生产实践

低温取向硅钢边部裂口缺陷成因分析与改善

景鹤[1],刘威[1],刘鹏[1],高磊[2],王尊呈[2],杨哲懿[2],王帅[2]
(1.鞍钢股份有限公司热轧带钢厂,辽宁 鞍山 114021;
2.鞍钢集团钢铁研究院,辽宁 鞍山 114009)

摘要: 低温取向硅钢热轧过程中频发的边裂缺陷仍是取向硅钢热轧卷的主要质量问题之一。通过微观组织观察、能谱分析、热模拟试验等手段,确定边裂形成原因为铸坯在较高温度下长时间加热,铁素体晶粒晶界脱碳、粗化,在轧制过程中,由γ→α相变引起的晶粒细化作用受到阻碍,且边部温度低抑制了再结晶的发生,所形成的粗大、长条形的未再结晶组织脆性大,轧制过程中撕裂导致微裂纹的形成,并在精轧轧制中进一步扩展成边部裂纹。通过采取无间隙装钢、降低加热温度、缩短加热时间、大压下量粗轧和少道次快速轧制、立辊大侧压量轧制、边部加热器温度补偿等加热和轧制工艺优化措施,取向硅钢热轧卷边部质量合格率由原来的76.3%提高到85.2%。

关键词: 低温取向硅钢;边裂;再结晶;边部加热器
中图分类号: TG335 **文献标志码:** A **文章编号:** 1006-4613(2026)05-0060-07
DOI:10.3969/j.issn.1006-4613.2026.05.010

Analysis and Improvement of Edge Crack Defects in Low-temperature Oriented Silicon Steel

JING He[1], LIU Wei[1], LIU Peng[1], GAO Lei[2], WANG Zuncheng[2], YANG Zheyi[2], WANG Shuai[2]
(1. Hot Rolled Strip Steel Mill of Angang Steel Co., Ltd., Anshan 114021, Liaoning, China;
2. Ansteel Iron & Steel Research Institutes, Anshan 114009, Liaoning, China)

Abstract: Edge crack defects occur frequently during the hot rolling process of low-temperature oriented silicon steel, and remain one of the primary quality problems in hot-rolled coils of oriented silicon steel. Through methods such as microstructure observation, energy spectrum analysis, and thermal simulation experiments, the cause of edge crack formation was identified as decarbonization and coarsening of ferritic grain boundaries during prolonged high-temperature heating of the slab. During rolling, grain refinement through the γ → α phase transformation was impeded, and recrystallization was suppressed by low edge temperatures. The resulting coarse and elongated non-recrystallized microstructure exhibited high brittleness, and tearing during rolling led to the formation of microcracks, which further propagated into edge cracks in the finishing stage. By adopting optimized heating and rolling strategies such as seamless charging, lower heating temperature, shorter heating time, high reduction rough rolling, fewer-pass rapid rolling, heavy vertical edge rolling, and edge heater temperature compensation, the edge quality qualification rate of hot-rolled oriented silicon steel coils increased from 76.3% to 85.2%,

Key words: low-temperature oriented silicon steel; edge crack; recrystallization; edge heater

景鹤,高级工程师,2010年毕业于北京科技大学材料成型及控制工程专业。E-mail: russelljing@qq.com

热轧带钢的边裂缺陷是指钢带边部的破裂、缺损现象，严重时在钢带的长度方向均有分布，因形貌呈锯齿状，故也被称作“锯齿边”。热轧板卷边裂是影响板带产品质量的主要因素之一，其成因较为复杂，与钢的化学成分、冶炼工艺、浇铸工艺、铸坯加热以及轧制工艺等多个方面有关，特定的裂纹缺陷必须结合特定的工况条件进行分析，才能确定裂纹产生的原因[1-7]。取向硅钢因其特有的材料特性和加工工艺，在热轧生产过程中边裂缺陷的发生率显著高于普通热轧产品。随着材料制备技术的迭代升级，目前行业内普遍采用取向硅钢铸坯低温加热生产工艺，使取向硅钢的边裂发生率及缺陷严重程度得到有效控制。尽管如此，边裂仍是影响热轧卷表面质量的主要质量缺陷之一，在激烈的市场环境下，通过冷轧工序热轧卷免切边或少切边生产，可进一步提高产品成材率，从而提高市场竞争力，因此进一步改善取向硅钢边部质量仍是一项重要任务。本文基于取向硅钢实际的热轧生产工艺，分析缺陷产生的机理，并有针对性的提出了改进措施。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

在存在边裂缺陷的取向硅钢热轧卷上取边裂缺陷样品，边裂缺陷的宏观形貌如图1所示，由图1可知，样品的边部裂口呈严重的锯齿状，边裂缺陷处存在上下分层开裂现象，上层的金属脱落，下层的金属向外突出状。表1为试验样品成分，试样中Si含量（质量分数，下同）为2.80%~3.50%，C含量为0.048%。



图1 边裂缺陷的宏观形貌

Fig. 1 Macroscopic Morphology of Edge Crack Defects

表1 试验样品成分（质量分数）

Table 1 Composition of Test Samples (Mass Fraction) %

C	Si	Mn	P	S	Als	N	Sn
0.048	≤3.500	≤0.500	0.014	0.006	≤0.050	≤0.090	≤0.100

1.2 试验方法

在边裂缺陷的部位和钢板宽度的1/4处纵向切取试样，标记为试样1#和试样2#，切取的试样经磨制、抛光、腐蚀后，在ZEISS AXIOVERT 200 MAT显微镜观察试样缺陷的形貌和缺陷位置、非缺陷位置显微组织，并在QUANTA扫描电镜上用GENESIS能谱仪进行能谱分析。

为研究取向硅钢在高温时材料的特性，将取向硅钢的铸坯样品在Gleeble-3800 GTC热模拟实验机上进行热模拟试验。首先将铸坯样品制成Φ10 mm×125 mm热模拟用高温拉伸试样，将试样以10 ℃/s的速率从室温加热至1 250 ℃，保温3 min，然后以3 ℃/s的速率冷却至变形温度，变形温度分别为1 250 ℃、1 200 ℃、1 150 ℃、1 100 ℃、1 050 ℃、1 000 ℃、950 ℃、900 ℃、850 ℃、800 ℃、750 ℃、700 ℃，保温30 s后以5×10^{-2} /s的应变速率进行拉伸试验，直至拉断，根据不同温度下试样的断面收缩率绘制热塑性曲线。再将铸坯样品加工成Φ6 mm × 15 mm热模拟试样，将试样从室温以10 ℃/s的速度加热至1 160 ℃保温3 min，再以5 ℃/s的速度分别降温1 150 ℃、1 100 ℃、1 050 ℃、1 000 ℃、950 ℃、900 ℃、850 ℃进行热压缩，最后快速冷却至室温，实验的压下率为70%，应变速率为5 /s，研究不同变形温度下的应力-应变曲线和显微组织变化。

2 试验结果

图2为试样1#未腐蚀情况下裂纹形貌，由图2可知，带钢边缘呈现明显不规则锯齿状，且存在裂纹缺陷，裂纹从钢带边部的中间开始，并延伸一定深度到基体内部。

图3为试样1#和试样2#的显微组织。由图3可知，试样1#和试样2#的组织均为铁素体及少量的

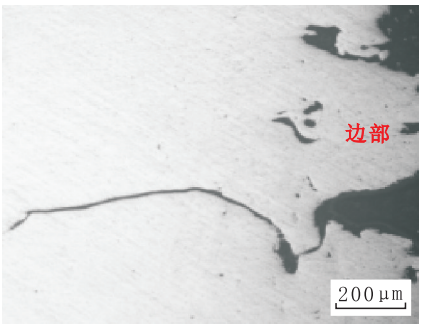
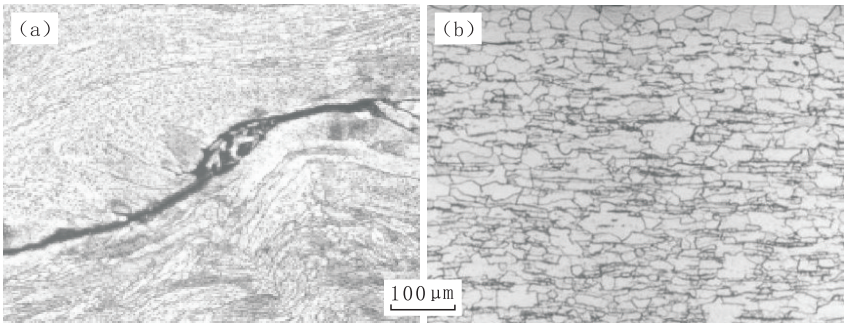


图2 试样1#未腐蚀情况下裂纹形貌

Fig. 2 Crack Morphology of Sample 1# without Corrosion

珠光体;试样1#在边部裂纹周围存在着粗大的、拉长的晶粒组织,晶粒尺寸很大,并且裂纹周边的组织发生明显的脱碳现象;试样2#的组织条理清晰,为典型的取向硅钢热轧板显微组织,热轧板显微组织沿板厚方向均呈现不同程度的不均匀性。沿板厚方向的显微组织可分为3个区域:表层-再结晶组织、次表层-部分再结晶和中心层-形变层,次表层和中心层中存在沿轧向伸长的边缘呈流线的细长珠光体形成的带状组织,在珠光体周围存在少量细小铁素体晶粒。



(a) 试样1#; (b) 试样2#

图3 试样1#和试样2#的显微组织

Fig. 3 Microstructure of Sample 1# and Sample 2#

图4为裂纹的微观形貌,由图4可知,在裂纹处存在氧化圆点,经测量氧化圆点都在10 μm以内,而当尺寸超过10 μm时,其一般为炼钢工序所产生[8]。

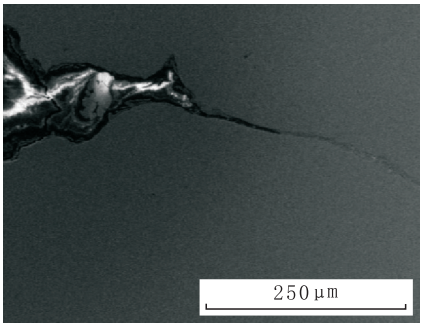


图4 裂纹的微观形貌

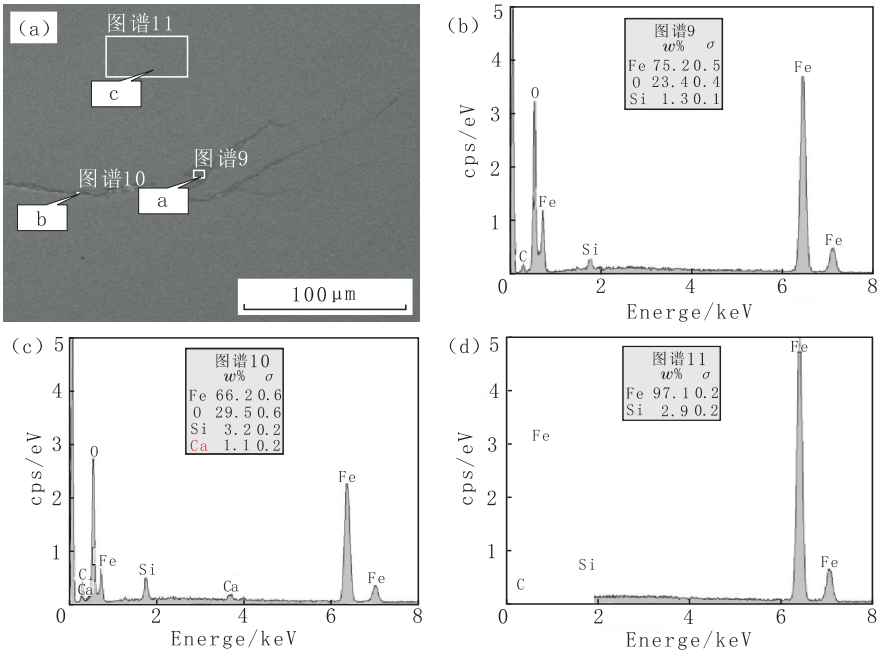
Fig. 4 Microscopic Morphology of Cracks

图5为边裂处SEM-能谱检测结果。由图5可知,在裂纹处含有的主要元素为O,没有Mg、Na、K、Si、F、Ti等元素,检测到Ca元素也极低,而在夹杂等炼钢缺陷中,通常含有大量的Ca、Mg等元素。本缺陷与基体在能谱分析中的差异主要为O元素,这通常是轧制时在边部形成微裂纹后,氧气进入微裂纹,在较高温度下被氧化所导致,边裂缺陷为热轧过程产生[9-11]。

图6为试验所得热塑性曲线,由图6可知,随着温度的升高,在900~1 100 ℃材料的塑性整体维持较高水平,且变化不大,断面收缩率均在80%以上;温度超过1 100 ℃或低于900 ℃,材料的塑性呈现急剧下降趋势。

对900 ℃、850 ℃、800 ℃、750 ℃、700 ℃部分温度下试样的断口形貌进行SEM观察,试样SEM断口扫描形貌见图7,由图7可知,随着温度的下降,材料的塑性也不断呈现下降趋势,其断口形貌逐渐由韧性断裂转变为脆性断裂。当材料的变形温度低于900 ℃时,延伸率急剧下降,在实际的热轧轧制过程中,钢板边部的温度较低,塑性变差,导致变形困难,在变形温度低于900 ℃时轧制钢板边部就容易出现撕裂,形成缺陷。

图8为在压缩率为70%,变形速率为5 /s不同变形温度热模拟压缩试验后试样的应力-应变曲线。由图8可以看出,在不同变形温度下,试样



(a) SEM显微图像；(b) 裂纹a处能谱；(c) 裂纹b处能谱；(d) 基体c处能谱

图5 边裂处SEM-能谱检测结果

Fig. 5 SEM-energy Spectrum Detection Results of Edge Cracks

的应力-应变曲线没有出现明显的波动，应力-应变曲线在达到峰值后一直趋于稳定，说明加工硬化与动态回复保持了动态平衡，在不同变形温度下试样都没有发生动态再结晶。

图9为不同变形温度热模拟压缩试验后试样的显微组织，由图9可知，温度越高，组织中等轴晶的再结晶晶粒比例越高，随着温度的降低，再结晶晶粒减少，变形组织逐渐增多。静态再结晶过程是一个热激活的过程，随着变形温度的升高，发生再结晶的能量也随之增大。热变形结束后，有充分的时间进行静态再结晶，静态再结晶体积分数增大。

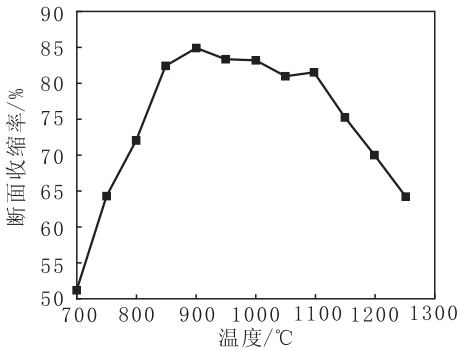


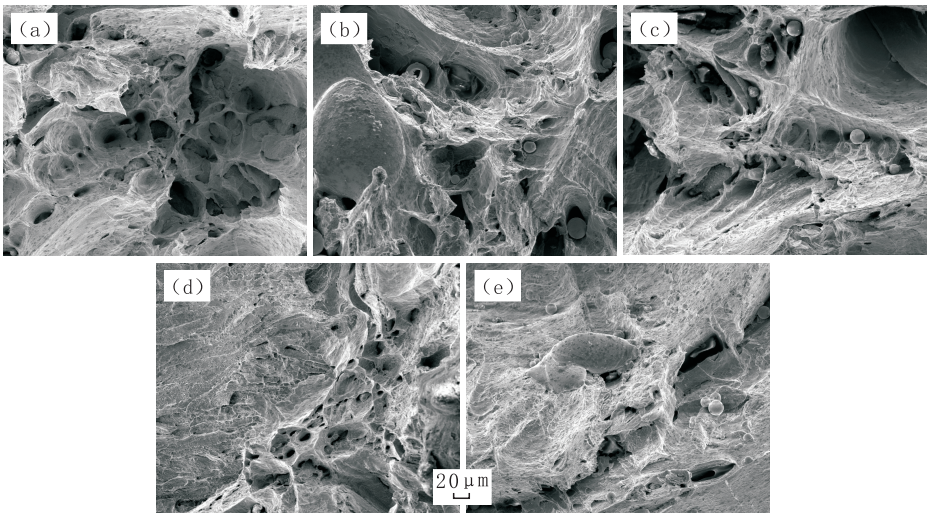
图6 试验所得热塑性曲线

Fig. 6 Thermoplastic Curve Obtained by Testing

3 分析与讨论

取向硅钢热轧板的Si含量都比较高，一般在2.80%～3.50%，而碳含量比较低，一般在0.030%～0.055%，本文研究的取向硅钢样品的C含量为0.048%，利用热力学软件Thermo-Calc计算试样的平衡相图见图10。由图10可知，当温度低于1 280 ℃时，钢中为α+γ相，γ相含量低，不超过20%，随着温度的降低，在约780 ℃发生α+Fe_3C向γ相的转变，直至Fe_3C全部消失，在室温时，取向硅钢中为仅为α相和Fe_3C，由于低温取向硅钢热轧过程采取的是加热炉低温加热的工艺，加热温度一般在1 100~1 200 ℃，取向硅钢在加热炉加热的过程中只有少量（体积分数最高不超过20%）的奥氏体产生，大部分仍是铁素体。也就是说在加热过程中取向硅钢只发生少部分α→γ相的相变，大部分的铁素体组织在高温加热时没有发生相的转变，因此，取向硅钢在热轧轧制的冷却过程中大部分组织无法通过γ→α相变过程来细化晶粒。

结合图8，在热轧的温度范围内，取向硅钢都未发生动态再结晶，取向硅钢处在两相区内，且奥氏体含量很低，而铁素体含量高。由于铁素体是体心立方结构，其层错能较高，位错扩展宽度



(a) 900 ℃; (b) 850 ℃;(c) 800 ℃; (d) 750 ℃; (e) 700 ℃

图7 试样SEM断口扫描形貌

Fig. 7 SEM Fracture Morphology of Specimens

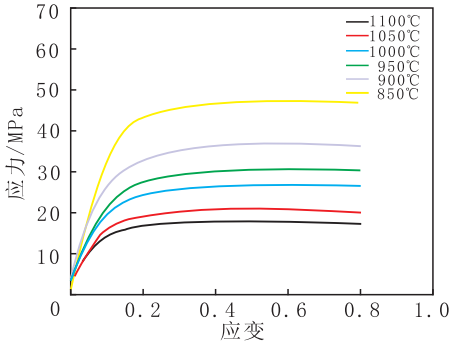


图8 不同变形温度热模拟压缩试验后试样的应力-应变曲线

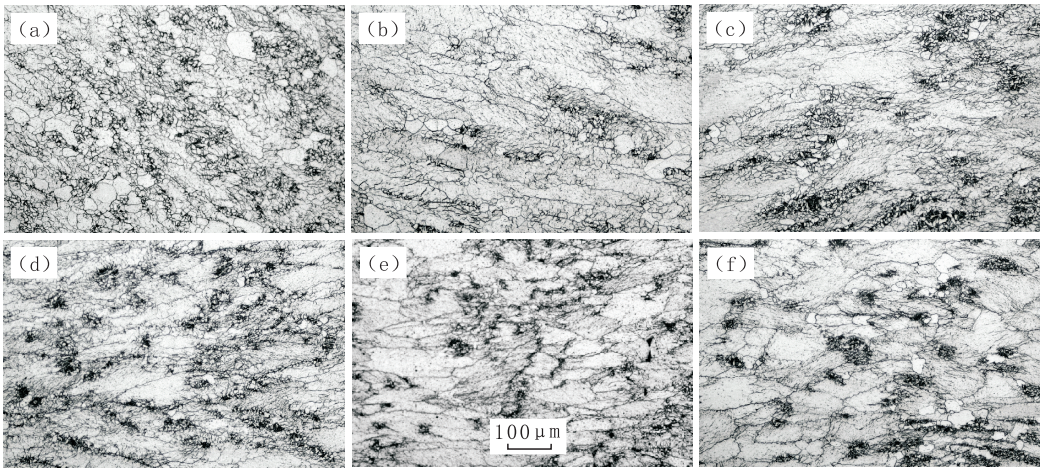
Fig. 8 Stress-strain Curve of Specimens after Thermal Simulation Compression Test at Different Thermal Deformation Temperatures

相对较窄,位错更容易发生的是交滑移和攀移机制,而不像面心立方晶体更容易发生的缠结机制,这样会导致材料的加工硬化率较低。这些现象都利于动态回复的发生,使异号位错大量相互抵消,从而消耗了大量压缩变形产生的畸变能。

由于取向硅钢的连铸坯凝固快,组织大部分为柱状晶,在加热炉高温加热时,柱状晶长大速度快,都是以铁素体为主的组织,加热温度过高或加热时间过长,且铸坯的表面特别是角部受热面积大,铁素体组织高温下长时间加热易发生晶界氧化和脱碳,晶粒异常粗大。利用FLIR T420型号热成像仪对取向硅钢在粗轧R_1出口、精轧F_1入口中间坯进行成像拍照,并利用FLIR Tools分析软件分析中间坯表面横向温度变化,得出横向温度变化曲线,热成像仪测温曲线如图11所示,由图11可知,钢板边部温度相对比中部温差达到100 ℃以上,边部温度最大比中部低150 ℃左右。

钢板边部温度过低会阻碍再结晶过程,异常长大的粗大晶粒在粗轧、精轧时不能够充分再结晶,形成了粗大的、长条形的未再结晶晶粒和细小的、等轴形的再结晶晶粒的混合组织。粗大的、长条形的未再结晶晶粒会造成钢的韧性和塑性都显著地降低,钢的边部的延展性变差,导致钢带边部轧制过程中易于撕裂,形成微裂纹,精轧时在张力的作用下,由于边部温度较低,特别是当边部温度下降到850 ℃以下,取向硅钢的塑性会大幅降低,脆性增加,微裂纹就会扩展的更迅速,发展成为边裂[12-14]。

硅钢连铸坯在加热炉中,由于炉内气氛对流的特点,并且为保证铸坯在粗轧过程中不产生严重的翘头,加热过程中通过调整加热炉内气氛控制连铸坯上表面温度要高于下表一定的温度,那么在粗轧轧制过程中,上表面温度较高,变形抗力较小,易于变形,在轧制展宽过程中沿宽度方向向外侧延伸较快[13]。而温度较低的下表面正好相反,宽展较小,不易出现边裂,这就造成上表面容易出现一半厚度且宽度超出下表面宽度的边裂缺陷。



(a) 1 100 ℃; (b) 1 050 ℃; (c) 1 000 ℃; (d) 950 ℃; (e) 900 ℃; (f) 850 ℃

图9 不同热变形温度热模拟压缩试验后试样的显微组织

Fig. 9 Microstructure in Specimens after Thermal Simulation Compression Test at Different Thermal Deformation Temperatures

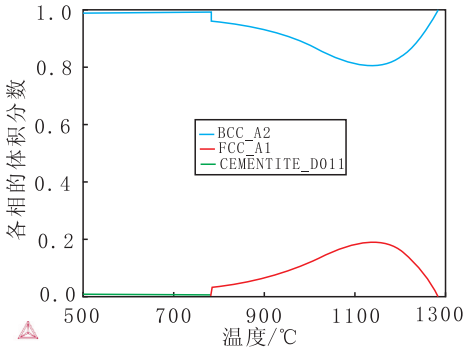


图10 试样的平衡相图

Fig. 10 Equilibrium Phase Diagram of Specimen

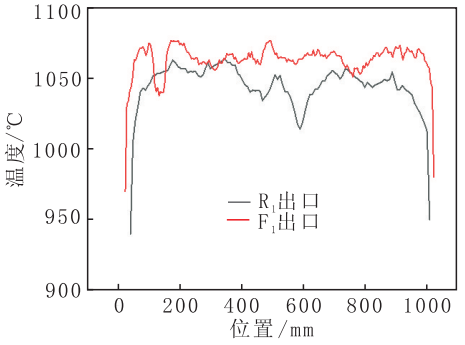


图11 热成像仪测温曲线

Fig. 11 Temperature Measurement Curve by Thermal Imaging Instrument

4 改进方法及效果

根据上述取向硅钢边裂机理分析，主要是从控制边部组织形态入手，形成以下改进措施。

4.1 优化加热工艺

采取取向硅钢连铸坯无间隙装钢工艺，可以大幅度降低炉内热流对取向硅钢铸坯边部的冲刷[15]，同时控制取向硅钢连铸坯在二加段和均热段这两个高温段的炉气温度不超过1 200 ℃，控制加热时间不超过250 min，防止加热温度过高和加热时间过长。这两个措施可以有效的改善取向连铸坯边部脱碳和晶粒长大。

4.2 优化轧制工艺

一是粗轧采取大压下和少道次快速轧制的轧制工艺，提高轧制速度，减少粗轧的轧制时间，从而减少取向硅钢边部温降，有利于改善边部的再结晶程度，提高边部的韧性。二是取向硅钢铸坯宽度上采取粗轧立辊大侧压量轧制，根据取向硅钢热轧成品宽度，选择合适的连铸坯宽度，在立辊的轧制能力范围内尽量提高立辊每道次的侧压量，通过增加立辊每道次侧压量可以起到有效的轧合边部缺陷的作用。三是投入边部加热器，对边部温降进行补偿，弥补边部温降，促进边部再结晶，改善边部脆性，边部加热器补偿温度设定在80~100 ℃。

4.3 改进效果

取向硅钢热轧卷的边部质量得到大幅改善，边部质量合格率由原来的76.3%提高到85.2%，冷轧因热轧卷边部质量提升减小了切变量，成材率提升0.86%，并且冷轧断带事故大幅降低。

5 结语

(1) 取向硅钢加热过程只发生少部分α→γ相变,铸坯边角部表面特别是角部经较高温度和较长时间加热,会发生晶界氧化和脱碳,铁素体晶粒严重粗大,在粗轧过程中,发生晶界处的开裂。热轧过程中只发生少部分γ→α相变,绝大部分组织无法通过相变来细化晶粒,且边部温度大幅下降,抑制边部组织的再结晶行为,粗大、长条形的未再结晶组织脆性大,轧制过程中易撕裂形成微裂纹,精轧轧制过程中边部温度进一步降低,微裂纹进一步扩展成边部裂纹。

(2) 铸坯上表面温度高于下表面,上表面晶界氧化、脱碳较重且宽展大,边裂重于下表面,易出现一半厚度并且宽度超出下表面宽度的边裂缺陷。

(3) 采取无间隙装钢、降低加热温度、减少加热时间、大压下少道次轧制、增加立辊侧压量和投入边部加热器对温度补偿等工艺措施,取向硅钢热轧卷边部质量合格率由原来的76.3%提高到85.2%,冷轧因热轧卷边部质量提升减小了切变量,成材率提升0.86%,并且冷轧断带事故大幅降低。

参考文献

[1] 张世云,王国清. 宝钢产品实物质量创世界一流[J]. 冶金管理, 1995(9):25-28.
[2] 王健,田秀刚,房锦超,等. SPHC冷轧板带边裂原因分析[J]. 河北冶金,2011(10):45-47.
[3] 岳重祥,吴圣杰,曹垒,等. 冷轧薄板边损边裂原因概述及实例分析[J]. 锻压技术, 2014, 39(11):107-112.
[4] 贾丽慧,张玉文,马永乐,等. 冷轧裂边的原因分析及解决方案[C]//2012年全国轧钢生产技术会论文集(上). 宁波:中国金属学会, 2012:447-449.
[5] 焦国华,吴光亮,孙彦辉,等. CSP热轧板卷边部裂纹成因及控制[J]. 钢铁, 2006,41(6):27-31.
[6] 袁伟霞. 热轧铸坯纵裂纹综述[J]. 炼钢,1997(5):47-50.
[7] 唐年,闫梦江,冯宇阳. 热轧带钢边裂缺陷的成因分析及消除方法[J]. 新疆钢铁, 2024(3): 4-6.
[8] 祝桂合,万友堂,张继明,等. 钢板表面裂纹及氧化物圆点形成条件模拟试验[J]. 山东冶金,2012,34(2):30-33.
[9] 徐海卫,于洋,李飞,等. IF钢热轧薄板边部翘皮缺陷的产生原因及机制[J]. 钢铁, 2012, 47(9):53-56.
[10] 王国栋,朱鲁玲,张作贵,等. 热轧钢板表面翘皮缺陷分析[J]. 物理测试, 2009, 27(1):46-51.
[11] 高文芳,颜正国,宋平,等. 荫罩框架钢冷轧薄板边部线状缺陷研究[J]. 炼钢, 2003(1):31-36.
[12] 李婷婷,郭海荣,陈爱华,等. 无取向硅钢热轧边裂的形成原因[J]. 上海金属,2013,35(2):51-54.
[13] 刘招嵩. 减少取向硅钢热轧"边裂"的措施[J]. 武钢技术, 1991(3):24-27.
[14] 刘旺臣,贺亮,王存,等. 六西格玛方法在降低无取向硅钢热轧边裂缺陷中的应用[J]. 鞍钢技术,2020(3):58-62.
[15] 蔡海斌,黄东,何龙义,等. 低温取向硅钢边部"饼干脆"缺陷产生机理及控制措施[J]. 电工钢, 2021(3):5-10.

(编辑 白璐)

修回日期:2024-09-12

(上接第47页)

参考文献

[1] 杨小佳,李清,朱仁政,等. 基于机器学习的耐蚀低合金钢跨尺度数据挖掘研究[J]. 鞍钢技术, 2024(6):76-89.
[2] 袁玮, 黄峰, 赵小宇, 等. X70 MS管线钢焊接接头硫化物应力腐蚀敏感性及氢捕获效率[J]. 表面技术, 2020, 49(8): 34-44.
[3] Zhao M C, Shan Y Y, Li Y H, et a1. Effect of microstruc-ture on sulfide stress corrosion cracking of pipeline steels[J]. Acta Metallurgica Sinica,2001,37(10):1087-1092.
[4] 陈业新,常庆刚. 20 g纯净钢中氢陷阱对氢扩散系数的作用[J]. 金属学报,2011, 47(5): 548-552.
[5] 龚丹梅, 余世杰, 袁鹏斌, 等. L80油管腐蚀穿孔原因[J]. 腐蚀与防护, 2014, 35(9): 959-963.
[6] 蒋裕, 孙耀宁, 程旺军, 等. 金属应力腐蚀行为研究新进展[J]. 材料保护,2025, 58(2): 19-30.
[7] 董晓明,陈业新,张忠铧. 耐硫化氢腐蚀钢在硫化氢介质中的腐蚀行为[J]. 腐蚀与防护,2016,37(10):832-837.
[8] 余军, 张德平, 潘若生,等. 井下含硫环空液中P110油管钢应力腐蚀开裂的电化学噪声特征[J]. 金属学报, 2018, 54(10):1399-1407.
[9] Wikjord A. G, Rummery T. E, Doern F. E, et al. Corrosion and de-position during the exposure of carbon steel to hydrogen sulphide-water solutions [J]. Corrosion Science, 1980 (5) : 651-671.
[10] 王立东,武会宾,刘跃庭. Cr对Q125级套管钢组织性能及H_2S/CO_2腐蚀行为的影响[J]. 材料科学与工艺, 2013, 21(5):8-14.
[11] 张学元,杜元龙. Fe的硫化物膜对UNSG11180钢在含H_2S的NaCl溶液中的腐蚀行为影响[J]. 腐蚀科学与防护技术, 1997,1(1):19-23.
[12] 褚武扬, 谷脱, 高克玮. 应力腐蚀机理研究的新进展[J]. 腐蚀科学与防护技术,1995,7(2):97-100.
[13] 张毅, 袁鹏斌, 高连新. 油井管失效分析[M]. 北京:石油工业出版社, 2015:232-234.
[14] 柯克, 张学元, 闫一功,等. 体系中氢进入及破坏过程的电化学方法研究[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2001, 13(1):42-55.
[15] 许洋. 针状铁素体X65MS钢在H_2S环境中的腐蚀行为及协同缓蚀研究[D]. 江苏:江苏科技大学, 2025.
[16] 许志昱, 胡骞, 黄峰,等. 缝隙几何尺寸对闭塞区化学环境及腐蚀行为的影响[J]. 中国腐蚀与防护学报,2025,44(6):208-215.
[17] 宋江波,米永峰,姜海龙,等. L80-13Cr油井管的研制及耐腐蚀性能研究[J]. 钢管,2022,51(1):49-52.

(编辑 白璐)

修回日期:2024-09-12