

10B28 冷镦钢线材表面结疤成因分析及控制措施

李永超^{1,2} 温娜娜^{1,2} 樊亚鹏^{1,2} 冯兴磊^{1,2}

(1 邢台钢铁有限责任公司技术中心, 邢台 054027; 2 河北省线材工程技术研究中心, 邢台 054027)

摘要 采用金相显微镜和扫描电镜分析了 10B28 冷镦钢线材表面结疤, 得出结疤缺陷形成的主要原因是钢中 N 含量偏高(0.013 3%), 钢中的 Ti(0.033%) 不足以完全固 N, 过剩 N 与 B 形成 BN 析出物, 弱化晶界, 形成微裂纹, 导致铸坯表面开裂, 最终经轧制后遗传到线材表面。通过将废钢比由 21% 降低为 10%、降低出钢脱氧强度、造完白渣喂入钛铁线 5 min 后加入硼铁、控制 LF 软吹底吹气量和浇注过程铝损 $\leq 0.003\%$ 等措施, 将 N 稳定控制在 60×10^{-6} 以下, 保证 $Ti/N \geq 4$, 使表面结疤不良率由原来的 60% 降低至 1.0% 以下。

关键词 10B28 钢 冷镦钢线材 表面结疤 成因分析 改进工艺

Analysis on Causes of Surface Scabbing of 10B28 Cold Heading Steel Wire Rod and Control Measures

Li Yongchao^{1,2}, Wen Nana^{1,2}, Fan Yapeng^{1,2} and Feng Xinglei^{1,2}

(1 Technical Center, Xingtai Iron and Steel Co Ltd, Xingtai 054027;

2 Hebei Engineering Research Center for Wire Rod, Xingtai 054027)

Abstract The surface scabs of 10B28 cold heading steel wire rod are analyzed by metallurgy and scanning electron microscope. It is concluded that the main reason is the high nitrogen content (0.013 3%) in the steel, the Ti in steel (0.033%) is not enough to completely fix nitrogen, and the excess N with B forms BN precipitates to weaken the grain boundary and form microcracks led to the surface cracking of the billet and finally inherited to wire rod surface after rolling. By reducing the scrap ratio from 21% to 10% and the deoxidization intensity of tapping, adding ferrobore after feeding Ti-Fe wire for 5 min after white slag, controlling the soft blowing volume of LF, and aluminum loss $\leq 0.003\%$ during casting process, N is stably controlled within 60×10^{-6} to ensure $Ti/N \geq 4$, the defective rate of surface scabbing is reduced from original 60% to less than 1.0%.

Material Index 10B28 Steel, Cold Heading Steel Wire Rod, Surface Scab, Causes Analysis, Process Improvement

10B28 钢是一种低碳含硼冷镦钢, 主要用于生产 10.9 级高强度紧固件, 该钢种对冷镦性能和表面质量有着严格要求。近期, 邢台钢铁公司生产的 10B28 钢线材表面出现大量结疤现象, 不良率达到 60%。为此, 对结疤的形成原因进行了研究分析并提出了改进措施。

1 10B28 钢生产工艺及结疤情况

邢钢 10B28 钢(表 1)生产工艺流程为: 高炉铁水 + 废钢 \rightarrow 50 t 顶底复吹转炉 \rightarrow 50 t LF 精炼 \rightarrow 160 mm \times 160 mm 小方坯连铸 \rightarrow 钢坯加热 \rightarrow 高压水除鳞 \rightarrow 高速线材轧制 \rightarrow $\Phi 10$ mm 10B28 钢热轧材。

结疤主要集中在线材的外表面, 肉眼即可观察到。结疤与基体相连接, 呈外翘的凸起块状, 分布位

置无规律(见图 1)。

2 结疤的原因分析及其检测

2.1 金相分析

沿着图 2(a)虚线位置切开, 利用金相显微镜对

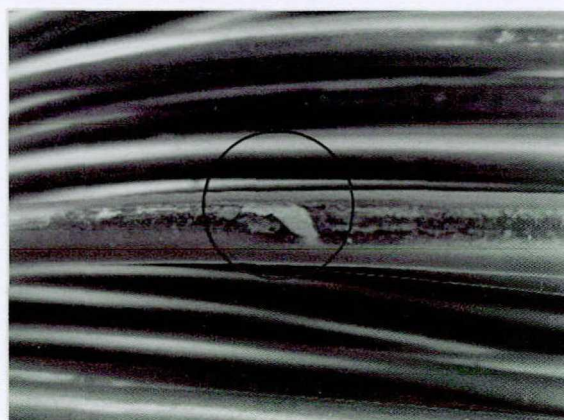


图 1 $\Phi 10$ mm 10B28 钢线材表面结疤宏观形貌

Fig. 1 Macroscopic morphology of $\Phi 10$ mm wire surface scab of 10B28 steel

表 1 10B28 钢化学成分 / %

Table 1 Chemical composition of 10B28 Steel / %

C	Si	Mn	S	P	B
0.26 ~ 0.32	≤ 0.40	0.70 ~ 1.00	≤ 0.030	≤ 0.030	0.000 8 ~ 0.003 0

结疤部位进行检测,发现结疤与基体呈分层状,根部与基体相连,属于典型的有根结疤(图 2b)。结疤部位与基体的金相组织存在明显不同,基体组织为正常的铁素体和珠光体,而结疤部位存在明显脱碳现象,主要为铁素体,珠光体较少。

2.2 扫描电镜分析

利用美国 FEI 扫描电镜对结疤部位进行了检测分析,发现结

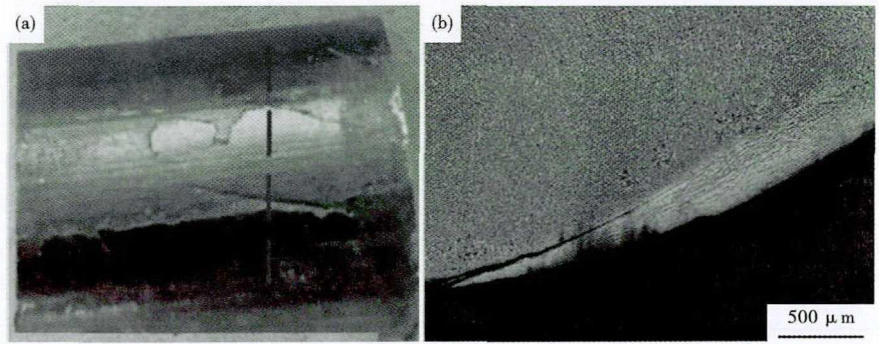


图 2 结疤处金相试样切取位置(a)和金相组织形貌(b)

Fig.2 Sample cutting location at scab (a) and metallographic structure morphology (b)

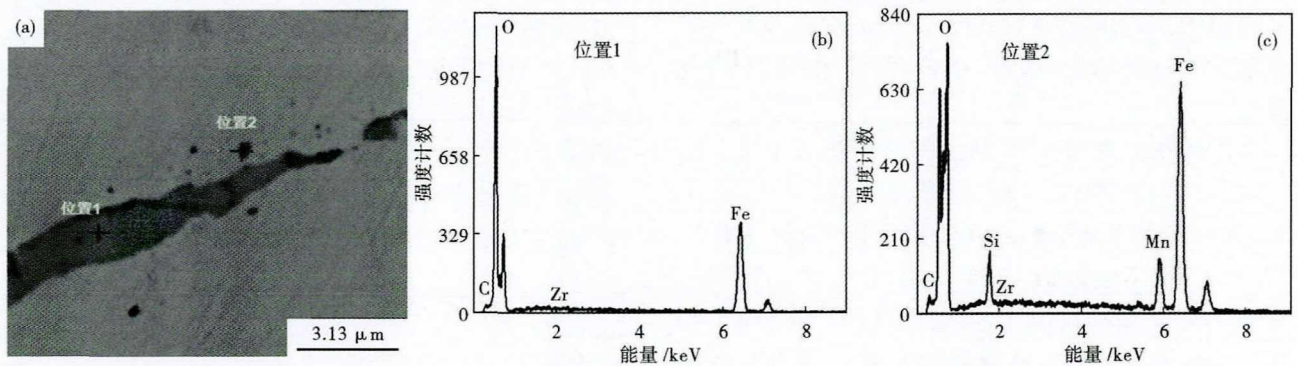


图 3 结疤处氧化铁皮(位置 1)和氧化圆点(位置 2)形貌(a)和对应能谱图(b)(c)

Fig.3 Morphology of scale (area 1) and oxidized round spot (area 2) (a) and corresponding energy spectrum diagram (b) (c)

疤内部主要为氧化铁皮(图 3),未发现大颗粒夹杂物或卷渣。在结疤附近存在大量含有 Si、Mn、Fe 的细小氧化圆点(图 3),这些氧化圆点是结疤附近的钢基体经高温加热氧化的产物,即高温加热条件下由裂纹进入钢中的氧与强氧化元素 Si、Mn 结合生成富集 Si、Mn 的氧化物颗粒,而氧化圆点的生成温度需在 1 100 ℃ 以上^[1],同时在此温度下要保持足够长的时间。因此,可以确定钢坯在加热前表面已经存在缺陷,经加热炉加热后缺陷周围高温氧化,在后续轧制过程中形成了结疤。

2.3 结疤试样的化学成分

经分析试样的 C、Si、Mn 等主成分无太大差异,但气体含量 N 相差较大,正常炉次仅有 0.008 3%,而结疤炉次的 N 含量高达 0.013 3%(表 2)。

2.4 结疤成因分析及讨论

通常结疤产生的原因主要为铸坯裂纹、铸坯卷渣和氧化铁皮压入^[2]。检测过程未检测到结疤处存在大颗粒夹杂或卷渣,因此可排除铸坯卷渣和大颗粒夹杂。氧化铁

皮压入通常是轧制前钢坯除鳞不彻底或轧制过程表面有划伤导致,且此类结疤周围不存在明显的脱碳现象,也可以排除。因此,结疤应来自于铸坯裂纹。

从表 2 的化学成分对比可以看出,结疤炉次的 N 异常的高。硼钢中加入 Ti 的主要目的是为了固 N,防止 N 与钢中的 B 形成 BN。按照理论 Ti 的加入量为钢中 N 含量的 3.4 倍时,可将钢中的 N 全部固定,但这是在 Ti 不参与脱氧和不形成其它氮化物前提下的定量关系。为了提高氮化钛的固溶度积以利于实际生产中更好的固氮,一般将 Ti/N 控制在 4 ~ 5 水平比较合理^[3]。

正常炉次的 Ti/N 为 4.09,接近合理水平。而结疤炉次的 Ti/N 仅有 2.48,远远低于 Ti/N 的合理水平,说明钢中的 Ti 无法完全固定全部的 N,按照

表 2 正常炉次和结疤炉次的化学成分

Table 2 Chemical composition of normal heat and scabbing heat

项目	化学成分 /%									Ti/N
	C	Si	Mn	S	P	Alt	Ti	B	N	
正常炉次	0.30	0.18	0.93	0.006	0.011	0.030	0.034	0.002 0	0.008 3	4.09
结疤炉次	0.30	0.20	0.96	0.004	0.012	0.027	0.033	0.001 9	0.013 3	2.48

Ti/N=4 计算, 结疤炉次的 0.033% Ti 只能固定 83×10^{-6} 的 N, 还有 50×10^{-6} 的 N 没有固定。这些 N 将与钢中的 B 结合形成 BN, 并在晶界处大量析出。这些细小析出物连续钉扎在奥氏体和基体变形处, 降低了晶界的流动性, 使再结晶受阻, 晶界不能迁移, 在晶界处形成应力集中脆化了晶界, 从而使裂纹敏感性增加^[4]。同时, 当受到拉应力作用时, BN 粒子与晶界将产生细小空洞, 当大量空洞形成后, 在外力作用下, 这些空洞就会随之长大。当长大到一定程度后, 这些空洞就会相互接触聚合到一起, 形成更大的空洞, 随着这些空洞的不断聚合长大, 最后就会形成晶间裂纹。在 B 元素不变的前提下, 随着 N 含量的增加, 第三脆性区(即低谷区)的深度和宽度将增加, 并向高温区移动, 将大大恶化铸坯的热塑性^[5]。

按照 BN 在奥氏体中的固溶度积公式 $\lg[B][N] = -13970/T + 5.24$ 进行计算^[6], 当 B 为 0.0019%, N 为 0.0050% 时, BN 开始析出温度为 1088 °C, 处于连铸的二冷区。从图 4 中可以看出, 在 N 含量不变的情况下, 随着温度的不断降低, BN 析出实现平衡需要的 B 含量越来越少, 在 950 °C 时不再有较大的变化, 说明 BN 析出基本达到饱和, 即在 950 °C 时 BN 基本上完成析出。当铸坯在矫直的过程中, 由于 BN 弱化晶界或晶界处已经存在微裂纹, 最终导致铸坯裂纹的形成。

因此, 为避免铸坯形成裂纹造成后续的结疤, 在 Ti 含量一定的前提下, 需要严格控制 N 含量, 保证 Ti/N 至少在 4 以上。

3 结疤控制措施及效果

(1) 提高铁水加入量, 将废钢比由原来的 21%

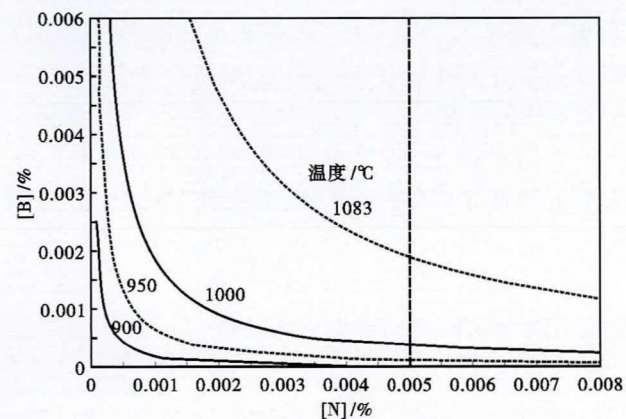


图 4 不同 B 含量和 N 含量下的 BN 固溶积曲线

Fig. 4 BN solubility curve with different B content and N content

降低为 10%, 进而增加转炉吹炼过程的脱氮效率, 同时底吹气全部采用氩气, 从源头上降低钢水的氮含量;

(2) 降低转炉出钢脱氧深度, 将原来的一次性加完铝锭深脱氧改为出钢先加入 80% 铝锭预脱氧, LF 再补喂铝线脱氧;

(3) 控制 LF 精炼后渣中 $(FeO + MnO) \leq 1.0\%$, 造完白渣后喂入钛铁线 5 min 后再一次性加入硼铁;

(4) LF 软吹过程严禁使用大气量, 底吹氩气量以钢水涌动但不裸露为宜;

(5) 加强连铸全程保护浇注监控, 要求连铸过程 Al 损 $\leq 0.003\%$ 。

采取钢水控 N 措施后进行了 3 个浇次, 共计约 3000 t 线材的生产和跟踪, 盘条 N 含量稳定控制在 60×10^{-6} 以下, 线材表面质量得到显著改善, 结疤不良率稳定控制在 1.0% 以下。

4 结论

(1) 结疤缺陷形成的主要原因是钢中 N 含量偏高, 加入的 Ti 不足以完全固氮, 过剩 N 与 B 形成 BN 析出物, 弱化晶界, 形成微裂纹, 导致铸坯表面开裂, 最终经轧制后遗传到线材表面。

(2) 在 Ti 含量一定的前提下, 通过提高铁水比例、降低出钢脱氧深度、控制软吹氩气量和浇注过程 Al 损等措施, 盘条 N 含量稳定控制在 60×10^{-6} 以下, 保证了 Ti/N 至少在 4 以上, 结疤不良率由原来的 60% 降低到 1.0% 以下。

参考文献

- [1] 张 龙, 李仕力, 刘海英, 等. 弹簧钢表面裂纹氧化行为的研究[J]. 天津冶金, 2016(4):32-34, 38.
- [2] 王凤鸣, 张庆军, 曹胜利, 等. 钢板表翘皮缺陷常见原因分析[J]. 铸造技术, 2017, 38(2):345-349.
- [3] 陈 青. 硼微合金化钢铸坯角部横裂纹形成机理及控制研究[D]. 南昌: 江西理工大学, 2014:10-13.
- [4] Tomas B G. The Formation of Panel Cracks in Steel[J]. Transactions of the iron and steel society, 1986, 7(10):7-20.
- [5] Kyung Chul Cho, Dong Jun Mun and Myeong Hun Kang, et al. Effect of Thermal Cycle and Nitrogen Content on the Hot Ductility of Boron-Bearing Steel[J]. ISIJ International, 2010, 50(6):839-846.
- [6] 蔡可森, 姚永宽, 刘伟建, 等. 含硼钢中硼的存在形式及控制研究[J]. 炼钢, 2015, 31(3):45-49.

李永超(1985-), 男, 硕士(2012年北京科技大学), 工程师, 2009年河北理工大学(本科)毕业, 冷镦钢开发和工艺控制。E-mail:liyongchao1220@163.com