

高碳绞线钢 SWRH82B“笔尖”断裂分析与工艺改善

吴兴亮 刘列喜 李海 陈钰德 范伟 丁理

(芜湖新兴铸管有限责任公司炼钢厂, 芜湖 241002)

摘要 通过对高碳钢绞线 SWRH82B 拉丝材笔尖断裂的分析, 得出笔尖状断口的中心网状碳化物级别 ≥ 4 , 存在较严重的碳偏析, 组织转变上的差异导致拉拔变形不均匀产生断裂缺陷。通过对 180 mm \times 180 mm 断面高碳钢 SWRH82B 方坯中心碳偏析产生机理的研究, 将钢水过热度从 15~40 $^{\circ}\text{C}$ 调整为 20~30 $^{\circ}\text{C}$ 、拉速由 1.5 m/min 降至 1.4 m/min、末端电磁搅拌由电流 350 A 增加至 400 A, 钢坯的碳偏析指数由 1.18 降至 1.06, 明显降低了 SWRH82B 钢的拉丝材笔尖状断口发生率。

关键词 高碳钢 SWRH82B 笔尖断裂 碳偏析 缺陷控制

Analysis on High Carbon SWRH82B Stranded “Pen Tip” Fracture and Process Improvement

Wu Xingliang, Liu Liexi, Li Hai, Chen Yude, Fan Wei and Ding Li
(Steel Mill, Wuhu Xinxing Casting Pipe Co Ltd, Wuhu 241002)

Abstract By analysis on the breakage of the high-carbon steel stranded wire SWRH82B wire pen tip, it is obtained that there is a serious carbon segregation, the center net carbide rating of pen tip fracture ≥ 4 , and the difference in the structural transformation leads to the uneven deformation in drawing to form breaking defects. By studying the mechanism of carbon segregation in the center of 180 mm \times 180 mm high carbon steel SWRH82B billet, adjusting the superheat of molten steel from 15~40 $^{\circ}\text{C}$ to 20~30 $^{\circ}\text{C}$, decreasing casting speed from 1.5 m/min to 1.4 m/min, the electromagnetic stirring at the end increasing from 350 A to 400 A, the carbon segregation index of the billet decreases from 1.18 to 1.06, which significantly reduces the occurrence of SWRH82B wire pen tip fracture rate.

Material Index High Carbon Steel SWRH82B, Pen Tip Break, Carbon Segregation, Defect Control

高碳钢 SWRH82B 盘条是生产高强度低松弛预应力混凝土结构用 PC 钢丝和 PC 钢绞线的主要原料, 在拉拔过程中, 时常因盘条出现中心网状渗碳体, 造成拉拔断裂, 因此危害极大^[1-2]。由于这两种产品广泛应用于高层建筑、桥梁、石油化工和铁路等领域, 因此要求 SWRH82B 钢线材具有稳定的化学成分、纯净的钢质、优良的力学性能、均匀的金相组织和较高的索氏体化率等^[3-4]。连铸坯中心成分偏析是导致 SWRH82B 钢线材中心产生马氏体、网状碳化物、拉拔过程出现锥状断口的主要原因^[5], 碳偏析造成钢丝拉拔或捻股时断丝^[6], 还可降低成品材力学性能^[7]。碳偏析是连铸坯普遍存在的内部质量缺陷之一, 且在随后的轧制过程中往往很难被消除, 严重影响了产品的成材率及其性能^[8-10]。一般认为造成偏析的原因为溶质元素在固液相重新分配, 随凝固进行富集的溶质元素随固液相界面往中心推移, 并最后凝固形成偏析^[11-13]。

用户在 SWRH82B 钢盘条使用中, 于某些批号发生脆断现象, 降低了金属制品合格率, 用户提出了质量异议。为此, 本试验对 SWRH82B 钢笔尖断裂

问题开展了分析研究并且提出改进措施, 以期达到改善、提高 SWRH82B 钢盘条质量, 减少拉丝材笔尖状断口发生率的目的。

1 试样选取与试验方法

炼钢厂 2[#]连铸机生产高碳钢 SWRH82B 工艺流程为: 120 t LD 转炉 \rightarrow 120 t LF 精炼 \rightarrow CC(180 mm \times 180 mm) \rightarrow CR。转炉采用高碳出钢([C] \geq 0.15%)工艺路线, 以降低终点钢水自由氧含量, 提高合金收得率和钢水洁净度; 精炼采用电石脱氧以及帘线钢精炼渣快速成渣, 萤石适量及时调整渣况并保证精炼渣良好的流动性, 白渣或绿渣保持时间 \geq 20 min, 二元碱度(R)2.0, (FeO)+(MnO) $<$ 1.2%, 软吹时间 \geq 15 min。十机十流弧形连铸机生产 180 mm \times 180 mm 方坯, 采用全程保护浇铸、结晶器和凝固末端电磁搅拌。

轧材尺寸为 Φ 12.5 mm, 断口试样由试验人员跟踪用户生产过程时取回。用户生产工艺流程为: 酸洗-皂化-拉拔-绞线。拉拔后试样尺寸为 Φ 5.05 mm。脆断现象一般发生在拉拔过程和绞线过程。借助

光学显微镜和扫描电镜等检测手段对断口试样进行深入分析。

2 笔尖断裂原因分析

2.1 断口特征分析

正常断口部位有明显缩颈,呈杯突状。而脆性断口部位无缩颈,断口的一端为锥体,另一端为锥孔,锥面往往有破损,但未破损面比较光滑。锥尖或孔底对应于线材的轴心,没有通常拉伸断裂情况下的杯凸(见图 1)。

把笔尖状断口试样沿纵截面剖开,磨制、抛光后在轴心部位可以看到“人”字形微裂纹,接近锥孔底处则为倒“人”字形,“人”字顶端在轴心线上,两侧裂纹与轴心线相交成 45°,如图 2 所示,这是线材断裂前的起裂阶段。

2.2 化学成分分析

对 SWRH82B 钢线材断裂试样进行化学成分分析,结果见表 1,化学成分符合 YB/T 242386-2009 规定。

2.3 金相组织分析

表面有裂纹缺陷的断口试样,金相组织为正常的索氏体和索氏体加少量铁素体组织,晶粒度 9 ~ 10 级,索氏体化为 90%,裂纹内及其周围均未发现氧化脱碳。用试剂腐蚀尖状断口试样后,在中心肉眼可看到黑白相间的斑点。显微镜下观察,发现有异常组织缺陷,即网状碳化物。这种组织塑性差,很脆,拉拔时不能使整个截面同步变形。作为脆性相存在基体中,随变形量加大,由中心产生脆断而形成笔尖状断口。

笔尖断裂试样从中心处纵向切割检验,体视镜观察沿中心轴线分布“人”字形裂纹(图 2)。高倍检验存在严重网状碳化物,等级为 4.0 级。SWRH82B 钢笔尖断裂是由于碳偏析导致网状碳化物严重致使拉拔断裂。

3 铸坯中心偏析的影响因素及控制措施

3.1 溶质元素析出与富集理论

表 1 SWRH82B 钢主要化学成分 / %

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr
GB/T24238-2009	0.79 ~ 0.86	0.10 ~ 0.30	0.60 ~ 0.90	≤ 0.025	≤ 0.020	≤ 0.035
实测值	0.80	0.22	0.83	0.015	0.016	0.021

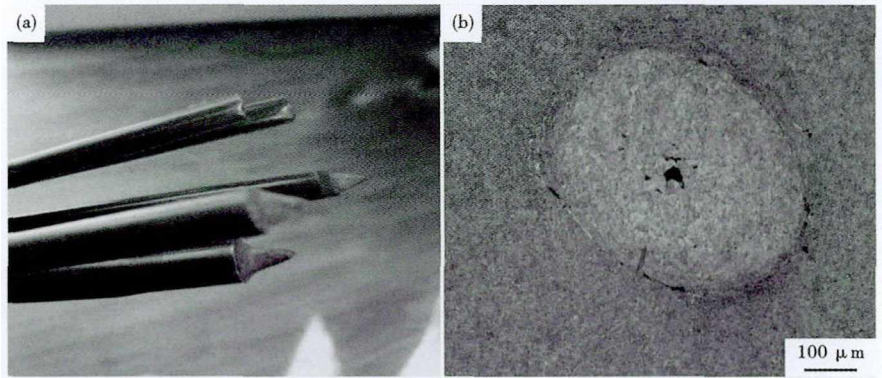


图 1 笔尖状断口特征(a)和横向显微组织形貌(b)
Fig. 1 Pen tip fracture features (a) and transverse microstructure morphology (b)

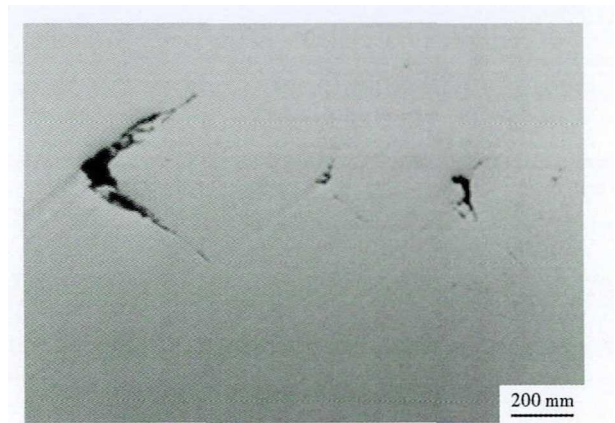


图 2 笔尖状断口纵向显微组织形貌
Fig. 2 Longitudinal microstructure morphology of pen tip fracture

碳偏析是由于凝固末端树枝晶搭桥或铸坯鼓肚,促使凝固末端富集溶质元素的钢液流动的结果。铸坯在凝固过程中,随着表层凝固厚度增加,铸坯内部向外传热能力降低,铸坯开始呈现定向凝固,形成由外向内的长条状树枝晶。由于成分选分结晶的原因,溶质元素 C、S、P 等向液相区积聚,当铸坯局部出现个别柱状晶增长而产生搭桥现象时,富集溶质元素的钢液被封闭形成小钢锭效应,在该处形成此类元素的正偏析,并产生疏松、缩孔等缺陷。

3.2 过热度对碳偏析的影响

浇铸温度越低,铸坯中心部位等轴晶比例增加,中心偏析降低。但是,浇铸温度不能降得过低。因为,一方面由于浇铸系统保温效果的限制,可能会导致浇铸末期温度过低、水口结瘤,从而影响生产顺行;另一方面过热度过低时,对铸坯表面质量产生较大影响,尤其会增加表面夹渣和裂纹。在相同的拉速和电磁搅拌条件下,分析了过热度对铸坯碳偏析

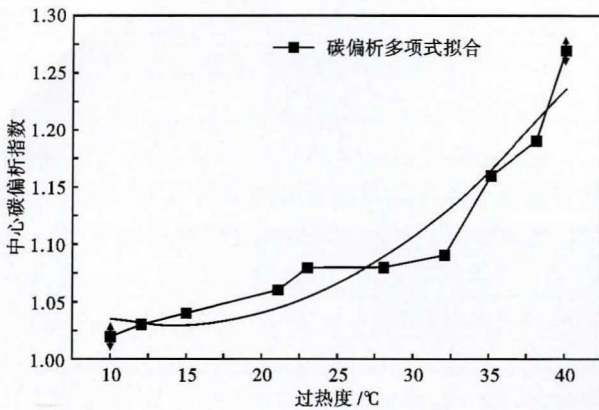


图 3 碳偏析与过热度拟合关系

Fig. 3 Relationship between carbon segregation and superheat

的影响,同时利用 Origin 软件对其进行线性拟合,得到的拟合结果为 $y = 1.0929 - 0.0088x + 3.1069 \times 10^{-4}x^2$ (图 3)。

从图 3 可以看出,随着钢水过热度的升高,碳偏析指数增大,中间包浇铸钢水过热度在 30 °C 以内,碳偏析指数在 1.08 范围之内。考虑到生产要求和现场实际过热度控制水平,将过热度控制在 20 ~ 30 °C 铸坯碳偏析指数能够满足正常生产要求。

3.3 拉速对碳偏析影响

在相同的浇铸过热度 and 电磁搅拌条件下,提高拉速也会使凝固散热量增大、坯壳减薄,导致碳偏析程度加大。在近似的浇铸过热度 and 电磁搅拌条件下,进行拉速对铸坯碳偏析的影响试验,试验结果如图 4 所示。

通过图 4 可以看出,在其他因素相同的条件下,拉速 1.2 m/min 时碳偏析指数为 1.07,拉速 1.4 m/min 时碳偏析指数 1.08。随着拉速的提高,铸坯碳偏析指数升高。但结合生产实际情况,拉速不能过低,否则铸坯在进入拉矫机时,因铸坯表面温度低

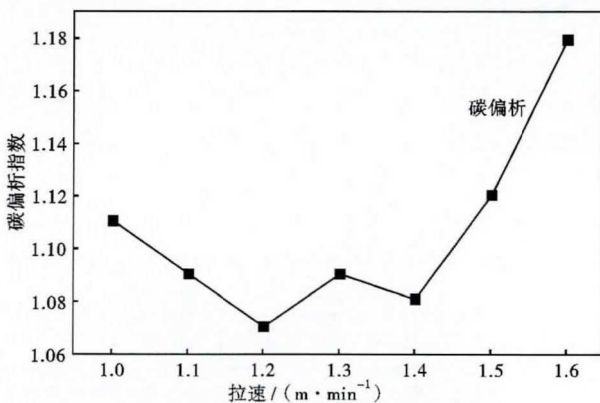


图 4 拉速对铸坯碳偏析的影响

Fig. 4 Effect of casting speed on carbon segregation

于 700 °C 而产生应力裂纹,影响铸坯表面质量。因此,通过试验并且结合末端电磁搅拌位置,认为将拉速控制在 1.4 m/min 时较为合理。

3.4 末端电磁搅拌参数对碳偏析影响

凝固末端电磁搅拌发生在凝固末端的糊状区,具体位置的选择十分关键,当拉速控制在 1.4 ~ 1.5 m/min 之间对 SWRH82B 钢通过数值模拟计算并进行射钉试验验证最佳末搅位置位于距弯月面约 7.28 m,此时铸坯厚度约为 63 mm,较为合理。采集现场 SWRH82B 钢连铸工艺参数和元素含量,通过 ProCAST 软件,建立 SWRH82B 钢连铸坯的凝固传热模型。模型可导出铸坯的温度变化曲线和坯壳厚度变化曲线,经过处理,得到 1.4 m/min 拉速下的温度变化曲线如图 5。

应用凝固末端电磁搅拌(F-EMS)的目的是改善铸坯的中心偏析。F-EMS 搅拌固液两相区,通过电磁力打碎的树枝晶碎片可作为等轴晶的核心,增加两相区局部传热,消除树枝晶搭桥,减轻树枝晶间富集溶质液体的流动,使心部偏析金属趋于均匀,同时产生较多的结晶核。这样能扩大等轴晶区、细化晶粒形成较宽的细小等轴晶带,获得良好的铸坯内部质量^[12]。试验结果表明,采用末端电磁搅拌(F-EMS)可使碳偏析指数由平均 1.18 降到 1.10 以下,且最佳末端电磁搅拌参数电流为 400 A,正反转 10 s-3 s-10 s(即正转 10 s,停顿 3 s,反转 10 s)。

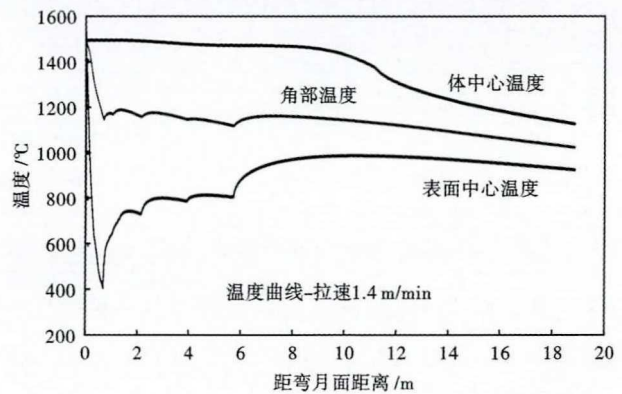


图 5 拉速 1.4 m/min 时铸坯温度变化曲线

Fig. 5 Temperature change curve of casting billet with casting speed 1.4 m/min

表 2 工艺改进前后工艺参数及碳偏析数据对比

Table 2 Comparison of process parameters and segregation data before and after process improvement

工艺	过热度 / °C	拉速 / (m · min ⁻¹)	末端搅拌电流 / A	碳偏析指数
改进前	15 ~ 40	1.5	350	≤ 1.18
改进后	20 ~ 30	1.4	400	≤ 1.06

通过一系列的工艺改进(表 2),铸坯碳偏析指数由原来的平均 1.18 降低到改进后的 1.06 以内,等轴晶率由原来的 25% 提高到 35%,索氏体率由原来的 85% 提高到 90% 以上,网状渗碳体级别明显降低,偏析降低到 1 级以下,网状碳化物降低到 2 级以下。改进后的盘条经过用户试用,在拉拔、捻股过程未出现断丝,在产品检验时单丝力学性能全部达到标准要求,成品钢绞线拉力值也全部达到标准要求,笔尖状断口率降低至 3.05% 以下。

4 结论

(1)SWRH82B 盘条制成钢绞线在检验的过程

中,笔尖状断口形成的主要原因是盘条芯部存在网状渗碳体,网状渗碳体的形成主要是由于中心碳偏析和轧制冷却工艺不当造成的。

(2)避免盘条形成网状渗碳体,减少中心碳偏析措施为①碳含量控制在标准的中下限,并严格控制在 0.80% ~0.82%;②铸坯过热度控制在 20 ~30 ℃,并且中心碳偏析与过热度存在关系为 $y = 1.0929 - 0.0088x + 3.1069 \times 10^{-4}x^2_{\text{过热度}}$;③执行恒拉速 1.4 m/min 操作;④调整合适的末端电磁搅拌参数:400 A,正转 10 s,停顿 3 s,反转 10 s。

参考文献

[1] 陈海军,李鸿钢.改善 82B 小方坯碳偏析的连铸工艺研究[J].新疆钢铁,2015,133(1):1-4.

[2] 邢梅峦,包燕平.高碳钢连铸坯堆垛缓冷对碳偏析的影响[J].特殊钢,2014,35(3):39-41.

[3] 张翔.高碳钢 82B 线材的质量改进[J].轧钢,2001,18(4):21-23.

[4] 李文琴.预应力钢丝断裂原因分析[J].金属制品,2001,27(4):36-37.

[5] 桂美文,覃之光.82B 高碳钢连铸坯中心偏析及线材质量的改善[J].炼钢,2005,21(3):1-4.

[6] 王贵容,薛正良.湘钢预应力钢丝用钢 82B 盘条的质量控制[J].特殊钢,2005,26(5):44-47.

[7] 赵莉萍,麻永林,王玉峰,等.铸坯缺陷对 SWRH82B 钢盘条冷拔质量的影响[J].特殊钢,2007,28(4):48-49.

[8] Presslinger H, Mayer M and Kaltenbruner T, et al. Quantitative Assessment of Segregates in Continuously Cast Slabs by Electron Probe Microanalysis[J]. Steel Research, 2002, 73(4):149-156.

[9] Choudhary S K and Ganguly S. Morphology and Segregation Incontinuously Cast Carbon Steel Billets[J]. ISIJ, 2007, 47(12):1759-1766.

[10] 吕佐明,郑晓明.连铸板坯中心偏析对钢板组织和性能的影响[J].金属世界,2009,13(1):20-24.

[11] Flemings Merton C. Our Understanding of Macro Segregation: Past and Present[J]. ISIJ, 2000, 40(9):833-841.

[12] Bridge M R and Rogers G D. Structural Effects and Band Segregation for Mation during the Electromagnetic Stirring of Strand-Cast Steel[J]. Metal Trans B, 1984, 15B:581-589.

[13] 蔡开科.连铸坯质量控制[M].北京:冶金工业出版社,2010.

吴兴亮(1985-),男,助理工程师,2007 年江西理工大学毕业,钢铁冶金研究。E-mail:wu61274@163.com
353260209@qq.com

收稿日期:2019-11-13

下 期 要 目

浸入式水口结构对 409 L 钢连铸坯表面“卷渣”的影响	李晓军等
100 t 铁水罐下 KR 搅拌法脱硫流场的数值模拟	张天旭等
SiCaBa 合金对 55SiCr 弹簧钢的脱氧脱硫及夹杂物控制研究	刘锦文等
25MnBM 履带板用钢非金属夹杂物控制工艺研究	卢乃双等
易切削齿轮钢 22CrMoHS 的开发	乔晓阳等
55 钢 150 mm × 150 mm 连铸坯皮下裂纹分析与工艺改进	林 鹏等
碳、铬和钼对冷镢钢铸坯高温力学性能的影响	段路昭等
铌-钛微合金化中碳硼钢连铸坯的高温力学性能	王利军等
Ni 含量对控轧控冷船舶用 Nb-Ti 微合金化 NiCr 钢组织和性能的影响	李振华等