.5 级以下的占比仅为 85%,难以满足产品质量的要求。

2.2 硅钡脱氧剂脱氧方式及其机理

硅钡脱氧剂脱氧方式是使硅钡合金在高温下与钢水中的氧反应,生成 SiO_2 和 BaO ^[6]。这 2 种氧化物都具有较高的上浮性,可以帮助夹杂物上浮到钢水表面,从而实现夹杂物的去除。Ba 元素是比重大、蒸气压低的强脱氧剂,与 Ca 完全互溶,随着 Ba 含量的增加,Ca 的蒸气压明显降低,因此,使用硅钡复合脱氧剂,其反应强度较传统脱氧方式弱,不容易使钢水二次氧化,可以减少夹杂物数量,提高钢水洁净度。采用的硅钡脱氧剂成

分见表 1。

表 1 硅钡脱氧剂化学成分(质量分数) %

Ba	Si	Al	Mn	C	P	S
≥30.0	≥50.0	≤3.0	≤0.4	≤0.3	≤0.04	≤0.04

3 硅钡脱氧剂在 LF 精炼过程中的应用研究

3.1 试验设计和方法

为了深入探讨硅钡脱氧剂在 LF 精炼过程中对夹杂物控制的效果,进行了系列试验。首先,选择铝脱氧+钙处理和使用硅钡复合脱氧剂两种脱氧方式,并在试验中使用标准的 LF 精炼操作工艺;钢样品选用工业实际生产的中碳钢,试验前进行预处理,以保证样品的一致性;试验中,采集钢样品并进行观察,以分析夹杂物的形态和分布情况。

3.2 试验结果与数据分析

3.2.1 夹杂物数量与尺寸

经过试验,夹杂物的数量及尺寸统计数据如表 2 所示。

表 2 试验炉次夹杂物数量和尺寸

处理方式	炉次编号	夹杂物最大尺寸/ μm		夹杂物面积率/ ($\mu\text{m}^2 \cdot \text{mm}^{-2}$)		夹杂物数量密度/ (个 $\cdot \text{mm}^{-2}$)		>20 μm 夹杂物个数/ 个	
		铸坯	钢样	铸坯	钢样	铸坯	钢样	铸坯	钢样
传统脱氧方式	1	34.6	16.5	223.70	55.83	22.30	3.49	4	0
	2	29.7	31.6	189.34	53.29	19.88	5.21	2	3
	3	37.0	48.5	220.09	83.01	22.35	4.33	3	4
硅钡脱氧剂	4	20.0	32.9	170.23	40.20	20.48	4.98	0	3
	5	21.0	29.1	134.20	46.98	20.99	3.31	2	1
	6	19.3	19.3	85.33	46.85	10.34	3.41	0	0
	7	23.9	26.1	170.04	29.55	21.25	4.87	2	2

通过分析表 2 可以发现,传统脱氧方式生产铸坯和钢板钢样中的夹杂物数量密度更大,且长度 >20 μm 的夹杂物个数、最大尺寸和夹杂物面积率均大于使用硅钡脱氧剂脱氧处理中间包钢水所生产铸坯及钢板钢样的相应数值,其原因是在使用硅钡脱氧剂处理钢水的过程中,经过弱搅拌和白渣精炼脱硫操作,洁净度明显提高,所含有的氧化铝夹杂物较少,且在钢中均以酸熔铝 Al₂O₃ 的形

式存在,经过 LF 循环搅拌处理后,夹杂物碰撞形核上浮,最终浮于钢水上。钢水中喂入钙线后,生成的夹杂物具有尺寸大的特征,无法在有限吹软时间内上浮并去除,遗留的杂质较多,无法满足钢水的洁净度要求。

3.2.2 夹杂物类型与成分

钢中全氧主要来源于残留在钢水中的夹杂物以及钢水中自由氧在凝固过程中及凝固后发生的

氧化反应。硅钡脱氧剂因其较强的脱氧能力,在相同条件下,能显著降低钢水中的活度氧含量,即减少自由氧的含量,从而有效提高钢的纯净度。硅钡合金产生的脱氧产物是低熔点的化合物,例如 $\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2$,其熔点约为 $1\,320\text{ }^\circ\text{C}$,这使得脱氧产物易于排出,从而减少了钢中的夹杂物数量和种类。对各试验炉次的夹杂物进行分析,其中主要类型包括氧化铝、硫化锰、硫化锰-硫化钙、氧化铝-氧化钙和钛析出物等,以上各物质所占的比例如表 3 所示。

表 3 试验炉次各类夹杂物所占比例											%
处理方式	炉次编号	氧化铝-氧化钙		氧化铝		硫化锰-硫化钙		硫化锰		钛析出物	
		铸坯	钢样	铸坯	钢样	铸坯	钢样	铸坯	钢样	铸坯	钢样
传统脱氧方式	1	1.2	21.9	5.6	6.6	56.4	38.5	0.1	0.4	36.8	32.6
	2	1.2	8.8	5.5	5.8	62.9	45.5	0	0.8	30.5	39.4
	3	1.6	14.3	6.0	13.1	50.5	49.5	0	0.5	42.0	22.7
硅钡脱氧剂	4	0.8	38.4	2.2	4.6	18.4	5.8	0.3	6.7	78.5	49.1
	5	1.2	57.8	5.0	15.5	19.8	3.6	0	1.4	74.0	21.9
	6	0.4	55.9	4.2	4.2	39.5	5.0	0	5.5	55.9	28.7
	7	1.1	60.4	8.0	7.5	17.2	3.2	0	4.4	73.5	24.5

由表 3 可以发现,经过传统脱氧方式处理后,铸坯的钛析出物和硫化锰-硫化钙的夹杂物占比平均值分别为 37.5%、56.4%,而经过硅钡脱氧剂脱氧处理的两类夹杂物占比分别为 70.4%、23.8%。硅钡脱氧剂的使用,可以使钢样中的钛析出物少于铝脱氧+钙处理方式的析出物,说明硅钡脱氧剂脱氧方式能够使得硫化锰变性。通过试验,获得了不同脱氧方式在 LF 精炼过程中的夹杂物控制效果数据。对试验结果进行定量分析,计算钢中夹杂物的含量和分布情况。结果显示,使用硅钡脱氧剂后,钢中夹杂物的含量明显降低,夹杂物的大小和数量也有所减少。

此外,还通过电子显微镜对样品进行观察,如图 1、图 2 所示。观察结果显示,在使用硅钡脱氧剂的情况下,钢中的硫化物夹杂和氧化物夹杂物均有所减少,并且夹杂物的分布更加均匀,表明硅钡脱氧剂在 LF 精炼中的应用有效地改善了钢的内部质量。

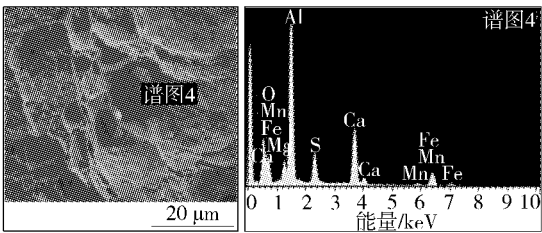


图 1 传统脱氧方式生产的铸坯金相和能谱图

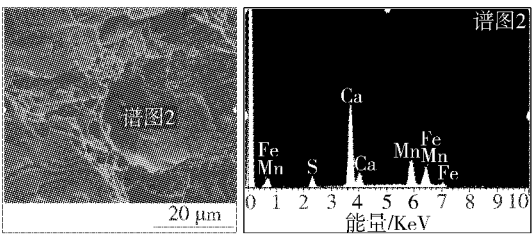


图 2 硅钡脱氧剂处理的铸坯金相和能谱图

结合图 1、图 2 分析得出,硅钡脱氧剂在 LF 精炼过程中对夹杂物尺寸和分布控制具有明显的效果。硅钡脱氧剂可以与氧发生反应,形成氧化物,并使其浮动到钢水表面。这种氧化物具有较高的浮力,从而促使夹杂物在钢水中浮动,并被有效地去除。

3.2.3 板材探伤情况

按照成品厚度,运用超声波探伤技术对不同厚度钢板进行超声波探伤,所得探伤结果见图 3。由图 3 可知,当成品厚度 $\leq 20\text{ mm}$ 时,经过硅钡脱氧剂脱氧处理钢水生产的钢板比传统脱氧方式处理钢水生产钢板的探伤合格率提高了 1.0%;当成品厚度为 $20\sim 40\text{ mm}$ 时,经过硅钡脱氧剂脱氧处理钢水生产的钢板比传统脱氧方式处理钢水生产钢板的探伤合格率提高 0.8%;当成品厚度为 $40\sim 60\text{ mm}$ 时,经过硅钡脱氧剂脱氧处理钢水生产的钢板比传统脱氧方式处理钢水生产钢板的探伤合格率提高 0.6%;当成品厚度 $> 60\text{ mm}$ 时,经

过硅钡脱氧剂脱氧处理钢水生产的钢板比传统脱氧方式处理钢水生产钢板的探伤合格率提高了 0.9%。因此,在其他工艺不变时,采用硅钡脱氧剂进行脱氧处理可以使生产钢板的探伤合格率更高,大约提高 0.83%。

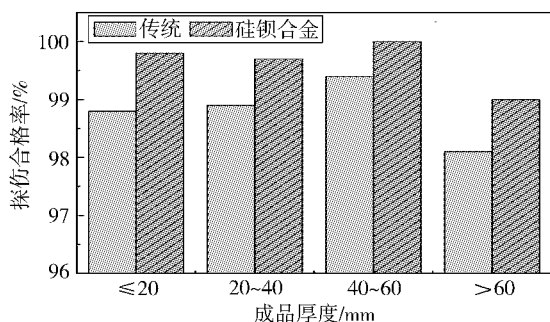


图 3 不同厚度钢板的探伤合格率情况

4 结语

通过系列试验和数据分析,深入探讨了硅钡脱氧剂在 LF 精炼过程中用于夹杂物控制的应用效果。试验结果显示,硅钡脱氧剂可以显著降低

钢中的夹杂物含量,改善钢的内部质量;硅钡脱氧剂可以影响其脱氧效率和夹杂物数量及大小,从而提高夹杂物控制效果。

参考文献

- 1 剧利敏,刘平,罗海炯. 硅钡脱氧剂在炼钢中的应用[J]. 包钢科技,2010,36(5):5-6.
- 2 李 阳,姜周华,姜茂发,等. 含钡合金在钢液中的脱氧行为研究[J]. 炼钢,2003(3):26-29.
- 3 史戡芳,陈伯平,傅 杰. 钡合金在钢中的应用[J]. 钢铁研究学报,1993,5(3):83-88.
- 4 顾庆香,张晋祥. 磁性铁含量测定方法的探讨[J]. 云南冶金,2012,41(6):60-63.
- 5 王艳春. 手工磁选磁性铁方法的选择与注意事项[J]. 新疆有色金属,2015,38(3):66-67.
- 6 张洪波,田 鹏,秦 雨,等. 滴定分析法测定铁矿石中铁含量[J]. 沈阳师范大学学报,2011,29(4):546-548.

王重君,男,2008年毕业于河北理工大学冶金工程专业,高级工程师。

收稿日期:2025-01-26

(上接第 26 页)

程中,保证矫直速度一定,钢板温度在可矫直范围内,调整压下量,保证头尾的钢板不平度,尽量采用较大的压下量,使钢板内应力得到充分释放,避免在冷却后或是钢板剪切后变形瓢曲^[6]。因此,采用优选的压下量、出口边辊高度、矫直温度范围和倾动量对不同厚度钢板进行矫直,会使钢板瓢曲率明显下降。从表 6 可以看出,采用优选矫直参数后,不同厚度规格 Q355B 钢板的瓢曲率均大幅下降。

3 结语

在中厚板生产过程中,精轧终轧温度控制不当、精轧末道次压下率过大、矫直机压下量设置不当都会引起钢板瓢曲缺陷的发生。根据生产实践经验,合理调整精轧终轧温度、优化精轧末道次压下率和矫直机矫直压下参数,从而减少钢板瓢曲缺陷,降低钢板瓢曲率,既保证了钢板表面质量,

又有效控制了中厚板的生产成本。

参考文献

- 1 马明群. 中厚板瓢曲缺陷的分析与控制研究[J]. 冶金与材料,2022,42(2):61-62,64.
- 2 张连德. 中厚板瓢曲缺陷的分析与优化控制[J]. 冶金与材料,2021,41(4):151-152.
- 3 佟程志,李仕力,苏安龙. 中厚板板形缺陷分析及控制措施[J]. 天津冶金,2016,(S1):27-29.
- 4 张启远,王少义,陈 起. 中厚板轧制过程中头尾翘曲现象浅析[J]. 宽厚板,2015,21(6):34-36.
- 5 沈 敏,李 磊. 柳钢 2 800 mm 中板轧机板型控制方法探讨[J]. 宽厚板,2016,22(1):32-37.
- 6 张文强,朱晓宇. 矫直过程对板材残余应力的影响[J]. 宽厚板,2024,30(3):31-35.

庞 凯,男,2024年毕业于甘肃农业大学农业工程与信息技术专业,硕士,工程师。

收稿日期:2024-12-29

· 技术讨论 ·

连铸钢包回转台回转支承服役末期劣化过程分析

付 霆¹ 盛 涛² 杨明清¹ 周立生¹ 姚钧耀¹
(1 宁波钢铁有限公司;2 安徽工业大学)

摘 要 通过拆解某钢厂服役期满的2#连铸机钢包回转台回转支承,深入分析其零部件的破损失效原因,探究回转支承在服役末期的退化过程。分析结果揭示了疲劳磨损对其性能劣化的影响,为连铸设备的全寿命周期管理以及设备的稳定运行提供指导性建议,供钢包回转台回转支承选型和改进参考借鉴。

关键词 连铸 钢包回转台 回转支承 疲劳磨损

Analysis on the Deterioration Process of the Slewing Bearing for the Continuous Caster's Ladle Turret at the End of Service

Fu Ting¹, Sheng Tao², Yang Mingqing¹, Zhou Lisheng¹ and Yao Junyao¹
(1 Ningbo Iron and Steel Co., Ltd.; 2 Anhui University of Technology)

Abstract By disassembling the slewing bearing of the ladle turret at the end of service for the 2# continuous caster in a steel works, the causes of the damage and the failure for its components or parts are analyzed in depth, the deterioration process of the slewing bearing at the end of the service is explored. The analysis results reveal the effects of the fatigue wear on the performance deterioration, which provides guidance for the life cycle management, stable operation of the continuous casting equipment and the references for the selection, improvement of the slewing bearing in the ladle turret.

Keywords Continuous casting, Ladle turret, Slewing bearing, Fatigue wear

0 前言

连铸钢包回转台在钢厂生产中起着连接炼钢、连铸上、下两道工序的重要作用,其回转支承作为核心承载部件,承担的载荷复杂多变,所处的工作环境恶劣^[1]。因此,有必要深入分析回转支承的全寿命周期,掌握其退化机理,对于确保连铸生产的连续性以及降低维修成本具有重要的意义。本文主要针对某钢厂服役期满的2#连铸机钢包回转台回转支承承载区域主推力滚道和滚动体的失效情况展开深入细致的分析,以找出问题的解决方法。

1 连铸钢包回转台回转支承设备概况

某钢厂2#连铸机钢包回转台的回转支承采用三排滚柱式结构,如图1所示。图1所示的回转支承是外齿三排圆柱滚子组合轴承,钢包回转

支承及回转台的主要参数分别见表1、表2。

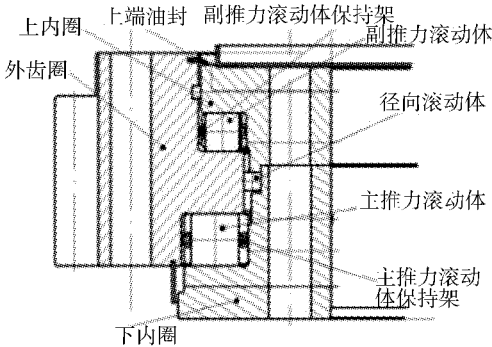


图1 三排滚柱式回转支承结构图

表1 钢包回转支承主要参数

项目	直径/mm	长度/mm	中心距/mm	数量/个
主推力滚动体	40	39.5	4 161.0	258
副推力滚动体	36	35.5	4 155.5	300
径向滚动体	18	18.0	4 093.0	714

表 2 钢包回转台主要参数

项目	参数
钢包回转半径/mm	6 000
空包重量/t	100
钢水净重/t	200
钢包总重/t	300
回转体及大臂等重量/t	280
环境温度/℃	-5 ~ 60
每天运转圈数/圈	17
每年生产天数/天	330
最大冲击系数	2
回转速度/($\text{min} \cdot \text{r}^{-1}$)	1

2 回转支承失效现象

2.1 主推力滚道面失效

主推力滚道置于回转支承外圈,所用材质的成分、性能与42CrMo4V钢相当,滚道面表面硬度

55HRC ~ 60HRC,硬化深度 > 5 mm,如图 2 所示,下滚柱滚道面损坏严重,主要呈现滚道面疲劳磨损^[2],磨损深度 > 3 mm,伴有大量剥落深坑;滚道内圈侧、外圈侧存在磨损及划伤,内圈侧磨损较外圈侧更宽、更深。

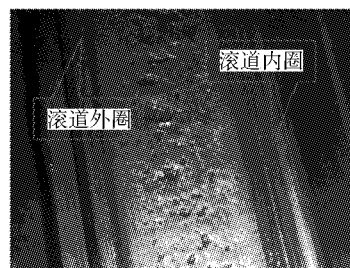


图 2 主推力滚道面疲劳磨损形貌

2.2 主推力滚动体失效

主推力滚动体材质为 100Cr6 轴承钢。回转支承解体后除有横向翻转、纵向翻转、碎裂现象外,大多数滚动体的形状较为完整,如图 3 所示。



(a) 横向翻转



(b) 纵向翻转



(c) 碎裂

图 3 主推力滚动体异常现象

2.2.1 较完整滚动体情况

如图 4 所示,较完整滚动体的长度两端出现不同程度磨损。靠近回转支承的圆心端存在 1 条约 9 mm 宽的啃噬带,而远离圆心的一端则存在均匀的磨损,宽度约为 1 mm。中间部分的磨损并不显著,整个滚动体未见明显形变。

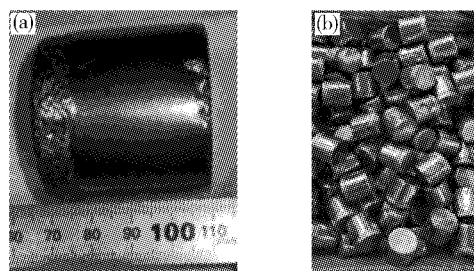
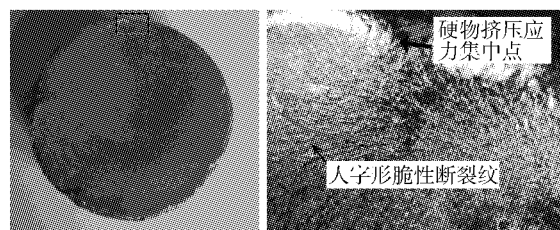


图 4 较完整主推力滚动体

断裂以及局部破损等多种情况。

2.2.2.1 径向断裂

如图 5 所示,滚动体径向断裂与局部断裂不同,呈现金属脆性断裂特征。滚动体截面无明显缩径和变形,且断面平滑,无疲劳断裂裂纹。断面可见显著的挤压应力集中现象,断面裂纹呈现人字形的脆性断裂特征。据此推断,该滚动体是在硬物挤压和重载作用下发生的脆性断裂。



(a) 径向断裂断面

(b) 局部放大20倍的径向断裂断面

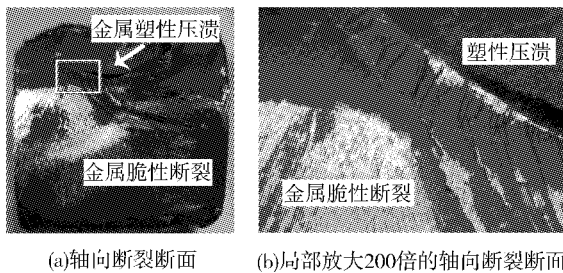
2.2.2 主推力滚动体损毁失效

主推力滚动体的损坏表现为径向断裂、轴向

图 5 主推力滚动体径向断裂形貌

2.2.2.2 轴向断裂

图6为主推力滚动体轴向断裂形貌。



(a)轴向断裂断面 (b)局部放大200倍的轴向断裂断面
图6 主推力滚动体轴向断裂形貌

轴向断裂滚动体的断面情况更为复杂,既有塑性压溃断裂,也有金属脆性断裂特征,硬物从滚动面压入滚动体,向内部挤压产生塑性压溃,达到一定深度后沿滚动体直径方向发生脆性断裂。

2.2.2.3 局部破损

在放大200倍数下观察破损断面,如图7所示,发现断面起始处压溃边沿下部有硬物划伤痕迹和压溃滑移。由于硬物的挤压作用,滚动体的局部区域会沿受力方向发生塑性变形并滑移,直至最终从滚动体表面剥离为止。

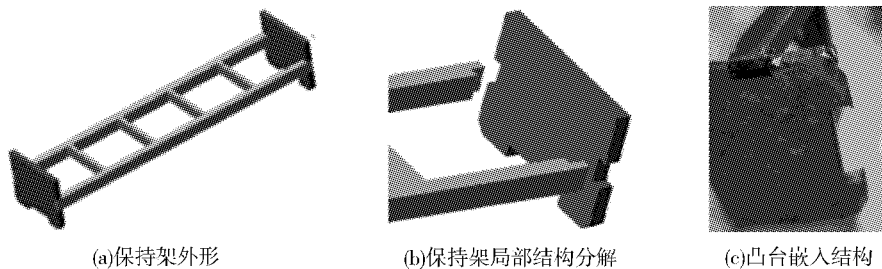


(a)局部损伤的主推力滚动体 (b)金属压入划伤 (c)压溃滑移
图7 主推力滚动体局部损伤形貌

2.3 主推力保持架失效

主推力滚动体保持架为焊接件,主框架为钢

制冲压件,两侧主梁的两端设有凸台,凸台嵌入两立板间凹槽内焊接成型,如图8所示。

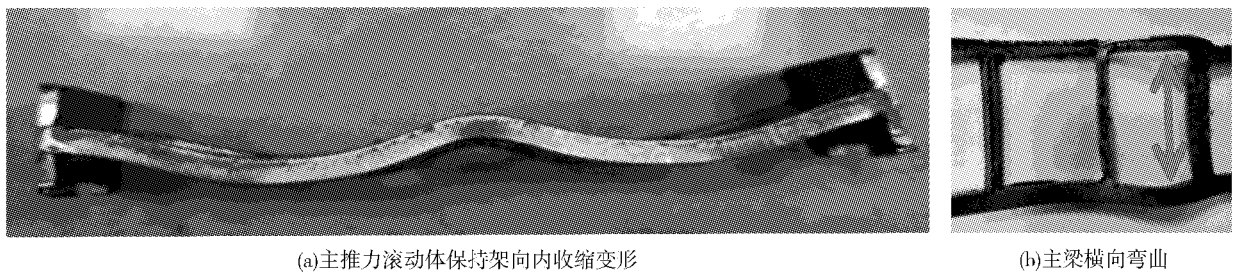


(a)保持架外形 (b)保持架局部结构分解 (c)凸台嵌入结构
图8 主推力滚动体保持架焊接结构

2.3.1 收缩变形

如图9所示,保持架整体收缩变形,即从两侧立板向内压缩。主框架主梁屈服弯曲,呈波浪状并向两侧旁弯。回转支承在工作过程中,保持架

不仅受到工作方向的推力,同时存在很大的反方向阻力。其主梁在正反方向力的作用下挤压屈服变形。同时在屈服点顶端发生塑性变形并向两侧扩展,产生横向旁弯。



(a)主推力滚动体保持架向内收缩变形 (b)主梁横向弯曲
图9 主推力滚动体保持架向内收缩变形

2.3.2 保持架啃噬

如图 10 所示,在回转支承回转过程中滚动体会对保持架内侧、端部立板、中间副梁产生压迫、

啃噬作用。主梁内侧两面均有明显的切削痕迹,中间 4 根副梁与两侧立板表面均有滚动体挤压痕迹。

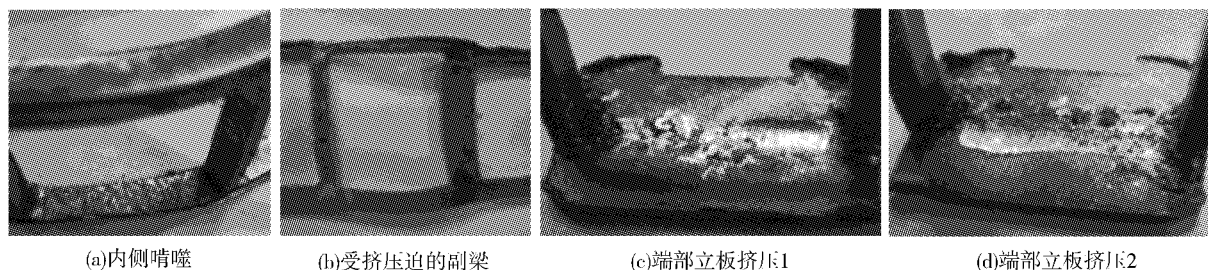


图 10 主推力滚动体保持架啃噬情况

2.3.3 保持架立板上表面产生磨损

如图 11 所示,可观察到两侧立板的上表面存在均匀的磨损痕迹,而下表面原本 5 mm 的沉槽经

过测量后发现仅剩 3 mm,两侧的倒角也出现倾翻现象。这表明两侧立板上、下表面与滚道面发生不应有的接触和磨损。



图 11 主推力滚动体保持架磨损情况

2.3.4 焊接处脱焊和裂纹

如图 12 所示,保持架在受到外力挤压变形过

程中,保持架立板与主梁焊接部位发生断裂,焊点脱焊或开裂。

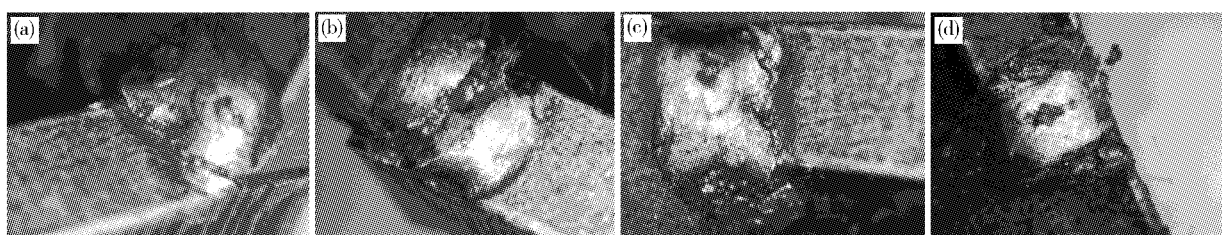


图 12 主推力滚动体保持架焊点脱焊和裂纹

2.3.5 主梁外侧磨损

如图 13 所示,保持架的主框架主梁靠近圆心一侧断面磨损严重,主框架主梁宽度仅为 6 mm,而最大磨损量却达到 2.5 mm,并伴随有金属熔融卷边现象。据此推断,在钢包回转台旋转过程中,保持架与回转支承下内圈表面发生剧烈摩擦。在钢包回转台高速旋转产生的大线速度摩擦作用下,保持架主梁在与回转支承下的内圈相互摩擦时发热产生高温,最终导致主梁发生金属熔融的

现象。

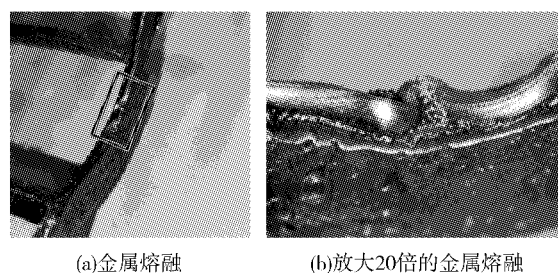


图 13 主推力滚动体保持架边部磨损和金属熔融

3 现象分析

从主推力滚道的疲劳磨损、保持架的挤压变形和横向弯曲、主推力滚动体的磨损、错位、破损揭示了回转支承劣化是个循序渐进向加速损坏的劣化过程。

首先,滚道表面磨损下沉和粗糙化后,保持架的悬浮空间被破坏。保持架与滚道发生滑动摩擦,进一步加剧了保持架和滚动面的失效。同时回转支承的旋转过程中,保持架与滚道表面的摩擦阻力在重载推动力的共同作用下,使得保持架向内挤压,发生波浪形的弯曲变形以及向两侧的偏移;产生变形严重和断裂的保持架对滚动体失去限制作用。

其次,变形严重的保持架主梁与立板的焊接部位出现焊缝开裂甚至脱焊,部分立板因脱焊而脱落,导致回转支承运动副间产生大块硬物。保持架磨损所产生的大量颗粒物以及大块硬物在滚道内侧堆积,从而加速滚动体靠近内侧的磨损。相比之下外侧的润滑脂较内侧流动性更佳,金属颗粒物更容易排出,所以滚道外侧磨损产生的颗粒物较少,因此滚动体靠近外侧的磨损程度较轻。此外,保持架两侧的主梁向外扩张,与回转支承的下内圈接触并产生摩擦,在较高的线速度下旋转摩擦导致磨损和高温熔融现象。

再次,失去限制的滚动体滑脱、偏移,甚至出现横向翻转现象。滑脱和偏移的滚动体不仅促使滚动摩擦转变为滑动摩擦,从而加剧滚道的磨损和侵蚀,还对保持架的主梁形成切割效应,造成两侧主梁存在压痕,部分保持架甚至被切断。两个相邻的保持架对保持架副梁施加压力,导致副梁变形。在极端情况下,副梁可能因受压而断裂,进而产生大量硬质颗粒。

最终,在重载作用下,急剧增加的大量金属颗粒对滚动体施加压力并进行切削,导致滚动体出现塑性压溃和脆性断裂。具有更高硬度的滚动体剥落物加剧滚道、保持架以及其他滚动体的损坏,更进一步加剧了回转支承的劣化过程,直至回转支承因阻力过大卡阻不转。

4 长寿命回转支承的技术选择

长寿命回转支承选择是总结原回转支承的使用经验,在原设计基础上对回转支承进行“二次设计”。而提升回转支承的承载能力是提升寿命的主要手段。但“二次设计”受到铸机浇铸中心和安装尺寸的限制无法扩大其外形尺寸来提升承载能力^[3],只能通过调整滚动体的数量、优化滚动体径长比以及选择合适的保持架等措施实现回转支承承载能力的提升,其优劣对比见表 3。

表 3 滚动体、保持架的技术选择对比

技术措施	优点	缺点
选择大直径滚动体	滚动体能承受更大的径向载荷,降低过载和突变载荷破损风险。	滚动体占用空间大、数量会减少;滚动体与滚道接触总面积减少,滚道面承载加大,滚道面疲劳磨损加剧。
选择增加滚动体数量	进一步分散承载、改善辊道面受力条件。	滚动体直径减小,单个滚动体的承载能力也随之减小。
选择增加滚动体长度	无需通过减少滚动体的直径而增加与滚道的接触面积。	滚动体长度两端线速度差增加,滚道与滚动体滑动摩擦增加,磨损增加;滚动体移位、横向翻转的风险增加。
选用铜质保持架	便于加工制作,有良好的自润滑作用,寿命长。	制造成本高,尺寸较大,占用空间大,滚动体数量减少。
选用钢制保持架	制造成本低,强度高,抗压能力强,占用空间少。	制造难度大,硬度高,对滚动体、滚道磨损影响大。
选用尼龙保持架	制造成本低,易于加工,有良好的自润滑性能。	耐高温性能差,使用环境要求高,对回转支承寿命影响大。

通过对比各措施间的优缺点可以发现,各措施间存在相互影响,所以“二次设计”中不能选择

单一的技术措施,而是需要选择多个措施综合实施来实现设计目的。

某钢厂 2#连铸机钢包回转台的回转支承所更换新的回转支承已选择了加大主推力滚动体直径和钢质包覆式保持架的综合设计方案,在单臂满载 300 t、一臂空载的极限偏载、重载下,钢包回转台匀速运行段驱动电流仅 20 ~ 30 A,承载能力得到增强。

5 结语

钢包回转台回转支承的劣化是由循序渐进的疲劳磨损,向服役中期的磨粒磨损^[4],再向服役末期零件破损、大颗粒卡阻推进的复杂劣化过程,是由多种因素相互作用导致。在接近设计寿命尾声时,由于摩擦阻力增加运行电流会上升,且时常伴随金属硬物破坏滚动体或滚道时会出现瞬间大电流峰值。所以密切监控回转台的运行电流是预判回转支承是否到达服役末期的重要手段。某钢厂 1#钢包回转台匀速运行段电流达到 38 ~ 42 A、瞬时最大值 > 50 A 时即对回转支承进行特检特护,可以有效防止突发事故造成的产线停机。而

在回转支承更新选型中,材料的选择、滚道面耐磨性、保持架结构与刚性、滚动体的数量与外形尺寸、润滑通道的排屑能力均是选择回转支承寿命长的关键因素,需要采取多措施综合性的改进方案才能达到延长使用寿命的目的。

参考文献

- 1 任学平,刘嘉鑫. 钢包回转台回转支承的接触强度有限元分析[J]. 冶金设备,2023(6):47-52,28.
- 2 叶永祥. 连铸钢包回转台回转轴承故障分析[J]. 冶金设备,2008(4):75-77.
- 3 范伟刚,蹇华,马克,等. 连铸钢包回转台回转支承故障原因分析及对策[J]. 中国设备工程,2022(S2):149-151.
- 4 朴钟宇,徐滨士,王海斗,等. 滚动接触条件下铁基涂层的疲劳磨损寿命试验研究[J]. 材料工程,2010(6):50-53,58.

付 霆,男,2014 年毕业于东北大学机械工程及自动化专业,工程师。

收稿日期:2024-11-06

(上接第 15 页)

4 结论

(1)根据 100 mm 厚度 Q355MD-Z35 抗层状撕裂性能特厚钢板的特殊使用要求,以碳锰钢为基体进行 Nb、Ti 微合金化,严格控制 S、P 等有害元素,满足 $\Sigma(S+P+O+N+H) \leq 0.015\%$ 。

(2)采用连铸凝固末端重压下手段改善特厚钢板原料铸坯内部质量,为后续轧制特厚钢板心部质量的提升奠定基础,铸坯中心偏析评级由 B 类 1.5 级提升至 C 类 0.5 级。

(3)采用连铸凝固末端重压-差温轧制工艺生产的特厚钢板,其力学性能优于常规连铸轻压-常规轧制工艺生产特厚钢板,利用凝固末端重压-差温轧制手段可以成功开发 100 mm 厚度抗层状撕裂性能 Q355MD-Z35 特厚钢板。

(4)常规连铸轻压-常规轧制工艺生产特厚钢板的侧面呈现双鼓型特征,轧制变形难以渗透到特厚钢板心部;连铸凝固末端重压-差温轧制工艺生产特厚钢板的侧面呈现单鼓型,轧制变形可以在整个特厚钢板厚度方向上传递,并且能够有效渗透到特厚钢板心部,进而细化心部组织。

参考文献

- 1 霍晓飞,高德平. 调质处理对微合金高强钢组织性能的影响[J]. 宽厚板,2024,30(4):1-5.
- 2 于庆波,赵贤平,孙斌,等. 高层建筑用钢板的屈强比[J]. 钢铁,2007,(11):74-78.
- 3 康健,周晓光,王国栋. 高强度低屈强比建筑用钢板的研究开发[J]. 轧钢,2009,26(3):31-35.
- 4 郑香增. 抗层状撕裂厚钢板的研制开发[J]. 山东冶金,2008,30(2):39-41.
- 5 李敏,郑香增. 济钢高层建筑用 Z 向钢板的生产现状[J]. 宽厚板,2008,(3):7-9.
- 6 李鑫磊,杨春卫,王立坚,等. 高韧性海洋平台用钢 E550-Z35 的开发[J]. 金属热处理,2013,38(8):69-72.
- 7 孟庆勇. 临氢压力容器用 12Cr2Mo1R 特厚板 Z 向性能研究[D]. 北京:北京科技大学,2015.
- 8 张晓琴,王强,么敬文,等. 板坯凝固末端不同压下模式对低合金钢内部质量的影响[J]. 宽厚板,2023,29(5):23-28.
- 9 李高盛,余伟,蔡庆伍. 差温轧制对厚板芯部变形的影响[J]. 轧钢,2018,35(3):13-18.
- 10 谢保盛,蔡庆伍,云洋,等. 采用新型差温轧制工艺生产 Q690 级特厚钢板[J]. 轧钢,2018,35(2):15-19.

李 思,女,2013 年毕业于东华理工大学软件工程专业,工程师。

孟庆勇,男,博士,正高级工程师,通讯作者。

收稿日期:2024-12-28

吹气管内径对管线钢 RH 精炼过程的影响

陈从俊

(南京钢铁股份有限公司技术研发处)

摘 要 通过工业试验研究吹气管内径对管线钢 RH 精炼过程的影响。结果表明:吹气管内径由 3 mm 增加至 5 mm 后,抽真空时间延长,极限真空度下降,且真空室内喷溅明显强于 3 mm 时;从脱氢效果来看,吹气管内径为 5 mm 时相比于吹气管内径为 3 mm 时,在提升气体流量较大时略有变差。

关键词 管线钢 RH 精炼 吹气管内径

Effects of Gas Port Inner Diameter during RH Refining Process of Pipeline Steel

Chen Congjun

(Technology Research and Development Department, Nanjing Iron and Steel Co., Ltd.)

Abstract The effect of gas port inner diameter on the RH refining process of pipeline steel is studied by industrial experiments. The results show that when gas port inner diameter increases from 3 mm to 5 mm, the vacuum time is extended, the limit vacuum degree is decreased, and the spray in the vacuum chamber is obviously stronger than that in the case of 3 mm. From the point of view of dehydrogenation effect, when 5 mm gas port inner diameter is used, it is slightly worse when the lifting gas flow is large than that of 3 mm.

Keywords Pipeline steel, RH refining, Gas port inner diameter

0 前言

随着经济的发展,人类对能源的需求日益增加,高品质管线钢产品的冶炼技术不断提升以满足产品需求,RH 精炼炉作为具有脱氢、脱氮、去除夹杂物以及合金化等功能的冶金反应器,在钢铁冶炼中扮演着非常重要的角色^[1-5]。在实际生产中,越来越多的初炼钢水需要经过 RH 精炼处理,因此,不得不提高 RH 精炼炉的精炼效率。

对于提升 RH 炉的精炼效率,研究者们一般从提高循环流量和降低混匀时间入手,研究浸渍管内径、形状、个数、提升气体流量、浸渍管插入深度、吹气孔布置、增加底吹气体流量等,并在工业生产上进行验证^[6-20]。而对于吹气管内径的研究基本集中在物理模拟^[15-17]。胡汉涛等^[15]通过物理模拟研究了吹气孔内径分别为 0.8、1.2 mm 时的钢液流动特征,结果表明:吹气管内径的增大并不显著改变 RH 精炼过程中钢液流动特征,但是循环流量随吹气管内径的增大而增大。蒋兴

元^[16]等通过物理模拟研究了吹气管内径分别为 1.0、1.5 和 2.0 mm 时的影响,结果表明气管直径的变化对液体流态没有显著影响,循环流量则略有改变。朱万军^[17]等通过物理模拟研究了吹气管内径分别为 0.75 和 1.5 mm 的影响,结果表明提升气体流量较小时,吹气管内径增加时,循环流量增加比较明显,而随着吹气流量的增加,吹气管内径的增大对循环流量影响并不明显。然而以上研究均处于物理模拟阶段,对实际生产中吹气管内径的变化未进行研究。与物理模拟不同,生产过程中由于高温及压力的快速变化,气体从吹气管吹出后迅速膨胀,经历破裂、聚合、再变大等复杂过程,而 RH 精炼过程的脱氢及真空室喷溅等均与气泡行为相关,因此有必要在工业生产中考察吹气管内径变化对实际生产的影响。

1 试验方法

试验在某厂 150 tRH 精炼炉上进行,其主要

参数如表 1 所示。钢包到达 RH 工位后,通过钢包顶升台车将钢包顶升至一定高度,结合钢包液位,尽量保证浸渍管插入深度保持相同。提升气体流量均在浸渍管进入钢液前设定完成。当真空度达到 500 Pa 时,系统自动记录高真空时间即真空度小于 500 Pa 的总时间。试验时尽量保证在渣界面以下 400 mm 相同位置处测定氢的质量分数,使用 Heraeus Multi-Lab Hydris 在线测定不同真空处理时间时钢水中氢的质量分数。

表 1 试验所用 150 tRH 精炼炉主要参数

设备参数	数值
钢包深度/mm	3 820
钢包上口直径/mm	3 200
钢包下口直径/mm	2 930
钢液装入深度/mm	3 200
真空室直径/mm	1 800
浸渍管内径/mm	550
浸渍管外径/mm	1 100
浸渍管长度/mm	900
平均抽真空时间/min	3
吹气孔个数/个	12
极限真空度/Pa	30
吹气管内径/mm	3/5

试验在同一 RH 精炼炉的 1#、2#工位上分别进行,其中 1#工位吹气管内径为 5 mm,2#工位吹气管内径为 3 mm。试验主要对比了不同提升气体流量时,高真空处理 20 min 后的钢液氢质量分数变化情况。对比试验时两工位精炼相同钢种、

使用新上线的浸渍管及真空槽,以尽量减少非试验误差。

2 结果分析与讨论

2.1 对抽真空的影响

投入使用后,5 mm 吹气管内径的 1#工位极限真空度未达到 30 Pa,高真空处理约 8 min 时,真空度仍在 100 Pa 以上。7 炉试验后发现,高真空处理平均 12 min 时真空度约 80 Pa,高真空处理 20 min 时真空度为 50 Pa。而在投入使用约 30 小时后,略有好转,高真空处理 6 min 时真空度可达到 50 Pa,高真空处理 8~9 min 后真空度可降至 30 Pa。但 3 mm 吹气管内径的 2#工位高真空处理 4 min 极限真空度就可以达到 30 Pa。

从达到高真空 500 Pa 时间来看,27 炉试验中 1#工位抽真空时间平均为 187 s,2#工位平均为 172 s,比 1#工位少 15 s。

综上可知,若不考虑转炉蒸汽条件差异等情况,增大吹气管内径使得抽真空时间延长,真空度变差,抽真空能力稳定性较差。

2.2 对喷溅的影响

试验过程中发现 1#工位真空处理过程中真空室内喷溅严重,造成真空槽内冷钢结瘤严重,使用 5 mm 吹气管内径一段时间后在不同提升气体流量下真空室内钢液喷溅情况见图 1。从图 1 中真空处理时真空室内钢液情况可以看出,当吹气管内径为 5 mm 时,钢液从上升管喷出后,不论流量大小,喷溅高度均较高,使得下降管上方冷钢结瘤,但随着提升气体流量的降低,喷溅高度将有所下降。

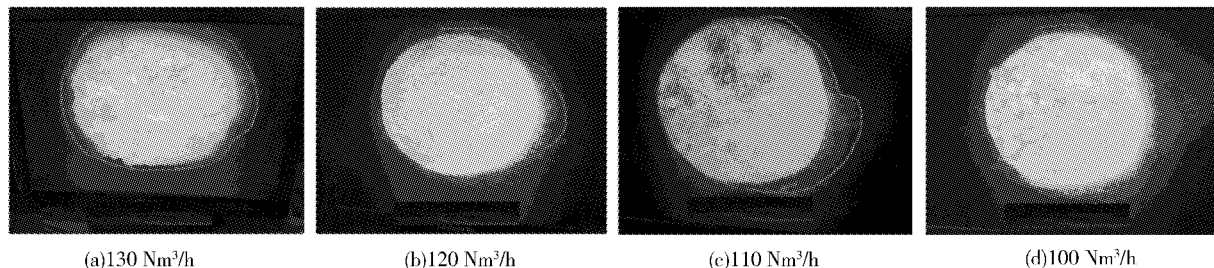


图 1 吹气管内径为 5 mm 时不同提升气体流量下真空室内钢液喷溅情况

图 2 为不同提升气体流量及吹气管内径时真空室内钢液喷溅情况,从图中可以看出,提升气体流量为 130 Nm³/h 时,即使使用新真空槽,其真空室内喷溅情况仍比使用 3 mm 时严重,而在精炼 7

炉后,真空室内冷钢结瘤已非常严重。当提升气体流量为 100 Nm³/h 时,使用 3 mm 吹气管内径时真空室内无明显喷溅,而使用 5 mm 吹气管时真空室内喷溅严重,并发生冷钢结瘤,从现场生产

来看,钢液飞溅情况已与使用 3 mm 吹气管内径、提升气体流量为 120 Nm³/h 时相近。综合来看,使用 5 mm 吹气管内径时真空室内喷溅情况明显强于使用 3 mm 吹气管内径时。

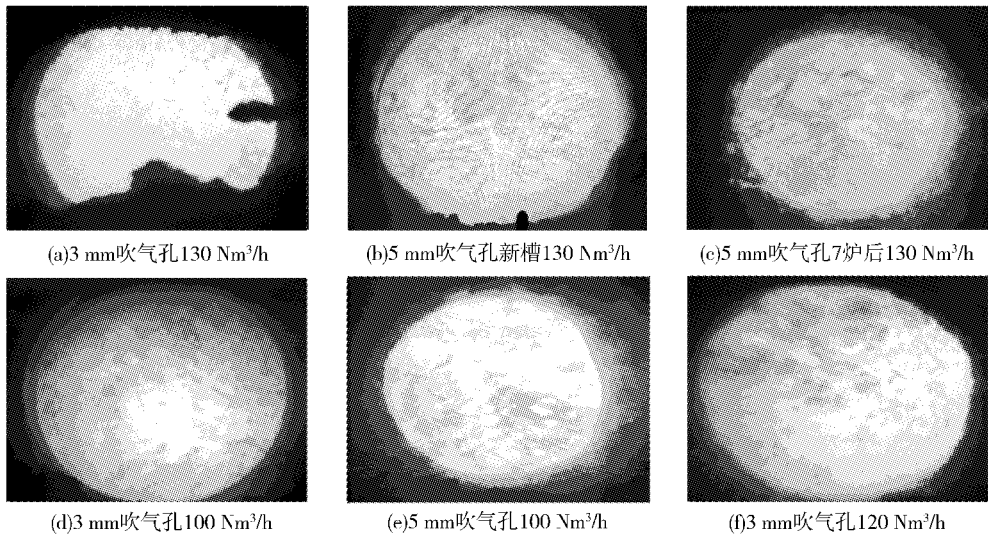


图 2 不同提升气体流量及吹气管内径时真空室内钢液喷溅情况

2.3 对脱氢的影响

试验中通过对进站及真空处理结束后氢质量分数的测定,对比不同吹气管内径及提升气体流

量下的脱氢效果,如表 2 所示,表 2 中氢质量分数数据均为 2 炉试验测定结果的平均值,试验过程高真空处理时间为 20 min。

表 2 不同吹气管内径及提升气体流量下的脱氢效果

提升气体流量/ (Nm ³ · h ⁻¹)	5 mm 吹气管内径		3 mm 吹气管内径	
	进站氢质量分数/%	真空结束氢质量分数/%	进站氢质量分数/%	真空结束氢质量分数/%
100	0.005 30	0.001 40	0.005 90	0.001 53
120	0.004 55	0.001 38	0.005 40	0.001 50
130	0.005 45	0.001 31	0.005 80	0.001 44

从表 2 中可以看出,不同吹气管内径、不同提升气体流量下真空结束氢质量分数相差不大,但由于进站及真空结束氢质量分数均不同,而脱氢过程受进站氢质量分数影响较大,氢质量分数越小,脱氢速率越差,使用脱氢率也难以进行评估,因此结合文献中建立的脱氢模型进行评估^[21],分

别计算相同提升气体流量下进站氢、真空结束氢质量分数条件下,消除氢质量分数差值所需时间。如在提升气体流量为 100 Nm³/h 时,将进站氢质量分数由 0.005 90% 脱至 0.005 30% 需 1.03 min,而将真空结束氢质量分数由 0.001 53% 脱至 0.001 40% 需 1.35 min,具体如表 3 所示。

表 3 计算所得脱氢至目标氢质量分数所需时间

进站氢质量分数变化/%	所需时间/min	真空结束氢质量分数变化/%	所需时间/min
0.005 90→0.005 30	1.03	0.001 53→0.001 40	1.35
0.005 40→0.004 55	1.67	0.001 50→0.001 38	1.29
0.005 80→0.005 45	0.59	0.001 44→0.001 31	1.52

结合表 2、表 3 可知将 1#、2#，两工位进站及真空结束氩进行时间折算后，当提升气体流量为 $130 \text{ Nm}^3/\text{h}$ 时，1#工位吹气管内径为 5 mm 时的抽真空效果相当于 2#工位的 3 mm 吹气管内径延长约 1 min 的抽真空时间所达到的效果，与其他两个方案效果相差不大，当提升气体流量较大时，吹气孔内径大小对抽真空效果的影响更加明显。从脱氢效果来看，使用 5 mm 吹气管内径时相比于吹气管内径为 3 mm 时而言，脱氢效果并无明显提升，结合喷溅与抽真空情况来看，使用 5 mm 吹气管内径反而使得喷溅严重，真空槽内冷钢结瘤速度加快，而真空槽内的冷钢将减少真空室内有效面积，降低精炼效果，因此综合来看，使用 5 mm 吹气管内径可能带来不利影响。

3 结论

(1) 吹气管内径由 3 mm 增大至 5 mm 后，抽真空时间延长，真空度变差，抽真空能力稳定性较差。

(2) 使用 5 mm 吹气孔时真空室内喷溅明显强于 3 mm 时，反应更加剧烈，提升了管线钢去气与去夹杂物的能力。

(3) 从脱氢效果来看，使用 5 mm 吹气管内径相比于 3 mm 而言，在提升气体流量较大时略有变差。

参考文献

- Liu B S, Zhu G S, Li H X, et al. Decarburization rate of RH refining for ultra low carbon steel[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2010, 17(1): 22–27.
- He S P, Chen G J, Guo Y T, et al. Morphology control for Al_2O_3 inclusion without Ca treatment in high-aluminum steel[J]. Metall Mater Trans B, 2015, 46(2): 585–594.
- Park Y G, Yi K W, Ahn S B. The effect of operating parameters and dimensions of the RH system on melt circulation using numerical calculations[J]. ISIJ International, 2001, 41(5): 403–409.
- Park Y G, Doo W C, Yi K W, et al. Numerical calculation of circulation flow rate in the degassing Rheinstahl-Heraeus process[J]. ISIJ Int, 2000, 40(8): 749–755.
- Geng D Q, Lei H, He J C. Numerical simulation of the multiphase flow in the Rheinstahl-Heraeus (RH) System[J]. Metall Mater Trans B, 2010, 41(1): 234–247.
- 朱苗勇, 沙 骏, 黄宗泽. RH 真空精炼装置内钢液流动行为的数值模拟[J]. 金属学报, 2000, 36(11): 1175–1178.
- Ajmani S K, Dash S K, Chandra S, et al. Mixing evaluation in the RH process using mathematical modelling[J]. ISIJ International, 2004, 44(1): 82–90.
- Kuwabara T, Umezawa K, Mori K, et al. Investigation of decarburization behavior in RH-reactor and its operation improvement[J]. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 1988, 28(4): 305–314.
- Luo Y, Liu C, Ren Y, et al. Modeling on the fluid flow and mixing phenomena in a RH steel degasser with oval down-leg snorkel[J]. Steel Research International, 2018, 89(12): 1203–1209.
- Baokuan, Li, Fumitaka, et al. Modeling of circulating flow in RH degassing vessel water model designed for two- and multi-legs operations[J]. ISIJ International, 2000, 40(12): 1203–1209.
- 樊世川, 李宝宽, 赫冀成. 多管真空循环脱气系统循环流动模型[J]. 金属学报, 2001, 37(10): 1100–1106.
- 齐凤升, 王承阳, 李宝宽. RH 真空循环脱气装置水模型循环流量的实验分析[J]. 材料与冶金学报, 2002, 1(4): 271–276.
- Zhang Z, Ma P, Dong J, et al. Effects of different RH degasser nozzle layouts on the circulating flow rate[J]. Materials, 2022, 15(23): 8476.
- Wang J, Ni P, Chen C, et al. Effect of gas blowing nozzle angle on multiphase flow and mass transfer during RH refining process[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2023, 30(5): 844–856.
- 胡汉涛, 魏季和, 黄会发, 等. 吹气管内径对 RH 精炼过程钢液流动和混合特性的影响[J]. 特殊钢, 2004, 25(5): 9–11.
- 蒋兴元, 魏季和, 温丽娟, 等. 150 tRH 装置内钢液的流动和混合特性及吹气管内径的影响[J]. 上海金属, 2007, 29(2): 34–39.
- 朱万军, 区 铁, 齐江华, 等. 150 t RH 精炼装置环流特性水模试验研究[J]. 炼钢, 2014, 30(5): 38–42.
- Silva C A D, Silva I A D, De C M E M, et al. Fluid flow and mixing characteristics in RH degasser of Companhia Siderúrgica de Tubaro, and influence of bottom gas injection and nozzle blockage through physical modelling study[J]. Ironmaking & Steelmaking, 2004, 31(1): 37–42.
- Seshadri V, Silva C A, Silva I A D. Physical modeling simulations of refining processes in Brazilian Steel Industry[J]. Scandinavian journal of metallurgy, 2005, 34(6): 340–352.
- 郑建忠, 黄宗泽, 马志刚, 等. 极低碳 IF 钢的 RH 真空脱碳工艺开发[J]. 中国稀土学报, 2008, 26: 609–611.
- 吴伟勤, 董建锋, 韩宝臣, 等. 提升气流量与浸渍管插入深度对 RH 精炼影响的研究[J]. 工业加热, 2020, 49(9): 7–11.

陈从俊, 男, 2005 年毕业于安徽工业大学冶金工程专业, 工程师。

收稿日期: 2024-11-06

滚切式剖分剪关键技术及分析

孙嵩楠¹ 王月婷²

(1 北方重工集团有限公司设计研究院;2 大连海洋大学应用技术学院机械工程系)

摘 要 基于滚切式剖分剪的机械设计结构,揭示其设备特点、关键应用技术以及对中厚板精整线产品规格多样性的影响和意义。结合计算机仿真分析方法,对滚切式剖分剪偏心曲轴、偏心套、连杆、上刀架装配及剪刀装配的运动关系展开分析研究,掌握剖分剪剪切过程中偏心曲轴之间的相位角关系和剪刀重叠量调整规律,用以科学指导生产,提高生产效率,进一步改善产品的剖分剪切质量,延长设备使用寿命。

关键词 滚切式剖分剪 偏心曲轴 偏心套 相位角

The Key Technology and Analysis of Rolling – cut Type Slitting Shear

Sun Songnan¹ and Wang Yueting²

(1 Engineering Research Institute of Northern Heavy Industries Group Co., Ltd.; 2 Department of Mechanical Engineering, Applied Technology College of Dalian Ocean University)

Abstract Based on the mechanical design structure of rolling – cut type slitting shear, the equipment features, the key applied technology and the influence and significance of the product specification diversification in medium and heavy plate finishing line are revealed. In combination with the computer simulation analysis method, the motion relationship of the eccentric crankshaft, eccentric sleeve, tie rod, upper blade carriage assembly and blade assembly for rolling – cut slitting shear are analyzed and studied, the phase angle relationship between the eccentric crankshafts and the overlap adjustment law of the blade in the process of slitting are mastered, which is used to guide the production scientifically, increase the production efficiency, further improve the slitting quality of the product and prolong the service life of the equipment.

Keywords Rolling – cut type slitting shear, Eccentric crankshaft, Eccentric sleeve, Phase angle

0 前言

滚切式剖分剪是北方重工集团有限公司引进国外先进中厚板轧钢生产线精整剪切机组中的重要设备。相较于传统液压式剖分剪、圆盘式剖分剪,滚切式剖分剪具有剖分钢板厚度范围广、剖分钢板长度长、切口质量好、产品尺寸偏差小、剪行程短、剪效率高、能耗低、自动化水平高等诸多优势。在生产工艺上,滚切式剖分剪作为纵向剪切设备,是对滚切式双边剪的补充,可以实现较大宽幅成品钢板到指定宽幅成品的剖分剪切,大幅提升生产线产品规格多样性及生产效率,因此对滚切式剖分剪关键技术的分析具有重要的理论价值和应用价值^[1,2]。

1 滚切式剖分剪机械特点及剖分剪切能力

1.1 机械特点

在5 000 mm以上宽幅中厚板轧钢生产线的精整剪切机组中,滚切式剖分剪布置于滚切式双边剪下游,对经过滚切式双边剪切后的钢板进行纵向剖分剪切,将1块母板剪切分成定宽度的2块子板^[3-5]。相较于三轴三偏心结构滚切式双边剪进行的“两横两纵”剪切,滚切式剖分剪仅进行一次纵向剖分剪切,无需第3根曲轴进行横切,其核心就是两轴两偏心技术,不同的是,经过剖分剪切后的产品都是成品,对剖分剪切切口两侧的剪切质量均有极高要求,这就要求其2根曲轴的偏心量可调,以满足不同厚度钢板剖分剪切时上、

下剪刀重叠量的变化需要,结构更加复杂,曲轴相位角关系要求也更加精确。

滚切式剖分剪由主传动装置、主减速机、机架装配、上刀架装配、侧隙调整装置、宽度调整装置、压板装置、拉紧装置、退刀装置侧导辊及运输辊等机构组成。主要结构与滚切式双边剪相似,最大的不同在于宽度调整装置。滚切式双边剪以其固

定侧剪刀基准线为基准,调整移动侧剪刀位置进行钢板双边剪切,而滚切式剖分剪仍以滚切式双边剪固定侧剪刀基准线为基准,以机组中心线和设备中心线交点为原点移动滚切式剖分剪进行剖分剪切。5 000 mm 中厚板轧钢生产线精整剪切机组剖分剪剖分尺寸最大值和最小值的剖分方案如图 1 所示。

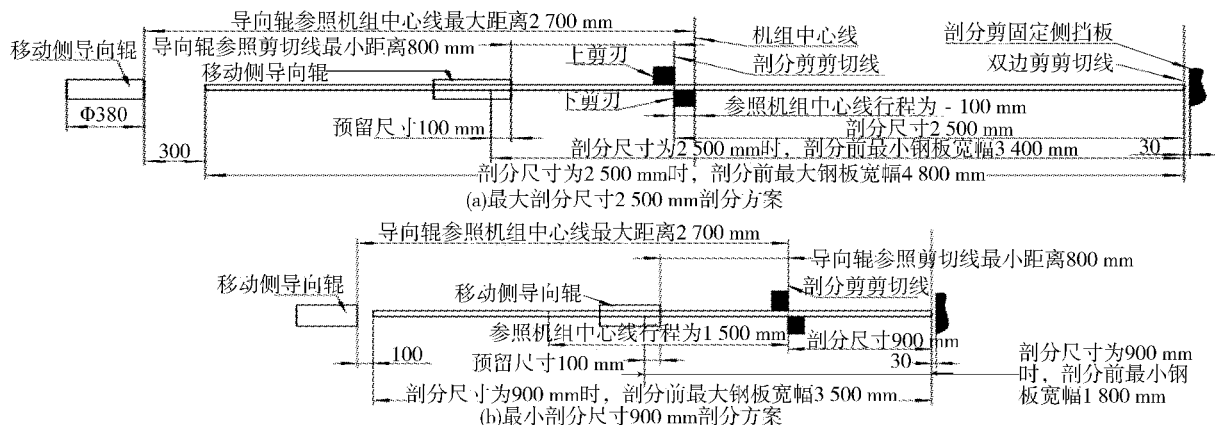


图 1 剖分尺寸最大值和最小值的剖分方案图

1.2 剖分剪切能力

由于滚切式剖分剪前、后均布置有夹送辊装置,剖分剪固定侧挡板和移动侧导向辊理论上和钢板无接触,仅起辅助导向作用。其中,移动侧导向辊在进行宽度调整时,为满足未进行双边剪切的 5 000 mm 钢板能顺利通过滚切式剖分剪的要求,移动侧导向辊参照机组中心线最大移动距离为 2 700 mm,同时,无论移动侧导向辊在任何位置,其参照剖分剪切线最小距离不得小于 800 mm,以免移动侧导向辊与滚切式剖分剪其他部件发生碰撞。滚切式剖分剪在不同宽度调整行程位置的剖分能力如表 1 所示。

表 1 滚切式剖分剪剖分能力

剪切行程/mm	剖分尺寸/mm	最大板宽/mm	最小板宽/mm
-100	2 500	4 800	3 400
0	2 400	4 800	3 300
300	2 100	4 700	3 000
600	1 800	4 400	2 700
900	1 500	4 100	2 400
1 200	1 200	3 800	2 100
1 500	900	3 500	1 800

2 滚切式剖分剪剪切运动关系分析研究

2.1 滚切式剖分剪剪切原理

滚切式剖分剪上剪刀为半径 25 000 mm 的圆弧剪刀,下剪刀为平直剪刀,剪切运动类似于超大圆盘剪的纯滚动剪切^[6,7]。在此剪切过程中,上剪刀圆弧半径越大,剪切运动越平稳;剪刀重叠量变化值越小,切口质量越高。同样,因上剪刀圆弧半径较大,同样条件下相较于双边剪,其剪切角相对较小,剪切力需求越大,剪切钢板时的上、下剪刀重叠量要求就越严格,滚切式双边剪的固定剪刀重叠量结构已不能满足剖分剪剪切的需要。滚切式剖分剪与滚切式双边剪机构相近,同样依靠 2 根曲轴驱动上刀架和上剪刀,通过控制 2 根曲轴相位角的联动实现循环往复的剖分剪切运动。2 根曲轴分别为入口曲轴 1 以及出口曲轴 2,曲轴 1 偏心半径 140 mm,曲轴 2 偏心半径 55 mm,2 根曲轴中心距 1 500 mm。因为曲轴 1、曲轴 2 在主减速箱内同属于第 3 级传动,且被同 1 根第 2 级传动齿轮驱动,故 2 个曲轴转向、转速均相同。

2.2 曲轴相位角关系及剪刀重叠量调整规律

2.2.1 曲轴相位角关系

上刀架及剖分剪剪刀在高度关联的 2 个曲轴、偏心套、连杆、球形关节及控制杆驱动和约束

下摆动,从而实现上剪刀由初始位置沿指定水平基面上的线段向另一端滚动剪切。图 2 为滚切式剖分剪曲轴相位角关系图,其中,ZDKKD 为剪刀最大开口度相位角位置,JQKS-LL 为钢板剖分剪切开始理论相位角位置,JQJS-LL 为钢板剖分剪切结束理论相位角位置,JQKS 为钢板剖分剪切开始相位角位置,JQJS' 为 5 mm 厚度钢板剖分剪切结束相位角位置,JQJS 为 50 mm 厚度钢板剖分剪切结束相位角位置,2 个曲轴各自转动一圈,即完成 1 次完整的剖分剪切运动。

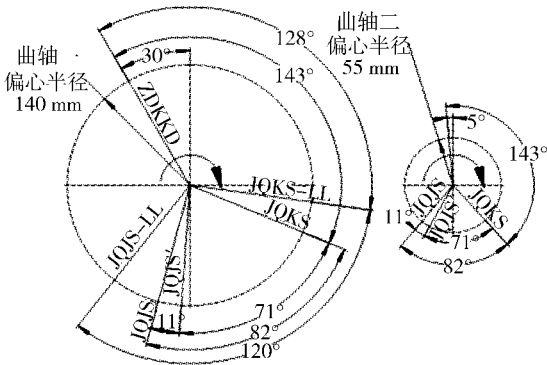


图 2 偏心曲轴相位角关系图

通过 Solidworks 计算机仿真分析,模拟 2 根曲轴相位角及剖分剪切的运动位置关系,剖分剪切过程中偏心曲轴相位角数据见表 2。剖分剪曲轴 1、曲轴 2 转向、转速均相同,相位差为 25°。连续剪切时,剖分剪切从理论开始到理论结束,曲轴 1、曲轴 2 的相位角均转动 120°,表明剖分剪切动作(包含压板动作)占总剪切时间的 1/3,其余时间用于钢板步长进给等辅助剖分剪切动作。

表 2 剖分剪切过程偏心曲轴相位角数据

剖分剪切位置	曲轴 1 相位角	曲轴 2 相位角
剪刀最大开口度位置	240°	265°
剖分剪切开始理论位置	8°	33°
压板压下位置(50 mm 厚度钢板)	13°	38°
压板压下位置(5 mm 厚度钢板)	23°	48°
剖分剪切开始位置	23°	48°
剖分剪切结束位置(5 mm 厚度钢板)	94°	119°
剖分剪切结束位置(50 mm 厚度钢板)	105°	130°
剪刀下水平位置/换刀位置	108°	133°
压板抬起位置(5 mm 厚度钢板)	110°	135°
压板抬起位置(50 mm 厚度钢板)	120°	145°
剖分剪切结束理论位置	128°	153°

表 2 不仅能够展示剖分剪切过程中各个位置相位角关系,还能够指导剖分剪的生产和设备维护保养工作。如剖分剪处于不工作状态时,根据相位角指示,将剪刀开口度设置到最大位置,可以让厚度 ≤ 50 mm 的钢板顺利通过。同理,定期更换剖分剪上、下剪刀时,可根据相位角将上剪刀设置在下水平位置,这样可以更安全、更精准、更高效地进行剪刀更换。

2.2.2 剪刀重叠量调整规律

2.2.2.1 调整原理

工艺上,滚切式剖分剪需要保证剖分剪切后双侧钢板具有较高的切口质量,剖分剪切质量的重要影响因素包括剪切力、剪切角、剪刀间隙及剪刀重叠量^[8]。滚切式剖分剪的剪切力及剪切角较滚切式双边剪均有很大的提升,剪刀间隙调整作为基础功能也可以满足剖分剪切需求,因此,根据剖分钢板厚度对上、下剪刀的重叠量进行相应调整显得十分重要。

为实现滚切式剖分剪上、下剪刀重叠量的调整,在结构上相较于滚切式双边剪和滚切式定尺剪增加了偏心套、蜗轮、蜗杆结构。具体原理为 2 个偏心量同为 10 mm 的铜基合金偏心套外圈设计为蜗轮结构分别镶嵌在 2 根偏心曲轴和连杆之间,依靠 2 台减速电机驱动蜗杆带动偏心套,同步转动相应角度 α ,使上刀架装配及上剪刀装配在 2 个曲轴偏心调整的基础上再次整体升、降,从而实现剪刀重叠量 μ 的调整。原理如图 3 所示。

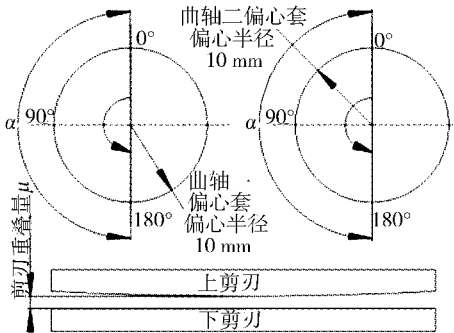


图 3 剪刀重叠量调整原理图

2.2.2.2 剪刀重叠量 μ 的分析

滚切式剖分剪的 2 个偏心套偏心半径 e 均为 10 mm,因此当偏心套偏心转角 α 由 0°到 180°时,上刀架装配及上剪刀装配随之下降 20 mm,即剪刀重叠量 μ 减少 20 mm。与此同时,上刀架装配及上剪刀装配也沿着剪刀方向移动,而这个移动

量仅为偏心量 10 mm,相较于剪刀长度来说,对剪切的影响可以忽略不计。

由于偏心套的特性,剪刀重叠量变化值是非线性的。针对这个情况,如何根据钢板厚度 h 精准调整剪刀重叠量 μ ,具有重要的理论价值和实用价值^[9-11]。应用 Solidworks 进行计算机仿真模拟,分析偏心套转角与剪刀重叠量的关系,并绘制滚切式剖分剪剪刀重叠量变化图,如图 4 所示。从计算机仿真分析模拟的结果可以看出,滚切式剖分剪剪刀重叠量的调整行程为 20 mm。当使用剖分剪剪切 50 mm 厚度钢板时,剪刀重叠量最大为 13 mm;当剪切 5 mm 厚度钢板时,剪刀重叠量最小为 -7 mm。

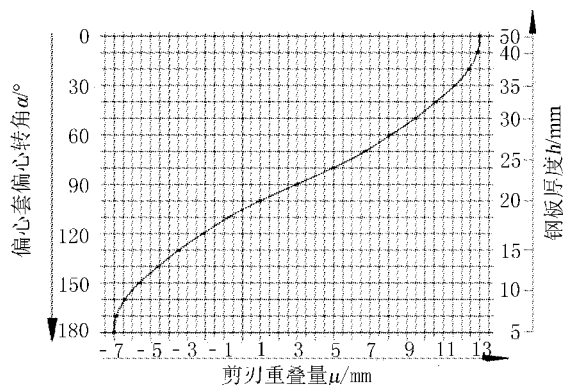


图 4 剪刀重叠量的调整曲线

图 4 中曲线方程式解析见式(1)。

$$\mu = 3 + \cos(\alpha) \times e \quad (1)$$

式中: α —偏心套偏心转角/ $^{\circ}$; e —偏心套偏心半径/mm。

$\cos(\alpha) \times e$ 是偏心套偏心量 10 mm 在剪刀重叠量方向的投影即为对剪刀重叠量的调整。当偏心套偏心转角 $\alpha = 90^{\circ}$ 时,偏心套偏心量 e 的投影为 0,此时上、下剪刀重叠量为 3 mm。结合滚切式剖分剪偏心曲轴 1、偏心曲轴 2 及 2 个偏心套的偏心关系,可以理解为偏心套的偏心量可以作为 2 根曲轴固定偏心量的补充,即偏心曲轴 1 的偏心量变化范围为 140 ~ 160 mm,偏心曲轴 2 的偏心变化范围为 55 ~ 75 mm。这样的结构既保证了下剪刀固定不动,又满足了剪刀重叠量随钢板厚度变化的调整需求,钢板剖分后的切口质量高,剖分动作幅度小,极大地降低剖分过程中剪切力对设备和剪切钢板的冲击,提高产品质量和设备使用寿命。

在实际生产中,由于生产操作人员对滚切式

剖分剪设备及剖分剪剪切生产工艺不熟悉,参照滚切式定尺剪和滚切式双边剪的操作习惯,经常忽略对剖分剪剪刀重叠量的调整,导致较厚钢板的剪刀重叠量设置不合理,在剖分剪剪切过程中产生较大的非正常冲击力。因此,在具体的钢板剖分剪切作业中,可以参照图 4 给出的不同厚度钢板对应剖分剪剪刀重叠量推荐值进行设置,对生产实践具有重要的指导价值。

3 结语

通过对滚切式剖分剪剪切原理、功能机构及剖分剪能力进行分析,有利于丰富中厚板轧钢生产线精整剪切机组生产产品规格,并提高钢板生产效率。围绕滚切式剖分剪“两轴两偏心”关键技术,应用 Solidworks 等计算机辅助设计手段,对滚切式剖分剪剪切运动进行仿真分析,揭示了滚切式剖分剪 2 根偏心曲轴相位角之间关系及剪刀重叠量调整规律,为提升滚切式剖分剪剖分剪质量提供理论支撑与技术参考,对提升中厚板精整剪切剖分剪效率和延长设备使用寿命具有重要的应用和指导价值。

参考文献

- 1 李雷生. 滚切式剖分剪原理与结构研究[J]. 冶金设备, 2018(5): 20-25, 48.
- 2 李磊. 提高中厚板成材率的方法与实践[J]. 宽厚板, 2018, 24(2): 31-35.
- 3 王明林. 5 500 mm 宽厚板生产线剪切模型应用[J]. 鞍钢技术, 2011(5): 55-59.
- 4 俞之光, 王磊, 黄新. 剖分剪在宝钢厚板厂的应用[J]. 宽厚板, 2009, 15(5): 45-48.
- 5 王锐夫. 鞍钢 5 m 轧机滚切式剖分剪装配[J]. 一重技术, 2008(5): 47-48.
- 6 苗英杰, 张有斌, 焦善奇, 等. 舞钢 4 200 mm 宽厚板产线轧钢车间改造综述[J]. 宽厚板, 2021, 27(3): 44-48.
- 7 何振, 李雷生. 滚切式联合剪切机组的发展[J]. 冶金设备, 2012, (1): 71-73, 80.
- 8 王苏利, 冯路路. 影响宽厚板成材率的因素及改进措施[J]. 宽厚板, 2018, 24(3): 45-48.
- 9 黄庆学. 轧钢机械设计[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2007.
- 10 邹家祥. 轧钢机械[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000.
- 11 周建男. 轧钢机[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009.

孙嵩楠, 男, 2014 年毕业于辽宁工业大学机械制造及其自动化专业, 工学硕士, 工程师。

收稿日期: 2024-12-27

刊号: $\frac{\text{ISSN } 1009-7864}{\text{CN } 41-1242/\text{TF}}$

国内定价:10.00元