

- 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

2025.2

第 31 卷 总第 179 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

宽 厚 板

1995 年创刊
公开发刊(双月刊)

KUAN HOU BAN

2025 年 4 月 30 日出版
第 31 卷第 2 期(总第 179 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 ·

X80M 级别管线钢铸坯表面质量提升与工业实践

..... 李 恩 孟庆勇 路博勋 潘宏伟 温巨文 祖 刚 秦铁玉(1)

147 mm 特厚正火型低温压力容器用 SA516Gr70N 钢板的开发与生产

..... 胡冠群 韩雪冬 张兆明 刘彦强 牛 涵(6)

临氢设备用特厚特宽 12Cr2Mo1VR 钢板的研制与开发

..... 杨鸿宇 员强鹏 吕富强 王 震(9)

100 mm 及以上特厚海上风电用钢 DH36 - Z35 的研发与生产

..... 陈敏侠 孙小平 易春洪(13)

· 生产实践 ·

Te 处理对非调质钢中硫化物形态的影响

..... 杨 敏 邓 伟 周 蕾 储晓明(17)

转炉炉衬修补技术的开发与应用

..... 安海瑞 刘 涛 张学峰 康 锁 张 丹 赵本强 么敬文(21)

工业固废渣铁转炉回收利用的生产实践

..... 张仕洋 潘 军 王 勇 解文中(27)

钢包滑板连用技术的研究和应用

..... 朱斐斐 王重君 张 杰 董 杰 宋稳强 么敬文(32)

· 技术讨论 ·

390 MPa 级耐候钢板性能不合格原因分析及解决措施

..... 齐 燕 葛 洋(36)

板坯热送过程表面快冷工艺数值模拟研究

..... 杨金虎 李继峰 葛阳阳 韩竞雄 冯俊鹏(39)

洁净钢生产中耐火材料的功能设计及技术

..... 王爱东 孔祥凤 徐海芳(43)

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:wykhb2003@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. 2

April 2025

CONTENTS

• Test and Research •

- Slab Surface Quality Improvement and Industrial Practice of X80M Grade Pipeline Steel
..... *Li Si, Meng Qingyong, Lu Boxun, Pan Hongwei, Wen Juwen, Zu Gang and Qin Tieyu*(1)
- Development and Production of 147 mm Extra Heavy Normalized Type SA516Gr70N Steel Plate for Low – temperature Pressure Vessel
..... *Hu Guanqun, Han Xuedong, Zhang Zhaoming, Liu Yanqiang and Niu Han*(6)
- Research and Development of Extra Heavy and Extra Wide 12Cr2Mo1VR Steel Plate for Hydrogen Service Equipment
..... *Yang Hongyu, Yuan Qiangpeng, Lyu Fuqiang and Wang Zhen*(9)
- Research and Production of 100 mm Thickness and Greater Extra Heavy Steel DH36 – Z35 for Offshore Wind Power
..... *Chen Minxia, Sun Xiaoping and Yi Chunhong*(13)

• Production Practice •

- Influence of Te Treatment on the Morphology of Sulfides in Non – quenched and Tempered Steel
..... *Yang Min, Deng Wei, Zhou Lei and Chu Xiaoming*(17)
- The Development and Application of Converter Lining Repair Technology
..... *An Hairui, Liu Tao, Zhang Xuefeng, Kang Suo, Zhang Dan, Zhao Benqiang and Yao Jingwen*(21)
- Production Practice of Industrial Solid Waste Slag Iron Recovery and Utilization in Converter Steelmaking Production
..... *Zhang Shiyang, Pan Jun, Wang Yong and Xie Wenzhong*(27)
- Research and Application of Continuous Operation Technology for Ladle Sliding Plate
..... *Zhu Feifei, Wang Chongjun, Zhang Jie, Dong Jie, Song Wenqiang and Yao Jingwen*(32)

• Technical Discussion •

- Causes Analysis and Countermeasures of Mechanical Properties Nonconformity for 390 MPa Grade Weathering Steel Plate
..... *Qi Yan and Ge Yang*(36)
- Numerical Simulation of Surface Rapid Cooling Process in Slab Hot Delivery Process
..... *Yang Jinhu, Li Jifeng, Ge Yangyang, Han Jingxiong and Feng Junpeng*(39)
- Function Design and Technology Application of the Refractories in Clean – Steel Production
..... *Wang Aidong, Kong Xiangfeng and Xu Haifang*(43)

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 ·

X80M 级别管线钢铸坯表面质量提升与工业实践

李 思 孟庆勇 路博勋 潘宏伟 温巨文 祖 刚 秦铁玉
(唐山钢铁集团有限责任公司)

摘 要 根据 X80M 高级别管线钢服役环境需要,采用 C - Mn - Si - Cr - Nb - Ti - V - Mo - Ni 成分设计,冶炼过程严格控制 S、P 等有害元素含量。通过 Gleeble 3500 热模拟试验机测定 X80M 级别管线钢的高温热塑性。结果表明:X80M 级别管线钢第Ⅲ脆性温度区间为 750 ~ 850 °C,温度为 775 °C 时断面收缩率达到最低值 29.6%。为降低连铸过程铸坯角部裂纹风险,常规拉速范围 1.0 ~ 1.2 m/min,二冷强冷模式比水量为 1.1 L/t,铸坯矫直段角部温度稳定控制在 720 ~ 750 °C,成功避开第Ⅲ脆性区。实际铸坯表面检查表明:热态铸坯、下线冷检铸坯、低倍检验和铸坯角部泡酸试验均未发现裂纹缺陷,铸坯表面质量及后续轧制热轧卷板表面质量均良好,未产生边部裂纹等缺陷。

关键词 管线钢 高温热塑性 铸坯表面质量 第Ⅲ脆性区

Slab Surface Quality Improvement and Industrial Practice of X80M Grade Pipeline Steel

Li Si, Meng Qingyong, Lu Boxun, Pan Hongwei, Wen Juwen, Zu Gang and Qin Tiejyu
(Tangshan Iron and Steel Group Co., Ltd.)

Abstract According to the service environment demands of X80M grade pipeline steel, the C - Mn - Si - Cr - Nb - Ti - V - Mo - Ni composition is designed, and the contents of the harmful elements such as S and P are strictly controlled during melting. The high temperature thermoplasticity of X80M grade pipeline steel is determined by Gleeble 3500 thermal simulation testing machine. The results show that the third brittle temperature of X80M pipeline steel is in the range from 750 °C to 850 °C, and the reduction of area reaches to the lowest value of 29.6% at 775 °C. In order to reduce the risk of corner cracks in the continuous casting process, the conventional casting speed ranges between 1.0 m/min and 1.2 m/min, the specific water volume of the secondary cooling mode is 1.1 L/t, and the corner temperature at the straightening section of the slab is stably controlled to the temperatures ranging from 720 °C to 750 °C, the third brittle zone is successfully avoided. The results of actual slab surface inspection show that no crack defects are found in the hot slab, the off - line cold inspected slab, the macroexamination and the slab corner acid test, the slab surface quality and the surface quality of the subsequently rolled hot steel coil are both good without forming the corner crack defects.

Keywords Pipeline steel, High temperature thermoplasticity, Slab surface quality, The third brittle zone

0 前言

随着国民经济的持续发展,能源需求量急剧攀升。石油、天然气作为当前最为重要的战略资源,与社会稳定和国家能源安全密切相关。由于近年来对陆上油田的过量开采,造成储量大幅下降,海上和极地石油成为油气增产的新来源。石油开发途径的多元化和复杂化,致使油气输送

管线的服役环境日趋恶化,管线用钢管的发展也相应呈现出高强度、大管径、厚壁化、抗大应变和抗 H₂S 腐蚀等趋势^[1-4],因此对管线钢的钢水纯净度要求越来越高,即对钢水中有害元素含量和夹杂物尺寸要求越来越苛刻。为了提升管线钢的使用性能,管线钢组织均质化和超细化也成为研究热点^[5-7]。然而在满足管线钢洁净化、高纯化和均质化多重要求的同时,管线钢表面质量的验

收标准也极为严苛^[8-10],是制管企业提出质量异议最多的领域。管线钢通过焊接方式成型,焊缝处缺陷可能导致制管后整个钢管因探伤不合格等质量问题而判废,给生产经营造成极大的影响。

为了分析 X80M 级别管线钢边部缺陷产生的原因,从铸坯取样并采用 Gleeble 3500 热模拟试验机测定其高温热塑性,并基于高温热塑性试验结果,优化连铸二冷参数并避开第Ⅲ脆性温度区。系统性检测 X80M 级别管线钢铸坯表面质量,采用铸坯热检、冷检、低倍检查和角部泡酸等多重手段对铸坯表面进行精细化检查分析,探究改善措施的有效性。

1 试验材料与成分设计

试验材料为唐山钢铁集团有限责任公司(简称“唐钢”)生产的 X80M 级别管线钢热轧卷板,其工艺流程为:KR 脱硫→转炉吹炼→双渣法深脱磷→LF 精炼→RH 精炼(钙处理)→连铸→加

热→热轧→超快冷。

为满足 X80M 级别管线钢的力学性能要求,采用 C-Mn-Si-Cr-Nb-Ti-V-Mo-Ni 成分设计,严格控制 S、P 等有害元素以及 O、N、H 等有害气体含量至表 1 中的设计范围值,实际冶炼过程中微量元素控制在 $S \leq 0.001\%$, $P \leq 0.007\%$, $O \leq 0.0012\%$, $N \leq 0.0035\%$, $H \leq 0.0001\%$, $\Sigma(S+P+O+N+H) \leq 0.0125\%$,生产中典型炉次化学成分如表 1 实际值所示。通过 C-Mn-Si 基体固溶强化作用保证钢的基本力学性能要求,添加 Nb、V、Ti 微合金元素,以在细化晶粒和应变过程中通过碳氮化合物诱导析出的沉淀强化效应达到提高强度的目的,同时起到抑制奥氏体再结晶和奥氏体晶粒粗化的作用^[11,12]。另外, Cr、Ni 元素可以提高钢材耐腐蚀性和低温韧性, Mo 元素可以提高钢材淬透性,结合轧后冷却,更容易获得针状铁素体或贝氏体组织。

表 1 X80M 级别管线钢的化学成分(质量分数)

项目	C	Si	Mn	S	P	Alt	Cr
设计范围值	0.045~0.065	0.15~0.25	1.70~1.80	≤ 0.0020	≤ 0.010	0.020~0.050	0.20~0.28
实际值	0.056	0.21	1.76	0.0006	0.006	0.036	0.23
项目	Nb	V	Ti	Mo	Ni	N	
设计范围值	0.070~0.080	0.017~0.027	0.007~0.017	0.15~0.21	0.12~0.20	≤ 0.004	
实际值	0.074	0.020	0.012	0.17	0.16	0.003	

2 X80M 级别管线钢高温热塑性分析

高温热塑性试验采用半凝固试样,具体试验方案如图 1 所示。

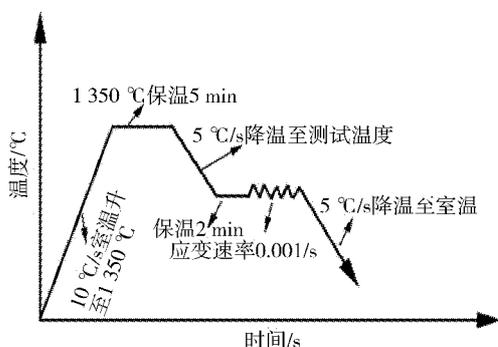


图 1 X80M 级别管线钢高温热塑性试验方案

在测试过程中,先向高温拉伸腔室通入流量为 1 L/min 的氩气来保护试样,降低试样的氧化

程度;随后按照 10 °C/s 的升温速率将试样加热到 1350 °C,保温 5 min,实现试样完全奥氏体化,并促进钢中析出物彻底回熔;再按照 5 °C/s 冷却速度降温至既定拉伸温度,保温 2 min;然后按照 0.001/s 的应变速率进行高温拉伸,直至断裂为止,对高温拉伸断口进行测量;最后按照 5 °C/s 冷却速度降温至室温。

对高温拉伸断口进行测量,并绘制出 X80M 级别管线钢的高温热塑性曲线,如图 2 所示。由图 2 可知,X80M 级别管线钢存在明显的第Ⅲ脆性区,其第Ⅲ脆性区温度为 750~850 °C。当拉伸温度为 775 °C 时,断面收缩率最低达到 29.6%。通过分析 X80M 级别管线钢的高温热塑性曲线可以发现,其铸坯在 750~850 °C 温度范围内的矫直过程中存在较大的角裂风险。

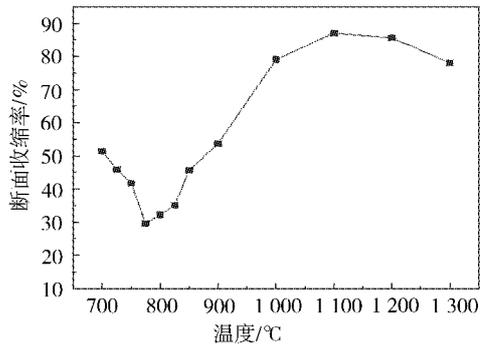


图 2 X80M 级别管线钢高温热塑性曲线

为了分析 X80M 级别管线钢在 750 ~ 850 °C 温度范围高温热塑性偏低的原因,针对750、800

和 825 °C 高温拉伸断口进行金相检测,同时还对比分析 1 100 °C 高温热塑性较好的试样断口,如图 3 所示。由图 3 可以看出,750、800 和 825 °C 时高温拉伸断口呈冰糖状,是较为典型的脆性断裂形貌;而 1 100 °C 高温拉伸断口呈蜂窝状,且蜂窝窝较深,属于典型的韧性断裂形貌。推测 750 ~ 850 °C 高温塑性较低的原因是在该温度范围内发生奥氏体→铁素体转变,生成的铁素体膜造成晶界弱化,成为高温塑性薄弱环节。此外,钢中合金元素种类较多,冷却过程伴有不同物相析出,综合作用导致此温度区间的高温热塑性偏低。

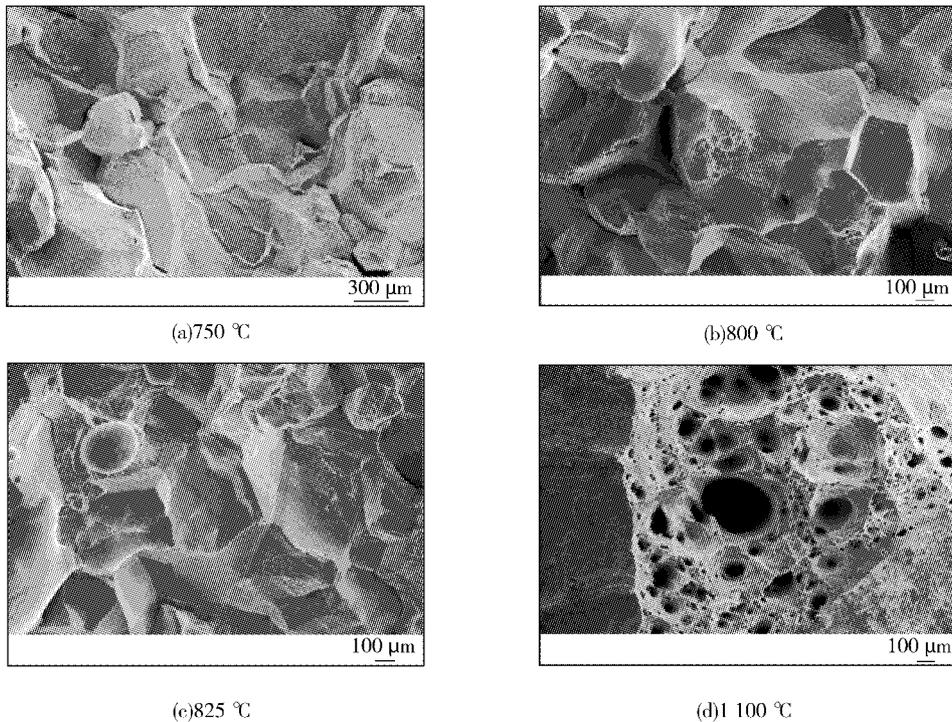


图 3 X80M 级别管线钢高温拉伸试样的断口形貌

3 关键连铸工艺优化

3.1 二冷工艺

为了降低铸坯在连铸过程矫直阶段的角裂风险,在优化二冷模型基础上采用强冷模式,比水量为 1.1 L/t。将实际生产过程矫直段的铸坯角部温度稳定控制在 720 ~ 750 °C,成功避开其第Ⅲ脆性区。

3.2 保护渣

基于 X80M 级别管线钢的成分体系,有针对性地进行保护渣成分设计,将保护渣碱度控制为 1.26,如表 2 所示。通过合理的保护渣碱度控制结晶器传热,降低铸坯产生纵裂的风险。此外,通过保护渣的熔化温度和黏度调整,增强铸坯和结晶器间的润滑效果,平衡保护渣消耗量。

表 2 X80M 级别管线钢保护渣成分设计(质量分数)

成分	CaO	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	R ₂ O	Li ₂ O	F ⁻	C
质量分数	35.22	3.03	28.06	2.27	0.83	6.20	0.60	6.51	8.17

图 4 为 X80M 级别管线钢浇铸过程曲线。由图 4 可知,浇铸过程全程恒拉速,结晶器液位的波动 $\leq \pm 3$ mm,塞棒曲线平稳。从浇铸曲线可知,

X80M 级别管线钢单浇次 9 炉连浇,经过钙处理后钢水可浇性良好,钢中 $O \leq 0.0012\%$,钢水纯净度较好,停浇水口无明显结瘤,液位保持稳定。

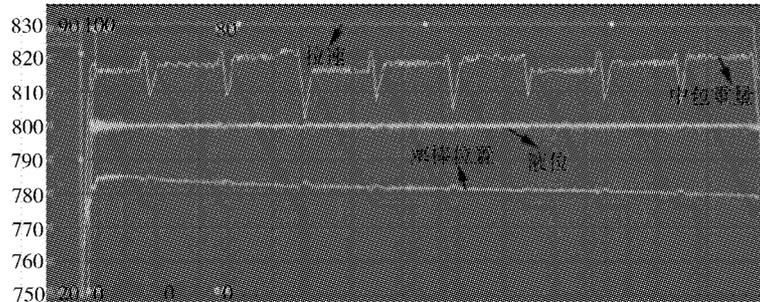


图 4 X80M 级别管线钢浇铸过程曲线

4 铸坯表面质量分析

为了进一步分析 X80M 级别管线钢铸坯角部

质量,针对铸坯窄面厚度方向凝固组织进行分析,如图 5 所示。

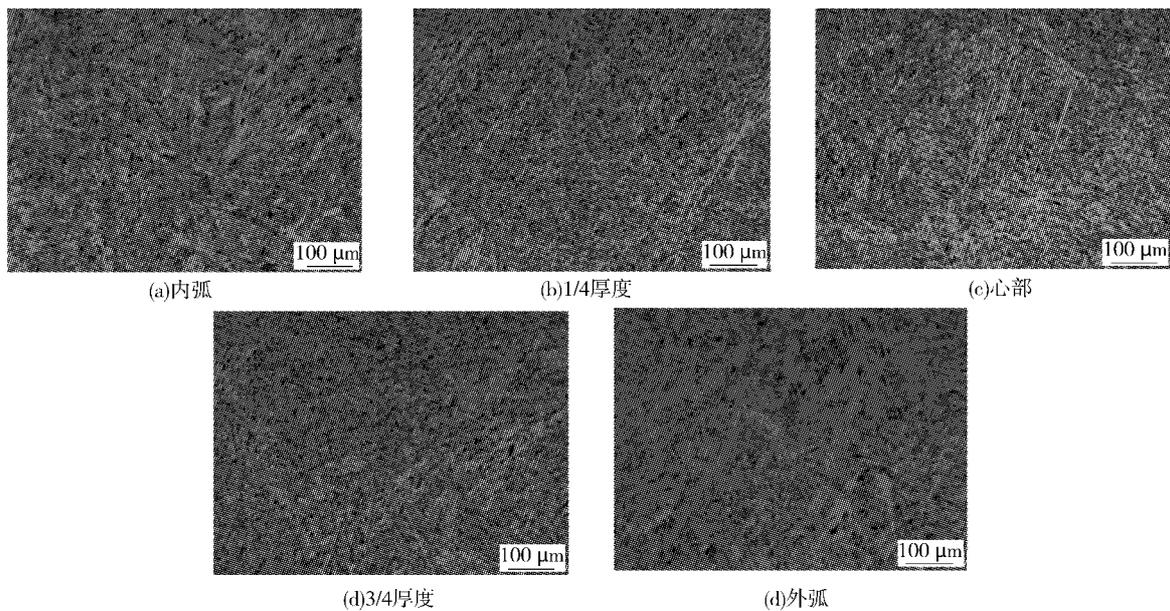


图 5 X80M 级别管线钢铸坯窄面厚度方向组织形貌

由图 5 可知,铸坯厚度方向不同位置处凝固组织均较为细小且致密,主要为针状铁素体 + 贝氏体组织,这种类型组织通常强度高、韧性好、具有良好的抵抗裂纹扩展能力,有助于降低产生铸

坯角部裂纹的风险。

为了明确工艺优化对铸坯表面质量的影响,针对铸坯低倍质量、热态铸坯、下线冷检铸坯和铸坯角部泡酸情况进行分析,如图 6、图 7 所示。

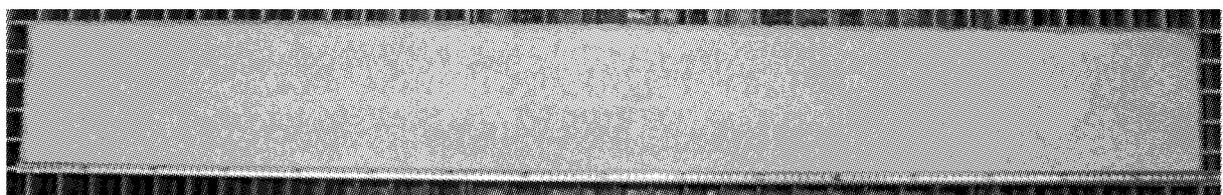


图 6 X80M 级别管线钢铸坯低倍质量情况

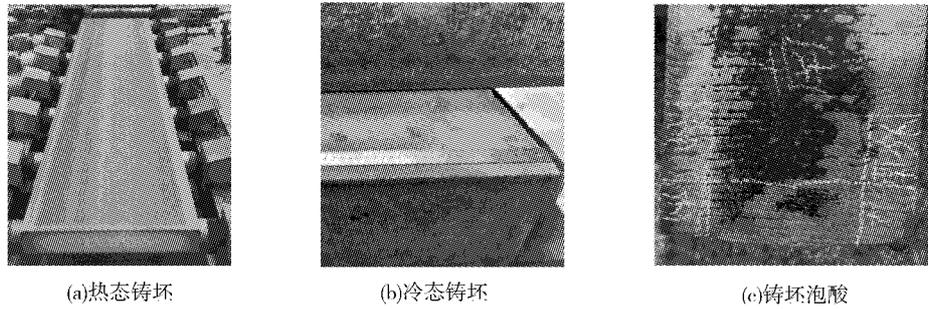


图7 X80M级别管线钢铸坯的热态、冷态及角部泡酸情况

由图6、图7可知,在热态铸坯、下线冷检铸坯上,低倍质量检验和铸坯角部泡酸试验中均未发现裂纹缺陷,铸坯表面质量良好,为后续轧制热轧卷板表面质量提升奠定基础。

5 X80M级别管线钢热轧卷板表面质量

X80M级别管线钢铸坯经过工艺优化后进行热轧试验,热轧卷板的表面质量如图8所示。由图8可知,热轧卷板的表面质量良好,边部无裂纹缺陷,也从侧面验证经过工艺优化的X80M级别管线钢铸坯表面质量得到显著改善,为后续热轧卷板表面质量提升以及提供满足探伤要求的优质铸坯创造了有利条件,解决了因热轧卷板边部裂纹缺陷造成制管后探伤不合格的质量问题。

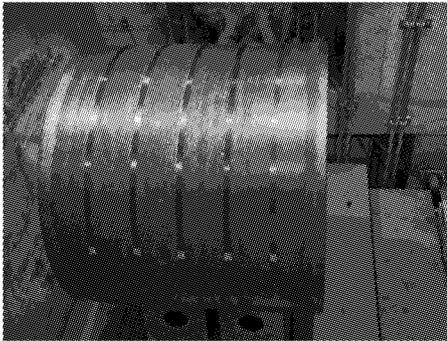


图8 X80M级别管线钢热轧卷板表面质量

6 结论

(1) X80M级别管线钢的Ⅲ脆性区温度为750~850℃,当温度为775℃时断面收缩率达到最低值29.6%,连铸矫直阶段铸坯存在产生角部裂纹的风险。

(2) 在优化二冷模型基础上采用强冷模式,比水量为1.1 L/t,铸坯矫直段角部温度稳定控制在720~750℃,成功避开Ⅲ脆性区。

(3) 经过工艺优化后,X80M级别管线钢铸坯表面质量良好,热态铸坯、下线冷检铸坯、低倍检

验和铸坯角部泡酸试验等多重手段检验均未发现裂纹缺陷。

(4) 铸坯厚度方向凝固组织均细小且致密,主要为针状铁素体+贝氏体组织,这种类型的组织强度高、韧性好,具有良好的抵抗裂纹扩展能力,有助于降低产生铸坯角部裂纹的风险。

参考文献

- 1 郑磊,傅俊岩. 高等级管线钢的发展现状[J]. 钢铁,2006,41(10):1-10.
- 2 赵显鹏,齐天圣,王振华,等. 超快冷技术生产X80级管线钢组织和性能的研究[J]. 宽厚板,2022,28(3):43-48.
- 3 张彩军,蔡开科,袁伟霞,等. 管线钢的性能要求与炼钢生产特点[J]. 炼钢,2002,18(5):40-46.
- 4 王复越,任毅,张帅,等. 我国管线钢生产技术的进步[J]. 轧钢,2024,41(5):79-86.
- 5 张伟卫,熊庆人,吉玲康,等. 国内管线钢生产应用现状及发展前景[J]. 焊管,2011,34(1):5-8.
- 6 廖波,肖福仁. 针状铁素体管线钢组织及强韧化机理研究[J]. 材料热处理学报,2009,30(2):57-62.
- 7 王新华,李秀刚,李强,等. X80管线钢板中条串状CaO-Al₂O₃系非金属夹杂物的控制[J]. 金属学报,2013,49(5):553-561.
- 8 文新理,蒋波,刘翔,等. 管线钢X80卷板横裂成因与轧制工艺改进[J]. 材料热处理学报,2014,35(11):91-96.
- 9 陈从俊,刘丹. 连铸坯轧制中厚板探伤不合格原因分析与改进措施[J]. 宽厚板,2023,29(6):35-37.
- 10 孔君华. 高钢级X80管线钢工艺、组织与性能的研究[D]. 武汉:华中科技大学,2005.
- 11 韩孝永. 铌、钒、钛在微合金钢中的作用[J]. 宽厚板,2006,12(1):39-41.
- 12 黄开文. X80和X100钢级管线钢的合金化原理和生产要点[J]. 轧钢,2004,21(6):55-58.

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。

147 mm 特厚正火型低温压力容器用 SA516Gr70N 钢板的开发与生产

胡冠群 韩雪冬 张兆明 刘彦强 牛 涵
(河钢集团舞钢公司)

摘 要 针对正火型低温压力容器用 SA516Gr70N 钢板的性能及使用要求,通过成分设计优化,适量添加 Nb、V 等微合金元素,结合两阶段控制轧制技术,发挥微合金元素固溶强化、细晶强化和沉淀析出强化作用,成功开发出 147 mm 大厚度正火型低温压力容器用 SA516Gr70N 钢板,其力学性能得到提高,尤其是 -46 °C 低温冲击性能良好,硬度分布均匀,满足客户需求。

关键词 大厚度 压力容器钢 控制轧制 低温冲击性能

Development and Production of 147 mm Extra Heavy Normalized Type SA516Gr70N Steel Plate for Low – temperature Pressure Vessel

Hu Guanqun, Han Xuedong, Zhang Zhaoming, Liu Yanqiang and Niu Han
(HBIS Group Wusteel Company)

Abstract Aiming at the properties and application requirements of normalized type SA516Gr70N steel plate for low – temperature pressure vessel, through the optimization of composition design, the appropriate addition of microalloying elements such as Nb and V, combined with the two – stage controlled rolling technology, the solid solution strengthening, fine grain strengthening and precipitation strengthening effects of microalloying elements are brought into play. The 147 mm extra heavy normalized type SA516Gr70N steel plate for low temperature pressure vessel is successfully developed. These plates are of excellent mechanical properties with good impact resistance at -46 °C and uniform hardness distribution, meeting customer requirements.

Keywords Large thickness, Pressure vessel steel, Controlled rolling, Low – temperature impact properties

0 前言

SA516Gr70N 钢板广泛应用于石油、化工、发电、锅炉等行业的装备制造,主要制作反应器、换热器、分离器、球罐、煤气罐、液化气罐、核能反应堆压力壳、锅炉汽包、水电站高压水管、水轮涡壳等设备及构件,作为美国 ASTM SA 516/A516M 标准中规定的一种碳素钢板材料,SA516Gr70N 钢板通常以热轧或正火状态交货,要求抗拉强度 485 ~ 620 MPa,屈服强度 ≥ 260 MPa。随着此类钢种的应用范围和地域越来越广泛,并向着更大厚度、更低温度方向发展,用户的要求也越来越苛刻。河钢集团舞钢公司在 Nb、V 微合金化成分设

计优化的基础上,配合控轧控冷技术成功生产出 147 mm 特厚低温压力容器用 SA516Gr70N 钢板,保证板厚 1/2 处 -46 °C 低温冲击性能以及表面硬度 ≤ 200 HBW 的要求,以开发、生产具有良好抗冲击性能、抗疲劳性能、抗层状撕裂性能、较小温度形变、优异焊接性能且纯净度高、碳当量低、抗硫化氢能力强的钢板,满足客户的应用要求。

1 成分设计及性能要求

1.1 成分设计

钢板的化学成分及热处理工艺决定钢板的微观组织,而微观组织决定钢板最终的力学性能^[1],因此,化学成分是实现钢板最终力学性能

的基础。根据化学成分中各元素对钢板力学性能的影响,在成分设计时对成分配比进行优化,同时考虑成本控制、力学性能要求、轧制、热处理和焊接性能等因素。经过成分优化,SA516Gr70N 钢板设计成分为中 C、高 Mn 和添加适量 Nb、V 的成分体系。Mn 元素能够降低奥氏体转变为铁素体

的相变温度,细化晶粒;Nb 元素能够在轧制过程中使变形渗透到轧件心部,同时保证钢板以较低碳当量获得较高的强度,并提高冲击韧性;而 V 元素在铁素体中有沉淀强化的效果,可以提高强度,改善韧性^[2]。SA516Gr70N 钢板的设计成分见表 1。

表 1 SA516Gr70N 钢板的化学成分范围(质量分数)

表 1 SA516Gr70N 钢板的化学成分范围(质量分数)						%
C	Mn	Nb	V	Si	S	P
0.16~0.18	1.4~1.5	0.015~0.020	0.02~0.03	0.15~0.40	≤0.005	≤0.015

1.2 性能要求

147 mm 特厚 SA516Gr70N 钢板要求板厚 1/2 处交货态和模拟焊后热处理态 -46 °C 低温冲击功值 ≥ 41 J,且交货态表面硬度 ≤ 200HBW。SA516Gr70N 钢板力学性能要求见表 2,模拟焊后热处理的工艺制度为:(610 ± 10) °C × 9/12 h。

表 2 SA516Gr70N 钢板的力学性能要求

$R_{eH}/$ MPa	$R_m/$ MPa	$A/$ %	冲击温度/ °C	$KV_2/$ J
≥260	485~620	≥17	-46	41

2 生产工艺

SA516Gr70N 钢板生产工艺流程为:初炼→VD 真空脱气处理→浇铸→钢锭温送、温清→钢锭加热→控轧控冷→表面检查→探伤→正火→检验入库。

2.1 炼钢及钢锭浇铸控制

由于钢板成品厚度较大,为保证大厚度钢板低温冲击性能和不同位置力学性能的均匀性,将钢水中的有害元素 P、S 控制在较低水平,通过 VD 真空脱气处理提高钢水纯净度并降低夹杂物含量;将钢水进行钙处理,改善夹杂物形态;在钢锭浇铸过程中保持钢水较低过热度,减轻钢板内部元素偏析程度^[3]。

2.2 控轧控冷工艺

钢锭在均热炉中加热,经充分奥氏体化后出炉,采用两阶段控轧方式轧制。在高压水除鳞箱进行钢锭表面除鳞,为改善成品钢板的内部疏松缺陷,粗轧前 3 个道次压下率控制在 30% 以上,晾钢过程中利用中间水冷装置冷却中间坯,增大中间坯表面与心部的温度差值,从而在一定程度上增加钢板心部变形量和改善钢板心部组织;II

阶段终轧温度 800 ~ 850 °C,轧制后利用 ACC 装置进行加速冷却,返红温度控制在 670 ~ 720 °C。5 块 147 mm 厚度 SA516Gr70N 钢板控轧控冷的主要工艺参数见表 3。

表 3 147 mm 厚度 SA516Gr70N 钢板控轧控冷的主要工艺参数

钢板编号	终轧温度/°C	ACC 返红温度/°C
1#	810	680
2#	820	680
3#	835	690
4#	825	710
5#	830	670

2.3 热处理工艺

热处理工艺路线如图 1 所示。

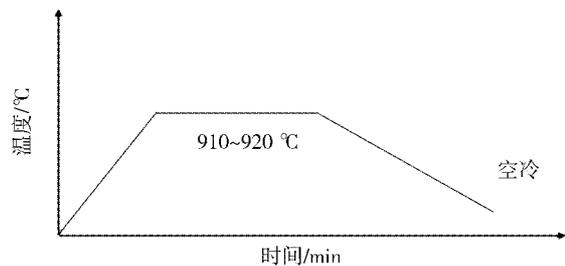


图 1 147 mm 特厚正火型 SA516Gr70N 钢板热处理工艺路线

为了实现最佳的强韧性能匹配,确保钢板表面硬度分布均匀,在生产中采用两阶段控轧控冷工艺,并优化热处理工艺。利用车底炉对 SA516Gr70N 钢板进行正火处理,正火温度范围 900 ~ 930 °C,保温时间 2.0 ~ 2.5 min/mm,保证钢板加热均匀,使得钢板厚度 1/2 处充分奥氏体化,并使钢中合金元素的溶解度增大,从而保证板厚 1/2 处力学性能均匀一致、强韧性能匹配良好。

3 钢板力学性能、硬度及金相组织

3.1 力学性能

SA516Gr70N 钢板的交货态力学性能如表 4 所示,模拟焊后热处理态力学性能如表 5 所示。由表 4、表 5 可知,钢板具有良好的拉伸性能和低温冲击性能,综合力学性能良好,完全满足客户需求,并且强度和低温冲击性能均有较大的富余量,

尤其是经过长时间模拟焊后热处理后仍然具有优异的低温冲击性能,在 $-46\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下交货态的冲击功值均在 100 J 以上,远远超过 $-46\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击功值 $\geq 47\text{ J}$ 的客户要求;模拟焊后热处理之后的 SA516Gr70N 钢板也具有好的强度,屈服强度、抗拉强度均远超钢板技术要求, $-46\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击功均在 100 J 以上。

表 4 SA516Gr70N 钢板的交货态力学性能

钢板编号	板厚 1/4 处			板厚 1/2 处	
	R_{cH}/MPa	R_{m}/MPa	$A/\%$	冲击温度/ $^{\circ}\text{C}$	KV_2/J
1#	339	575	26	-46	260,257,237
2#	379	580	27	-46	249,273,277
3#	352	580	27	-46	265,241,279
4#	365	585	28	-46	253,252,248
5#	352	555	25	-46	203,214,229

表 5 SA516Gr70N 钢板的模拟焊后热处理态力学性能

钢板编号	板厚 1/4 处			板厚 1/2 处		
	R_{cH}/MPa	R_{m}/MPa	$A/\%$	冲击温度/ $^{\circ}\text{C}$	KV_2/J	试样模拟焊后热处理制度
1#	329	525	32	-46	183,142,145	$(610 \pm 10)^{\circ}\text{C} \times 12\text{ h}$
2#	370	565	28	-46	107,132,128	$(610 \pm 10)^{\circ}\text{C} \times 12\text{ h}$
3#	330	520	31	-46	180,178,153	$(610 \pm 10)^{\circ}\text{C} \times 9\text{ h}$
4#	342	560	32	-46	157,182,180	$(610 \pm 10)^{\circ}\text{C} \times 9\text{ h}$
5#	324	510	38	-46	172,152,190	$(610 \pm 10)^{\circ}\text{C} \times 9\text{ h}$

3.2 硬度检测

硬度以表面 5 点 + 侧边 6 点方式随机选取点位进行检测。采用正火 + 空冷工艺生产的

SA516Gr70N 钢板,表面硬度分布均匀,且普遍在 $140 \sim 160\text{ HBW}$ 之间,符合硬度 $\leq 200\text{ HBW}$ 的客户要求,见表 6。

表 6 正火 + 空冷工艺生产 SA516Gr70N 钢板的硬度分布

钢板编号	表面 1	表面 2	表面 3	表面 4	表面 5	侧边 1	侧边 2	侧边 3	侧边 4	侧边 5	侧边 6
1#	141	146	153	140	146	155	149	150	153	147	146
2#	150	143	152	148	148	153	156	151	154	155	149
3#	148	150	152	152	146	159	157	152	151	156	150
4#	156	147	150	152	156	166	157	148	152	147	151
5#	151	152	159	158	149	153	154	152	153	154	157

3.3 金相组织

147 mm 特厚正火型 SA516Gr70N 钢板厚度 1/4 和 1/2 处金相组织如图 2 所示,组织主要为

铁素体 + 珠光体,均匀细小,含量达到 95% 以上,晶粒度评级 ≥ 7 级,正火 + 空冷工艺细化晶粒的效果显著,为提高冲击韧性,保证(下转第 26 页)

临氢设备用特厚特宽 12Cr2Mo1VR 钢板的研制与开发

杨鸿宇¹ 员强鹏¹ 吕富强² 王震²

(1 南京钢铁股份有限公司; 2 山东钢铁股份有限公司制造管理部)

摘要 为了满足临氢设备用特厚特宽钢板的市场需求,南京钢铁股份有限公司依托 5 000 mm 宽厚板轧机,成功量产(150×4 500) mm 特厚特宽 12Cr2Mo1VR 钢板。生产实践表明:采用低碳、低锰、超低硫磷成分设计,结合 Cr、Mo、V、Ni 等多元合金化,在保证焊接性能与低温韧性的同时,增强抗高温回火性能与心部冲击性能;运用纯净钢冶炼技术严控钢水成分,通过低偏析连铸降低铸坯夹杂物数量与偏析量;采用大压下量高渗透轧制以细化晶粒,利用调质热处理获得理想的回火贝氏体组织,实现强韧性匹配,其室温与高温拉伸、冷弯、冲击等性能优异,模拟焊后热处理性能稳定,打破了国外技术垄断,为临氢设备制造提供坚实的材料保障。

关键词 压力容器 临氢 12Cr2Mo1VR 钢板 大压下量 贝氏体

Research and Development of Extra Heavy and Extra Wide 12Cr2Mo1VR Steel Plate for Hydrogen Service Equipment

Yang Hongyu¹, Yuan Qiangpeng¹, Lyu Fuqiang² and Wang Zhen²

(1 Nanjing Iron and Steel Co., Ltd.; 2 Manufacturing Management Department, Shandong Iron and Steel Co., Ltd.)

Abstract In order to meet the market demand of extra heavy and extra wide steel plate for hydrogen service equipment, Nanjing Iron and Steel Co., Ltd. successfully produces extra heavy and extra wide 12Cr2Mo1VR steel plate of (150×4 500) mm by means of 5 000 mm wide and heavy plate rolling mill. The production practice shows that by adopting a composition design of low-carbon, low-manganese, ultra-low sulfur and phosphorus contents in combination with multiple alloying elements such as chromium, molybdenum, vanadium and nickel, the weldability and low-temperature toughness are ensured, while the high-temperature tempering properties and the impact properties of the plate center are enhanced. The molten steel composition is strictly controlled by applying clean steel metallurgical technology, the amounts of inclusions and segregation are reduced by means of low segregation continuous casting. The grains are refined by heavy draft high penetration rolling, the desired tempering bainite is attained by quenching and tempering treatment, the matching of strength and toughness is achieved with excellent properties of high temperature tensile strength, cold bending performance, impact toughness and stable simulated post welding heat treatment properties, which breaks the foreign technology monopoly and provides the solid material guarantee for the hydrogen service equipment manufacturing.

Keywords Pressure vessel, 12Cr2Mo1VR steel plate for hydrogen service, Heavy draft, Bainite

0 前言

随着世界经济的快速发展,全球石化装备制造规模不断扩张,临氢设备用厚钢板的市场需求呈现出迅猛增长的态势。临氢设备长期处于高温、高压、富氢的极端服役环境,对厚钢板的组织和性能提出更高要求。12Cr2Mo1VR 钢作为中温

临氢设备的专用材料,不仅要具备卓越的抗氢脆特性,防止在富氢环境下发生氢致损伤,还要在复杂工况下保持稳定的强度与韧性,研发的技术门槛较高^[1,2]。

在国际市场上,德国 Dillinger 公司、法国 Arcelor 集团旗下 Industeel 公司以及日本的 JFE、新

日铁、神户制钢等企业,凭借深厚的技术积累和先进的生产工艺,在临氢设备用厚钢板生产领域占据领先地位。在国内,武钢、舞钢、兴澄和宝钢等企业积极开展中温临氢设备用厚钢板的研发与生产,其中武钢和舞钢率先将 60 mm 厚度钢板应用于临氢石化设备制造^[3]。

近年来,我国石化行业对热壁加氢反应器的需求大幅增加,导致临氢设备用厚钢板的供应缺口进一步扩大。南京钢铁股份有限公司(以下简称“南钢”)5 000 mm 宽厚板轧机的建成投产,为厚钢板生产提供了先进的硬件支持。然而,要实现 12Cr2Mo1VR 钢的产业化生产,南钢还需突破成分精准设计、轧制工艺优化、冷却路径调控以及热处理制度创新等关键技术难题,满足客户对材料微观组织和综合性能的严苛要求。研发 12Cr2Mo1VR 中温临氢设备用厚钢板,对于我国

打破国外技术垄断、掌握高等级容器钢核心技术具有重要的战略价值,同时也能助力南钢拓展国内、外市场,提升经济效益^[4]。

1 12Cr2Mo1VR 钢的技术要求

12Cr2Mo1VR 钢在加氢反应器制造领域应用广泛。随着临氢装备逐渐向大型化方向发展,对原材料钢板提出了更为严苛的要求。一方面,钢板厚度持续增加,性能均匀性要求提高;另一方面,对钢板化学成分中 P、S 元素的质量分数实施严格控制,反映钢板杂质元素情况的 J 系数需进一步降低。在力学性能上,12Cr2Mo1VR 钢板厚度 1/2 处的常温与高温拉伸性能、低温冲击韧性、回火脆性倾向及模拟焊后性能,均需满足特定标准。其具体化学成分与力学性能要求分别如表 1 与表 2 所示。

表 1 12Cr2Mo1VR 钢板的化学成分要求(质量分数)

元素	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
质量分数	0.11 ~ 0.15	≤0.10	0.30 ~ 0.60	≤0.008	≤0.005	≤0.20	≤0.25
元素	Cr	Mo	Nb	V	Ti	B	Ca
质量分数	2.00 ~ 2.50	0.90 ~ 1.10	≤0.07	≤0.005	≤0.03	≤0.002	≤0.015

注:系数 $J = (Si + Mn) \times (P + Sn) \times 10^4 \leq 0.008\%$, $X = (10P + 5Sb + 4Sn + As) \times 10^{-2} \leq 0.0015\%$ 。

表 2 12Cr2Mo1VR 钢板的力学性能要求

R_{el}/MPa	R_m/MPa	$A/\%$	450 °C 高温拉伸 $R_{p0.2}/MPa$	冲击温度/°C	KV_2/J (横向)	180° 横向冷弯试验($D=3.5a$)
≥415	590 ~ 760	≥17	≥340	-30	≥60	完好

注: D 为弯心直径, a 为试样厚度。

2 12Cr2Mo1VR 钢板的设计生产

2.1 技术难点

在大型加氢反应器制造中,对原材料钢板的技术要求持续趋严。性能要求涵盖常温拉伸、高温拉伸、心部 -30 °C 冲击以及韧脆转变温度测试等。与此同时,需确保钢板在交货态、最小与最大模拟焊后热处理态下均能满足性能要求。随着钢板厚度的增加,模拟焊后热处理保温温度升高、保温时间延长。满足上述性能要求成为钢厂在成分设计、钢水纯净度把控、连铸坯心部质量优化、轧制工艺及热处理能力提升等方面的严峻挑战。

2.2 工艺设计

在 12Cr2Mo1VR 钢板的设计开发过程中,坯料高洁净化及钢板全厚度晶粒细化与均匀化,被

公认是提升特厚板强韧性的可靠途径。在炼钢环节,南钢借助低碳、超低硫、磷以及夹杂物形态控制的纯净钢冶炼技术,严控钢水成分,减少有害杂质,确保坯料高洁净化。运用低偏析连铸技术,降低铸坯夹杂物含量,改善偏析,提升铸坯质量,保证连铸过程低偏析化。依托 460 mm 厚度连铸坯,搭配 5 000 mm 宽厚板轧机,实施大压下量高渗透轧制,促进晶粒细化;在热处理阶段,开展高强度高均匀化淬火热处理,实现组织性能均匀化,并严格调控回火温度和时间,确保回火均匀化,最终成功实现(150 × 4 500) mm 尺寸规格 12Cr2Mo1VR 钢板的量产。根据 GB/T 713.2—2023 标准,对于厚度超过 50 mm 的 12Cr2Mo1VR 钢板,可采用正火(加速冷却) + 回火的热处理方

式。在实际生产中,选用调质工艺,淬火阶段对钢板进行快速冷却,促使奥氏体向板条贝氏体转变;回火时,通过控制温度和时间,减少或消除淬火应力,实现板条贝氏体向铁素体基体与弥散析出碳化物的平衡组织转变,获得理想的回火贝氏体组织,提升钢板的塑韧性,实现良好的强韧匹配。

2.3 化学成分

为了促使 12Cr2Mo1VR 钢板兼具高强度、良好低温韧性与优良焊接性能,在成分设计上,采用低 C、低 Mn、超低 S、P 的策略。低 C 质量分数能减少间隙碳原子数量,降低柯氏气团形成的可能性,大幅度降低碳当量,保证钢板具备优异的焊接性能与低温韧性。添加适量 Mn 元素可弥补因降碳导致的强度损失,强化基体组织,还能提升钢板

的淬透性,实际生产时 Mn 质量分数通常控制在 0.35% ~ 0.45% 之间。

在合金化设计中,添加 Cr、Mo、V 元素,有效控制钢材组织,增强其抗高温回火性能。其中,V 在钢中可形成细小弥散的碳氮化物,通过钉扎晶界,阻止晶粒长大,显著细化钢的晶粒组织。不仅提高钢的强度,还改善其韧性。此外,添加适量的 Ni 元素,可有效提高钢板心部的冲击性能,确保钢板在复杂工况下依然能保持良好的力学性能,全方位满足 12Cr2Mo1VR 钢板在实际应用中的严格要求。

采用以上成分设计思路,可获得合理的回火贝氏体组织形态和比例。实际生产的 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板的成分见表 3。

表 3 12Cr2Mo1VR 钢板的化学成分设计(质量分数)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Al _t	Ni	Nb	%
0.13	0.08	0.41	0.005	0.002	2.29	0.99	0.311	0.021	0.214	0.003	
Ti	Sn	As	Sb	Pb	N	Ca	B	J	X		
0.002	0.003	0.005 2	0.001	0.000 3	0.003 4	0.001 6	<0.000 5	34.3	7.2		

3 12Cr2Mo1VR 钢板的性能与组织

3.1 室温拉伸性能

对 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板进行拉伸试验,取样方法按照 GB/T 2975—2018 标准进行。为了了解钢板厚度方向不同部位的拉伸性能,分

别在头和尾上表层、下表层、板厚 1/4、板厚 1/2、板厚 3/4 部位取样。所有拉伸试验按照 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第 1 部分:室温试验方法》标准,在 WE-30 液压式万能材料试验机上进行,拉伸试验结果见表 4。

表 4 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板的横向拉伸性能

样板位置	取样部位	R_{cl}/MPa	R_m/MPa	$A/\%$
头部	上表层	526,524,528	685,683,686	25.5,26.5,25.0
头部	板厚 1/4	500,511,503	678,671,675	25.5,24.5,25.0
头部	板厚 1/2	491,488,485	662,664,666	24.5,23.5,24.0
头部	板厚 3/4	503,504,507	673,675,672	26.0,25.0,25.0
头部	下表层	519,513,521	683,680,689	26.0,26.5,26.0
尾部	上表层	524,518,523	683,690,685	26.0,25.0,25.0
尾部	板厚 1/4	501,503,506	674,672,671	26.0,25.0,25.0
尾部	板厚 1/2	491,493,492	667,661,665	24.5,25.5,25.0
尾部	板厚 3/4	502,503,505	677,676,673	25.5,25.5,24.5
尾部	下表层	518,516,523	686,690,692	25.0,25.5,25.5

由表 4 可见,12Cr2Mo1VR 钢板的拉伸性能满足标准要求,不仅具有非常好的力学性能,而

且整板性能均匀性良好,钢板厚度 1/2 处强度比厚度 1/4 处强度稍有下降,差值 < 25 MPa。

3.2 冷弯性能

将 2 块 150 mm 厚度钢板的冷弯试样单面加工到 25 mm 厚度, 钢板试样宽度为 $2a$, 弯轴直径为 $3.5a$, 按照 GB/T 232—2024《金属材料 弯曲试验方法》标准在 WE-100 型液压式万能材料试验机上进行, 试验结果均完好。

3.3 冲击性能

针对 150 mm 厚度钢板开展一系列温度冲击

测试。从钢板厚度 1/4 处取样, 依据 GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》标准, 在 PTT-450D 金属摆锤冲击试验机上实施。试验过程中, 温度过冷程度处于 1~2 ℃ 之间。试样的晶状断口百分比以及侧向膨胀量依照 GB/T 12778—2008《金属夏比冲击断口测定方法》标准的相关规定进行测定, 试验结果见表 5。图 1 为钢板厚度 1/4 处冲击吸收功 - 温度曲线。

表 5 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板系列温度厚度 1/4 处横向冲击试验结果

试验温度/℃	KV ₂ /J	晶状断面率/%	侧膨胀值/mm
20	353, 352, 349(351)	0, 0, 0(0)	3.53, 3.55, 3.57(3.55)
0	349, 350, 345(348)	0, 0, 0(0)	3.54, 3.52, 3.50(3.52)
-20	326, 318, 332(325)	11, 14, 12(12)	3.38, 3.32, 3.31(3.34)
-30	294, 297, 290(294)	25, 20, 27(24)	3.05, 3.09, 3.01(3.05)
-40	258, 245, 270(258)	31, 34, 30(32)	2.71, 2.64, 2.77(2.71)
-60	141, 121, 128(130)	69, 75, 72(72)	1.40, 1.26, 1.33(1.33)
-80	45, 33, 40(39)	93, 94, 93(93)	0.47, 0.38, 0.53(0.46)
-100	10, 11, 8(10)	100, 100, 100(100)	0.11, 0.11, 0.09(0.10)

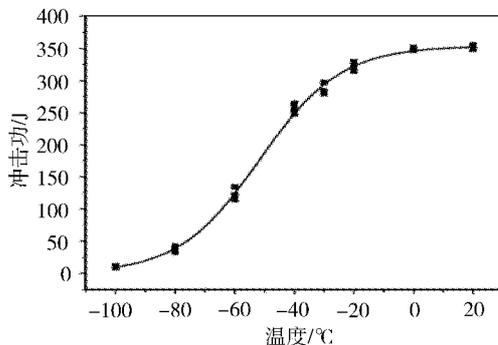


图 1 钢板厚度 1/4 处冲击功 - 温度曲线

由表 5 可知, 在钢板厚度 1/4 位置取样, 当冲击温度 ≥ -40 ℃ 时, 冲击功均超过 240 J, 说明钢板低温冲击韧性优异。依据冲击吸收功以及冲击试样的纤维断面率, 确定钢板韧性转变温度, 具体见表 6。

表 6 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板厚度 1/4 处的韧性特征值

取样方向	VTE/℃	VTS/℃	冲击温度/℃	KV ₂ /J
横向	-52.2	-51.3	-30	268

其中 VTE 是对应 50% 上平台能的温度, VTS 指对应 50% 晶状断面率的温度, KV₂ 值表示当试

验温度为 -30 ℃ 时, 3 个试样冲击吸收功的平均值。从表 7 可以看出, 钢板所得到 VTE 和 VTS 均低于 -50 ℃, 表明 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板具有良好的低温韧性。

3.4 高温拉伸性能

针对 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板 1/2 厚度处开展系列温度高温拉伸试验。依据 GB/T 2975—2018 标准规定进行试验, 试验流程严格遵循 GB/T 228.2—2015 标准实施, 结果详见表 7。

表 7 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板的高温拉伸性能

试验温度/℃	R _{p0.2} /MPa	R _m /MPa	A/%
450	518, 509	555, 539	24.5, 23.0
475	515, 513	536, 549	22.5, 23.5
500	515, 520	560, 560	23.5, 24.0
525	505, 520	545, 553	23.5, 24.0
550	470, 470	490, 505	24.5, 25.0
575	445, 465	470, 480	22.5, 23.5

由表 7 可知, 在各个测试温度下, 12Cr2Mo1VR 钢板的高温拉伸性能远远高于 GB 713.2—2023 标准的规定要求。GB 713.2—2023 标准未对钢板在 >500 ℃ 温度下(下转第 35 页)

100 mm及以上特厚海上风电用钢 DH36 - Z35 的研发与生产

陈敏侠 孙小平 易春洪
(湘潭钢铁集团有限公司)

摘要 基于海上风电稳定性好和发电功率大的典型特点,作为可再生能源,海上风电的开发利用已成为全球风电行业发展和研究热点。随着海上风电装机容量大型化以及安装深海化趋势,风电用钢制塔筒也朝向超大单重、超大厚度以及优良冲击韧性方向发展,以支撑大型风力发电机组复杂的构造。通过科学、合理的成分设计,结合热机械轧制与正火+快冷工艺,开发出100 mm及以上特厚海上风电用钢 DH36 - Z35,为市场拓展、工艺创新开辟新路径。

关键词 热机械轧制 正火+快冷 低温韧性

Research and Production of 100 mm Thickness and Greater Extra Heavy Steel DH36 - Z35 for Offshore Wind Power

Chen Minxia, Sun Xiaoping and Yi Chunhong
(Xiangtan Iron and Steel Group Co., Ltd.)

Abstract Based on the typical characteristics of good stability and high power generation of offshore wind power, the exploration and utilization of wind power as a renewable energy source has become a hot spot of development and research in the global wind power industry. With the trend of larger installed capacity and deeper sea installation of offshore wind power, the steel towers for wind power develop towards extra large single weight, extra large thickness and excellent impact toughness to support the complex structure of large wind turbine generator units. By means of scientific and rational composition design in combination with TMCP and normalizing + accelerated cooling process, the extra heavy offshore wind power steel DH36 - Z35 of 100 mm thickness and greater is developed, which opens up a new path for market exploration and technological innovation.

Keywords TMCP, Accelerated cooling after normalizing, Low - temperature toughness.

0 前言

近年来,国内海上风电增速较快,市场容量巨大。目前,湘潭钢铁集团有限公司(简称“湘钢”)供货的风电用钢板在海上风电领域的订货量逐年增加,月订单量在1万t以上。海上风电用钢服役环境极其复杂,工况恶劣,持续经受海水侵蚀及风、浪等交变外力、海底地震的不断考验^[1],且海上环境载荷大,安装设备安全性要求高^[2]。因此,作为大型风力发电机组支撑的钢制塔筒,在承受机组自身重量的同时,还要吸收机组震动的能量,在整个发电机组结构中起着十分关键的支撑作用^[3],对于海上风电塔管桩用钢板的厚度、力学性能和冶金质量都提出较高的要求^[4];为了降

低加工过程中焊缝的影响并延长使用周期,钢板长度一般设计在15 000 mm以上,而且均是厚度和宽度较大的钢板,一般厚度60~100 mm,宽度在3 000 mm以上、钢板单重高达20 t以上^[3]。管桩用钢 DH36 - Z35 执行的 GB 712—2022《船舶及海洋工程用结构钢》标准,碳当量 $\leq 0.45\%$,由于受到冷却设备能力的局限,正火+快冷工艺生产钢板厚度方向的冷却均匀性难以保证,致使钢板不同厚度位置强度差别较大。基于以上考虑,100 mm及以上特厚海上风电用钢板 DH36 - Z35 采用两阶段控制轧制和轧后冷却相结合的 TMCP 工艺,适当降低 II 阶段开轧温度,提高中间坯厚度,增加 II 阶段累计压下率,细化晶粒以提高钢板

强度及冲击韧性;通过优化正火 + 快冷工艺中快冷的工艺参数,保证厚度方向性能的均匀性。

1 海上风电用钢板 DH36 - Z35 成分设计

湘钢海上风电用钢板 DH36 - Z35 采用中碳

成分体系,添加 Nb、V、Ti 微合金元素细化晶粒,严格控制 P、S 等有害元素,以提升其低温韧性。湘钢 100 mm 厚度及以上特厚海上风电用钢 DH36 - Z35 内控成分见表 1。

表 1 湘钢海上风电用钢板 DH36 - Z35 内控化学成分(质量分数)

项目	C	Si	Mn	P	S	Nb	V
内控成分	0.15 ~ 0.17	0.15 ~ 0.45	1.40 ~ 1.60	≤0.015	≤0.003	0.03 ~ 0.05	0.03 ~ 0.05
项目	Ti	Ni	Cr	Mo	Cu	N	
内控成分	0.011 ~ 0.025	≤0.15	≤0.20	≤0.08	≤0.30	≤0.008	

2 试制生产工艺方案

2.1 炼钢工艺

利用顶底复吹转炉冶炼,精炼采用 LF 炉和 VD(RH) 炉进行真空处理以降低钢中 O、H 等有害气体以及 S 的质量分数,使 $O \leq 0.002\%$, $H \leq 0.00015\%$, $S \leq 0.003\%$ 。为了确保钢板轧制的压缩比 ≥ 3.5 ,浇铸断面选择(450 × 2 270) mm 断面,大厚度板坯连铸生产采用 6 ~ 15 °C 低过热度浇铸,拉速设定为 0.55 m/min,动态轻压下 + 大压下的总压下量为 21 mm,结合电磁搅拌技术,将铸坯低倍偏析的级别控制在国标 C 类 1.0 级及以下。

2.2 加热制度

钢坯加热目的简要概括为:(1)降低变形抗力,提高钢的塑性。(2)坯料内、外温度均匀,避免或降低温度应力。(3)改善金属的内部组织^[5]。钢坯采用热装方式装入步进梁式加热炉,总在炉时间 320 ~ 500 min,心部出炉目标温度控制在 1 170 ~ 1 240 °C。

2.3 控轧控冷工艺

轧制过程一般分为成形轧制、展宽轧制、精轧轧制 3 个阶段^[5]。采用双机架四辊可逆式轧机进行两阶段控制轧制,包括再结晶区轧制和未再结晶区轧制。粗轧阶段开轧温度 $\geq 1 050$ °C,最后 3 个道次平均压下率 $\geq 18\%$,将中间坯厚度控制在 140 ~ 200 mm 之间;精轧阶段即未再结晶区轧制,开轧温度 850 ~ 900 °C,终轧温度 790 ~ 840 °C,精轧累计压下率 $\geq 35\%$,即增大未再结晶区累积压下率,以实现轧制态晶粒细化。将控制冷却与控制轧制相结合,把轧制形变过程与热处理过程有

机结合,进而显著改善钢材微观组织使其获得良好的综合力学性能。钢材轧制热变形后冷却过程中的奥氏体 - 铁素体相变形态示意图如图 1 所示。

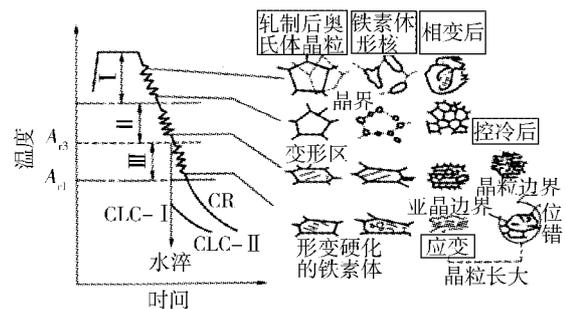


图 1 钢材热变形后的奥氏体 - 铁素体相变形态

由图 1 可以看出,热变形后的奥氏体晶粒大小、形态随热变形的工艺条件不同而发生变化;相变生成物的组织形态随奥氏体向铁素体转变时相变开始温度的不同以及铁素体形核机制的不同而不同^[5]。

2.4 正火 + 快冷工艺

湘钢 100 mm 厚度及以上特厚海上风电用钢 D36 - Z35 的正火温度为(890 ± 10) °C,加热速度为 1.5 ~ 2.2 min/mm,保温时间 35 ~ 50 min,快速冷却后返红温度 550 ~ 600 °C。

3 力学性能和组织检测

3.1 力学性能

分别从试制钢板头、中、尾 3 个部位板厚 1/4 处取样并进行拉伸、冲击双组试验,屈服强度、抗拉强度及 - 20 °C 冲击功值详见表 2。表中数据显示,试制钢板 - 20 °C 冲击功值稳定在 200 J 以上。

表 2 试制钢板厚度 1/4 处力学性能

试板编号	取样位置	试样编号	R_{eH}/MPa	R_m/MPa	冲击温度/ $^{\circ}\text{C}$	KV_2/J
1#	头	1	404	549	-20	294,278,283
1#	头	2	421	557	-20	287,269,253
1#	中	3	379	532	-20	234,238,239
1#	中	4	375	534	-20	287,243,228
1#	尾	5	406	534	-20	235,222,221
1#	尾	6	386	533	-20	256,225,283
2#	头	7	418	557	-20	260,256,256
2#	头	8	447	570	-20	267,250,272
2#	中	9	391	538	-20	234,243,227
2#	中	10	396	538	-20	264,246,243
2#	尾	11	430	534	-20	243,273,266
2#	尾	12	405	533	-20	255,260,249
3#	头	13	427	527	-20	223,226,229
3#	头	14	426	529	-20	221,221,218
3#	中	15	378	515	-20	236,199,249
3#	中	16	391	522	-20	230,228,220
3#	尾	17	423	547	-20	239,237,258
3#	尾	18	415	547	-20	229,232,235

3.2 金相组织观察

1#、2#、3#试板金相组织见图 2, 钢板厚度 1/4 处组织主要为铁素体 + 珠光体组织, 晶粒度等级

在 8 ~ 9 级; 钢板近表面组织为贝氏体 + 少量铁素体组织。金相组织变化与钢板表面至心部冷速不断降低的变化规律保持一致。

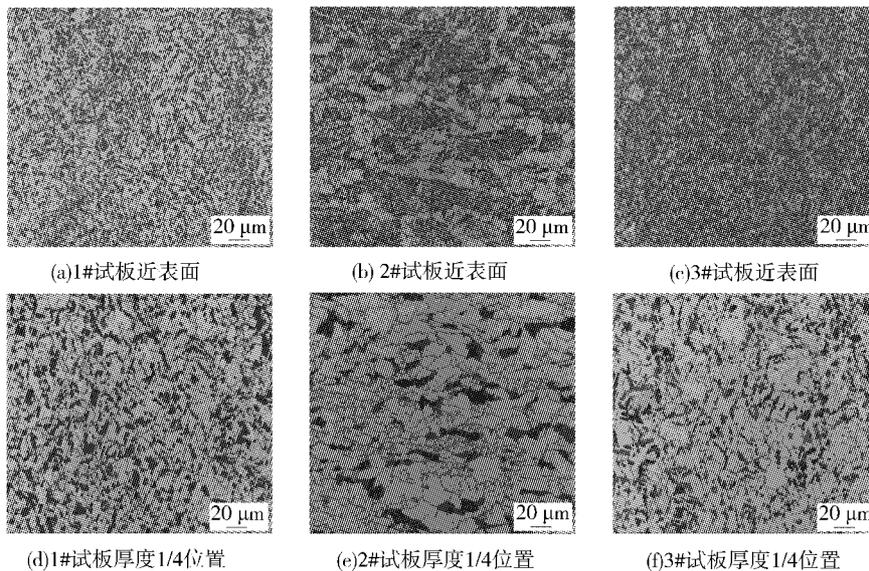


图 2 试制钢板金相组织形貌

3.3 力学性能过程控制能力分析

经过对海上风电用钢 DH36 - Z35 试制钢板力学性能及组织晶粒度综合评定, 基于设计成分, 结合试制过程的 TMCP 技术和正火 + 快冷工艺,

力学性能获得良好的强韧性匹配, 工艺固化后具有批量工业化生产能力, 钢板拉伸、冲击及 Z 向性能等力学性能过程控制能力分析如图 3 ~ 图 6 所示。

3.3.1 拉伸性能

图 3、图 4 为屈服强度和抗拉强度过程控制能力图,工业化批量生产厚度 ≥ 100 mm 海上风电用钢 DH36 - Z35 时,屈服强度、抗拉强度的 Cpk 值分别为 1.43、1.40,表明工艺参数设定较为合理、过程控制能力较强,可推广生产。

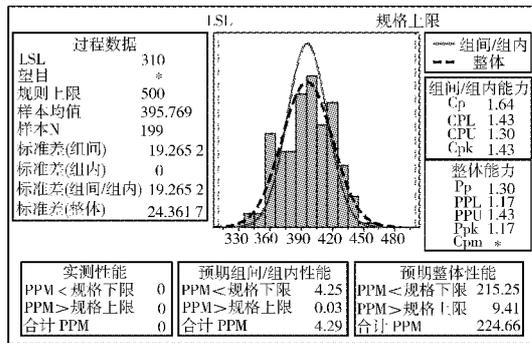


图 3 屈服强度过程控制能力

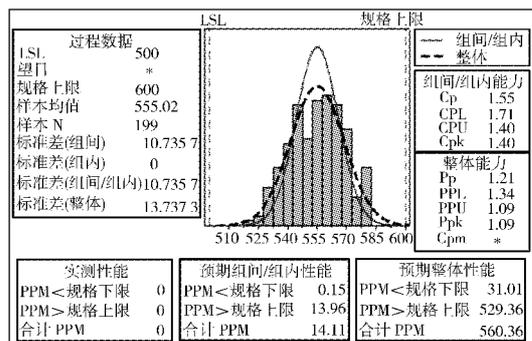


图 4 抗拉强度过程控制能力

3.3.2 冲击性能

图 5 为批量生产 100 mm 及以上厚度海上风电用钢 DH36 - Z35 板厚 1/4 处 -20 ℃ 夏比 V 型冲击功单值及均值图。数据显示,冲击功均值在 100 J 以上,均值在 120 J 以上的样本数占比 90% 以上,冲击韧性控制相对稳定。

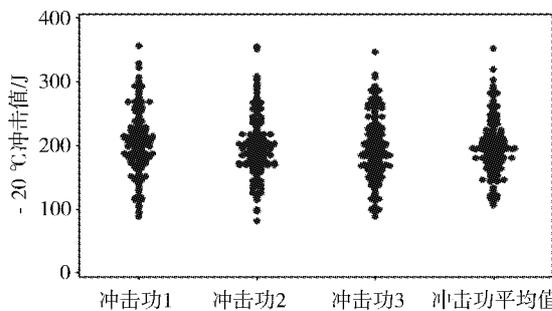


图 5 冲击功的单值/均值图

3.3.3 Z 向性能

图 6 为批量生产 100 mm 及以上厚度海上风

电用钢 DH36 - Z35 板厚 1/4 处拉伸试验断面收缩率 Z 向性能单值及均值图。数据显示,断面收缩率均值均在 40% 以上,Z 向性能控制良好。

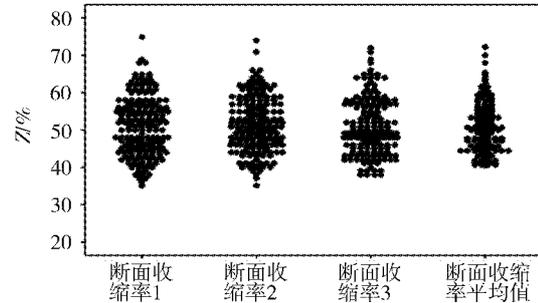


图 6 断面收缩率(Z 向性能)单值/均值图

4 结语

通过科学、经济的成分体系设计,以 C、Mn 为基础,适量添加 Nb、V、Ti 等相对较为廉价的微合金元素,在不添加任何贵重合金 Mo、Ni、Cu 等元素的前提下,利用独特的 450 mm 大厚度板坯优势,确保轧制压缩比在 3.5 以上,结合严格的控制轧制工艺,适当降低 II 阶段开轧温度及合适的中间坯厚度,以加大未再结晶区累积压下率,实现轧制态晶粒细化;经过正火 + 快冷,开发出综合力学性能优良、市场竞争力较强的 100 mm 及以上厚度海上风电用钢 DH36 - Z35,有利于工业化批量生产和市场大范围推广,同时将对海上风电风能资源的开发、能量效益的提高以及整个海上风电行业的发展产生重要而深远的影响。

参考文献

- 1 周映鸣,闫 姝,姚中原.海上风机塔架和单桩一体化试验设计方法[J].南方能源建设,2021,8(4):16-25.
- 2 麦志辉,李光远,吴 韩,等.海上风电安装船及关键装备技术[J].中国海洋平台,2021,36(6):54-58,83.
- 3 黄乐庆,狄国标,何元春,等.一种大单重特厚海上风电用钢及其生产方法:中国,202010654392.9[P].2020-09-18.
- 4 黄乐庆,狄国标,何元春,等.一种高断裂韧性低时效敏感性海上风电用钢及其生产方法:中国,202010654393.3[P].2021-11-19.
- 5 王国栋.中国中厚板轧制技术与装备[M].北京:冶金工业出版社,2009:336.

陈敏侠,女,2011年毕业于安徽工业大学材料科学与工程专业,硕士,高级工程师。

· 生产实践 ·

Te 处理对非调质钢中硫化物形态的影响

杨敏¹ 邓伟¹ 周蕾¹ 储晓明²

(1 南京钢铁股份有限公司特钢研发技术处; 2 南京钢铁股份有限公司第二炼钢厂)

摘要 为了改善非调质钢硫化物形态, 针对 Te 处理对钢中硫化物形态的影响及其控制机理展开研究、探讨。通过金相显微镜及扫描电镜对钢中硫化物夹杂物进行观察、分析, 结果发现: 经过 Te 处理的硫化物形态改善明显, 由链条状向短杆状、近球状转变, 弥散分布程度高; 在钢液凝固时 MnTe 对 MnS 表面形成包裹, 达到硫化物球化效果, 利用冶炼的脱氧产物增加异质形核质点, 促进硫化物形核, Al₂O₃ 为硫化物形成提供大量的异质形核点, 促使了硫化物多点形核及离散分布, 增加了硫化物形成数量。

关键词 非调质钢 组织 Te 处理 硫化物 形核

Influence of Te Treatment on the Morphology of Sulfides in Non – quenched and Tempered Steel

Yang Min¹, Deng Wei¹, Zhou Lei¹ and Chu Xiaoming²

(1 Research and Development Technology Department of Special Steel Division of Nanjing Iron and Steel Co., Ltd.; 2 The Second Steelmaking Plant of Nanjing Iron and Steel Co., Ltd.)

Abstract In order to improve the morphology of sulfides in non – quenched and tempered steel, the effect of Te treatment on the morphology and control mechanism of sulfides in steel are studied and discussed. Observation and analysis are carried out on the sulfide inclusions in the steel by metallurgical microscope and scanning electron microscope. The results show that the sulfide morphology after Te treatment has significant improvement, transforming from chain – like shape to short rod – like shape and nearspherical shape with a high degree of discrete distribution. During the solidification of molten steel, MnTe forms an encapsulation on the surface of MnS inclusion, achieving the effect of sulfide spheroidization. The deoxidation products of melting are used to increase heterogeneous nucleation sites and promote sulfide nucleation. Al₂O₃ provides a large number of heterogeneous nucleation sites for sulfide formation, promoting multi – point nucleation and the discrete distribution of sulfides, increasing the amount of sulfide formation.

Keywords Non – quenched and tempered steel, Microstructure, Tellurium treatment, Sulfide, Nucleation

0 前言

非调质钢是一种环境友好型结构材料, 用于汽车动力转换部件制造, 可以省去后续调质热处理工序, 具有清洁高效、节能节材、减排降耗的显著优点^[1-3]。然而, 汽车动力转换部件结构复杂、综合性能要求高, 特别是轻量化趋势对原材料性能提出更高的要求^[4]。因此, 高品质非调质钢的金相组织、性能调控是满足高性能、高精度、高可靠性发动机动力转换部件要求并实现规模应用的关键技术难题^[5-7]。

非调质钢硫化物形态控制技术是行业内关注的焦点。为改善切削性能, 非调质钢在成分设计

中添加 S 元素, S 在钢中与 Mn 结合生成 MnS, 使钢具有良好的延展性^[7-11]。但随着轧制过程延长, 硫化物对基体产生割裂作用, 并对制作工件的疲劳性能造成较大影响, 同时, 硫化物的偏聚会造成工件表面问题, 在极端情况下导致工件局部失效, 因此解决硫化物形态控制技术难点问题迫在眉睫。近年来 Te 处理对钢中硫化物形态的调控研究成为行业热点^[12-15], Te 的添加能够显著改善硫化物的评级, 调控硫化物形态, 既能改善材料切削性能, 又能使材料具有良好的韧性, 有效减少因硫化物长宽比过大所导致的曲轴磁痕等缺陷。本文以曲轴用 C38 + N 非调质钢为例, 研究 Te 处

理对其硫化物形态的影响。

1 试验钢成分及生产工艺流程

试验材料选用汽车曲轴用非调质钢 C38 + N,

在相同冶炼工艺条件下进行 Te 处理试验,研究 Te 处理对钢中硫化物形貌的影响,其化学成分要求如表 1 所示。

表 1 C38 + N 钢化学成分要求(质量分数)

炉次	C	Si	Mn	S	P	Cr	N	Te
A	0.37	0.58	1.47	0.058	0.014	0.16	0.016 5	
B	0.36	0.60	1.49	0.061	0.013	0.15	0.017 1	0.002 8
C	0.38	0.61	1.46	0.059	0.012	0.16	0.015 8	0.003 0

汽车曲轴用非调质钢 C38 + N 的生产工艺流程为:电炉冶炼→LF 精炼→VD 精炼→连铸→加热→轧制→锯切→矫直→探伤。

2 试验方法与结果

沿轧制方向取金相试样,经过磨制、抛光处理后,通过金相显微镜观察未添加 Te 炉次和添加 Te 炉次的钢中硫化物形态,并采用扫描电子显微镜对硫化物夹杂进行观察、面扫及能谱分析。

由金相显微镜观察发现,不同 Te 质量分数试

验钢轧材中硫化物形貌如图 1 所示。未经 Te 处理试验钢中存在着大量的链状硫化物夹杂物,也有少量的近球形硫化物夹杂物见图 1(a),研究表明,链状 MnS 夹杂物对钢材的切削性能和力学性能有害^[2]。经过 Te 处理后,试验钢中 MnS 夹杂物的形貌和分布明显改变,链状 MnS 夹杂物大幅度减少,夹杂物形态由链条状向短杆状、近球状转变,颗粒尺寸也明显减小,弥散分布程度也明显提高见图 1(b)、(c)。

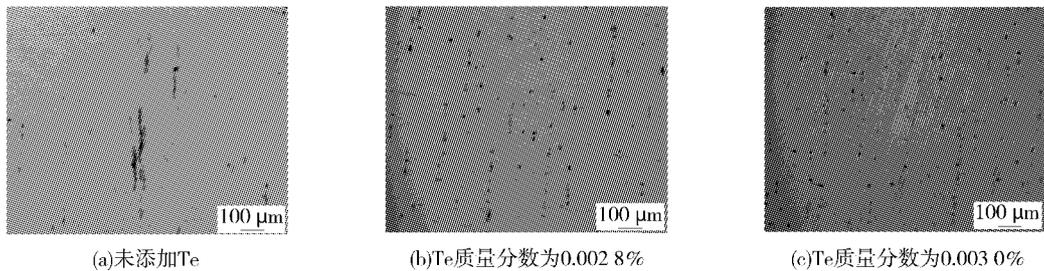


图 1 不同 Te 质量分数试验钢中的硫化物形貌

不同 Te 质量分数钢硫化物检测结果见表 2。

表 2 硫化物检测结果

炉次	Te 质量分数/%	K4(S) *
A		55
B	0.002 8	12
C	0.003 0	8

注: * 依据标准 DIN 50602—1985, K4(S)为硫化物夹杂物指数。

由表 2 可知,经过 Te 处理的试验钢中,硫化物夹杂物的 K4(S)值 < 20,比未添加 Te 时的试验钢中硫化物 K4(S)值 55 下降明显,硫化物形态和尺寸显著改善。

3 分析与讨论

3.1 硫化物球化机制

Te 处理后钢中 MnS 由链状或长条状转变为短杆状或近球状,Te 质量分数为 0.002 8% 的炉次 B 中颗粒状硫化物 a 的电子显微镜(SEM)及能谱分析(EDS)见图 2(a)、(b)、(c),炉次 C 即 Te 质量分数为 0.003 0% 中颗粒状硫化物 b 的电子显微镜及能谱分析图见图 2(d)、(e)。由图 2 可知,在大颗粒状夹杂物边缘观察到白色物质,白色薄层包裹灰色夹杂物,经过能谱仪分析,灰色物质为 MnS,白色物质为 MnTe,在 MnS 夹杂物中存在固溶 MnTe。

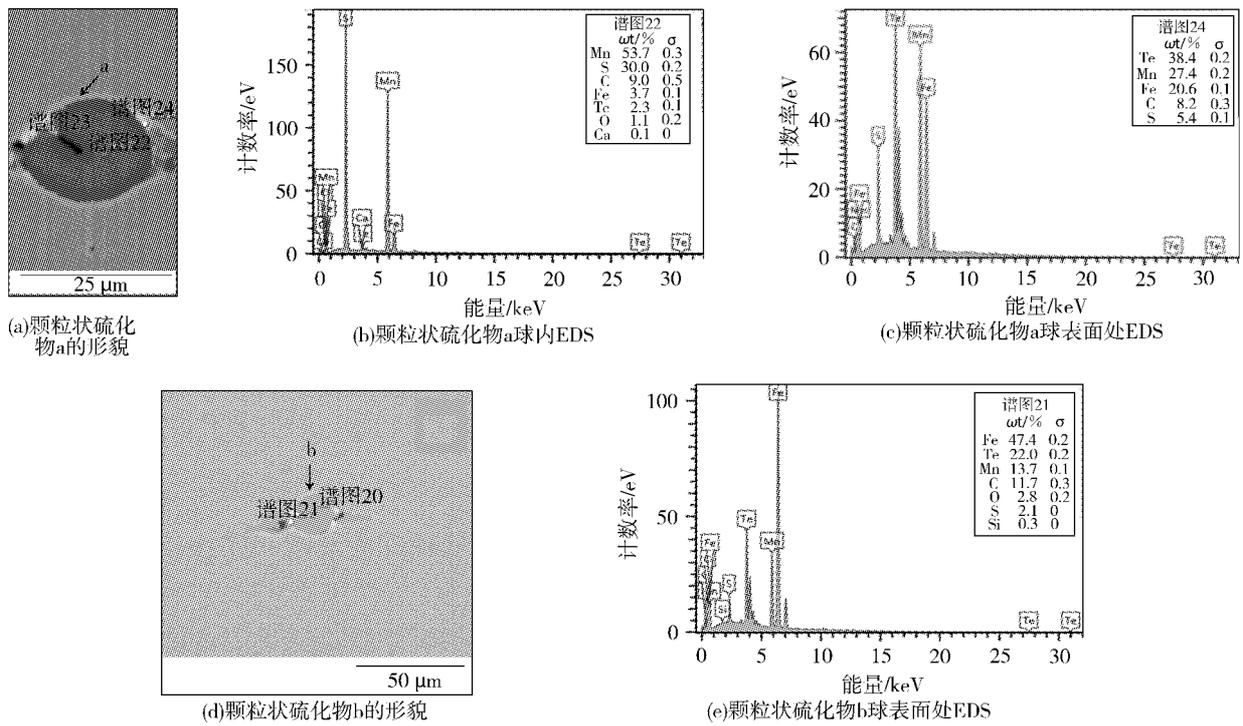


图 2 颗粒状硫化物夹杂物的 SEM 及 EDS 图

通过扫描电子显微镜对典型夹杂物进行面扫描,表征出夹杂物的化学元素分布,从中发现

MnTe 包裹在 MnS 夹杂物的外层或固溶在其中,如图 3 所示。

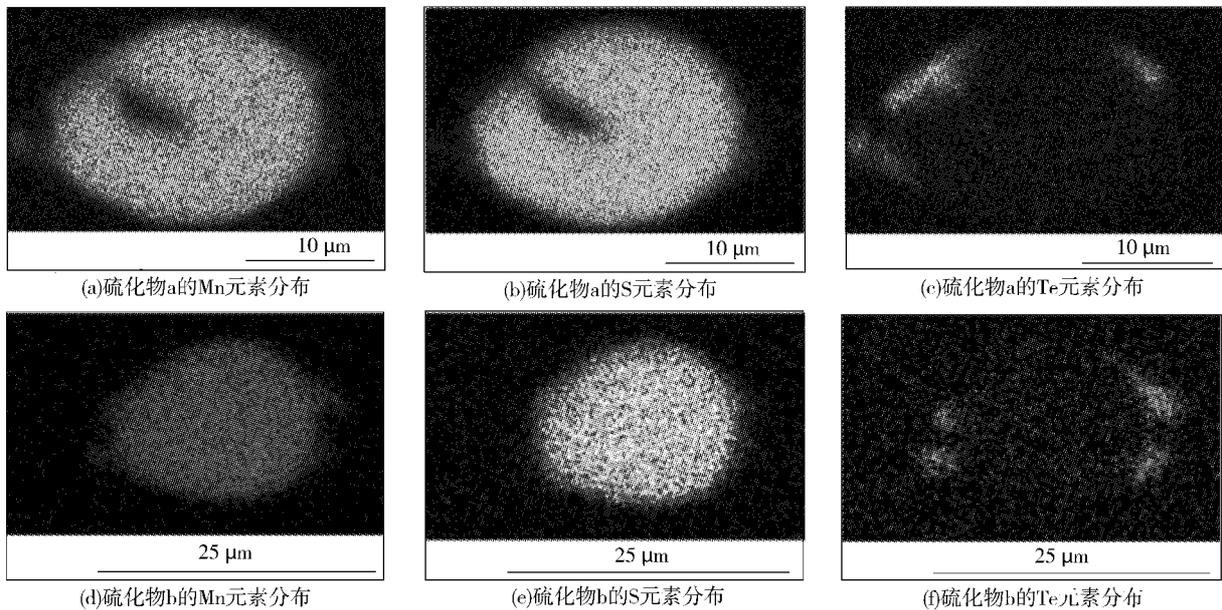


图 3 MnTe 包裹 MnS 改性机理图

研究表明^[12-14],Te 处理后 MnTe 包裹 MnS 呈球状,形成“核 - 壳”结构,MnTe 优先析出,在 MnS 表面形成包覆层,达到 MnS 球化效果,即 Te 元素球化了 MnS 夹杂物。同时,MnTe 和 MnS 固溶的复相夹杂物抑制硫化物沿长度方向生

长,由于夹杂物内部 MnTe 质量分数相对低于 MnS 质量分数,MnS 的晶格因固溶发生畸变,固溶的 Te 原子引入局部应力场同样起到阻碍硫化物沿轧制方向延伸生长的作用,进而抑制长条状 MnS 的析出、降低 MnS 的长宽比、促进 MnS 以球

状生长。

3.2 硫化物异质形核与长大

图 4 为硫化物异质多核心 SEM 形貌,揭示了硫化物内部的多核心结构。观察图 4 可以发现, MnS 夹杂物内部存在多个尺寸为 $0.5 \sim 2.0 \mu\text{m}$ 的细小颗粒,结合图 4(d)、(e) 确认,这些颗粒的主要成分为 Al 和 O,即核心成分为 Al_2O_3 。由于 Al_2O_3 的熔点远远高于钢液凝固温度(约 $1450 \sim 1500 \text{ }^\circ\text{C}$),其在钢液凝固前已形成固态颗粒,为

后续 MnS 的析出提供了理想的异质形核核心。 Al_2O_3 与 MnS 的晶格匹配度较高(晶格错配度 $< 5\%$),显著降低了硫化物形核的界面能,从而促进多点形核^[12-14],增加了硫化物形成数量, Al_2O_3 诱导的多点形核直接影响了硫化物的空间分布。传统的 MnS 在均质形核条件下易沿晶界或枝晶间偏聚,形成链状结构; Al_2O_3 颗粒的弥散分布迫使 MnS 在多个孤立位置独立形核,最终形成尺寸细小、间距均匀的离散硫化物群。

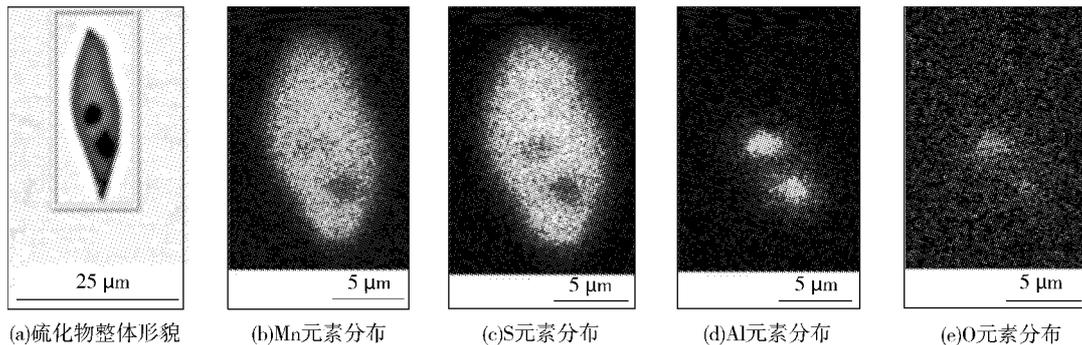


图 4 硫化物异质多核心 SEM 形貌

4 结论

(1) 经过 Te 处理的试验钢中硫化物 K4(S) 值 < 20 , 相比于未经 Te 处理的试验钢中硫化物 K4(S) 值 55 得到改善明显,夹杂物形态由链状向短杆状、近球状转变,弥散分布程度高。

(2) 在钢液凝固时 MnTe 对 MnS 表面形成包裹,抑制了长条状 MnS 的析出与长大,降低了 MnS 的长宽比,促使 MnS 向球状生长。

(3) 通过增加异质形核质点,促进硫化物形核,在钢液凝固时 Al_2O_3 为 MnS 形成提供大量的异质形核点,促使了硫化物多点形核,增加了硫化物数量,使硫化物分布更加弥散均匀。

参考文献

- 1 陈蕴博,马鸣图,王国栋. 汽车用非调质钢的研究进展[J]. 中国工程科学,2014,16(2):4-17,45.
- 2 马鸣图. 微合金非调质钢的新发展及其在汽车工业中的应用[J]. 机械工程材料,2006,30(5):5-8.
- 3 汪学瑶. 新型非调质钢的发展[J]. 特殊钢,2001,22(2):1-6.
- 4 陈蕴博,马 炜,王云生,等. 铁素体珠光体型非调质钢及其控锻控冷技术[J]. 金属热处理,1997(6):7-9.
- 5 陈思联,林 军,戴观文. 晶内铁素体型高强度微合金非调质钢的进展[J]. 特殊钢,2005,26(3):35-38.
- 6 董成瑞,金同哲. 非调质钢研究与应用的新进展[J]. 特殊钢,1996(4):6-10.

- 7 王俊华,朴峰云,于咏春,等. 重型汽车专用非调质钢前轴工业性生产工艺[J]. 北京科技大学学报,2007,29(S1):105-109.
- 8 应善强,曹 正,鹿 云,等. 汽车后桥半轴用高性能非调质钢的开发及应用研究[J]. 汽车技术,2009(5):53-56.
- 9 常开地,王 萍,刘卫萍. 非调质钢的发展现状和应用进展[J]. 金属热处理,2011,36(3):80-85.
- 10 缪桃生,蒋 鹏. 非调质钢在汽车曲轴、连杆部件上的应用研究[J]. 锻压技术,2010,35(6):1-5.
- 11 Liu Ledong. Analysis on Oxide and Sulphide Modification Effects of Free-Cutting Steel[J]. Special Steel Technology,2011,17(2):40-42.
- 12 张 硕,杨树峰,李京社,等. 磷处理控制 Y15 易切削钢中 MnS 夹杂物形貌[J]. 钢铁,2017,52(9):27-33,41.
- 13 轩康乐,刘栋林,俞 杰,等. 磷处理改善汽车曲轴用非调质钢 38MnVS6 硫化物形貌的研究[J]. 特殊钢,2022,43(6):79-82.
- 14 钟亮美,田钱仁,李志伟,等. Te 对 46MnVS 非调质钢中硫化物改质的工业实践[J]. 特殊钢,2022,43(1):29-33.
- 15 吴翔宇,王高峰,李 杰,等. MnS 形态和轧制参数对高硫易切削不锈钢 430F 成材率的影响[J]. 特殊钢,2021,42(4):20-24.

杨 敏,男,2010 年 12 月毕业于上海大学钢铁冶金专业,博士,高级工程师。

收稿日期:2025-03-12

转炉炉衬修补技术的开发与应用

安海瑞 刘涛 张学峰 康锁 张丹 赵本强 么敬文
(唐山中厚板材有限公司)

摘要 转炉炉衬修补技术的关键在于对生产过程中转炉运行状况的实时监控,并针对炉衬不同部位的缺陷选择不同材料和方式,在不影响生产节奏的前提下进行修补。通过分析转炉炉衬寿命的影响因素,对比各种炉衬修补技术的实际应用效果,提出更经济的方式来延长转炉炉龄。具体方法有使用湿法水系结合镁碳质修补料修补转炉大面,选择镁质喷补料修补耳轴,投放炉底料维护炉底,采用以镁砂为主的镁铬、镁碳质灌浆料填补出钢口。付诸实施后,大大提高了转炉大面的使用寿命,提升了耳轴修补的黏结效果,延长了转炉炉衬使用寿命;从整体上优化转炉炉衬修补技术的工艺流程,在一定程度上提升了转炉生产效率。

关键词 炉衬修补 优化修补工艺 镁质修补料

The Development and Application of Converter Lining Repair Technology

An Hairui, Liu Tao, Zhang Xuefeng, Kang Suo, Zhang Dan, Zhao Benqiang and Yao Jingwen
(Tangshan Medium and Heavy Plate Co., Ltd.)

Abstract The key to the repair technology of the converter lining is to monitor the converter operation condition in real time during production, repair the defects and the depressions at the different parts of the lining by selecting different materials and modes without affecting the production pacing as the precondition. By analyzing the factors affecting the service life of the converter lining, the actual application effect of the lining repair technology is compared. The specific proposals to prolong the converter campaign in a more economic way are raised and put into action, repairing the major lining of the converter using a wet process aqueous binding magnesia - carbon repair material, selecting the magnesia gunning mix to repair the trunnion, using bottom refractory material to repair the furnace bottom, applying the magnesium - chromium, basdon magnesia magnesium - carbon grouting material to fill the taphole, which not only greatly increase the service life of the converter major lining, achieve a good binding result of the trunnion repair, but also prolong the service life of the lining, while the productivity of the converter is improved to certain extent by optimizing the process flow of the lining repair technology in general.

Keywords Converter lining repair, Optimize the repair process, Magnesium repair material

0 前言

转炉炉龄是炼钢生产中至关重要的经济指标之一。延长炉龄对提高生产效率、改善生产结构、降低生产成本都具有重要的经济意义。转炉能否长炉龄运行很大程度上取决于耐火材料。在20世纪70年代末,日本某耐火材料科技公司成功研发出一种新型耐火材料—镁碳砖,在转炉炼钢应用中展现了卓越的性能并创造出可观的经济效益^[1]。我国自80年代初期起逐步引入镁碳砖,并

成为砌筑转炉炉衬的主要耐火材料^[2]。镁碳砖的应用不仅提升转炉的作业效率与使用寿命,还标志着我国钢铁冶炼技术一次大的飞跃,将转炉炉龄从以往的数百炉次提升至数千炉次。唐山中厚板材有限公司(以下简称“中厚板公司”)炼钢厂,随着钢铁产业的蓬勃发展,对生产效率与成本控制追求日益迫切,如何进一步加快冶炼节奏并确保转炉的稳定运行成为行业关注的焦点,实施更加高效、精准转炉维护修补策略的重要性愈加凸显,对修补材料和技术提出更高的要求,同时

需要建立科学的维护计划,以及及时发现并处理潜在问题,确保转炉始终处于最佳工作状态。而在转炉的实际冶炼过程中,由于炉体各部位工作条件不同,承受的压力各异,因此,炉衬的蚀损量并不一致,需要改进各部位的修补工艺。为了延长转炉的使用寿命,唐山中厚板材有限公司(以下简称“中厚板公司”)炼钢厂,拟选择转炉大面、耳轴、炉底和出钢口等炉体各部位适合的耐火材料进行修补工艺试验,以确定转炉炉体各部位最终的修补工艺。

1 转炉工况条件

炉衬修补技术的开发与应用主要在中厚板公司 1 座 120 t 顶底复吹转炉上进行,吹炼氧枪为 5

孔拉瓦尔氧枪,外径 299 mm,最大冶炼用氧流量 36 000 Nm³/h,工作氧压 0.8 ~ 1.2 MPa。120 t 顶底复吹转炉的砌筑剖面示意图如图 1 所示,其主要参数如表 1 所示,冶炼铁水成分及温度波动范围见表 2。

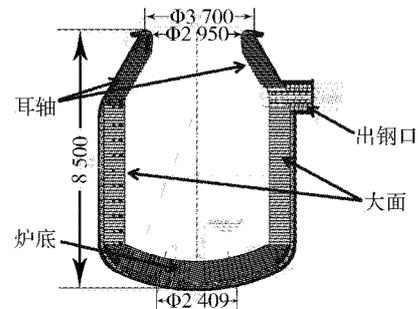


图 1 120 t 转炉砌筑剖面示意图

表 1 120 t 转炉主要参数

有效容积/m ³	炉容比	高宽比	炉口直径/mm	熔池直径/mm	熔池深度/mm	炉底厚度/mm	炉衬厚度/mm
111.4	0.928	1.328	2 800	4 652	1 303	910	804

表 2 入炉铁水成分及其温度波动范围

成分(质量分数)/%					温度波动范围/℃
C	Si	Mn	P	S	≤6
4.0 ~ 4.5	≤2.0	≤0.40	≤0.070	≤0.250	≤6

2 转炉炉衬损伤机理分析

转炉冶炼是一个复杂的物理化学过程,炉衬所处工作环境恶劣,不仅承受极端高温引发的剧烈氧化反应压力,还面临物料高速冲刷和化学物质的持续侵蚀,炉衬材料性能受到巨大挑战。

鉴于炉渣与废钢在种类、形态、尺寸及重量上的多样性,废钢在投入炉内时不可避免地会撞击炉衬,尤其是质量偏大、边缘锋利的废钢对炉衬的冲击力更为强烈,加剧了炉衬的磨损与损伤^[3]。此外,高密度、高温度的铁水在注入炉内时也对转炉大面产生强烈的冲击,进一步考验着炉衬的耐受能力。在吹炼阶段,氧气射流的高速冲击、高温烟气的炽热冲刷以及熔渣与金属液滴的剧烈飞溅,都对炉衬构成严重的侵蚀威胁。炉衬在整个吹炼过程均处于极高温环境之中,炉衬材料在这种高温环境下极易产生显著的膨胀应力,特别是在反应最为激烈的区域,温度可升至 2 000 ℃

以上,直接导致炉衬表面材料软化甚至熔融,极大地削弱其结构强度。

转炉炉衬由绝热层、永久层和工作层组成,通过对转炉拆解后的残砖进行细致观察,看到工作层表面虽然光滑,却具有复杂的三层结构特征。其最外层是厚度 1 ~ 3 mm 的熔渣反应层,留下与熔渣相互作用的痕迹;中间是 0.2 ~ 2 mm 的变质层,反映了材料在高温及化学作用下的性质变化;而最内层则是与原始砖体紧密相连的原砖层,保持了相对未变的结构状态。氧化性熔渣、持续供给的氧气等与镁碳砖工作层表面碳元素发生剧烈的氧化反应,还导致工作层表面形成明显的脱碳层。脱碳层的出现不仅削弱工作层的保护能力,还可能加速其下方材料的进一步侵蚀,反应原理见式(1)、式(2)^[4]。



镁碳砖工作层表面在碳元素氧化脱除的过程中,其组织结构逐渐变得疏松、脆化,这一变化使得炉衬砖体在面对液渣、高温烟气的持续冲刷时更加脆弱。这些冲刷力致使砖体表面及内部产生孔隙和裂纹,为熔渣的渗透提供了通道。一旦熔渣通过这些孔隙或裂纹渗入砖体内部,便会与其中的氧化镁成分发生化学反应,生成如钙镁橄榄石和 $MgO \cdot Fe_2O_3$ 等低熔点固溶体。这一系列复杂的氧化-脱碳-冲刷过程不断削弱镁碳砖的结构强度,导致镁砂颗粒逐渐被侵蚀并从砖体中流失,最终熔化进入熔渣之中。因此,控制氧化反应、增强砖体的抗冲刷能力以及优化熔渣成分,是减缓镁碳砖损坏、延长转炉炉衬使用寿命的关键措施。

3 修补技术优化及应用

20世纪末期,我国转炉炉衬修补技术面临挑战。初期,转炉炉衬修补料以沥青结合白云石为主要原料,虽有效但容易塌料、翻料、被侵蚀速度快。随后,以粉末沥青为结合剂,用镁砂替代白云石进行转炉炉衬修补,提高了强度,但烧结过程长且不充分^[5,6]。同时期,镁白云石质修补料结合

改质沥青复合结合剂,减少了塌料,但烧结时间延长,影响修补料寿命。优化修补技术旨在平衡修补效果,同时提高转炉寿命。

3.1 转炉大面修补

转炉大面区域在吹炼过程中历经多重严峻考验,包括钢水的强烈冲刷、炉渣的持续侵蚀。此外,定期的洗炉底作业进一步加剧大面的磨损状况,增加了补炉料受到的冲刷侵蚀,使得大面成为转炉最为频繁的修补区域。因此,探索更加有效的护炉与修补策略,以应对这些复杂工况,成为提升转炉运行效率与稳定性的关键。

转炉大面修补料选择大面自流料,其理化性能及废弃镁碳砖的理化性能如表3所示,镁碳质热修补料主要成分为 MgO 和 C ,在高温下形成碳结合。转炉大面自流料的高温流动性好,熔融的修补料可以嵌合到蚀损的凹坑中;烧结时间短,不影响转炉作业周期,提高了转炉作业率;补炉料与原砖层黏结强度高,能承受炉内炉渣、炉气及钢液的化学侵蚀,并能长久存放而不硬化。镁碳质热修补料的使用寿命较长,且因施工方便,是已经使用多年的成熟应用材料,因此,使用范围最广。

表3 大面修补料的理化性能

项目	$\omega(MgO)/\%$	$\omega(C)/\%$	$\omega(SiO_2)/\%$	体积密度/ ($g \cdot cm^{-3}$)	常温耐压强度/ MPa(1 000 °C, 0.5 h)	显气孔率/ %
大面自流料	≥ 80	≥ 8	≤ 5	≥ 2.20	≥ 20	
废弃镁碳砖	≥ 76	≥ 14		2.90 ~ 3.16	≥ 35	≤ 4

针对转炉大面的修补,采用一套更加节能降耗的方案,即利用炉渣与废弃镁碳砖混合物进行修补。其大面修补现场照片见图2。

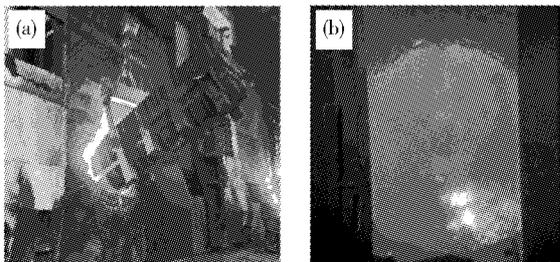


图2 转炉大面修补现场图

在生产节奏快、补炉时间有限的情况下,可以采用“渣补”技术,即在溅渣作业中,控制炉渣的

干湿度,保持其一定的流动性。溅渣结束后,用天车废料斗将废弃高碳镁球倾倒入炉内,转动转炉使炉渣与高碳镁球黏合,待混合物初步固化后形成一层保护性渣层,进行下一炉吹炼作业。

3.2 转炉耳轴喷补

鉴于转炉作业的高频冶炼周期特点,出钢和排渣阶段耳轴两侧镁碳砖持续遭受高温钢液、熔渣的强力冲刷与侵蚀,导致其磨损加速且变得更为严重。同时,这些区域因长时间暴露于高温环境,更易触及碳材料的氧化临界温度,从而加剧氧化反应的进行,使得氧化程度加深,导致更为严重的损毁状况。转炉耳轴及耳轴同侧的圆角区域采用镁质或镁碳质喷补料进行修补。镁质喷补料的理化性能详情见表4。

表 4 镁质与镁碳质喷补料的理化性能

项目	$\omega(\text{MgO})/\%$	$\omega(\text{C})/\%$	$\omega(\text{SiO}_2)/\%$	$\omega(\text{CaO})/\%$	体积密度/ $(\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	不同粒度占比/ $\%$	
						$\geq 1 \text{ mm}$	$\leq 0.128 \text{ mm}$
镁质喷补料	≥ 85		≤ 8	≤ 5	≥ 2.5	≤ 45	≥ 25
镁碳质喷补料	≥ 75	≥ 5	≤ 3	≤ 3	≥ 2.4	≤ 45	≥ 25

表 4 中所列喷补料均以镁砂为主要原料,半干法喷补采用水玻璃为结合剂,基质中引入适量 SiO_2 微粉、促硬剂和增塑剂,通过喷补达到补炉效果。镁质及镁碳质喷补料对转炉耳轴和圆角的维护一般在转炉服役中期开始,并尽量利用转炉热修补料维护之后的烧结时间进行,每次的使用量一般在 0.5 ~ 0.8 t,烧结时间 10 ~ 20 min,使用寿命 ≥ 60 炉次。转炉耳轴现场喷补照片见图 3。

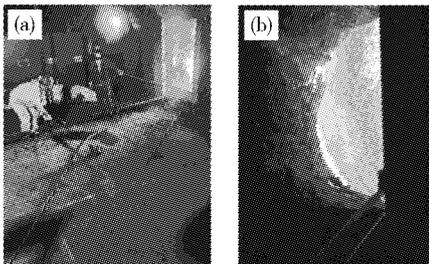


图 3 转炉耳轴现场喷补

表 5 列举了转炉常用的 3 种喷补方法,对比各方法所用喷补料材质、设备,明确各自的优点以及不足之处^[7]。半干法喷补技术的最大优势在

于其能够根据炉温的实时情况,精确调节配水量及下料量。这种灵活性确保了喷补料在炉内能够迅速适应并稳定固化,从而大大增强了修补效果。半干法喷补技术修补的范围广泛,无论是表面缺陷还是深层裂纹,都能通过精确的调节和灵活的操作得到有效处理。同时,由于过程相对自动化和机械化,大大减轻了操作人员的劳动强度,提高了工作效率。半干法喷补料与耐火砖具有相同的热传导性,这意味着在炉内高温环境下,喷补料能够迅速达到热平衡,减少热应力对炉衬的损伤。此外,其较低的显气孔率和较高的抗折、抗压强度,使得喷补层在炉内能够长时间保持稳定,有效抵抗各种侵蚀和热冲击。在高温条件下,半干法喷补料的强度增长迅速,使得修补后的炉衬能够迅速达到使用要求。因此,修补后的空炉时间大大缩短,企业可以更快地恢复生产,减少因停炉造成的损失。由此可见,半干法喷补技术以其精确的调节能力、广泛的适用性、操作简便、优异的物理性能以及快速恢复生产的特点,在多种喷补技术中脱颖而出,成为处理炉衬问题的优选方案。

表 5 不同喷补方法应用比较

喷补方式	喷补料材质	所用设备	优点	缺点
湿法	磷酸盐、硅酸盐、有机结合剂、抗氧化剂、助烧结剂。	料罐、喷枪。	设备简单,操作方便,附着率高。	水分高,对炽热炉砖衬有损害;喷补层气孔率高、强度低、抗渣性差。
干法	磷酸盐、硅酸盐及焦油沥青。	喂料罐、喷枪。	设备简单,操作方便。	附着率低;沥青在加热过程中有大量黑烟冒出,污染环境。
半干法	镁砂、镁白云石砂作为骨料,外加水玻璃等作为结合剂。	料罐、喷枪及水气供应系统。	配水量及下料量可根据炉温精确调节,附着率高。	工艺相对复杂。

3.3 炉底投料修补

120 t 转炉炉底厚度为 910 mm,冶炼过程定期用测厚仪对转炉炉型进行测定,依据测量数据

进行动态监护,出现熔池液面过低或透气砖周围出现凹坑的情况时需要对炉底进行维护修补。炉底耐材使用 GB/T 22589—2008 标准 MT-14A 镁

碳砖,其理化性能指标: $\omega(\text{MgO}) \geq 76\%$, $\omega(\text{C}) \geq 14\%$,显气孔率 $\leq 3\%$,体积密度 $\geq 3.0 \text{ g/cm}^3$,常温耐压强度 $\geq 40 \text{ MPa}$, $1\ 400\ ^\circ\text{C}$ 、 0.5 h 高温抗折强度 $\geq 10 \text{ MPa}$ 。在冶炼过程中,镁碳砖工作层直接与高温液态渣接触,形成一层 $1 \sim 3 \text{ mm}$ 厚度的熔渣渗透碳化区。在此碳化区中,炉内通过顶部氧枪注入的氧气与碳元素和炉渣内高氧化态的铁元素(TFe)发生氧化反应,同时碳与高温下的

MgO发生化学反应,导致镁碳砖表面形成脱碳层,加速了炉底材料的损耗、变薄过程。

炉底水基修补料以电熔镁砂为主要原料,采用无机环保液体结合剂,并含超微粉、分散剂、低温和高温流平剂以及黏结剂等,在最大幅度降低液体加入量的同时具备较高的热态自流动性、高温抗折性能和耐冲刷强度,且无碳环保、无污染。材料的主要理化性能指标见表6。

表6 水基大面修补料的理化性能

性能指标	$\omega(\text{MgO})/\%$	$\omega(\text{SiO}_2)/\%$	$\omega(\text{C})/\%$	体积密度/ $(\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})(1\ 000\ ^\circ\text{C}, 0.5 \text{ h})$	耐压强度/ $\text{MPa}(1\ 000\ ^\circ\text{C}, 0.5 \text{ h})$
水基料	≥ 80	≤ 5	≥ 8	≥ 2.2	≥ 20

镁质水基修补料与大面镁碳质热修补料属于同一材质体系,其补炉机理相通。水基修补料需要进行现场搅拌,在补炉计划下达之后,现场用搅拌机将电熔镁砂与黏合剂、分散剂等混合均匀,将混合后的水基修补料分成小份装入袋中,利用天车废料斗将预先包装好的小份修补料精确投放至炉底需要修补的具体位置。转炉炉底水基修补料的维护用量为每次 $0.5 \sim 1 \text{ t}$,烧结时间 30 min 。炉底使用寿命提高到 $100 \sim 200$ 炉次。

镁质水基修补料相较于传统“黑料”,展现出两大显著优势:一是烧结时间大幅缩短,有效提升作业效率;二是全程无污染排放,完美符合绿色生产理念。

3.4 转炉出钢口灌浆

转炉出钢口座砖为符合GB/T 22589—2008标准的MT-16A加强镁碳砖,其理化性能指标: $\omega(\text{MgO}) \geq 74\%$, $\omega(\text{C}) \geq 16\%$,显气孔率 $\leq 3\%$,

体积密度 $\geq 2.98 \text{ g/cm}^3$,常温耐压强度 $\geq 35 \text{ MPa}$, $1\ 400\ ^\circ\text{C}$ 、 0.5 h 高温抗折强度 $\geq 8 \text{ MPa}$,要求为分片整体式。在转炉用耐火材料中,出钢口砖的使用寿命直接影响到炼钢生产效率和下渣量,中厚板公司转炉出钢口的寿命已经达到 $1\ 000$ 炉,周期性冶炼和出钢是转炉出钢口工作过程的主要特征。

在转炉出钢过程中,出钢口频繁暴露于高温钢水之中,遭受氧化、强冲刷和热剥落的共同作用,这些成为其快速损耗的主要影响因素。在更换出钢口时,为了确保其与座砖间密封和稳固,采用镁质灌浆料进行缝隙填充。此灌浆料以镁砂为核心成分,将磷酸盐作为黏结剂,并加入适量的菱镁矿(或白云石、石灰石)细粉、氧化铬微粉、 SiO_2 微粉、黏土粉以及低温烧结促进剂和硬化加速剂,以优化其性能。镁质灌浆料的典型物理化学性能如表7所示。

表7 镁质灌浆料的理化性能

出钢口修补料材质	$\omega(\text{MgO})/\%$	$\omega(\text{C})/\%$	$\omega(\text{SiO}_2)/\%$	$\omega(\text{Cr}_2\text{O}_3)/\%$	体积密度/ $(\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	常温耐压强度/ $\text{MPa}(1\ 200\ ^\circ\text{C}, 3 \text{ h})$	线变化率/ $\%$
镁铬质	≥ 90		≤ 1.5	$2 \sim 5$	≥ 2.6	≥ 50	$-1.0 \sim 0$
镁碳质	≥ 85	$5 \sim 10$	≤ 2.0		≥ 2.4	≥ 30	$-0.3 \sim 0.5$

出钢口更换作业流程要点:(1)在转炉完成出钢任务后,利用专用钻孔粉碎装置处理出钢口残余砖块,确保彻底清除。(2)将预组装的出钢口更换砖插入出钢口孔内,并固定在出钢口周边的法兰结构上。(3)将转炉旋转至炉后作业平台,采用在线灌浆,即将灌浆设备出口伸入到出钢

口座砖和套砖缝隙,通过调整料阀和水阀开度来保证填充料的浓度。灌浆料 0.5 t/次 ,烧结时间 $10 \sim 15 \text{ min}$ 。

3.5 应用效果分析

炉底砌筑的是碳质量分数相对低而抗氧化性强的MT-14A镁碳砖,炉身、熔池选用耐热震性

好的 MT-16A 镁碳砖, 出钢口部位选用耐熔渣和高温炉气冲刷、不易黏钢的加强镁碳砖, 炉身镁碳砖厚度 804 mm, 炉容比为 0.928, 解决了溅渣后炉渣反弹不容易黏附的问题, 节约了耐材费用, 提高了转炉其他经济技术指标, 炉龄最高可以达到 16 000 炉次。

4 结论

(1) 转炉大面修补以湿法水系结合镁质修补料为主, 熔融的修补料可以很好地嵌合大面的蚀损凹坑, 修补效果良好; 对于生产节奏快的情况, 采用投入炉渣与废弃镁碳砖混合料的方法, 可以调节炉渣中的 MgO。

(2) 转炉耳轴采用半干喷补法镁质、镁碳质喷补料修补, 半干法喷补料与镁碳质耐火砖具有相同的热传导性, 在高温环境下, 喷补料能够迅速达到热平衡, 并稳定固化, 使耳轴的使用寿命 ≥ 60 炉次。

(3) 镁质、镁碳质灌浆料的高温流动性强, 常温耐压强度高, 可以与座砖和出钢口很好的结合,

满足长寿命出钢口的炉役条件。

参考文献

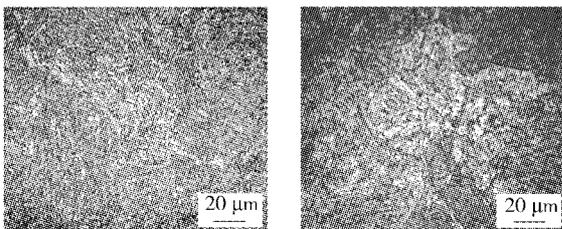
- 1 富志生. 转炉炉衬维护技术现状与发展趋势[J]. 甘肃冶金, 2021, 43(1): 24-27.
- 2 齐江涛, 李 振, 李院高, 等. 镁碳砖中 B 的高温演变及对钢水的增 B 机制[J]. 钢铁研究学报, 2023, 35(8): 982-988.
- 3 潘 军, 邓南阳, 赵 滨, 等. 冷却转炉终渣修补出钢面炉衬工艺研究与实践[J]. 四川冶金, 2021, 43(2): 24-27.
- 4 辛广胜, 郑 颖, 何 玮, 等. 新型热态修补料在转炉的应用[J]. 包钢科技, 2003, (S1): 1-3.
- 5 潘之雄, 陆维城, 陆福辉, 等. 转炉新型补炉料的研制开发[J]. 柳钢科技, 2000(2): 31-33.
- 6 辛广胜, 郑 颖, 何 玮, 等. 新型热态修补料在转炉的应用[J]. 包钢科技, 2003, (S1): 1-3.
- 7 姚华柏, 姚苏哲, 骆 昶, 等. 镁碳砖的研究现状与发展趋势[J]. 工程科学学报, 2018, 40(3): 253-268.

安海瑞, 男, 2015 年毕业于华北理工大学冶金工程专业。

收稿日期: 2025-04-26

(上接第 8 页)

综合力学性能奠定了组织基础。



(a) 板厚 1/4 处金相组织 (b) 板厚 1/2 处金相组织

图 2 147 mm 特厚正火型 SA516Gr70N 低温压力容器用钢板金相组织形貌

4 结论

(1) 通过优化成分设计, 有效控制碳及合金元素质量分数, 适当降低 C 质量分数, 提高 Mn 质量分数, 加入少量 Nb 和 V, 为保证低温力学性能和冲击韧性要求奠定了成分基础, 使得交货态和模拟焊后态 -46 °C 冲击功值均有较大的富余量。

(2) 合理的正火工艺使钢板充分奥氏体化、组织转变完全, 硬度分布均匀, 交货态和模拟焊后热处理态力学性能均满足钢板技术要求。

(3) 生产的 147 mm 特厚正火型 SA516Gr70N 钢板金相组织细小均匀、拥有良好的力学性能, 尤其是 -46 °C 冲击功值, 既符合技术标准及要求, 也节约了成本, 具有广阔的应用前景。

参考文献

- 1 刘根来. 炼钢原理与工艺[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004: 121-122, 126-127.
- 2 齐俊杰, 黄运华, 张 跃. 微合金化钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 67-69.
- 3 陈家祥. 炼钢常用图表数据手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1984: 75.

胡冠群, 男, 2006 年毕业于重庆科技学院数字控制技术及应用专业, 工程师。

收稿日期: 2025-03-24

工业固废渣铁转炉回收利用的生产实践

张仕洋 潘 军 王 勇 解文中
(马鞍山钢铁有限公司长材事业部)

摘 要 采用铁水脱硫喷溅硫质量分数相对较高的渣铁和倒罐泼洒硫质量分数相对较低的渣铁,按照重量1:2比例混合作为冷却剂全量替代废钢,配合转炉冶炼“留1/2渣+双渣”和“高拉补吹”操作法,可以最大限度地减少硫、磷带入量,避免大渣量操作引发喷溅和冶炼后钢水硫、磷成分波动,最终实现了工业固废渣铁大量有效地回收利用。生产实践表明:渣铁的金属平均回收率达到86.21%,降低了转炉炼钢的生产成本,减少了转炉渣弃排造成的环境污染,取得了良好的经济和社会效益,在同类型钢铁企业含铁工业固废转炉资源回收再利用方面,具有较好的推广应用前景。

关键词 渣铁 转炉冶炼 回收利用

Production Practice of Industrial Solid Waste Slag Iron Recovery and Utilization in Converter Steelmaking Production

Zhang Shiyang, Pan Jun, Wang Yong and Xie Wenzhong
(Long Product Division of Ma'anshan Iron and Steel Co., Ltd.)

Abstract The slag iron with higher mass fraction splashed from hot metal desulphurization and the one with lower mass fraction spilled from slag pot transfer are recycled in the converter steelmaking. The slag irons from the above two sources are mixed with the proportion of 1 to 2 as per weight are used to replace scrap completely as the cooling agent in combination with the operation methods of half slag remaining + double slag process and high catch carbon + oxygen reblowing, which can minimize the sulfur and phosphorous intake, avoid the splashes due to large slag amount operation and the sulfur and phosphorous mass fraction fluctuation in molten steel after melting, and finally achieve the effective recycling of industrial solid waste slag iron in large quantity. The production practice shows that the average yield rate of metal in the slag iron reaches to 86.21%, which reduces both the production cost of converter steelmaking and the environment pollution caused by converter slag emission, the good economic and social benefits are attained, a bright prospect of promotion and application are foreseen in the respect of the converter iron-bearing industrial solid waste resource recycling for the same type of iron and steel enterprises.

Keywords Slag iron, Converter melting, Recycling

0 前言

铁水预处理脱硫技术可以为转炉稳定提供硫质量分数0.002%的低硫铁水,是现代钢铁企业提高产品质量、开发高附加值产品所采用的主要技术手段之一^[1-3]。目前,以KR法为代表的机械搅拌法和喷吹法,是两种主要铁水脱硫手段,以其各自的优势和特点在炼钢行业中得到广泛地应用^[4-5]。但在实际生产过程中,受铁水罐容量和

净空高度、脱硫剂喷吹速率、喷枪插入深度、镁粉和石灰粉质量以及载气压力和纯度等因素的影响,容易引起喷溅现象^[6]。另外,铁水在倒罐作业过程中,如遇鱼雷罐罐口不规则或出铁速度过快,也容易造成铁水溅出泼洒。工业固废渣铁是铁水在脱硫过程中喷溅和倒罐作业过程中泼洒的产物。作为重要的含铁资源,工业固废渣铁中铁质量分数比渣钢大,且硬度高、不易破碎,直接对

外售卖会产生经济损失,而弃排则不仅造成资源浪费,还会污染环境。

马鞍山钢铁有限公司长材事业部(以下简称“马钢长材”)在 65 t 转炉炼钢生产中,为有效回收渣铁中的含铁资源,采用铁水脱硫喷溅硫质量分数相对较高的渣铁和倒罐泼洒硫质量分数相对较低的渣铁,按照重量 1:2 比例混合,作为冷却剂全量替代废钢,转炉冶炼采用“留 1/2 渣 + 双渣”和“高拉补吹”操作法,最大限度地减少硫、磷带人量,探究大渣量操作引发喷溅现象和粗炼钢水硫、磷成分波动的技术问题,以期实现工业固废渣铁大量有效回收利用。

1 工况条件

马钢长材钢一区主要装备包括:2 座 70 t 铁水倒罐站、2 座 70 t 单喷石灰粉脱硫站、4 座 65 t 顶底复吹转炉、4 座吹氩合金微调站、2 座 70 t LF 钢包精炼炉、2 台六机六流全弧形(150 × 150) mm 方坯连铸机和 2 台异型坯连铸机。冶炼钢种以普通碳素钢、螺纹钢以及低合金结构钢为主,工艺流程为:转炉冶炼→吹氩合金微调→方坯/异型坯连铸。顶底复吹转炉及氧枪喷头主要参数、主要造渣辅料技术指标以及渣铁主要化学成分分别如表 1~表 4 所示。

表 1 顶底复吹转炉主要参数

有效容积/m ³	炉容比	高宽比	炉口直径/mm	熔池直径/mm	熔池深度/mm	炉衬厚度/mm
58.53	0.84	1.38	2 035	3 767	1 133	755

表 2 氧枪喷头主要参数

出口马赫数	工作氧压/MPa	供氧强度/(Nm ³ · t ⁻¹ · min ⁻¹)	喉口直径/mm	出口直径/mm	中心夹角/°
1.98	0.70~0.90	3.2~3.6	32.84	41.96	12

表 3 主要造渣辅料技术指标

造渣辅料	ω(CaO)/%	ω(SiO ₂)/%	S/%	活性度/mL	灼减/%	ω(MgO)/%	ω(SiO ₂)/%	水分/%
冶金石灰	≥85.00	≤3.50	≤0.060	≥250.0	≤10.0			
轻烧镁球						≥60.00	≤7.50	≤2.00
石灰石	≥53.00	1.50				3.00		

表 4 渣铁主要化学成分(质量分数)

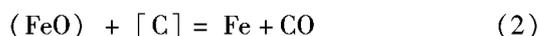
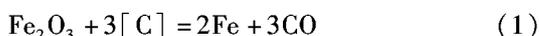
类别	TFe	FeO	CaO	SiO ₂	MgO	P	S	%
倒罐泼洒渣铁	78~80	16~28	20~35	15~18	10~12	0.089~0.193	0.021~0.064	
脱硫喷溅渣铁	71~75	10~25	30~45	12~15	6~10	0.093~0.181	0.036~0.120	

由表 4 可以看出,虽然渣铁含铁量高,但由于渣铁中硫、磷质量分数较高且不稳定,尤其是铁水脱硫喷吹过程中喷溅产生的渣铁硫质量分数更高,导致转炉冶炼后钢水成分,特别是硫质量分数波动较大,得不到很好的回收再利用。

2 渣铁回炉使用的可行性分析

2.1 渣铁回收工艺原理

碳的氧化使渣铁中铁的氧化物还原成金属铁进入到钢液中,其反应方程式见式(1)、式(2)^[7]。



由式(1)、式(2)可知,渣铁中的 Fe₂O₃ 以及

熔于炉渣中的 FeO 与金属液中的 C 发生吸热反应,生成的 CO 和 CO₂ 气泡加强了熔池搅拌,可以改善熔池的动力学条件。由化学反应平衡可知,在金属液中 C 质量分数一定时,增加 Fe₂O₃ 和 FeO 浓度有利于促进反应向正方向进行。渣铁冷却效应吸收的热量值 $Q_{\text{渣铁}}$ 计算见式(3)^[8]。

$$Q_{\text{渣铁}} = m_{\text{渣铁}} \times [C_{\text{渣铁}} \times \Delta t + \lambda_{\text{渣铁}} + 112/160\omega(\text{Fe}_2\text{O}_3) \times 6\,459 + 56/72\omega(\text{FeO}) \times 4\,249] \quad (3)$$

式中: $m_{\text{渣铁}}$ —渣铁质量/kg; $C_{\text{渣铁}}$ —渣铁质量热容/(kJ · kg⁻¹ · °C⁻¹),取值 1.016 kJ/(kg · °C); Δt —渣铁加入熔池后需升高的温度/°C; $\lambda_{\text{渣铁}}$ —渣铁的熔化潜热/(kJ · kg⁻¹),取值为 209 kJ/kg。

依据马钢长材 65 t 转炉现场的生产实际,根据式(3)以及表 4 数据可以计算得出,1 kg 渣铁冷却效应为 1 885 ~ 2 480 kJ/kg,1 kg 传统废钢的冷却效应为 1 430 kJ/kg,渣铁冷却效应为传统废

钢的 1.32 ~ 1.73 倍。

2.2 渣铁加入量的确定

以转炉平均出钢量 68 t 计算,加入 1 t 渣铁,带入转炉的杂质 S、P 元素理论增加量,见表 5。

表 5 加入 1t 渣铁带入转炉 S、P 元素理论值

类别	加入量/t	转炉平均出钢量/t	增 S 量(质量分数)/%	增 P 量(质量分数)/%
倒罐泼洒渣铁	1	68	0.000 31 ~ 0.001 2	0.001 3 ~ 0.002 8
脱硫喷溅渣铁	1	68	0.000 53 ~ 0.001 8	0.001 4 ~ 0.002 7

根据表 5 所列 S、P 元素增加值上限数据,加入 1 t 渣铁,增 S 量为 0.001 2% ~ 0.001 8%,增 P

量为 0.002 7% ~ 0.002 8%。65 t 转炉冶炼非品种钢种终点主要成分和温度见表 6。

表 6 65 t 转炉非品种钢种终点主要成分和温度

类别	$\omega(\text{C})/\%$	$\omega(\text{Si})/\%$	$\omega(\text{Mn})/\%$	$\omega(\text{P})/\%$	$\omega(\text{S})/\%$	终点温度/ $^{\circ}\text{C}$
波动范围	0.024 ~ 0.157	痕迹	0.031 ~ 0.195	0.008 ~ 0.035	0.011 ~ 0.036	1 628 ~ 1 720
平均值	0.081	痕迹	0.098	0.018	0.021	1 664

结合表 5 和表 6 数据得出,非品种钢种 S、P 元素平均质量分数分别为 0.021% 和 0.018%,以内控要求 $\omega[\text{P}]$ 、 $\omega[\text{S}] \leq 0.035\%$ 的钢种为计算依据,工业固废渣铁加入量应控制在 5 ~ 6 t 为宜。

3 冶炼过程

3.1 冶炼条件

冶炼内控 $\omega[\text{P}]$ 、 $\omega[\text{S}] \leq 0.035\%$ 非品种钢种,且 $\omega_{\text{铁水}}[\text{Si}]$ 和铁水温度 $T_{\text{铁水}}$ 满足 $\omega_{\text{铁水}}[\text{Si}] \times 100 + T_{\text{铁水}} \leq 1 400$ 。冶炼吹炼氧枪为 4 孔拉瓦尔喷头,供氧强度为 3.4 ~ 3.6 $\text{Nm}^3/(\text{t} \cdot \text{min})$,转炉造渣主要原料分别为石灰、轻烧镁球和石灰石,其技术指标如表 3 所示。

3.2 留渣操作

上一炉出钢完毕后,去除总量 1/2 炉渣,留渣量控制在 35 ~ 45 kg/t,以减少炉内总渣量,然后

进行溅渣固化并加以确认。

3.3 装入制度

装入铁水 960 ~ 970 kg/t,渣铁 75 ~ 85 kg/t,其中,渣铁由铁水脱硫喷吹过程中喷溅产生的渣铁和倒罐作业过程中泼洒产生的渣铁,按照重量 1:2 比例混合而成,且渣铁单块重量 $\leq 1 000$ kg,有利于化渣。

3.4 冶炼操作

转炉冶炼采用“留 1/2 渣 + 双渣”和“高拉补吹”操作模式,石灰、轻烧镁球和石灰石加入量分别为 40 ~ 50 $\text{kg} \times (\omega_{\text{铁水}}[\text{Si}] \times 100)$ 、6 ~ 8 kg/t 和 5 ~ 7 kg/t,根据热平衡需要加入烧结矿,加入总量参照 2.0 ~ 2.5 $\text{kg} \times (\omega_{\text{铁水}}[\text{Si}] \times 100 + T_{\text{铁水}})$ 控制。将转炉炉底高度设定为 0,工业固废渣铁回收利用的转炉炼钢工艺见图 1。

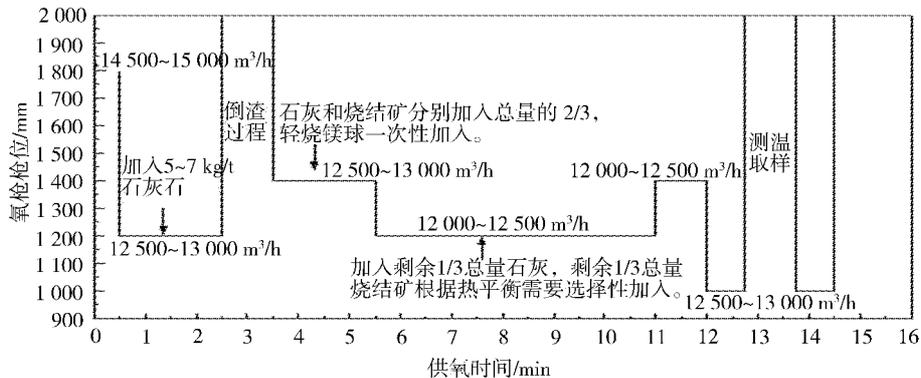


图 1 工业固废渣铁回收利用的转炉炼钢工艺参数控制示意图

(1) 采用高枪位大氧压点火, 枪位 1 800 mm, 氧压 900 kPa, 氧气流量 14 500 ~ 15 000 m³/h, 防止渣量大, 点火不畅导致烧枪, 点火时间 0.5 min。

(2) 点火正常后, 将氧枪枪位降低至 1 200 ~ 1 300 mm, 氧压调至 750 kPa, 氧气流量 12 500 ~ 13 000 m³/h, 吹炼 1 min 时, 加入 5 ~ 7 kg/t 的石灰石, 利用石灰石受热分解产生 CO₂ 气体使炉渣具备一定的泡沫化特性, 利于倒渣。继续吹炼至 2.0 ~ 2.5 min, 提枪关氧, 迅速切换至“氮手动”模式, 再次下枪吹氮, 枪位 4 500 ~ 4 800 mm, 氮气流量 15 000 ~ 16 000 m³/h, 利用氮气对泡沫化炉渣进行吹扫, 消除炉渣泡沫化程度, 使炉渣中金属颗粒沉淀, 吹氮 0.5 min 后, 倾动转炉, 倒掉 40% ~ 60% 硫、磷富集量高的炉渣, 倒渣时间 1 min。

(3) 倒渣结束后, 再次下枪吹炼, 氧枪枪位为 1 300 ~ 1 400 mm, 氧气流量 12 500 ~ 13 000 m³/h, 氧压 750 kPa, 吹炼 1.5 ~ 2 min 时, 石灰和烧结矿分别加入总量的 2/3, 轻烧镁球一次性加入。

(4) 加料完毕后, 氧枪枪位 1 200 ~ 1 300 mm, 氧压 700 kPa, 氧气流量 12 000 ~ 12 500 m³/h, 剩余 1/3 总量的石灰在吹炼第 8 min 前全部加完, 剩余 1/3 总量的烧结矿可根据热平衡需要在吹炼

第 10 min 前加完。

(5) 继续吹炼至第 11 min 时, 由于此时碳氧反应较弱, 适当提高枪位至 1 400 ~ 1 500 mm, 促进化渣, 防止炉渣“返干”回磷。

(6) 吹炼至第 12 min 时, 氧枪枪位降至 1 000 mm, 氧气流量 12 500 ~ 13 000 m³/h, 氧压调至 750 kPa, 加强熔池的搅拌, 以均匀钢液的成分和温度, 压枪时间 0.75 min, 倒炉测温取样;

(7) 根据一次倒炉钢水成分和温度, 按照脱碳速率 0.20% ~ 0.40%/min 和 20 ~ 40 °C/min 升温速率进行补吹操作, 氧枪枪位 1 000 mm, 氧压 750 kPa, 氧气流量 12 500 ~ 13 000 m³/h, 压枪时间 0.75 min, 再次倒炉测温取样。

3.5 出钢操作

冶炼结束, 钢水成分和温度符合工艺要求后, 倾动转炉正常出钢, 经脱氧合金化操作得到合格钢水。

4 实践效果

4.1 渣铁金属回收率

转炉冶炼渣铁部分炉次金属回收率统计, 如表 7 所示。

表 7 转炉冶炼渣铁部分炉次金属回收率统计

炉号	钢种	铁水/t	渣铁/t	烧结矿/kg	合金量/kg	精炼废钢量/kg	浇铸量/t	渣铁金属回收率/%
234_06671	A992X	64.8	4.732	787	1 423	0	66.5	84.37
232_06523	HRB600B	61.8	6.430	0	1 816	0	64.7	77.35
231_06767	Q235B	66.4	6.360	0	454	200	68.4	84.52
233_06472	Q235B	65.3	4.920	0	501	800	66.2	72.50
232_06924	HRB400EB	63.6	5.492	0	1 563	0	65.1	71.18
233_06504	Q355D	62.9	4.960	0	1 258	200	64.7	85.52
233_06631	HRB400EB	67.9	4.584	0	1 540	900	70.1	87.00
232_07058	Q235B	65.2	5.790	0	497	0	66.5	82.29
232_07147	Q235B	64.8	5.750	0	472	0	66.6	91.53
231_07335	S450J0 - T	66.8	5.140	0	1 473	0	68.8	91.10
231_07357	S450J0 - T	66.5	4.750	678	1 567	0	68.3	86.49
231_07393	S355J0 - D	65.1	6.720	1 446	1 266	200	69.0	87.62
231_07458	Q235B	66.6	4.960	1 321	473	500	68.8	95.60
234_07679	Q235B	65.6	5.530	0	469	800	68.1	94.28
231_07552	Q235B	67.1	5.068	800	468	500	69.3	98.36
231_07627	HRB400EB	66.7	4.730	0	1 626	0	68.4	89.61

注: 渣铁金属收得率/% = [浇铸量 × 1 000 - 铁水 × 0.94 × 1 000 - 烧结矿 × 0.42 - 硅铁合金 × 0.90 - 硅锰合金 × 0.95 - 精炼废钢量 × 1] / (渣铁 × 1 000)

由表7可以看出,转炉采用渣铁全量替代废钢作为冷却剂冶炼工艺后,渣铁中含铁资源的回收率在71.18%~98.36%范围波动,平均值为86.21%。

马钢65 t转炉采用渣铁全量替代废钢作为冷却剂冶炼工艺后,有效提高了渣铁中含铁资源的回收率,为转炉实现高效率冶炼提供了有力的实践支撑。

4.2 渣铁冶炼辅料消耗

4.2.1 石灰消耗

因渣铁含渣量比传统废钢大,转炉冶炼渣铁时,为确保终点S、P成分合格,势必会增加石灰用量。图2为渣铁与传统废钢冶炼的石灰用量对比情况。

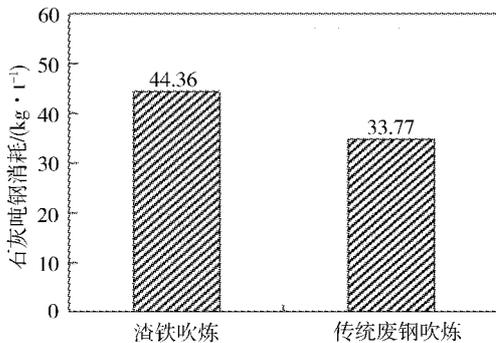


图2 渣铁与传统废钢冶炼的石灰用量对比

由图2可以看出,渣铁冶炼石灰用量平均为44.36 kg/t,与传统废钢冶炼石灰用量34.77 kg/t相比,增加了9.59 kg/t。

4.2.2 石灰石消耗

转炉冶炼渣铁采取“留1/2渣+双渣”操作模式,一次倒炉倒渣前,向炉中加入石灰石,利用石灰石受热分解产生CO₂气体使炉渣具备一定的泡沫化性质,利于倒渣。因此,转炉冶炼渣铁时,石灰石用量将增加。经现场实际数据统计,转炉冶炼渣铁时,石灰石加入量为7.46 kg/t,相比传统废钢冶炼不加石灰石而言,石灰石用量增加了7.46 kg/t。

4.3 效益测算

按照65 t转炉平均每炉渣铁加入量5.37 t,每炉出钢量平均67.4 t,渣铁直接外卖价格500

元/t,钢铁料成本平均为3 558.5元/t,石灰价格平均为694元/t,石灰石价格平均为135元/t为测算前提,每炉可产生经济效益:

$$5.37 \times 86.21\% \times 3\,558.5 - 5.37 \times 500 -$$

$$9.59 \times 694 \times 67.4 \div 1\,000 -$$

$$7.46 \times 135 \times 67.4 \div 1\,000 = 13\,272.54 \text{ 元。}$$

5 结论

(1)通过对硫质量分数高、低不同的工业固废渣铁进行合理搭配,转炉吹炼又采用“留1/2渣+双渣”和“高拉补吹”操作模式,最大限度地减少了入炉原料中硫、磷带入量,在稳定了钢水硫、磷成分的同时,充分回收渣铁中金属资源,变废为宝,渣铁金属平均回收率在80%以上。

(2)工业固废渣铁在马钢股份长材事业部的65 t转炉上得到成功回收利用,解决了现有技术中无法对工业固废渣铁大量有效回收利用的技术问题,降低了转炉炼钢的生产成本,减少了渣铁弃排造成的环境污染,取得了良好的经济和社会效益,在钢铁企业转炉含铁工业固废资源化回收利用方面,具有较好的推广应用前景。

参考文献

- 姚娜,兴超,李祥胜. KR机械搅拌法铁水预处理脱硫的生产实践[J]. 特殊钢,2011,32(4):34-37.
- 李伟东,舒耀,杨辉. 铁水脱硫喷溅原因分析及解决措施[J]. 鞍钢技术,2014,(4):44-46.
- 雷爱敏,孔超,汪青山,等. 复合喷吹自动脱硫技术应用与实践[J]. 北方钒钛,2019,(3):1-4.
- 冯捷. 转炉炼钢实训[M]. 北京:冶金工业出版社,2009.
- 张龙强,田乃媛,徐安军. 新建钢厂铁水预处理模式的选择[J]. 炼钢,2008(1):58.
- 江腾飞,朱良,刘凤钢,等. 铁水预处理脱硫渣铁回收再利用[J]. 钢铁,2017,52(2):24-27.
- 潘军,邓南阳,胡春林,等. 转炉加入生铁块提高废钢比的冶炼工艺[J]. 安徽工业大学学报,2022,39(4):366-367.
- 邓南阳,潘军,周军,等. 铁矿石替代部分废钢冶炼工艺的生产实践[J]. 四川冶金,2023,45(1):47-48.

张仕洋,男,2014年毕业于北京科技大学钢铁冶金专业,硕士,工程师。

收稿日期:2024-11-11

钢包滑板连用技术的研究和应用

朱斐斐 王重君 张杰 董杰 宋稳强 么敬文
(唐山中厚板材有限公司)

摘要 滑板作为钢包滑动水口系统的核心部件,其使用寿命直接关系到钢包滑动水口的使用成本、现场工人的劳动强度以及钢包的周转效率。通过优化炼钢过程工艺参数和钢包周转制度,改进滑板材质及结构,有效提升滑板的抗热震性能、耐磨性和抗侵蚀能力,显著提高了滑板的连续使用次数,并延长其使用寿命。实践表明,改进后的滑板在降低使用成本、减轻工人劳动强度以及提高钢包周转效率方面取得了显著成效,为炼钢厂的高效、稳定生产提供了有力支持。

关键词 耐磨性 滑板机构 铝锆碳质滑板 钢包周转

Research and Application of Continuous Operation Technology for Ladle Sliding Plate

Zhu Feifei, Wang Chongjun, Zhang Jie, Dong Jie, Song Wenqiang and Yao Jingwen
(Tangshan Medium and Heavy Plate Co., Ltd.)

Abstract The sliding plate is the core component of ladle sliding gate system, its service life directly affects the usage cost of the ladle sliding gate, the labor intensity of on-site workers and the turnover efficiency of the ladles. By optimizing the process parameters of steelmaking process and ladle turnover system, improving the material and structure of the sliding plate, effectively improving the thermal shock resistance, wear resistance and erosion resistance of the sliding plate, significantly improving the continuous operation of the sliding plate, and prolonging its service life. Practical experience shows that the improved sliding plate has achieved significant results in reducing usage costs, reducing worker labor intensity, and improving ladle turnover efficiency, providing strong support for efficient and stable production in steelmaking plants.

Keywords Wear resistance, Slideplate mechanism, Aluminum zirconium carbon sliding plate, Ladle turnover

0 前言

钢包滑动水口是炼钢流程中控制钢液流动的关键装置之一,其中滑板是其最重要的组成部分。随着炼钢生产节奏的加快,钢包周转速度对生产节奏的影响开始凸显,提高钢包滑板连续使用次数,缩短钢包热态周转的准备时间,提升钢包周转效率显得尤为重要^[1]。唐山中厚板材有限公司配备有3座120 t转炉、3座LF精炼炉、1座VD炉、1座RH炉和5台连铸机。日常生产采取“两炉三机”或者“三炉四机”模式,无法做到炉机匹配,钢包使用量的控制受钢包热态周转准备时间影响较大,因此,提高钢包滑板连续使用次数,降

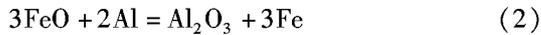
低钢包使用量,实现过程低能耗至关重要。

1 影响滑板连用的原因分析

1.1 冷热应力损毁侵蚀

在浇钢过程中,钢包滑板的工作面因直接接触高温钢液,会经历剧烈的温度变化,温差可达到1 400 ~ 1 450 °C^[2,3]。这种急剧的冷热交替导致在铸孔附近区域产生较大的热应力,使滑板表面生成中心辐射状的微裂纹。这些微裂纹不仅为钢液中的杂质提供了渗透和扩散的通道,还加快了化学侵蚀的进程。随着侵蚀的加剧,裂纹进一步扩展,导致滑板铸孔区域的损坏逐步恶化,最终使得滑板失效,不得不进行更换。钢包滑板不仅受

到高温钢液的冲刷,还同时暴露于炉渣和空气的氧化环境中,进一步加剧了侵蚀和损坏。此过程的化学反应式见式(1)、式(2)^[4]。



除上述反应之外,FeO还会与刚玉反应生成低熔点的铁铝尖晶石或与莫来石反应生成低熔点硅酸盐^[5]。这些反应不仅导致滑板材料的氧化和腐蚀,还进一步削弱其结构完整性,加快滑板的

失效进程。

1.2 工况环境

通过对现场生产数据分析可知,钢包滑板的使用寿命与浇铸的钢种及钢包浇铸周期紧密相关。碳质量分数、液相线温度和浇铸周期与钢包滑板寿命的关系如图1所示。由图1可知,高碳钢、低液相线钢种以及连铸浇铸周期较短的钢种,其滑板使用寿命普遍较长,为优化生产流程和提高滑板的使用寿命提供了重要参考。

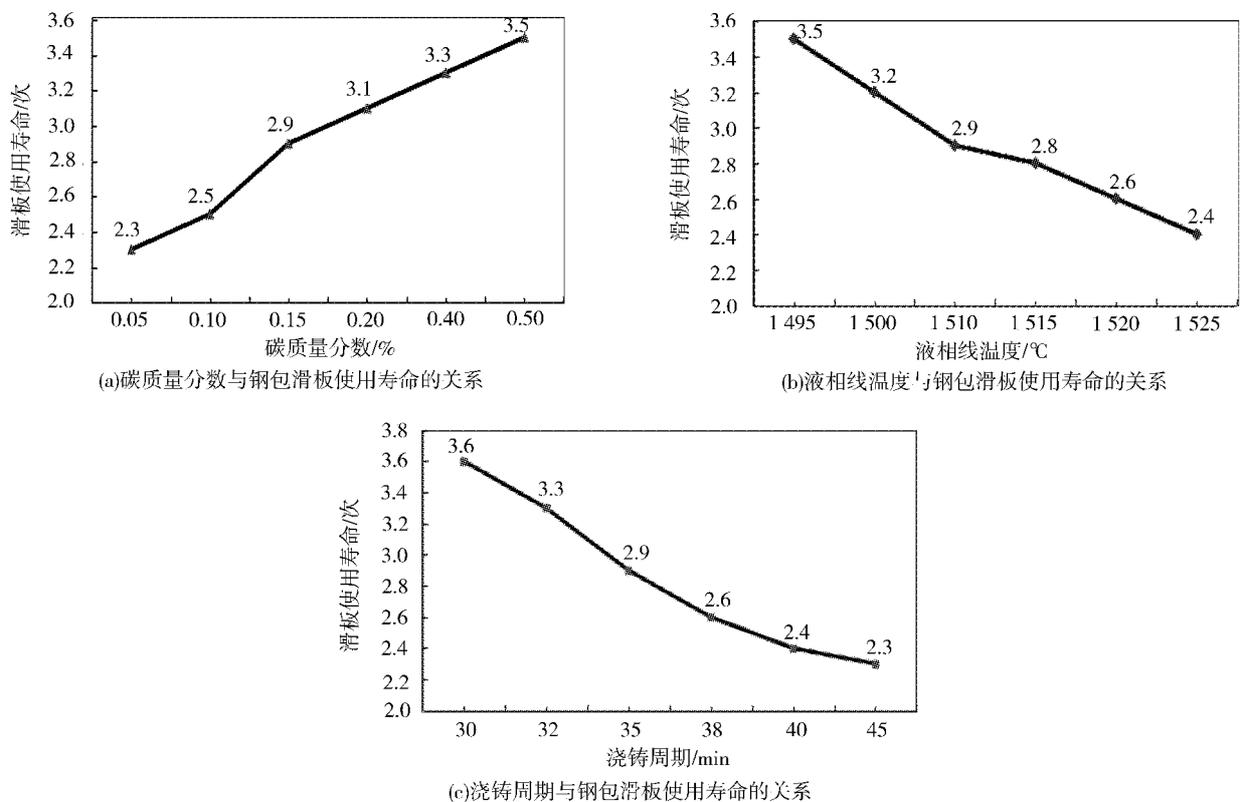


图1 碳质量分数、液相线温度和浇铸周期与钢包滑板使用寿命的关系

1.3 滑板结构及系统机构设计

滑板表面出现裂纹是造成滑板无法继续使用的重要因素之一,滑板裂纹出现的直接原因是滑板局部所受拉应力大于其本身所能承受的应力上限造成局部“撕裂”^[6-9]。为了防止滑板裂纹的产生,除了优化滑板材质外,还在滑板使用过程中,通过对其施加预加压应力来抑制裂纹的产生。另外,上、下滑板之间的“咬合”程度,也是影响滑板使用寿命的关键因素,该情况取决于滑板机构弹簧面压和机构精度。

2 提高滑板连续使用次数的措施

2.1 优化炼钢过程工艺参数和钢包周转制度

在实际生产过程中,滑板的长寿命与钢包的高效周转相互促进。为了延长滑板的连续使用周期,对产线进行优化并制定相关措施。首先,提升连铸机的拉速,缩短钢包的平均浇铸周期,使连铸机平均浇铸周期减少5 min,这不仅提高了生产效率,还减少了浇钢过程中的控流操作频率和次数。其次,对钢包的周转数量进行规范化管理,严格限制不同生产模式下的钢包投入量。依据不同钢种

制定精炼时间,可压缩普通钢种的生产周期,并有效减少钢包的空置时间。这些措施不仅提高了生产效率,还有助于减轻滑板所承受的冷热应力,从而延长其使用寿命。

2.2 优化滑板结构设计

滑板的结构设计对滑板使用寿命影响显著,通过分析滑板不同设计形状的热应力模拟云图^[9],对滑板结构不断优化,提高铸孔周围尤其是垂直于滑板滑动方向的预加压应力,可以抑制其周围裂纹的产生,提升滑板使用寿命。滑板结构示意图见图 2,滑板连续使用次数平均 3 次,使用工况较优的可以达到 4 次。

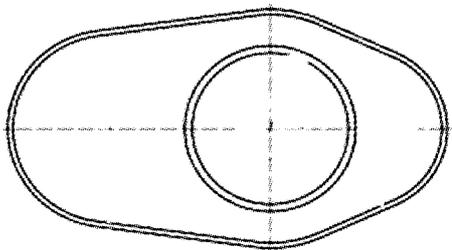


图 2 滑板结构示意图

2.3 优化滑板材质

原现场使用滑板为铝碳质滑板,为提高滑板性能,与滑板供货厂家结合,将滑板材质优化为铝锆碳质滑板。铝锆碳质滑板通过引入 ZrO_2 系原料,除了利用 ZrO_2 本身优良的抗侵蚀性能及锆莫来石的低热膨胀特性外,通过控制 ZrO_2 的“马氏体转变”可以提高材料的韧性和热震稳定性。滑板材质优化为铝锆碳质后,其常温耐压强度和高温抗折强度均有明显的提升,铝锆碳质滑板平均寿命 4.4 炉,较铝碳质滑板平均寿命 3.1 炉提高了 1.3 炉。

2.4 优化滑板装置机构

上、下滑板的“咬合”程度也是滑板使用寿命的关键影响因素,其直接取决于滑板机构压力系统和滑板拉伸驱动系统的协调工作。如图 3 所示滑板机构压力系统选用双条 12 个螺旋弹簧,该弹簧压力需定期测量,无法满足压力下限直接更换。滑板拉伸驱动系统为连杆驱动机构,液压系统工作压力为 12 MPa,其示意图见图 4。

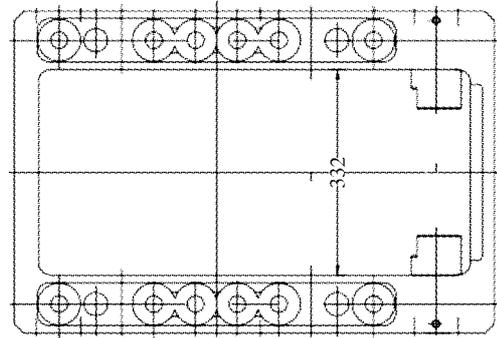


图 3 滑板机构压力系统结构示意图

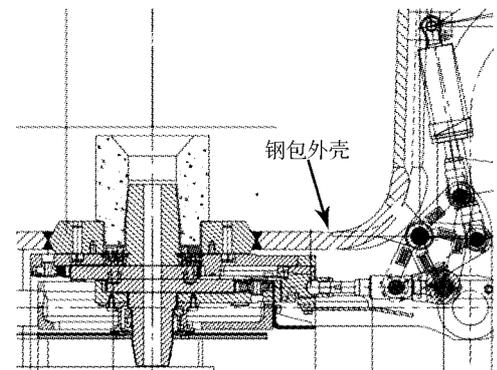
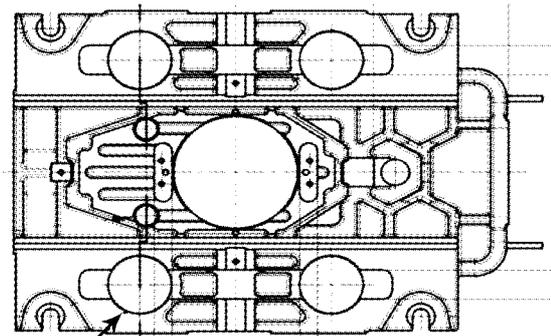


图 4 滑板拉伸驱动系统结构示意图

通过现场实践,对滑板机构压力系统和滑板拉伸驱动系统进行优化,将机构压力系统由优化前的 12 个螺旋弹簧优化为 4 个角部抗高温螺旋碟型弹簧组成,如图 5 所示。



弹簧安装部位

图 5 优化后滑板机架结构示意图

在保证系统总压力不变的前提下,由双条 6 对普通抗高温螺旋弹簧优化为 4 个角部对称的抗高温螺旋碟型弹簧,增加了滑板工作时的面压稳定性,可以保证滑板上线时持续处于均匀压紧状态,为提高使用寿命创造了前提条件。同时将现有的驱动设备进行改造,将液压缸置于滑板平行线方向,使其驱动力输出与滑板拉伸在一条线上,

实现了滑板拉伸时无垂直于板面的力,保证了其工作时的板件紧密不受破坏,同时液压缸驱动压力升级为 16 MPa,滑板拉伸时板件产生更大的剪切力,可以有效避免板间夹钢情况的发生,提高滑板连续使用寿命 1.5~2.5 倍。

3 结论

(1) 经过对滑板运行系统进行高精度系列优化,可以有效提高滑板使用寿命,减少板间夹钢事故的发生。

(2) 通过优化钢包滑板系统材质和构造,改进钢包和滑板运行过程冶炼工艺参数,优化滑板机械系统,提高滑板连续使用寿命 1.5~2.5 倍,为公司低量位钢包运行和低能耗生产奠定了坚实的基础。

参考文献

- 1 李红霞. 现代冶金功能耐火材料[M]. 北京:冶金工业出版社, 2019.

- 2 谭永明. 钢包滑板连续使用工艺[J]. 世界有色金属, 2017(2): 207-208.
- 3 闫永奎. 降低钢包滑板漏钢事故率的实践[J]. 甘肃冶金, 2015, 37(5): 38-39.
- 4 魏国立. 钢包滑板漏钢原因分析及改进措施[J]. 甘肃冶金, 2015, 37(2): 67-68, 96.
- 5 霍存, 张志刚. 天铁 180t 钢包滑板的多炉连用技术[J]. 耐火材料, 2012, 46(5): 368-370.
- 6 于艳忠, 齐志刚, 温铁光, 等. 钢包滑板的损毁原因及改进措施[J]. 耐火材料, 2012, 46(2): 140-142.
- 7 于艳忠, 田勇, 刘伟, 等. 钢包滑板的损毁原因及长寿化措施[J]. 鞍钢技术, 2012(1): 59-62.
- 8 夏春学, 陆晓旭, 钟建民, 等. 唐钢一炼钢厂钢包滑板连用生产实践[J]. 河北冶金, 2005(2): 50-52, 66.
- 9 高海潮, 朱伦才, 陈岩松, 等. 钢包滑动水口滑板多炉连续使用技术[J]. 炼钢, 2002(1): 57-60.

朱斐斐,男,2015年毕业于华北理工大学冶金工程专业。

收稿日期:2025-03-26

(上接第 12 页)

的高温拉伸屈服性能作出相关规定。而 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板在 525 °C、550 °C 和 575 °C 时所展现的高温拉伸屈服强度依然高于该标准对常温屈服强度的限定要求。

3.5 金相组织

对 150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板进行金相分析,观察板厚 1/4 处、板厚 1/2 处的显微组织,组织形貌如图 2 所示。由图 2 可知,150 mm 厚度 12Cr2Mo1VR 钢板的金相组织细小均匀,均为贝氏体,具有较好的强度与韧性。

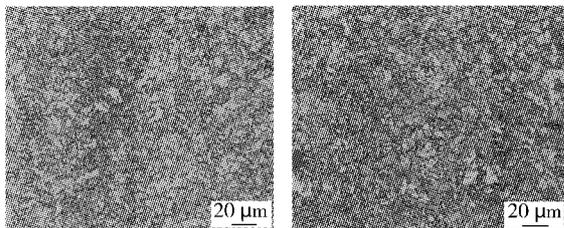


图 2 12Cr2Mo1VR 钢板的典型金相组织形貌

4 结语

南钢在 12Cr2Mo1VR 厚板研发中,采用低 C、低 Mn、超低 S、P 的成分设计,降低碳当量,提升焊接性能与低温韧性。添加 Cr、Mo、V、Ni 合金,细

化了晶粒,增强了抗高温回火性能,提升了钢板心部冲击性能。在生产过程中,运用纯净钢冶炼技术严控钢水成分,采用低偏析连铸降低夹杂物与偏析量,以提升铸坯质量。依托 460 mm 厚度连铸坯与 5 000 mm 宽厚板轧机,以大压下量高渗透轧制细化晶粒;采用调质工艺,淬火时快速冷却促使组织转变,回火时精确控制温度,实现组织性能均匀化,突破强韧性匹配局限,对推动我国临氢设备制造高质量发展作出了贡献。

参考文献

- 1 吴艳阳, 牛红星, 尹卫江, 等. 舞钢气化炉用大厚度临氢 SA387Gr11Cl2 钢板的研制开发[J]. 宽厚板, 2016, 22(4): 1-5.
- 2 尹卫江, 李杰, 龙杰, 等. 临氢化工用 200 mm 特厚 12Cr2Mo1R 钢板的研制及应用[J]. 特殊钢, 2020, 41(3): 51-54.
- 3 刘俊. 12Cr2Mo1VR 在电站辅机产品中的应用及制造工艺优化[J]. 锅炉制造, 2024(4): 47-49.
- 4 杨阳, 李忠波, 别佳保. 200 mm 厚度加氢反应器用特厚板 12Cr2Mo1VR(H) 的开发[J]. 特殊钢, 2024, 45(2): 24-29.

杨鸿宇,男,2007年毕业于河北理工大学金属材料工程专业,工程师。

收稿日期:2025-01-12

· 技术讨论 ·

390 MPa 级耐候钢板性能不合格原因分析及解决措施

齐 燕 葛 洋
(河钢集团舞钢公司)

摘 要 针对近期生产 390 MPa 级耐候钢板出现屈服强度、断后伸长率不合格问题,从力学性能和金相组织两个方面进行对比、分析,结果表明:钢板性能不合格是由于钢板内部出现贝氏体组织。通过优化成分设计和严格控制 II 阶段开轧温度、终轧温度和返红温度等控轧控冷工艺参数,将 390 MPa 级耐候钢板的性能合格率由 33.3% 提高到 100%,为此类钢板的后续生产积累了实践数据和经验。

关键词 耐候钢 合金元素 控轧控冷工艺 返红温度

Causes Analysis and Countermeasures of Mechanical Properties Nonconformity for 390 MPa Grade Weathering Steel Plate

Qi Yan and Ge Yang
(HBIS Group Wusteel Company)

Abstract For the problem of yield strength and elongation ratio nonconformity for the 390 MPa grade weathering steel plate produced recently, the analysis is performed from the two aspects of mechanical properties and microstructure. The results show that the nonconformity of steel plate mechanical properties is caused bainite in the steel plate. By optimizing the composition design and stringently controlling the II type controlled rolling process parameters such as start rolling temperature, finish rolling temperature, self-tempering temperature, the mechanical properties qualification rate of the 390 MPa grade weathering steel plate is increased from 33.3% to 100%, the production data and experience are accumulated for subsequent production of such steel plate.

Keywords Weathering steel, Alloying element, Controlled rolling and controlled cooling process, Self-tempering temperature

0 前言

390 MPa 级耐候钢板是一种低合金高强度钢,其化学成分中通常含有 Cu、P、Cr、Ni 等元素,这些元素在钢板表面形成致密的氧化层,有效阻止腐蚀介质的渗透,使其具有良好的耐大气腐蚀性能,广泛应用于大型建筑、桥梁、塔架等户外结构,尤其在沿海和高湿度地区,耐腐蚀性能显著。随着基础设施建设的推进和环保要求的提高,耐候钢的需求量持续增长,390 MPa 级别耐候钢因优异的性能,在建筑和桥梁领域的应用前景广阔。河钢集团舞钢公司(简称“舞钢”)首次生产 390 MPa 级耐候系列钢板,厚度规格 20 mm、40 mm、50 mm,在试制过程中出现了屈服强度、断后伸长

率不合格现象,既影响了合同交货期,又增加了生产成本。本文主要从金相组织和力学性能入手,对 390 MPa 级耐候钢板屈服强度、断后伸长率不合格的原因展开对比、分析,并提出相应的解决措施,为国内同类型钢种技术开发提供参考。

1 化学成分与生产工艺路线

建筑用 390 MPa 级耐候钢板有较高的强度和耐腐蚀性能的要求,主要运用 Cr、Ni、Cu 等合金元素能够在钢板表面形成致密的氧化膜,同时考虑到 C 元素质量分数会影响钢板的焊接性能、韧性等因素,为此采取低 C、低 Mn 成分体系设计,配合一定比例的合金和微合金元素,同时降低有害

元素 S 的质量分数^[1-4]。390 MPa 级耐候钢的具 体化学成分设计如表 1 所示。

表 1 390 MPa 级钢板的化学成分设计(质量分数)

C	Mn	Si	P	S	Als	Ni	Cr	Cu	Nb、V
0.09~0.11	0.8~1.1	0.3~0.5	≤0.150	≤0.012	0.02~0.05	0.25~0.30	0.3~0.8	0.20~0.55	适量

390 MPa 级耐候钢板生产工艺路线为:电炉初炼→LF 精炼→VD 真空脱气处理→3#连铸机连铸→加热炉加热→4 300 mm 轧机控轧→控冷→剪切→检验→入库。

2 结果与分析

2.1 力学性能对比

390 MPa 级耐候钢板不合格批次和合格批次力学性能与客户要求对比见表 2。从表 2 中可以看出,屈服强度、断后伸长率不合格批次的平均抗拉强度明显高于合格批次,说明断后伸长率低的钢板抗拉强度普遍偏高。

表 2 390 MPa 级耐候钢板力学性能对比

项目	R_{el}/MPa	R_m/MPa	$A/\%$
客户要求	390~510	≥510	≥20
不合格批次(均值)	519	656	17.8
合格批次(均值)	456	581	22.1

2.2 金相组织分析

图 1 为不合格批次 390 MPa 级耐候钢板的金相组织形貌,从图 1 中可以看出,钢板的金相组织为铁素体+珠光体+贝氏体,铁素体晶粒大小不均匀,片状珠光体及羽毛状贝氏体分布其中,贝氏体有利于强度的提高,但比例高会导致钢板塑性变差。

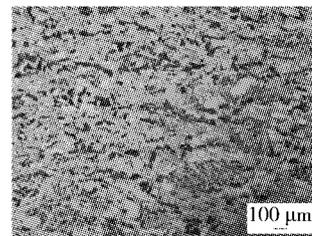


图 1 不合格钢板板厚 1/2 处金相组织形貌

2.3 夹杂物分析

390 MPa 级耐候控轧钢板夹杂物评定结果见表 3。由表 3 可知,该材料的夹杂物级别较低,均属于细系夹杂物,各类夹杂物评级≤1 级。

表 3 390 MPa 级耐候控轧钢板夹杂物级别

表 3 390 MPa 级耐候控轧钢板夹杂物级别								级
A 类(硫化物)		B 类(氧化铝)		C 类(硅酸盐类)		D 类(球状氧化物)		DS 单颗粒
粗	细	粗	细	粗	细	粗	细	球状类
0	1	0	1	0	1	0	1	1

3 改进措施

3.1 成分设计优化

3.1.1 微调合金成分

Mn 质量分数降至 0.8%~0.9%,减少淬透性,促进铁素体形成。添加微量合金元素 Nb、V 至 0.02%~0.03%,通过细晶、析出强化补偿强度损失,同时保持塑性。

3.1.2 降低 S 元素质量分数

S 元素可增加钢中非金属夹杂数量,不利于钢板耐腐蚀性的提高,作为残余元素,与 Mn 形成 MnS 夹杂物,引发局部腐蚀,破坏耐候钢表面保护

层的连续性,其质量分数控制到 0.01% 以下,在其他条件相同的情况下,S 质量分数越低,钢板的耐腐蚀性能就越好。

3.1.3 Cu 和 Cr 的合理配比

Cu 是最早认识的耐大气腐蚀合金元素,Cu 能在钢板表面形成致密的氧化膜提高钢的抗腐蚀能力,Cu 和 Cr 同时加入效果更明显,Cu 和 Cr 元素在腐蚀锈层内部富集,形成复杂的多元合金氧化物,细化锈层颗粒,有利于钢板耐腐蚀性能的提高^[5]。基于成本方面考虑,合金元素并非在允许范围内越多越好,成分范围可以调整为 Cu 元素

0.25% ~ 0.35%, Cr 元素 0.4% ~ 0.5%。

3.2 控制轧制工艺参数优化

结合图 1 的不合格 390 MPa 级耐候钢板金相组织和表 3 中不合格批次力学性能可得出, 不合格 390 MPa 级耐候钢板内部存在贝氏体硬相组织, 导致抗拉强度增高; 同时冷却速度快, 返红温度低, 奥氏体向贝氏体转的变比例增加, 导致屈服强度及断后伸长率不合格。因此, 为解决 390 MPa 级耐候钢板屈服强度及断后伸长率不合格问题, 主要从改变钢板内部组织着手。

3.2.1 控制坯料加热质量及 II 阶段轧制温度

采用步进式加热炉加热, 通过分段控温、保证均热段停留时间, 达到板坯均匀受热的目的, 使板坯心部与表面温差 ≤ 20 °C, 促使合金元素充分固溶于奥氏体中。将 II 阶段开轧温度控制在 850 ~ 880 °C, 处于未再结晶状态, 轧制过程中产生的变形不会被再结晶消除, 从而形成更多的变形带, 为奥氏体向铁素体的相变提供更多的形核位置^[6]。将 II 阶段终轧温度控制在 780 ~ 800 °C, 终轧温度在 A_3 附近, 部分奥氏体在轧制过程中转变为铁素体, 铁素体优先在变形的晶界、变形带处形核, 晶粒细化, 进而提高钢板的强度和韧性。

3.2.2 控制返红温度及冷却速率

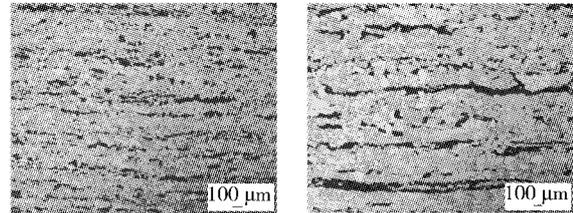
返红温度控制在 690 ~ 710 °C, 调整喷嘴的压力和分布, 实现均匀冷却, 避免局部过冷或冷却不足, 冷却速率 10 ~ 30 °C/s, 形成铁素体为基体的复合相组织, 抑制过多贝氏体组织的生成。返红温度越高, 微合金元素析出碳氮化物的尺寸越大, 密度会降低, 在既定轧制温度的情况下, 减弱其析出强化对强度的贡献延伸率提升。

在以上工艺基础上, 根据钢板的不同厚度、不同宽度规格, 制定具体超快冷开水组数、流量及水比^[7], 保证返红温度在控制要求范围内, 钢板屈服强度控制目标值 450 MPa, 抗拉强度控制目标值 570 MPa, 断后伸长率控制目标值 23 MPa。

4 实施效果

经过优化设计成分并调整控轧控冷技术参数, 使 390 MPa 级耐候钢板的屈服强度平均值为 456.18 MPa, 断后伸长率平均值 $\geq 22\%$, 均在满足客户要求的基础上还有一定的富余量, 钢板性能合格率由优化前的 33.3% 提高到优化措施实施后的 100%。实施改进措施后 390 MPa 级耐候钢

板内部金相组织为铁素体 + 珠光体, 铁素体晶粒大小均匀, 符合客户要求, 其 1/4 厚度处和 1/2 厚度处金相组织形貌如图 2 所示。



(a) 厚度 1/4 处

(b) 厚度 1/2 处

图 2 优化后 390 MPa 级耐候钢板金相组织形貌

5 结论

(1) 390 MPa 级耐候钢板屈服强度超客户要求上限、断后伸长率不合格, 是由于贝氏体硬相组织比例高所导致。

(2) 将影响钢板力学和耐腐蚀性能的合金及微合金元素质量分数控制在适当的范围之内, 在保证加热质量的基础上, 通过优化控轧工艺参数中的 II 阶段开轧温度、终轧温度及返红温度, 使耐候钢板的性能合格率提高到 100%。

(3) 基于控轧控冷工艺技术, 结合成分调整, 充分发挥细晶强化、析出强化和相变强化的综合作用, 实现 390 MPa 级钢板满足“高强、高韧、耐腐蚀”的综合要求, 推动节约型耐候钢钢板的开发和应用。

参考文献

- 郝鑫, 张伟超, 马欣然, 等. 高强船板延伸率不合格原因及解决措施[J]. 宽厚板, 2024, 30(5): 42-44.
- 来庆斌, 李亮, 陈洪民, 等. 耐候钢低成本生产工艺研究与实践[J]. 南方金属, 2024(3): 4-7.
- 陈旭, 刘林, 任涛, 等. 耐候钢控碳研究[J]. 山西冶金, 2022, 45(5): 28-29, 32.
- 李松, 边育智, 李俊朝, 等. 低碳低硫微合金化钢硫化物析出规律分析[J]. 金属世界, 2007(5): 32-35.
- 封辉. 355 MPa 级耐候钢中 Cu、Cr 和 P 元素的作用[D]. 沈阳: 东北大学, 2010.
- 王占学. 控制轧制与控制冷却[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988: 154-179.
- 王国栋, 王昭东, 刘振宇, 等. 基于超快冷的控轧控冷装备技术的发展[J]. 中国冶金, 2016, 26(10): 9-17.

齐燕, 女, 2006 年毕业于安徽工业大学金属材料专业, 工程师。

板坯热送过程表面快冷工艺数值模拟研究

杨金虎¹ 李继峰² 葛阳阳¹ 韩竞雄¹ 冯俊鹏¹

(1 邯钢钢铁集团有限责任公司; 2 河钢集团西部销售中心)

摘要 邯钢能嘉新区依托其紧凑的工序排布优势,采用热送热装工艺生产低合金钢。针对现场含 Nb 钢在热送过程中经过表面快冷后仍然存在红送裂纹问题,利用有限差分法对快冷过程进行数值模拟。结果表明:在快冷 120 s、内弧水量 40 m³/h 的工艺条件下,板坯表面中心及其以下 5 mm、10 mm 厚度处的温度分别为 512 ℃、584 ℃、650 ℃,冷却强度弱,致使淬火深度不够,无法保证快冷的效果;对比计算了不同水量下板坯获得的淬火层厚度,得出在内弧水量 ≥ 85 m³/h 的情况下,板坯快冷后淬火层厚度 ≥ 10.4 mm,此时板坯表面中心及其以下 5 mm、10 mm 厚度处温度分别为 411 ℃、500 ℃、580 ℃,能获得较好的快冷效果。现场优化水量后未再出现板坯红送裂纹。

关键词 热送热装 表面快冷 淬火层 数值模拟

Numerical Simulation of Surface Rapid Cooling Process in Slab Hot Delivery Process

Yang Jinhui¹, Li Jifeng², Ge Yangyang¹, Han Jingxiong¹ and Feng Junpeng¹

(1 Hansteel Company; 2 HBIS Group Western Sales Center)

Abstract Hansteel Nengjia New Area adopts hot delivery and hot charging process for low alloy steel production based on its advantage of compact process arrangement. In view of the problem that there are still hot delivery cracks in Nb-containing steel after using the surface rapid cooling process, the finite difference method is used to simulate the rapid cooling process. The results show that under the process conditions of 120 s rapid cooling and 40 m³/h inner arc water flowrate, the temperatures at the center of the slab surface, the 5 mm and 10 mm thickness positions below the slab surface center are 512 ℃, 584 ℃ and 650 ℃ respectively. The weak cooling intensity makes the quenching depth insufficient, which is unable to ensure the rapid cooling effect. The thickness of the quenching layer obtained by the slab under different water flowrate is compared and computed, when the water flowrate is equal to or over 85 m³/h, the quenching layer depth of the slab after rapid cooling is equal to or over 10.4 mm, while the temperatures at the center of the slab surface, the 5 mm and 10 mm thickness positions below the slab surface center are 411 ℃, 500 ℃ and 580 ℃ respectively, which can obtain better rapid cooling effect. No hot deliver crack occurs again after optimizing the water flowrate at the plant site.

Keywords Hot delivery and hot charging, Surface rapid cooling, Quenching layer, Numerical simulation

0 前言

热送热装技术能充分利用铸坯显热,将炼钢与轧钢工序紧密衔接,有效减少加热炉能源损耗,提高生产效率,因而在冶金行业获得广泛应用^[1,2]。低合金钢高温铸坯在两相区热送过程中经常因先共析铁素体膜和微合金粒子在晶界析出、铸坯表面热应力等因素的共同作用产生红送裂纹。对此,国内、外普遍采用表面快冷工艺来控

制红送裂纹的产生。表面快冷工艺通过对铸坯表面进行快速喷水冷却,使铸坯表面及以下一定厚度形成致密细化组织层,从而改善低合金钢在热送过程中的高温塑性,有效控制红送裂纹的产生^[3,4]。邯钢能嘉新区(以下简称“新区”)在含 Nb 低合金钢热送热装过程中增加了板坯表面快冷工序,现场的快冷箱一般采用冷却时间 120 s、内弧冷却水量 40 m³/h 的工艺设置。在此工艺设

置下轧后钢板仍不时出现红送裂纹。相关研究表明^[3,4],为了获得良好的快冷效果,快冷后淬火层厚度应大于 10 mm。淬火层可定义为铸坯经过在线快速冷却以后,表层达到铁素体相变转变完成温度以下的厚度范围^[5,6]。为获得铸坯在热送及快冷下的冷却规律,利用有限差分法求解铸坯在快冷过程中的温度变化情况,并计算不同水量下淬火层的厚度,指导现场工艺参数优化。

1 连铸及热送过程传热模型建立

1.1 连铸过程

为了较准确地掌握热送及快冷过程板坯温度变化规律,先求解整个连铸过程的传热,以获得在连铸结束(即板坯出扇形段)时的板坯温度场,作为热送过程的初始温度场分布。求解采用二维传热模型,对板坯厚度方向切片,通过在时间上累积获得全过程的温度变化。

新区板坯连铸机断面为(260×1 900) mm,拉速 1.10 m/min,铸机长度 35 m,共有 15 个扇形段。为方便模型求解,以 Q355B 钢为例,作出以下假设^[7,8]:(1)只考虑铸坯在宽度、厚度方向的二维传热,忽略铸坯在拉坯方向的传热。(2)铸坯在宽度、厚度方向的传热呈轴对称分布,取 1/4 截面用于计算。(3)忽略铸坯与扇形段夹辊间的导热,只考虑铸坯与冷却水的对流换热及自身辐射换热。(4)忽略凝固过程中的密度变化,钢的热物性参数采用定值。(5)凝固潜热的释放按等效比热容处理。(6)忽略钢水从中间包进入结晶器过程的温度变化,且钢水在结晶器的温度均匀。基于以上假设建立连铸过程的二维传热微分方程,见式(1)~式(4)。

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) \quad (1)$$

式中: ρ —钢水密度/($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$); λ —导热系数/($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$); T_l —液相线温度/ $^{\circ}\text{C}$; T_s —固相线温度/ $^{\circ}\text{C}$; c —比热/($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$); T_{sl} —固、液两相温度/ $^{\circ}\text{C}$ 。

结晶器内的传热计算采用经验公式(2)^[9]。

$$q = A - B \sqrt{L/v} \quad (2)$$

式中: q —热流密度/($\text{W} \cdot \text{m}^{-2}$); L —结晶器有效高度/m; v —拉坯速度/($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$); A 、 B —经验参数,根据实际生产中钢种、设备情况决定。

二冷区的对流换热用式(3)表示^[10,11]。

$$h = 708 W^{0.75} T_b^{-1.2} + 0.116 \quad (3)$$

式中: W —水流密度/($\text{L} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$); h —综合换热系数/($\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{C}^{-1}$); T_b —铸坯表面温度/ $^{\circ}\text{C}$ 。

铸坯辐射换热采用辐射定律表示,具体计算见式(4)^[12]。

$$q = \varepsilon \sigma [(T_b + 273)^4 - (T_a + 273)^4] \quad (4)$$

式中: q —热流密度/($\text{W} \cdot \text{m}^{-2}$); σ —Boltzmann 常数,取 $5.67 \times 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{C}^4)$; ε —铸坯表面黑度(发射率),取值 0.8; T_b —铸坯表面温度/ $^{\circ}\text{C}$; T_a —环境温度/ $^{\circ}\text{C}$ 。

1.2 热送过程

新区的热送过程主要包括板坯切割、快冷箱表面快冷和保温罩等待 3 个时段。切割时间一般在 20 min 左右,快冷过程因为节奏匹配问题,一般采用固定时间 120 s,快冷箱连接保温罩,板坯在保温罩内运送、停留 5~20 min 后装入加热炉。

板坯在切割时的传热主要为辐射传热,同样可以用公式(4)表示。当板坯进入保温罩后,由于保温罩对热量的阻隔作用,板坯表面会存在一定的回温情况。板坯在保温罩内的传热同样以辐射为主,但此时板坯的发射率 ε 与在空气中不同, ε 以板坯和保温罩组成的系统 $\varepsilon_{\text{合}}$ 来表示,具体计算见式(5)^[13,14]。

$$\varepsilon_{\text{合}} = \frac{1}{\left(\frac{1}{\varepsilon_{\text{铸坯}}} + \frac{1}{\varepsilon_{\text{保温}}} \right) - 1} \quad (5)$$

式中: $\varepsilon_{\text{合}}$ —系统发射率; $\varepsilon_{\text{铸坯}}$ —铸坯表面发射率,取值 0.8; $\varepsilon_{\text{保温}}$ —保温材料发射率,取值 0.38。

快冷工艺的传热过程主要是冷却水与板坯表面产生的对流换热,整个过程采用相关文献提供的经验公式表示,见式(6)^[15]。

$$h = 0.9 \times (3.56 \times 10^6 T^{-1.54} W^{0.69} + C) \quad (6)$$

式中: W —水流密度/($\text{L} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$); h —综合换热系数/($\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{C}^{-1}$); T —板坯表面温度/ $^{\circ}\text{C}$; C —常数,与现场设备工艺情况有关。

为了得到符合现场降温规律的综合换热系数 h ,结合现场快冷后实际测温情况修正常数 C 的取值,使模型精确度更高。由于现场快冷箱与保温罩相连,并且快冷后表面存在水汽,测温时选取板坯通过保温罩的不同时间点保温罩出口处测温。测温设备采用 CEM 型号 9897H 手持式红外热像仪。

2 模型模拟计算及结果分析

2.1 板坯热送过程中的快冷工艺

板坯热送过程温度随时间的变化如图 1 所示,其中 a、b、c 分别对应切割、快冷、在保温罩内保温 3 个过程,模型计算的表面中心温度与实际测量温度值具有良好的一致性。快冷前板坯表面中心温度 924 °C,厚度中心温度为 1 121 °C,快冷 120 s 过程中,表面因与冷却水直接对流换热使温度急剧下降,板坯内部仍以金属间的导热为主,整体变化不大。模型计算得出,在快冷结束时板坯表面中心温度降至 512 °C,温降 412 °C,厚度中心温度降至 1 102 °C,温降 19 °C。快冷结束后板坯进入保温罩,此时心部整体温度仍比较高,同时由于保温罩的保温作用,心部热量会持续传导至表面,使表面温度明显回升,如图 1 中 c 段显示,因为心部温度高于表面温度,热量一直由心部传导至表面,因此心部温度持续降低。表面回温过程大致持续 12 min,对应图中 34 min 处,此时表面中心温度 871 °C,厚度中心温度 964 °C。

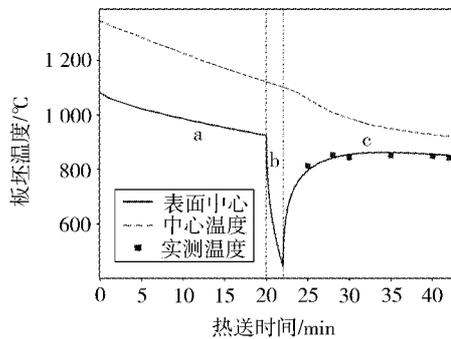


图 1 板坯热送过程温度变化

对比板坯表面中心及其以下 5 mm、10 mm 处

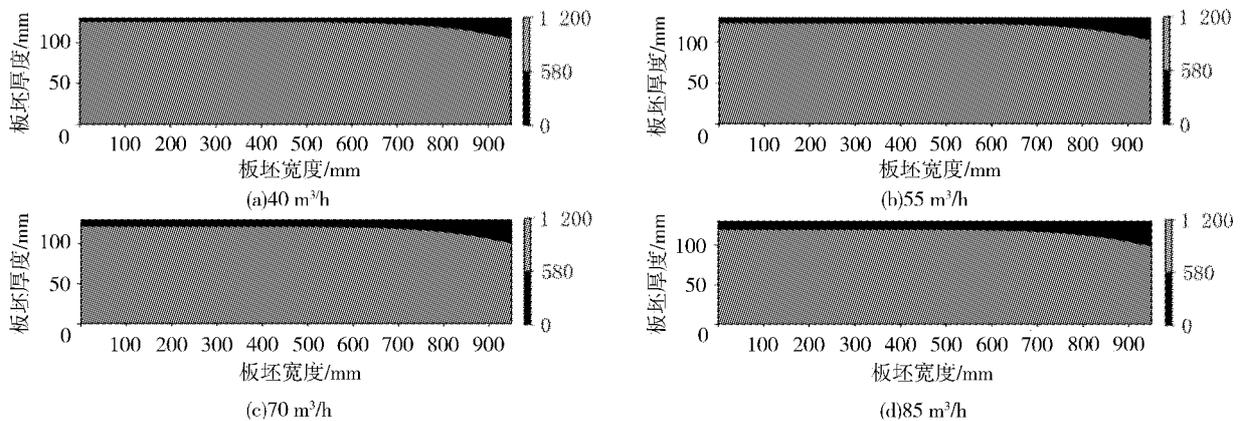


图 3 不同水量快冷下板坯淬火层

在快冷过程中的温度变化情况,如图 2 所示。一般快冷工艺需要使表面温度降至 600 °C 以下,跨过两相区。同时有研究表明,当冷速在 2 ~ 5 °C/s 时,表面能形成细小的、高温力学性能优良的珠光体、铁素体组织,可有效防止红送裂纹的产生^[16]。在快冷 120 s、内弧水量 40 m³/h 的冷却条件下,表面温度降至 512 °C,冷速 3.4 °C/s,厚度 5 mm 和 10 mm 处温度分别降至 584 °C、650 °C,对应冷速分别为 2.8 °C/s 和 2.2 °C/s。可见在当前冷却条件下,冷却传递深度至 10 mm 处的能力不足,此处温度仍较高,冷速也接近获得良好高温力学性能组织的下限。

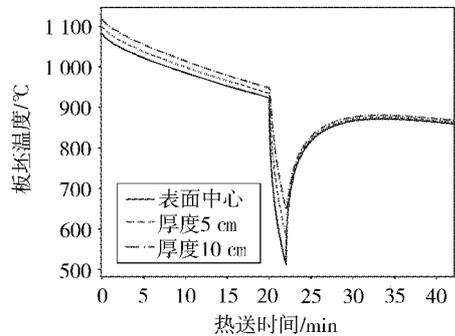


图 2 快冷时板坯不同位置的温度变化

2.2 水量对淬火层的影响

淬火层可定义为铸坯表层经过在线快速冷却以后,表层达到铁素体相变转变完成温度以下的厚度范围,根据相关文献可取 580 °C 作为淬火层与非淬火层的分界线^[6]。如图 3 所示,对计算结果处理得到 40 m³/h、55 m³/h、70 m³/h、85 m³/h 水量时,板坯淬火层厚度分别为 4.7 mm、6.3 mm、8.5 mm、10.4 mm。

随着内弧快冷水量的提高,淬火层厚度也随之变厚。当冷却水量为 $40 \text{ m}^3/\text{h}$ 时,淬火层厚度只有 4.7 mm ,在热送及后续热装加热炉中板坯表面本身也存在损耗,使得快冷效果不稳定,表面的高温塑性未得到增强,在后续两相区析出与热应力共同作用下容易沿晶界处开裂,形成红送裂纹。在冷却水量 $\geq 85 \text{ m}^3/\text{h}$ 时,能够保证淬火层的厚度 $> 10 \text{ mm}$,取得良好的快冷效果。

3 快冷工艺优化

图 4 为采用 $85 \text{ m}^3/\text{h}$ 水量时快冷过程中板坯不同位置的温度变化情况。快冷结束时板坯表面中心及其以下 5 mm 、 10 mm 厚度位置温度分别为 $411 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $500 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $580 \text{ }^\circ\text{C}$,对应 3 个位置的冷速分别为 $4.2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 、 $3.5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 、 $2.8 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$,比之前冷却渗透能力有所增加。同时板坯表面在保温罩内回温后温度最高升至 $849 \text{ }^\circ\text{C}$,相比之前 $40 \text{ m}^3/\text{h}$ 快冷水量时的 $871 \text{ }^\circ\text{C}$ 只损失 $22 \text{ }^\circ\text{C}$,板坯整体仍保持较高的温度。现场增加快冷箱水量后,含 Nb 低合金钢在热送时未再出现红送裂纹。

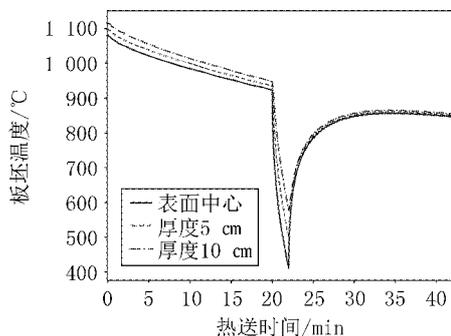


图 4 $85 \text{ m}^3/\text{h}$ 快冷水量时板坯不同位置的温度变化

4 结论

(1) 针对邯钢能嘉新区含 Nb 钢热送过程快冷效果不稳定的问题,利用有限差分法对快冷过程的板坯温度变化进行了数值模拟,结果表明:在当前 $40 \text{ m}^3/\text{h}$ 快冷水量下,冷却渗透能力不足,快冷结束时板坯表面以下 10 mm 处温度 $650 \text{ }^\circ\text{C}$,冷速 $2.2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$,淬火层厚度 4.7 mm ,未能获得良好的快冷效果。

(2) 对比计算不同快冷水量下板坯获得的淬火层厚度,当快冷水量分别为 $40 \text{ m}^3/\text{h}$ 、 $55 \text{ m}^3/\text{h}$ 、 $70 \text{ m}^3/\text{h}$ 、 $85 \text{ m}^3/\text{h}$ 时,板坯淬火层的厚度分别为 4.7 mm 、 6.3 mm 、 8.5 mm 、 10.4 mm 。要想保证板坯获得厚度 $> 10 \text{ mm}$ 且具备优良高温性能组织的

淬火层,应满足内弧快冷水量 $\geq 85 \text{ m}^3/\text{h}$ 。

(3) 当采用 $85 \text{ m}^3/\text{h}$ 的快冷水量时,快冷时间 120 s 后板坯表面中心及以下 5 mm 、 10 mm 厚度处温度分别为 $411 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $500 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 $580 \text{ }^\circ\text{C}$,对应冷速分别为 $4.2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 、 $3.5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 、 $2.8 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 。此时板坯表面温度损失较 $40 \text{ m}^3/\text{h}$ 时只多 $22 \text{ }^\circ\text{C}$,并获得良好的快冷效果,优化水量后现场没有再出现红送裂纹。

参考文献

- 刘勇,刘富贵,付芹,等.提高连铸坯热送热装率技术研究及应用[J].金属材料与冶金工程,2021,49(6):38-44,52.
- 张开发,王明林,张慧,等.铸坯热送热装工艺对加热炉能效的影响[J].材料科学与工艺,2021,29(6):54-64.
- 钟婧,王谦,张少达,等.用于热送热装的连铸坯表面快速冷却技术[C].中国金属学会.2014年全国炼钢—连铸生产技术会论文集,2014:5.
- 鲁永剑.低合金钢中厚板连铸坯热送裂纹形成及预防机理研究[D].重庆:重庆大学,2013.
- 蔡建伟.HSLA钢中M-A组织的形成动力学及其对力学性能的影响[D].燕山大学硕士学位论文,2007,(2):88.
- 崔忠圻,覃耀春.金属学与热处理[M].北京:机械工业出版社,2007.
- 张开发.连铸板坯热送热装工艺技术研究[D].钢铁研究总院,2022(1):83.
- 蔡大为,陆靖洲,窦坤,等.微合金钢连铸方坯凝固传热过程数值模拟[J].连铸,2023,(5):51-56.
- 周国涛,陈金,黄标彩,等.Q355B板坯连铸凝固传热行为数值模拟[J].连铸,2023,(2):43-51.
- 果晶晶,陈健.板坯连铸过程的凝固传热分析[J].山西冶金,2021,44(3):54-57.
- 王宏明,李桂荣.热送热装工艺中板坯连铸过程传热的数学模型[J].炼钢,2003,(3):37-41.
- 马环.连铸板坯在辊道输送和堆冷过程中的温度场研究[D].重庆大学,2013,(3):90.
- 高仲龙,高光宁,温治,等.连铸坯输送辊道加罩的保温效果分析[J].工业加热,1998(6):3.
- 靳书岩,冯光宏,张宏亮,等.在连铸坯直接轧制输送过程中的温度均匀性研究[J].热加工工艺,2019,48(15):60-63.
- 钟婧.低合金高强度钢连铸板坯热送过程中温度控制的模拟研究[D].重庆大学,2015,(4):102.
- 李江.HSLA钢连铸板坯热送过程中组织演变及析出物行为研究[D].重庆大学,2014,(3):96.

杨金虎,男,2013年毕业于河北联合大学冶金工程专业,工程师。

李继峰,男,工程师,通讯作者。

洁净钢生产中耐火材料的功能设计及技术

王爱东¹ 孔祥凤¹ 徐海芳²

(1 唐山钢铁集团有限公司; 2 唐山科技职业技术学院)

摘要 耐火材料作为炼钢用辅料,与钢水直接接触,其设计选材与使用影响着洁净钢品质,营造有利于洁净钢生产的友好环境是耐火材料在冶金炉衬或功能元件应用中亟待解决的首要问题。对洁净钢生产中耐火材料、尤其是功能耐火材料的设计与应用进行技术探讨,在耐火材料设计中选择不会对钢水造成污染的材质,结构合理且有助于达到促进夹杂物上浮和改善保护浇注的效果。同时还简要介绍了无碳钢包材料、钢包弥散透气砖、中间包气幕挡墙、异型包底和连铸保护浇注等新材料、新技术。

关键词 洁净钢 夹杂物 耐火材料 保护浇注

Function Design and Technology Application of the Refractories in Clean – Steel Production

Wang Aidong¹, Kong Xiangfeng¹ and Xu Haifang²

(1 Tangshan Iron and Steel Group Co., Ltd.; 2 Tangshan Vocational College of Science and Technology)

Abstract The refractories, as the auxiliary material for steelmaking, contacts with the molten steel. The design selection and application of the refractories directly affect the quality of the clean – steel, building a clean – steel production favorable and friendly environment is the first issue to be resolved for the application of the refractories in the metallurgical furnace lining or function components. The technical discussion is carried out on the design and application of the refractories used in clean – steel production, especially the functional refractories, and in the refractory design, the material which doesn't pollute the molten steel is to be selected, the structure is rational and favorable for achieving the results of inclusion floating promotion and shrouded casting improvement. At the meanwhile, the new materials and technologies are described, such as carbon – free ladle refractories, diffuse purging plug, gas curtain barrier of the tundish, irregular shape bottom of the ladle and shrouded continuous casting technology.

Keywords Clean – steel, Inclusion, Refractory, Shrouded casting

0 前言

洁净钢及其生产技术是现代炼钢的主导理念,源于二十世纪60年代,在二十一世纪初逐步走向成熟^[1,2]。洁净钢广泛用于汽车、家电、核电工程和苛刻条件下的其他用途,通常指钢中S、P、O、H、N等有害成分含量非常少,非金属夹杂物数量少、尺寸小且形态得到控制,合金元素成分精准且分布均匀的高品质钢材^[3,4]。洁净钢生产要对非金属夹杂物以及工艺过程实施严格的控制,例如,采用铁水预处理脱硫、脱磷,利用转炉或电炉一次炼钢进行脱碳、脱磷,通过精炼更加精确地调整成分及温度,并进一步脱碳、脱磷、脱氮、脱氧、

脱氢、脱硫等,连铸时采取保护浇注以减少 Al_2O_3 、FeO等非金属夹杂物生成并提高钢水的洁净度。在炼钢生产中,耐火材料与钢水直接接触,其设计与使用也对洁净钢生产有着直接的影响,本文将对洁净钢生产用耐火材料、尤其是功能性耐火材料的设计选材与应用进行技术探讨。

1 耐火材料在洁净钢生产中的应用

耐火材料在冶金过程中不可避免地会受到熔损,成为危害钢水洁净度的主要源头之一。而耐火材料对钢水洁净度的影响取决于耐火材料与钢水和熔渣的相容性,因此在冶金炉衬或功能元件设计选择耐火材料时,首先要考虑的是耐火材料

能否创造有利于洁净钢生产的友好环境。陈肇友等根据热力学,研究了一些耐火氧化物、复合耐火氧化物在钢水中溶解平衡时其金属元素的含量与钢水中平衡氧活度之间的关系,对钢水的增氧作用由大到小的顺序为: $\text{Cr}_2\text{O}_3 > \text{SiO}_2 > \text{Al}_2\text{O}_3 > \text{MgO} > \text{ZrO}_2 > \text{CaO} \cdot \text{MgO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3 > \text{ZrO}_2 \cdot \text{SiO}_2 > 3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 > 2\text{MgO} \cdot \text{SiO}_2 > 2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 > \text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 > \text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ [4]。由此可知,使用碱性材料或碱性复合材料有利于减少钢水污染,起到净化钢水的作用。

洁净钢的冶炼工艺路线为铁水预处理→转炉冶炼→LF/RH 精炼→连铸。对耐火材料的研究分为:(1)满足工艺要求,适应洁净钢生产需要,进行耐火材料的材质、结构设计。(2)融合工艺要求,进行耐火材料的应用技术开发,为洁净钢生产提供技术支撑,比如减少对钢水的污染、优化结构促进夹杂物去除以及应用新材料、新工艺等。

1.1 铁水预处理

国内、外大中型钢铁厂目前广泛采用的铁水预处理方法是机械搅拌法、喷吹法、镁基脱硫法和金属镁粒喷入法,国内部分耐火材料厂家则致力于铁水预处理工艺研究,开发了不同类型的喷枪、搅拌机来满足钢厂需要。其中,机械搅拌法是将氧化钙或碳化钙基脱硫剂加入铁水中,借助十字形叶轮搅拌器的旋转,使粉剂与铁水充分接触反应,获得良好的脱硫效果,其优点是效率高,脱硫到硫质量分数 $< 0.005\%$,设备费用少,处理能力大,脱硫剂消耗少;喷吹法是将惰性气体用作载体,通过喷枪将 CaO 、 CaC_2 及 Mg 按一定比例组合的脱硫粉剂喷入铁水中,其优点是脱硫率高,设备简单,操作方便,容易控制;镁脱硫法分为镁包芯线喂入法和金属镁粒喷入法,由于这种新脱硫工艺远优于上述脱硫方法,因而正在成为许多厂家新建及改造脱硫装置的首选方案 [5]。

提高铁水扒渣效率和降低铁损一直是铁水脱硫的技术难题,在铁水罐底部或侧面设置透气砖,通过铁水罐底吹进行吹气赶渣,以达到聚渣、除渣的目的;宝钢梅钢炼钢厂设计顶吹气赶渣装置,喷枪下部耐火材料保护插入铁水罐内进行吹气赶渣,可以降低带铁量和减少扒渣时间。

1.2 转炉挡渣

钢水质量直接影响钢材的性能,减少转炉出钢过程中的下渣量是提高钢水质量的一个重要环

节。如何降低转炉出钢过程的下渣量是炼钢工艺的技术难题,也是转炉冶炼特殊钢、优质钢的制约因素。为了实现少渣、无渣炼钢,开发了各种挡渣技术和设备。通过采取有效挡渣操作不仅可以减少夹杂物,防止回磷、回硫,改善钢水的洁净度,还可以为后续精炼创造条件。转炉出钢期间,根据转炉倾角大小将整个出钢过程分为前期渣、过程渣和后期渣 3 个下渣阶段,大体上分别占转炉出钢到钢包下渣量的 30%、30% 和 40% [6,7]。

目前,转炉挡渣方法有挡渣塞、挡渣帽、挡渣球、挡渣锥、气动挡渣和滑板挡渣等。转炉出钢前期挡渣一般采用挡渣塞,后期使用挡渣锥、滑板挡渣,是国内各钢厂应用最多的挡渣方式。挡渣锥挡渣成功率达到 90% 以上,钢包渣层平均厚度小于 80 mm,挡渣锥的锥形和体积密度需要进行合理设计;为减少转炉下渣,采用滑板挡渣可以有效控制转炉下渣,挡渣成功率达 100%,钢包渣层厚度可稳定控制在 40 mm 以下。

1.3 钢包用耐火材料

随着精炼工艺的发展,钢包作为炼钢盛钢容器,其重要性越来越受到关注,有许多针对钢包设计、尤其钢包系统耐火材料使用的深入研究见诸于文献报道。

1.3.1 钢包内衬材料

钢包内衬与钢水直接接触,钢包工作层材质的设计对钢水洁净度影响较大,一些钢厂生产钢种单一、不需要精炼,采用浇注料钢包即可。钢包各部位的工艺条件不同,其受到的侵蚀、熔蚀、冲击不同,钢包耐火材料需要进行综合设计与砌筑,兼顾工艺要求和耐火材料侵蚀,但不同的钢种对材质要求不同,考虑对钢水污染、增碳,可以采用低碳或无碳材料进行钢包工作层砌筑,出于钢水净化的目的开发了镁钙砖。

1.3.2 钢包透气砖

钢包透气砖是重要的钢包功能性材料,良好的透气性有利于去除夹杂物和提高精炼效果。钢包透气砖按照透气原理可以分为狭缝型、弥散型、环缝型等。目前广泛应用的是狭缝型透气砖,狭缝的数量、尺寸设计都很重要,根据钢水对耐火材料的浸润性分析和业界实际使用状况,认为缝宽应控制在 0.15 ~ 0.20 mm,缝长一般在 20 mm 左右。钢包新型弥散透气砖可以形成小且多的气泡,有利于尺寸为 30 μm 以下夹杂物的去除。

钢包透气砖设计包括氩气流量的设计,合理的氩气流量有利于夹杂物去除,氩气流量过大会形成大的气泡,反而不利于夹杂物去除;钢包吹氩去除夹杂物依赖于钢包透气砖产生的气泡和钢水流动的带动作用,不合理的吹氩量很难实现去除夹杂物的目的。氩气流量与产生的气泡数量、尺寸之间关系如图1所示。

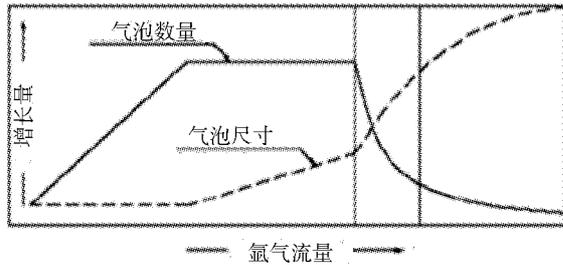


图1 氩气流量与气泡数量、尺寸之间的关系

1.3.3 引流砂

钢包不能自动开浇则需要烧氧引流,造成钢水二次氧化,不利于洁净钢生产,因此保证钢包自动开浇对钢水质量至关重要。根据钢种及生产工艺不同,采用引流砂的材质也不同,分为铬质引流砂、镁橄榄石质引流砂、锆质引流砂、硅质引流砂等。洁净钢生产一般使用铬质引流砂,然而不同工艺和钢种均需要选择合适的引流砂来适应现场条件才能保证自开率,锆质引流砂更适合精炼时间长、锰含量高、超低碳等钢种,经现场使用,其效果明显好于普通铬质引流砂。

1.4 连铸用耐火材料

1.4.1 连铸钢包长水口

连铸钢包长水口是重要的功能性保护浇注耐火材料元件,长水口的合理设计可以提高钢包到中间包的钢水保护浇注效果,减少增氮、氧化,有利于保证钢水质量;长水口浸入式开浇可以增强保护浇注效果,避免敞开式开浇时常见的二次氧

化。长水口吹扫和吹氩流量控制影响着保护浇注的氩气密封效果,氩气流量不是越大越好,吹氩仅仅是为了起到密封作用,如果氩气流量过大将引起中间包液面翻腾,导致密封不严,钢水发生二次氧化,形成氧化铝夹杂物;通过流量控制系统调整和监控氩气流量和压力可以实现精确吹氩、提升氩气密封效果。

1.4.2 中间包内衬

中间包内衬的材质和结构均关系着洁净钢质量,中间包工作层与钢水反应生成夹杂物,如镁铝尖晶石夹杂物。中间包内衬材质分为硅质、镁硅质、镁质和铝质等,其中的铝质材料具有高纯度、与钢中活跃组分反应活性低、高体积密度和低显气孔率等特点,防止形成镁铝尖晶石以及夹杂物长大和絮流等,是理想的新一代工作层材料。在生产超低碳钢时,采用无碳干式料或涂抹料,可以很好地控制增碳。

中间包冶金是一项特殊的炉外精炼技术,中间包控流元件的设置对包内非金属夹杂物的上浮起着重要的作用,直接影响到铸坯质量。对于较大容量中间包,中间包内的钢水流动复杂,钢水流态控制非常重要,合理的中间包上、下挡墙设置,能够有效改善中间包内钢液流动状态,延长钢水在中间包内的停留时间,促进夹杂物的上浮去除,使大型夹杂物减少^[8-10]。中间包结构设计有助于实现理想的中间包流场,减少死区、改善流动状态,利于夹杂物上浮去除。

1.4.3 浸入式水口

浸入式水口对夹杂物控制的作用有两个:一是获得合理的结晶器流场,结晶器弯月面稳定,避免卷渣,合适的温度场来保证保护渣的熔化,满足传热和润滑;二是改善可浇性,防止堵塞。

通过合理的浸入式水口设计来获得合适的结晶器流场,其示意图如图2所示。

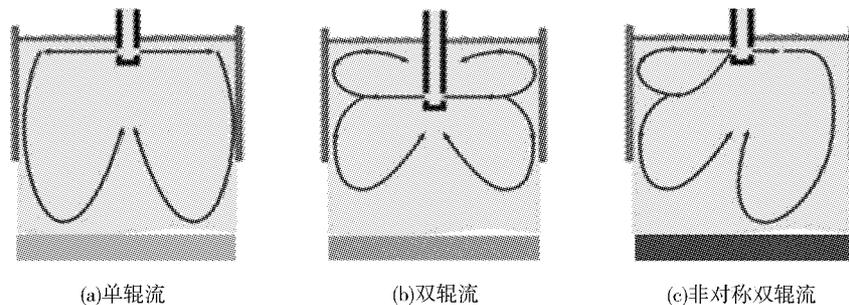


图2 结晶器流场示意图

比较理想的是实现双辊流而不是单辊流,既可以稳定结晶器弯月面,又可以保证足够的液面温度;单辊流可以获得比较稳定的结晶器弯月面,但会存在明显的夹杂物卷入(角部),与之相反,双辊流结晶器液面会有一定波动,但不会卷渣。

防止浸入式水口堵塞可以从水口形状和内衬设计两个方面采取措施。随着水口向下内壁附着物的增厚,可以设计阶梯内壁,打破絮流物形成,减少絮流,圆柱形设计好于扁平型水口;防絮流浸入式水口内衬设计成无碳低硅、硅质材料以改善絮流;上水口的吹氩设计也可以改善絮流倾向。

2 洁净钢生产用耐火材料新技术

洁净钢生产用耐火材料的选材首先考虑耐火材料本身材质对钢水有无污染的问题,其次是通过耐火材料的功能设计来改善炼钢生产中保护浇注、精炼等效果,以促进耐火材料新技术的应用。

2.1 耐火材料材质选择与设计

传统碳复合耐火材料中 $\omega(\text{C})$ 为 10% ~ 20%,随着冶炼技术对耐火材料提出新的要求,碳复合耐火材料面临挑战。国内、外研究者为此进行了大量的研究工作,例如,在材料中引入纳米碳源并在基质中高度分散,提高其与骨料接触界面,形成碳网络结构;或采用多种碳源复合,形成多种能量耗散机制,充分发挥其抗渣侵蚀能力和吸收应力、抵抗裂纹扩展的能力;改变抗氧化剂与碳源间的赋存状态,提高碳的抗氧化性;提高结合剂环保性,优化结合剂次生碳结构,在改善其抗氧化性的同时进一步改善材料的结合强度;通过调整基质化学和粒度组成,优化气孔结构,控制原位陶瓷相形成与形貌,利用颗粒增强、晶须拔出、桥联和裂纹偏转等机制改善材料的韧性及抗热震性^[11]。

碳复合耐火材料的研究为洁净钢生产创造了有利条件,可以减少增碳、耐火材料的混入等,比如无碳刚玉-尖晶石预制块、机压刚玉-尖晶石无碳砖、低碳镁碳砖、刚玉-尖晶石浇注料、镁钙砖等。无碳刚玉-尖晶石预制块在武钢三炼钢的 300 t 钢包使用,寿命达 250 次;刚玉-尖晶石浇注料具有不含碳、纯度高、使用寿命长的优点,在宝钢 300 t 钢包使用达到 250 炉的水平^[12]。

另外,试验表明, $\text{MgO}-\text{CaO}$ 涂料可明显降低铝镇静钢的总氧含量;在 $\text{MgO}-\text{CaO}$ 材料为容器的试验中,当 CaO 质量分数为 20% ~ 25% 时,钢

中的硫、磷也明显降低。综合考虑,控制水化、施工、吸收夹杂等因素,镁钙涂料中 CaO 质量分数控制在 20% 左右较为适宜。

国内耐火材料厂家研制开发了软质挡渣塞,该挡渣塞有别于普通挡渣塞,具有可塑性,更适合用于不规则出钢口,可以 100% 挡住转炉前期渣,且在山钢集团、首钢公司使用效果良好,可以延长出钢口寿命 5 ~ 8 炉。不同的钢种采用不同的体积密度和锥体形状设计,导杆的稳定性、加入时机等均影响着挡渣锥的具体效果,依据出钢口前期与后期形状差异,设计两种形状的挡渣锥来满足不规则出钢口的挡渣要求。

2.2 保护浇注技术

钢包到结晶器全程保护浇注是避免钢水二次污染的有效途径,针对保护浇注,许多冶金专家研究认为,在钢包到中间包钢水保护浇注方面,长水口形状、碗部和氩气密封设计很关键。长水口的形状设计对缓解中间包冲击区湍流、控制浇钢液面裸露和卷渣有重要影响,瓶形变径长水口好于筒形长水口,图 3 展示出了使用不同形状长水口开浇 6.5 s 后中间包液面的状况,可以看出筒形长水口液面波动大,存在卷渣风险。

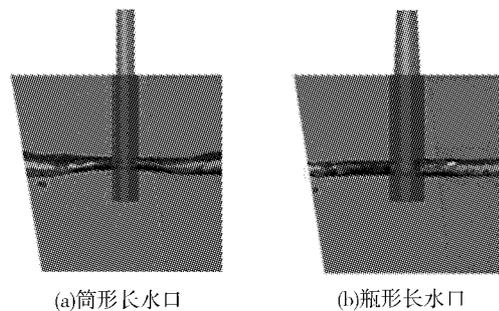


图 3 不同形状长水口的浇注状态

维苏威公司认为球形的碗部结构可以更好地实现钢包下水口和长水口碗部的结合,有利于面接触和改善保护浇注效果,如图 4 所示。

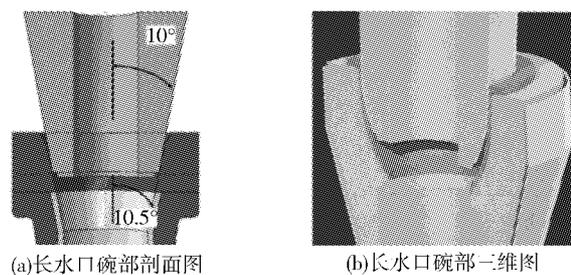


图 4 长水口碗部结构

为了改善中间包冲击区浇注状态,减少冲击区湍流,防止钢水卷渣,需要对长水口和中间包稳流器进行综合设计;在中间包使用双层覆盖剂,底层采用高碱度覆盖剂,既可以促进夹杂物吸附又改善了保护浇注效果;在板坯上、下水口板间吹入氩气,通过精准控制氩气流量以实现良好的保护,另外可以使用整体浸入式水口来保证板坯连铸的浇注稳定性;结晶器稳定的液位控制、良好的保护渣性能和保护渣自动添加等均可以改善保护浇注效果。

2.3 促进夹杂物去除技术

小气泡不仅可以有效地提高钢液的脱气率,还有利于去除钢中的夹杂物,夹杂物和气泡碰撞吸附示意图见图 5。

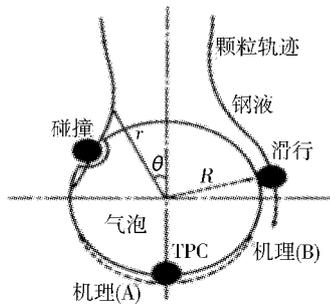


图 5 夹杂物和气泡碰撞吸附示意图

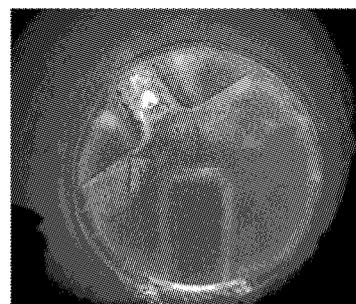
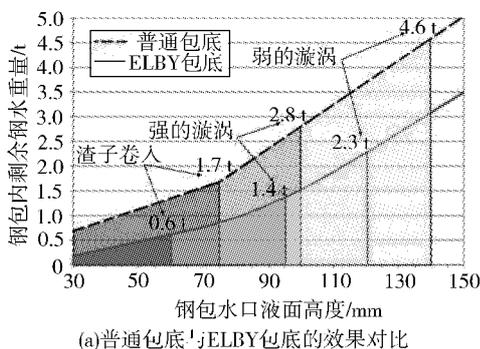
在精炼过程中,钢液中气泡的直径应保持在 1~3 mm^[13]。相比传统钢包透气砖,弥散透气砖具有良好的吹透性、稳定性和安全性,更关键的是其透气通道为贯通的显气孔,可以形成小且多的气泡,国内濮濮耐高温材料(集团)股份有限公

司、洛阳科创集团有限公司、洛阳利尔耐火材料有限公司等公司均具有丰富的弥散透气砖制作和使用经验;维苏威公司开发了钢包新型弥散透气砖 OptiClean,可以产生 $\Phi 0.5 \sim 2$ mm 气泡,有利于去除 50 μm 以下夹杂物。

合理的中间包结构可以促进夹杂物上浮,气幕挡墙是很好的中间包功能元件,可以改变夹杂物的运动轨迹,夹杂物在气幕右侧即湍流区,由于气幕对钢液起到了“拦截”作用,在注流区使夹杂物有更多的机会碰撞上浮;钢液在气幕挡墙的作用下上扬,延长了钢液的停留时间,上扬的钢液有利于夹杂物在中间包钢-渣界面的吸收去除。对应用气幕挡墙前、后的夹杂物情况进行比较,得出气幕挡墙可以改变中间包内夹杂物流动轨迹,有利于夹杂物去除和上浮的结论,使用气幕挡墙后夹杂物比例降低 5% 以上。

有关中间包预制件的研究显示^[14],将氧化钙过滤器安装在镁质挡渣堰板上,与不用过滤器的相比,钢液中夹杂物降低 10%^[15]。一方面是因为 CaO 吸附了钢中的夹杂物,另一方面通过安装过滤器优化了钢液的流场,从而促使夹杂物上浮。

钢包下渣和浇注后期卷渣是各钢厂关注点之一。采用下渣检测、剩钢水等方式来减少渣对钢液的影响,钢包包底异型设计也可以减少这方面的影响。奥镁公司的 IBOS 包底方案在巴西某钢厂使用,可以减少残钢量 1 t,并降低卷渣率;维苏威公司 ELBY 包底可以获得同样的效果,如图 6 所示。



(b)ELBY包底的效果图

图 6 维苏威公司 ELBY 包底效果

塞棒吹氩可以防止水口絮流,具体采用吹氩塞、多孔设计塞棒头,避免直通孔形成负压,改善浇注絮流问题;塞棒吹氩还要求密封性,即关注背压,氩气系统保持稳定的正压,如果吸气会造成塞

棒扩孔,在水口出钢口区域会形成絮流物。塞棒头形状设计既可以改善控流精度又有利于减少絮流物堵塞,如台阶状塞棒头有利于改善浇注絮流问题。塞棒抖动功能可以抑制絮流物长大,但需

要在刚产生絮流时启动。

3 耐火材料的修砌与使用

对于洁净钢来说,重要的是降低钢中非金属夹杂物,包括外来夹杂物,减少耐火材料的侵蚀、剥落,尽可能降低耐火材料消耗,也有利于夹杂物的控制。

(1)细化综合砌筑方案。评估不同部位耐火材料损毁机理,进行耐火材料的综合设计与砌筑,比如钢包包壁的材质分为渣线、非渣线两部分,然而透气砖侧的条件较为苛刻,多数情况下透气砖侧包壁首先达到下线终点,如果进一步细化综合砌筑,强化透气侧,则可以减少此部位耐火材料的侵蚀和溶蚀的耐火材料进入钢水。

(2)提高砌筑质量,包括耐火材料本身的修砌质量、技术标准和修砌后洁净度等。耐火材料砌筑质量只有符合设计要求,才能发挥其应有的设计功能,如浸入式水口安装精度控制、RH 浸渍管对中和焊接密封性等;耐火材料施工尽量减少铺设散料,避免散料直接接触钢水;施工完毕,清理散料与杂物,保证钢液的洁净度;中间包包沿和包盖用纤维毯密封并用涂抹料覆盖,良好的密封有利于保护浇注。

(3)耐火材料合理使用。钢包的频繁使用与停用,产生的氧化层将不可避免地进入钢液,会对钢液产生污染。充分利用钢包衬,降低消耗,对洁净钢的冶炼有利,因为中、后期的钢包内衬表面形成的渣层、反应层不仅能降低耐火材料对钢液的污染,甚至可能在一定程度上起到净化钢液的作用;合理控制连铸中间包寿命可以避免浇钢后期过多耐火材料剥落污染以及渣层影响等。

4 结语

耐火材料作为炼钢用辅料,除了发挥其基本的保温隔热作用外,对洁净钢的影响越来越重要,合理的耐火材料设计、标准的施工和规范的使用,才能发挥耐火材料应有的作用,有利于洁净钢生产;随着工艺要求的提高,耐火材料技术的不断创新,无碳材质可以减少钢水增碳、高碱性材料使用有利于净化钢水,改进的长水口设计可改善保护

浇注效果,钢包异型包底、优化的透气砖和中间包的流场改进均有利于夹杂物上浮去除。

参考文献

- 1 赵 沛,戚国光,沈 建. 炉外精炼及铁水预处理实用技术手册[M]. 北京:冶金工业出版社,2004:14,339-354.
- 2 宋慎泰. 钢铁冶金工艺新进展及其耐火材料问题[J]. 耐火材料,1997,31(1):7-12.
- 3 罗 艳,张 莹,张立峰,等. 高洁净钢连铸过程中间包冶金效果评价[C]//中国金属学会. 中国冶金——“创新创意,青年先行”第七届中国金属学会青年学术会论文集. 北京科技大学冶金与生态工程学院,首钢迁安钢铁有限责任公司. 2014:204-208.
- 4 陈肇友,田守信. 耐火材料与洁净钢的关系[J]. 耐火材料,2004,38(4):219-225.
- 5 李晓强,蒋晓放,龙川江等. 宝钢一炼钢铁水预处理工艺实践[C]//中国金属学会. 第九届中国钢铁年会论文集. 宝山钢铁股份有限公司炼钢厂. 2013:1045-1048.
- 6 丁瑞峰,王艳红,冯士超,等. 大中型转炉出钢挡渣工艺技术研究现状[J]. 上海金属,2014,36(6):40-47,48.
- 7 苗西跃. 新型转炉挡渣技术的应用[J]. 耐火材料,2014,48(1):79-80.
- 8 王建军,包燕平,曲英. 中间包冶金学[M]. 北京:冶金工业出版社,2001.
- 9 杨治明,陈 敏,董建宏,等. 板坯连铸中间包结构优化的研究[J]. 材料与冶金学报,2012,11(2):79-81,101.
- 10 张立峰,蔡开科. 连铸中间包钢液流动和夹杂的去除[J]. 炼钢,1995(6):43-48.
- 11 李亚伟,桑绍柏,金胜利. 碳复合耐火材料的研究现状与发展[C]//2013 耐火材料综合学术会议、第十二届全国不定形耐火材料学术会议、2013 耐火原料学术交流会议论文集. 2013:19-25.
- 12 洪学勤,李具中,易卫东,等. 洁净钢炉外精炼与连铸用耐火材料及其发展[J]. 耐火材料,2012,46(2):81-86,95.
- 13 赵晶晶,程树森. 精炼时利用小气泡搅拌去除钢液中的氢和夹杂物[J]. 特殊钢,2010,31(2):29-32.
- 14 张兴业,李宗英. 我国钢包用耐火材料的品种及应用[J]. 山东冶金,2007,29(2):11-15.
- 15 戴文斌,于景坤. 纯净钢冶炼用耐火材料[J]. 材料与冶金学报,2003,2(1):3-9.

王爱东,男,1994年毕业于唐山工程技术学院(现华北理工大学)钢铁冶金专业,高级工程师。

收稿日期:2025-03-16

刊号：ISSN 1009-7864
CN 41-1242/TF

国内定价：10.00元