

SWRH82B 钢盘条笔尖状断口的分析和工艺改进

秦凤婷¹ 王红伟¹ 刘宗辉²

(1 济源职业技术学院, 济源 454650; 2 济源钢铁集团公司, 济源 454650)

摘要 通过光学显微镜、扫描电镜-能谱仪等分析了 $\Phi 12.5$ mm SWRH82B 钢($\% : 0.80C, 0.74Mn, 0.22Si, 0.013P, 0.008S$) 盘条笔尖状断口形成的原因和断裂机理, 得出中心碳偏析和网状渗碳体是产生笔尖状断口的主要原因。通过控制 120 t 转炉终点 $[C] \geq 0.20\%$, LF 精炼过程控制 $[C] 0.79\% \sim 0.81\%$, 150 mm \times 150 mm 方坯连铸时控制钢水过热度 ≤ 25 $^{\circ}C$, 拉坯速度 1.5 m/min, 弱二冷比水量 0.30 \sim 0.45 L/kg, 结晶器末端电磁搅拌 3.5 Hz, 300 A, 控制终轧温度 900 \sim 930 $^{\circ}C$, 吐丝温度 ~ 750 $^{\circ}C$, 冷却速度 ~ 5 $^{\circ}C/min$, 使铸坯平均碳偏析指数由原来 1.15 降至 1.08, 等轴晶由 20% 提高至 35%, 索氏体率由 85% 提高至 90%, 网状降到 2 级以下, 笔尖状断口率由原来的 20% 降至 3%。

关键词 SWRH82B 盘条 笔尖状断口 网状碳化物 中心碳偏析 工艺改进

Analysis on Pen-Tip Shaped Fracture of SWRH82B Wire Rod and Process Improvement

Qin Fengting¹, Wang Hongwei¹ and Liu Zonghui²

(1 Jiyuan Vocational and Technical College, Jiyuan 454650; 2 Jiyuan Iron and Steel (Group) Co Ltd, Jiyuan 454650)

Abstract The forming cause and fracture mechanism of pen-tip shaped fracture of $\Phi 12.5$ mm SWRH82B steel ($\% : 0.80C, 0.74Mn, 0.22Si, 0.013P, 0.008S$) wire rod are analyzed by optical microscope, scanning electron microscope and energy dispersive spectrometer etc. to get the main causes of formation of pen-tip shaped fracture are center carbon segregation and poor network cementite. With using optimum process measures including controlling 120 t converter end $[C] \geq 0.20\%$, controlling $[C] 0.79\% \sim 0.81\%$ in LF refining process, in 150 mm \times 150 mm billet casting controlling liquid over heating extent ≤ 25 $^{\circ}C$, casting speed 1.5 m/min, weak secondary cooling water ratio 0.30 \sim 0.45 L/kg, mold end electromagnetic stirring 3.5 Hz and 300 A, controlling end rolling temperature 900 \sim 930 $^{\circ}C$, wire rod exiting temperature ~ 750 $^{\circ}C$ with cooling speed ~ 5 $^{\circ}C/min$, the average carbon segregation index of casting billet decreases from original 1.15 to 1.08, equiaxed ratio increases from 20% to 35%, sorbite ratio increases from 85% to 90%, rating of network cementite decreases to less than 2 and the percentage of pen-tip fracture decreases from original 20% to 3%.

Material Index SWRH82B Wire Rod, Pen-Tip Shaped Fracture, Network Cementite, Center Carbon Segregation, Process Improvement

预应力钢丝, 钢绞线广泛用于高速公路、大跨度桥梁、高层建筑等工程, 发展方向是大规格、高刚度、低松弛、耐腐蚀、大盘重等^[1]。热轧高碳钢 SWRH82B 盘条是生产高强度、低松弛预应力钢丝或钢绞线的主要原料^[2], 其热轧状态基体组织以索氏体为主, 用户经过酸洗、拉拔及捻股后, 制成预应力钢绞线。钢厂生产 $\Phi 12.5$ mm 的 SWRH82B 线材, 用户经拉拔、捻股制成钢绞线, 在成品检验中, 力学性能全部合格, 但发现了笔尖状断裂比例在 20% 左右。本文对断口进行宏观和微观分析, 提出了改进措施, 取得显著效果。

1 试样选取与实验方法

SWRH82B 钢(表 1)生产工艺: 高炉铁水-120 t 转炉-LF 钢包炉精炼-方坯连铸(150 mm \times 150 mm)-摩根第 7 代高速线材轧制-斯太尔摩线控冷。

盘条直径为 12.5 mm, 经 9 道冷拉到钢丝直径

表 1 SWRH82B 钢化学成分/ $\%$

项目	C	Mn	Si	P	S	Cr
实测值	0.80	0.74	0.22	0.013	0.008	0.21
GB/699-1988	0.77 ~ 0.85	0.50 ~ 0.80	0.17 ~ 0.37	≤ 0.035	≤ 0.035	≤ 0.25

为 5.06 mm, 在产品拉力检验时发生笔尖状断裂, 沿钢丝断口纵、横截面切取金相试样。并采用金相显微镜、SM-6300 扫描电镜(SEM)和显微硬度仪对笔尖状断丝观察、测试和分析。

2 笔尖状断口观察与分析

2.1 断丝宏观低倍形貌特征

笔尖状断口的宏观形貌特征如图 1(a, b)所示。一端为锥体(图 1a), 另一端为锥孔(图 1b), 锥面一般有破损, 但未破损面比较光滑, 锥尖及锥孔对应于线材的轴心, 没有通常拉伸断裂情况下的杯凸, 因

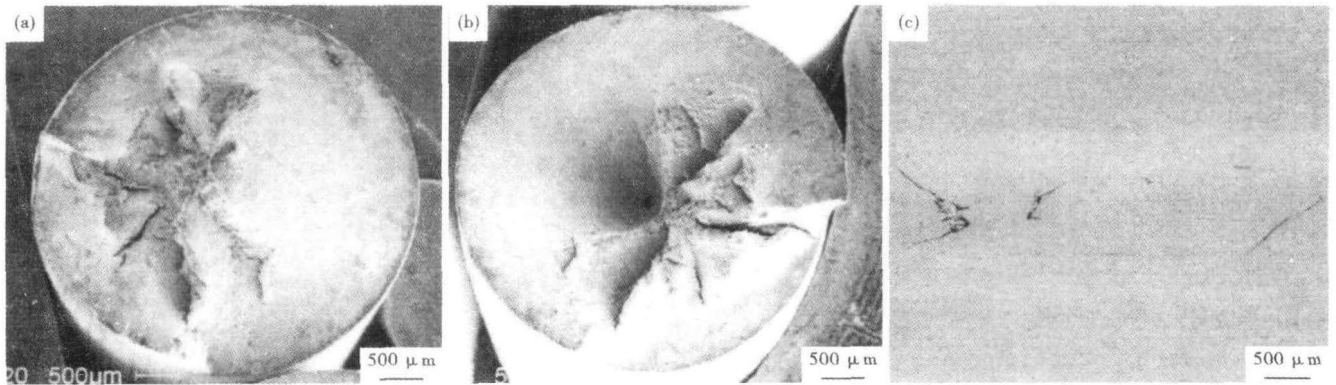


图 1 笔尖状断口锥体 (a) 和锥孔 (b) 以及纵剖面 (c)
 Fig. 1 Morphology of pen-tip shaped fracture cone body (a), cone hole (b) and longitudinal section (c)

此,没有放射区,整个锥面都是剪切唇。

在纵剖面中裂纹沿中心轴线近似呈 V 形、周期分布,其 V 形的尖部均指向拉丝的运行方向,如图 1 (c) 所示。

2.2 钢丝拉拔过程中的受力和塑性变形

钢丝在拉拔过程的力学特征如图 2(a) 所示,钢丝在拉拔过程中受力主要分为 3 种^[3]:正压力(N)、摩擦力(T)、拉拔力(P)。拉拔力作用于被拉金属的前端,在拉拔力的作用下,钢丝在变形区内产生相应的内力,轴向由于拉拔力的作用,为拉应力(σ_z),径向和周向由于受到周围金属的约束而分别为压应力(σ_r)和(σ_θ)。变形时金属处于一向受拉、两向受压的应力状态。

有学者采用网格法研究了拉拔过程中金属的变形分布及流动规律,通过拉拔前后网格的变化来定性说明金属在模具中的变形分布及流动规律,如图 2(b) 所示:

(1) 钢丝轴线上的变形是轴向拉伸,径向和周向上压缩。而其他周边上的单元变形除受到轴向拉伸、径向和周向上压缩外,还有剪切变形。

(2) 网格的横截面在拉拔前是直线,进入变形区后开始变成弧形线,凸向钢丝的拉拔方向,并且弧形线的曲率由入口到出口端面逐渐增大。这种变化表明,在拉拔过程中由于摩擦力的影响,周边层的金属轴向流动速度小于中心层。随着模角的增大和摩擦系数的增加,这种金属流动速度的不均匀性会越来越明显。

2.3 笔尖状裂纹产生的原因

在拉拔过程中变形的不均匀性将导致钢丝在中心轴线上逐步

形成速度不连续点。根据秒流量相等原理^[4],为了保持拉拔过程的稳定进行,势必引起金属的相互牵制,在中心轴线上产生很大的附加拉应力。当拉拔变形到一定程度,超过材料的强度极限时,或者是材料某部位存在薄弱环节时,就会形成中心裂纹,并呈 V 形扩展,断裂后呈现出笔尖状断口的形貌特征。

钢丝中心裂纹一旦产生,心部和表层金属的附加应力都将得到松弛,变形达到新的平衡;当不均匀变形累积到一定程度后,中心区域又会形成新的裂纹并呈 V 形扩展。理论上,这种裂纹应该呈规则的周期性,但往往被材料的内在质量波动而打乱。

可见,材料内部质量差是产生中心裂纹的内因,轴向拉应力和金属的不均匀变形引起的附加应力导致钢丝心部产生裂纹,是裂纹呈 V 形扩展直至断裂的推动力。

2.4 笔尖状断裂的裂纹源

盘条中的非金属夹杂物、缩孔、疏松、中心偏析以及中心异常组织(粗大二次网状渗碳体、马氏体等)都能发生笔尖状断裂^[5]。因此通过对断口的宏观和微观分析研究,未发现有异常的夹杂物颗粒、缩孔、疏松等缺陷。

将笔尖一端的纵向试样抛光并用 4% 硝酸酒精

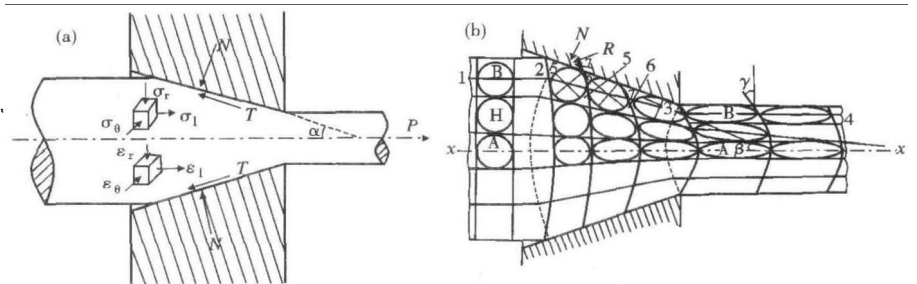


图 2 钢丝拉拔时的受力状态 (a) 和截面座标网格的变化 (b)
 Fig. 2 Force field (a) and section grid change (b) of wire rod in drawing

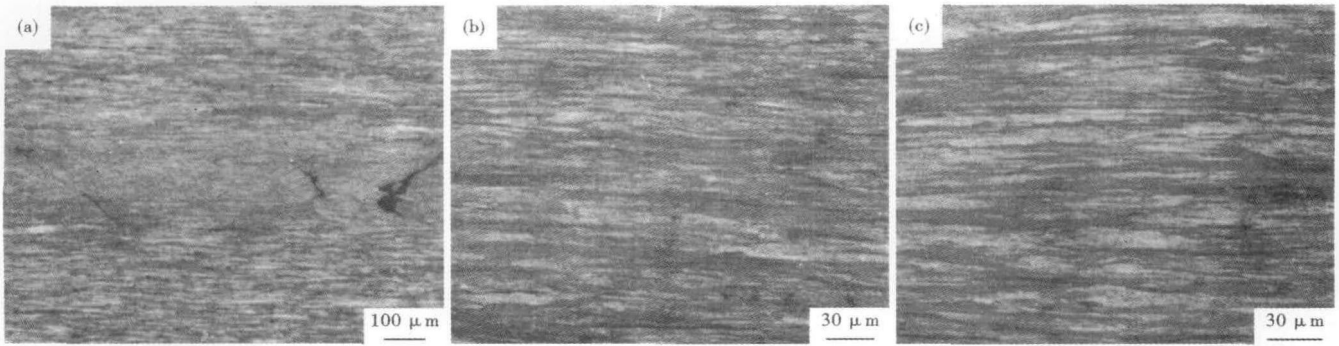


图 3 笔尖状断口处的形变组织形貌(纵向):(a)中心;(b)直径1/4处;(c)边部

Fig. 3 Morphology of structure of longitudinal section at pen-tip shaped fracture: (a) center; (b) 1/4 of diameter; (c) edge

溶液腐蚀后,纵剖面中心有一条很窄的深色线条,其显微组织如图 3 所示。其中(图 3a)为线材中心部位组织,可以看出上下正常部位为并排的形变流线,轴心部位为一条宽度约为 100 μm 的深色条带且存在 V 形裂纹,说明深色条带区的变形能力差,难以与正常区域协调变形而成为裂纹源。而试样的 1/4 处(图 3b)和边部(图 3c),为均匀的形变流线组织,未发现有深色条带区域。根据金相检测的经验及文献报道,这种深色线条带通常为**中心偏析区域**。

从图 4(a,b)中可以发现,中心偏析区的碳含量明显高于 1/2 半径处的正常区域。碳含量高表明中心碳偏析存在,而氧含量较高说明中心区可能氧化物夹杂较多,但对试样夹杂物断口检测中未发现有氧化物夹杂。

热轧盘条正常显微组织为索氏体 + 少量珠光体,在控冷过程中,表面冷却速度较快、中心及盘圈与盘圈的搭接口处冷却速度偏慢,便会析出网状渗碳体。同时,盘条中心碳偏析的存在,加剧了网状渗碳体的形成。

对 SWRH82B 线材进行检测时,发现在裂纹处存在二次网状碳化物,如图 5。

由图 6 可见,断丝的中心显微硬度为 510 HV,直径 1/4 处和边部的显微硬度约为 450 HV,中心的显微硬度明显高于直径 1/4 处和边部,进一步证明中心网状渗碳体的存在。

在拉拔过程中,网状渗碳体作为一个硬脆性异

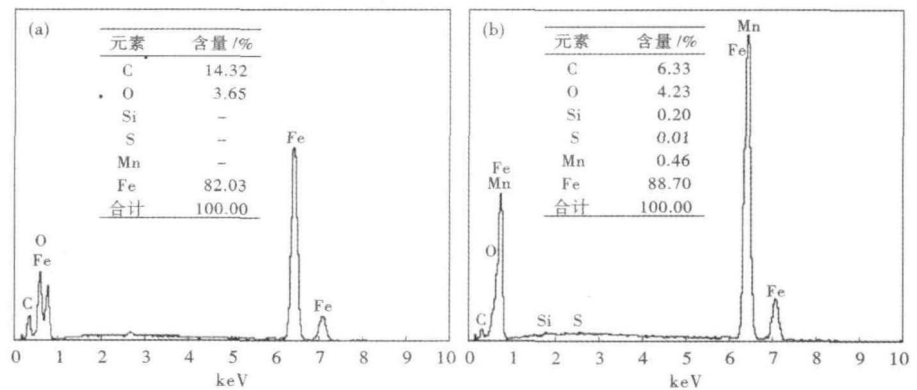


图 4 中心偏析区(a)和 1/2 半径正常区域(b)的面扫能谱分析

Fig. 4 Surface scanning spectrum at center segregation area (a) and 1/2 radius normal area (b)

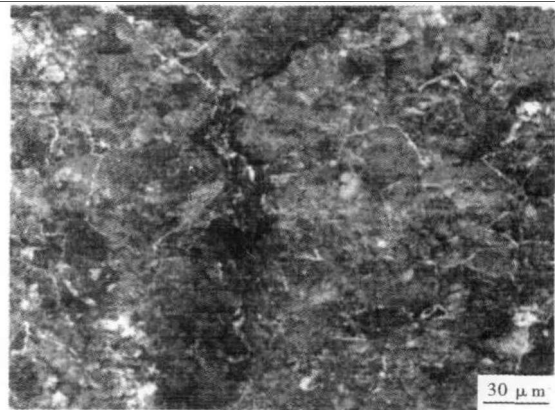


图 5 线材中心网状碳化物

Fig. 5 Network carbide at center of wire rod

常组织起着分割晶粒、削弱晶粒与晶粒之间结合力的作用⁶,钢绞线受拉丝模压应力向心部变形渗透时遇到网状渗碳体组织,连续性受破坏。在轴向拉应力和来自外层的附加应力作用下,网状渗碳体区域的边沿首先滑移形成显微孔洞,随着拉拔变形量

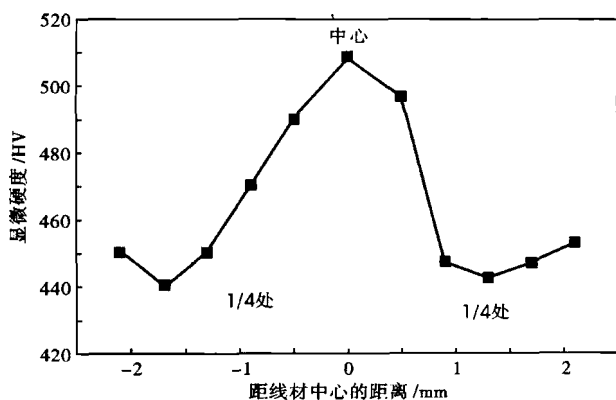


图 6 断丝横断面的显微硬度分布

Fig. 6 Distribution of microhardness at cross section of broken wire rod

增加,进而长大或与周围的其他微孔连接形成裂纹,最终呈 V 形扩展造成断裂,形成笔尖状断口。

粗大渗碳体片导致裂纹源的形成和扩展符合 Smith 模型,在切应力作用下位错源优先在珠光体内的铁素体中开动,位错运动到渗碳体处受阻而形成塞积,在塞积头处拉应力的作用下使渗碳体片开裂。公式(1)给出了碳化物裂纹的扩展条件:

$$\sigma_c \geq \left[\frac{4E(\gamma_f + \gamma_c)}{\pi(1 - \nu^2)C_0} \right]^{1/2} \quad (1)$$

式中: σ_c - 裂纹扩展所需要的力/MPa; C_0 - 碳化物厚度/mm; γ_c - 铁素体的表面能/($J \cdot mm^{-2}$)。

可见,碳化物厚度 C_0 越大,则 σ_c 越低,即其断裂韧性越低。因此,细化碳化物片层厚度,特别是渗碳体与铁素体的片层厚度之比,有助于断裂韧性的改善拉拔性能,减轻笔尖状断口发生的风险。

3 工艺改进和效果

改进措施有:

(1)转炉和 LF 精炼。高碳出钢,保证出钢碳在 0.20% 以上,从源头上降低活度氧含量,减少夹杂物的生成。

精确成分控制,碳严格控制在 0.79% ~ 0.81%,防止大的波动,保证材料的通条性能。软吹氩时间大于 10 min,避免氩气流量过大造成卷渣。

(2)连铸。高碳钢连铸过程中,中心偏析很难消除,为了减轻铸坯偏析,过热度控制在 25 °C 以内;保证恒拉速操作,连铸拉速稳定控制 1.5 m/min;执行弱冷配水,二冷比水量控制在 0.30 ~ 0.45 L/kg,改善铸坯结晶组织,抑制柱状晶生长,增加等轴晶区;结晶器末端电磁搅拌参数设定为 3.5 Hz、300 A,

增加搅拌效果,降低偏析。

(3)轧钢。铸坯加热温度控制在 1 200 °C,出轧机温度控制在 900 ~ 930 °C,利用吐丝机前水箱把吐丝温度控制在 750 °C 左右,吐丝后前几台保温罩全部打开,风机开到最大,冷却速度控制在 5 °C/min 左右,使相变快速进行,同时辊道速度适当降低,辊道首段速度由 1.1 m/s 降为 0.9 m/s,使得线材芯部能够充分冷却,抑制二次网状碳化物的析出。

通过一系列的工艺改进,铸坯偏析由原来的平均偏析 1.15 降低到改进后的 1.08 以内,等轴晶率由原来的 20% 提高到 35%;索氏体率由原来的 85% 提高到 90%,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 1 650 MPa,成品钢绞线拉力值全部达到 1 876 MPa,笔尖状断口率降低至 3%,取得了显著效果。

4 结语

(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 SWRH82B 盘条形成网状渗碳体,减少中心碳偏析措施是:①碳控制在标准的中下限,并严格控制 在 0.79% ~ 0.81%;②铸坯过热度控制在 25 °C 以内,执行恒拉速操作;调整合适的末端电磁搅拌参数;③加大盘条吐丝后的冷却速度,保证盘条横断面冷却均匀,避免网状渗碳体的形成。

参考文献

- [1] 张宜. 82B 线材质量改善工艺的研究[D]. 贵州: 贵州大学, 2010.
- [2] 吴菊香. 82B 盘条控轧控冷工艺的研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2006.
- [3] 张雅菊, 李广宇. 钢丝拉拔过程中的发热及其危害[J]. 金属制品, 2000(6): 16-19.
- [4] 郑申白, 韩静涛, 赵中里, 等. 变规格连轧时的速度与秒流量相等法则[J]. 北京科技大学报, 2003(6): 556-559.
- [5] 姚敢英, 潘应君. 82B 钢盘条拉拔脆断的原因分析[J]. 武汉科技大学学报(自然科学版), 2006, 29(5): 457-459.
- [6] 崔忠圻. 金属学与热处理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007: 112.

秦凤婷(1982-), 女, 硕士, 讲师, 2008 年东北大学毕业, 轧钢工艺研究. E-mail: qinfengting@163.com

收稿日期: 2013-03-01