

2 200 MPa 级超高强度钢绞线用盘条工业试制

赵晓敏^{1,4}, 牛斌², 涛雅¹, 石龙², 银志军³, 苏永华²

1. 内蒙古包钢钢联股份有限公司技术中心, 内蒙古 包头 014010;
2. 中国铁道科学研究院铁道建筑研究所, 北京 100081;
3. 内蒙古包钢钢联股份有限公司炼钢厂, 内蒙古 包头 014010;
4. 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083)

摘要:以 SWRH82B 化学成分为基础, 设计 2 200 MPa 级超高强度钢绞线用盘条化学成分, 采用 280 mm × 380 mm 连铸坯通过二火开坯轧制成 Φ14 mm 盘条, 优化盘条冷却速度使热轧盘条抗拉强度由 1 150 MPa 提高到 1 450 MPa 以上, 拉拔后实现了钢绞线的强度达到 2 200 MPa 以上的目标。工业试制结果表明: 软吹时间、深真空时间是控制非金属夹杂物尺寸和钢中氧含量的关键, 软吹时间、深真空时间要大于 15 min; 在拉速恒定的条件下, 过热度 35 °C 以下, 中心宏观偏析指数可控制在 1.15 以下; 控制适中的冷却速度可以得到理想的索氏体组织, 最佳冷却速度为 4.89 ~ 5.62 °C/s。

关键词: 2 200 MPa 超高强度钢绞线用钢; 连铸; 内部质量; 组织性能

中图分类号: TG335

文献标识码: B

文章编号: 1009-5438(2023)01-0055-06

Industrial Trial Production of Wire Rod for 2 200 MPa Ultra-high Strength Steel Strand

Zhao Xiao-min^{1,4}, Niu Bin², Tao Ya¹, Shi Long², Yin Zhi-jun³, Su Yong-hua²

1. Technical Center of Inner Mongolia Baotou Steel Union Co., Ltd., Baotou 014010, Inner Mongolia Autonomous Region, China;
2. Railway Engineering Research Institute of China Academy of Railway Sciences Corp., Ltd., Beijing 100081, China;
3. Steel-making Plant of Inner Mongolia Baotou Steel Union Co., Ltd., Baotou 014010, Inner Mongolia Autonomous Region, China;
4. Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The chemical composition of wire rod for 2 200 MPa ultra-high strength steel strand is designed based on the chemical composition of SWRH82B. The Φ14 mm wire rod is rolled by second heating and cogging with 280 mm × 380 mm continuous casting billet. The tensile strength of hot rolled wire rod is increased from 1 150 MPa to over 1 450 MPa

收稿日期: 2022-06-28

基金项目: 铁路桥梁超高强度缆索体系关键技术研究, 中国铁道科学研究院项目(2020YJ035)。

作者简介: 赵晓敏(1986-), 女, 硕士, 内蒙古赤峰市人, 高级工程师, 现从事钢材产品开发及稀土钢研究工作。

by optimizing the cooling rate of wire rod. The target that the strength of steel strand reaches over 2 200 MPa after drawing is realized. The results of industrial trial production showed that the time of soft blow and deep vacuum was the key to control the size of non-metallic inclusions and oxygen content in steel as well as it should be more than 15 min; under the condition of constant casting speed and the degree of superheat is below 35 °C, the center macrosegregation index could be controlled below 1.15; the ideal microstructure of sorbite could be obtained by controlling moderate cooling rate and optimum cooling rate was 4.89 ~ 5.62 °C/s.

Key words: steel for 2 200 MPa ultra-high strength steel strand; continuous casting; internal quality; microstructure and properties

预应力桥梁结构向轻量化、高强度方向发展,不仅节省资源和能源,减少现场配置和张拉作业以及缩短工期和降低制造成本,同时提高混凝土构件的承载能力^[1-3]。高强度钢绞线是预应力桥梁结构的关键承重材料,从 20 世纪 90 年代至今,国内普遍使用 SWRH82B 盘条捻制 1 860 MPa 级高强度预应力钢绞线。2 000 MPa 级钢绞线的盘条在国内有开发先例,但未形成规模生产。目前,国内更高强度级别的钢绞线用盘条研究及应用较少,仅处于实验室研究阶段^[4]。提高桥梁缆索钢绞线的强度级别,对于提高预应力桥梁结构整体强度意义重大。

近些年,国内铁路桥梁建造技术不断取得突破,尤其在高强度预应力桥梁结构建造方面积累了丰富的经验,为更高强度的预应力钢绞线的开发创造了条件。包钢 SWRH82B 盘条已生产多年,用户口碑良好。为满足预应力桥梁对于超高强度钢绞线的需

求,包钢与铁科院决定联合开发 2 200 MPa 级别的超高强度预应力钢绞线用盘条。本文分析了 2 200 MPa 级超高强度预应力钢绞线用盘条工业试制过程中各工序控制参数与盘条性能的对应关系,为后续批量生产提供基础数据。

1 化学成分与工艺设计

1.1 化学成分设计

国内通用的 SWRH82B 盘条母材抗拉强度一般控制在 1 150 ~ 1 200 MPa,拉拔后制成的钢绞线强度为 1 860 ~ 1 960 MPa。综合考虑拉拔制丝加工硬化的贡献,2 200 MPa 级超高强度预应力钢绞线用盘条的抗拉强度设计目标在 1 450 MPa 以上,盘条通过拉拔制成的钢绞线强度预计达到 2 200 MPa 以上。具体成分设计如表 1 所示。

表 1 不同强度级别预应力钢绞线用盘条化学成分(质量分数)

钢种级别	C	Si	Mn	P	S	V	Cr
2 200 MPa 钢绞线盘条	0.85 ~ 0.95	0.10 ~ 1.00	0.30 ~ 0.90	≤0.020	≤0.020	0.01 ~ 0.06	0.15 ~ 0.45
1 860 MPa 钢绞线盘条	0.80 ~ 0.85	0.10 ~ 0.30	0.60 ~ 0.90	≤0.025	≤0.025	≤0.15	≤0.35

1.2 生产试制工艺设计

采用转炉冶炼→LF 炉外精炼→VD 脱气→连铸(280 mm × 380 mm)→开坯轧制(150 mm × 150 mm)→高线轧制(Φ14 mm)工艺。预处理铁水通过 150 t 顶底复吹转炉采用高拉碳工艺冶炼,钢水温度 1 610 ~ 1 630 °C,出钢终点成分 C 含量不小于 0.10%。钢水再经过 LF 炉外精炼、VD 真空脱气浇注成 280 mm × 900 mm 铸坯,要求钢水 P、S 含量控制在较低水平,保证钢水的洁净度。为了控制铸坯成分偏析,连铸采用 280 mm × 380 mm 断面生产,钢水包至连铸中间包采用长水口保护浇注,冲击区设有挡墙,中间包分六流浇注,浇注过程中使用保护渣

保护浇注,水口插入深度 130 ~ 140 mm,浇注稳定后,铸坯拉速为 0.50 ~ 0.65 m/min,浇注周期为 45 ~ 50 min。中间包各水口间距为 1 650 mm,中间包内取样位置为第六流出口上方。

铸机采用动态轻压下,实际压下约为 4 mm,电磁搅拌电流为(450 ± 30) A,搅拌频率为(1.8 ± 0.2) Hz。二冷配水采用动态配水,比水量为 0.22 kg/t,结晶器水的水量为 3 300 L/min,主辊采用纯水冷却,二三四五区采用气雾冷却。280 mm × 380 mm 断面铸坯经过开坯轧制成 150 mm × 150 mm 断面钢坯,最后经过摩根五代轧机轧制成直径为 14 mm 的盘条。

2 连铸坯内部质量控制

2.1 连铸参数对成分偏析的影响

由于超高强钢绞线用钢的碳含量高,生产时要重点控制铸坯中心宏观偏析,避免由于偏析使盘条心部组织存在网状二次渗碳体,造成拉拔抽芯断现象^[5-7]。

取 280 mm × 380 mm 铸坯进行碳元素宏观偏析检验,发现碳偏析指数波动较大,最大为 1.19,最小为 0.945;对 150 mm × 150 mm 钢坯进行成分偏析检验,钢坯成分偏析检验取点位置及化学法分析检验结果如图 1 所示,发现中心点 C 含量较未开坯前有

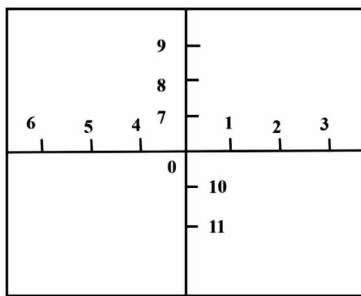
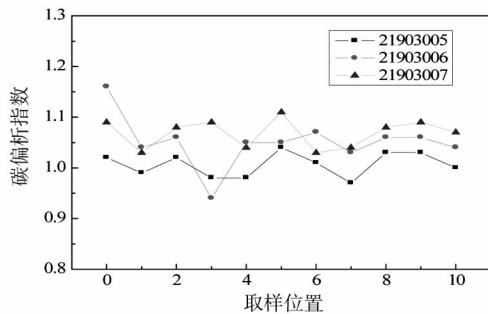


图 1 钢坯横截面偏析检验结果分析



2.2 软吹时间、深真空时间对钢材性能的影响

VD 真空处理及连铸工序工艺参数如表 2 所示。实践证明加脱氧剂后,随着 VD 深真空处理时

所降低,碳偏析指数最大为 1.16,最小为 0.94,铸坯经过二次加热后铸坯中心碳偏析指数有所降低。21903006 炉次碳偏析指数最大(0.94 ~ 1.16),连铸机生产过程中拉速稳定控制在 0.62 m/min,分析原因主要是过热度偏高造成,该钢种液相线温度为 1 453 ℃,浇注 231 t 时中间包连续测温在 1 500 ℃,实时过热度为 47 ℃,当浇注 158 t 时中间包连续测温在 1 497 ℃,实时过热度为 44 ℃,浇注完成后实时过热度仍为 38 ℃。21903005、21903007 炉次平均过热度都控制在 35 ℃ 以下,碳偏析指数在 0.97 ~ 1.09,因此在恒定低拉速情况下,控制宏观碳偏析指数的关键是严格控制过热度在 35 ℃ 以下。

间的延长,钢水中产生的气泡成核越多,钢水中的细微氧化物夹杂充分聚集、析出上浮,使钢中全氧含量由 0.002 5% 降低到 0.001 6%。

表 2 VD 真空处理及连铸工序参数

熔炼号	就位温度 /℃	深真空时间 /min	真空时间 /min	破真空温度 /℃	软吹时间 /min	上台温度 /℃	平均过热度 /℃	拉速 /(m · min ⁻¹)
21903005	1 556	17	19	1 525	20	1 503	25	0.62
21903006	1 558	15	21	1 520	15	1 505	43	0.62
21903007	1 562	5	17	1 523	7	1 508	29	0.62

利用 LEICA DMIRM 型光学显微镜观察盘条显微组织,利用 LEO EVO50HV 型扫描电镜观察拉伸断口,并对非金属夹杂物进行能谱成分分析。

盘条热轧态拉伸试验结果如表 3 所示,编号为 1、2 的盘条面缩率为个位数,对应的深真空时间较短(5 min),软吹时间较短(7 min),编号 3、4 的盘条面缩率大于 15%,对应的深真空时间较长

(15 min),软吹时间较长(21 min)。对拉伸后的断口进行扫描观察,见图 2、图 3。扫描结果发现:编号 1、2 拉伸断口裂源区在芯部,存在尺寸较大的非金属夹杂物,约为 65 μm,而且拉伸断口断裂源区呈冰糖状,反光能力差,颜色暗淡,是典型的沿晶脆性断口形貌;而编号 3、4 号拉伸断口断裂源区芯部的非金属夹杂物尺寸较小,约为 23 μm,而且拉伸断口有

许多强烈反光的小平面,呈河流花样状,河流的流向恰好与裂纹扩展方向一致,是典型的解理断口形貌。利用能谱分析非金属夹杂物的成分,发现夹杂物的成分为复合的 $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$ 。所以为保证产品的质量,深真空时间、软吹时间要不小于 15 min,可以提高盘条热轧态的初验性能,同时使钢中的氧含量不大于 0.002 0%。

表 3 热轧态盘条拉伸试验结果

编号	R_m/MPa	$Z/\%$
1	1 308	3
2	1 240	3
3	1 489	17
4	1 471	18

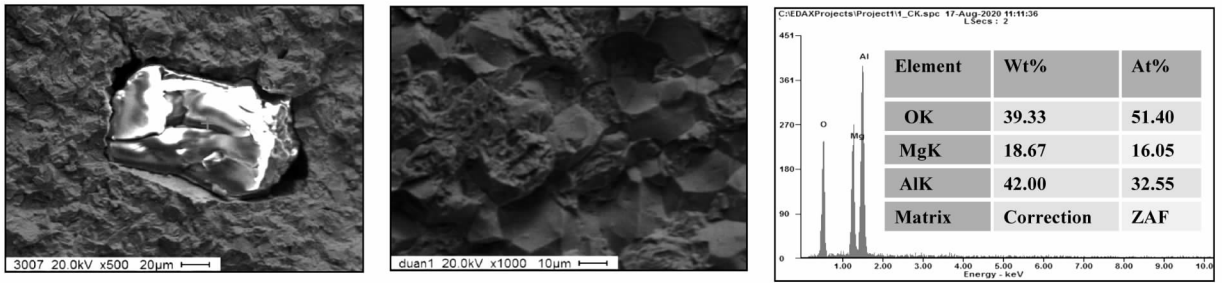


图 2 软吹时间较短(7 min)的炉次断口形貌扫描

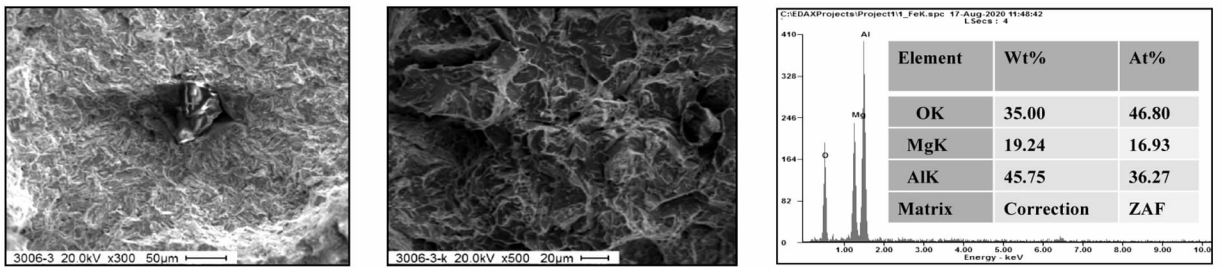


图 3 软吹时间较长(15 min)的炉次断口形貌扫描

3 参数对高强钢绞线盘条性能影响

表 4 为 $\Phi 14$ mm 试制盘条不同斯太尔摩冷却工艺参数。通过不同冷却工艺研究发现,当采用工艺 1 时,非搭接处盘条冷却速度为 $7.63\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$,搭接处冷却速度为 $6.92\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$,盘条矫直时发生脆断现象,利用金相显微镜分析断口处的显微组织为索氏体

(S) + 马氏体(M) + 少量珠光体(P),如图 4 所示。分析脆断原因主要是由于冷却速度较快,组织中形成大量的马氏体(M)组织。为了避免盘条形成大量的马氏体(M)组织,降低了搭接处与非搭接处的冷却速度,当冷却速度降低为 $4.89\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 、 $5.62\text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ 时,得到的显微组织为索氏体(S)和少量珠光体(P),如图 5 所示。

表 4 试制盘条不同斯太尔摩冷却工艺

工艺	辊道时间 /s	搭接处冷却温度 / $^\circ\text{C}$	搭接处冷却速度 / $(^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1})$	非搭接处冷却温度 / $^\circ\text{C}$	非搭接处冷却速度 / $(^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1})$
1	71	490	6.92	540	7.63
2	87	426	4.89	490	5.62

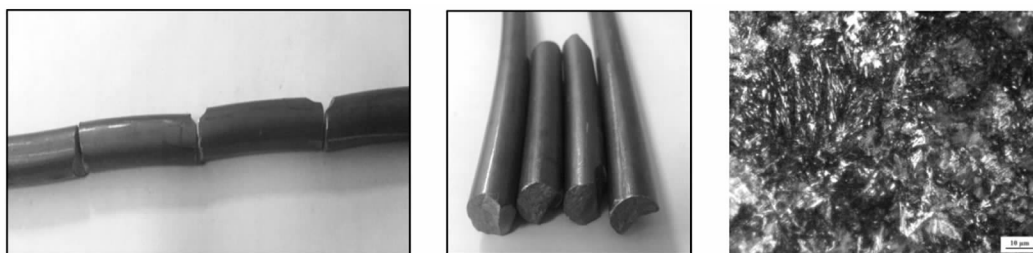


图4 工艺1脆断断口及断口处显微组织照片

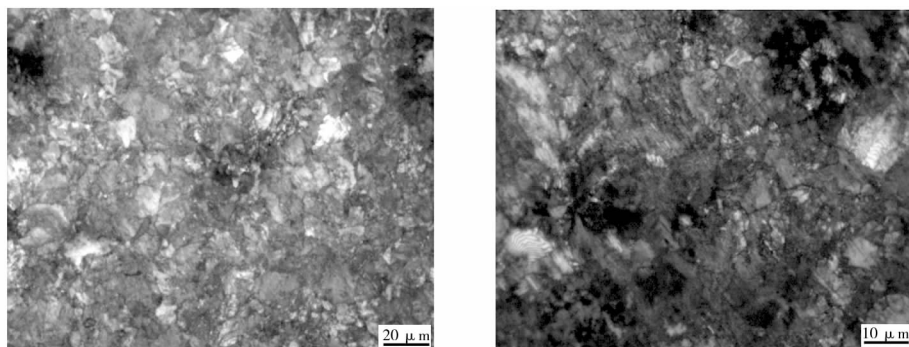


图5 工艺2得到的显微组织照片

4 不同断面收缩率的断口分析

表5为超高强钢绞线用盘条时效前后的力学性能,性能满足设计预期。取热轧态盘条性能初验面收缩率高值(17%)、低值(10%)的断口进行扫描电镜分析,从面收缩率高的断口宏观形貌看断裂源在芯部,芯部到表面断口源形貌呈放射状,主要为韧窝状断口形貌,有少量的解理台阶,如图6所示。面收缩率低的断口断裂源也是在芯部,芯部到表面断口源形貌同样呈放射状,但主要为解理断口形貌,有许多较小的解理台阶,少量的韧窝断口形貌,如图7所示。受应力的影响,两种断口形貌都伴随二次裂纹的存在,

在断口芯部未发现尺寸较大的非金属夹杂物。两种不同面收缩率的断口微观形貌分析说明盘条的原始晶粒尺寸和组织应力状态是不同的,盘条时效后面收缩率指标较好,控制在26%~30%之间。

表5 超高强钢绞线用盘条时效前后的力学性能

熔炼号	抗拉强度 R_m /MPa	时效前面 缩率 Z /%	时效后面 缩率 Z /%
21903007	1 471	15	26
	1 514	17	29
21903006	1 481	10	27
	1 511	12	30
设计	$\geq 1 400$	≥ 10	≥ 25

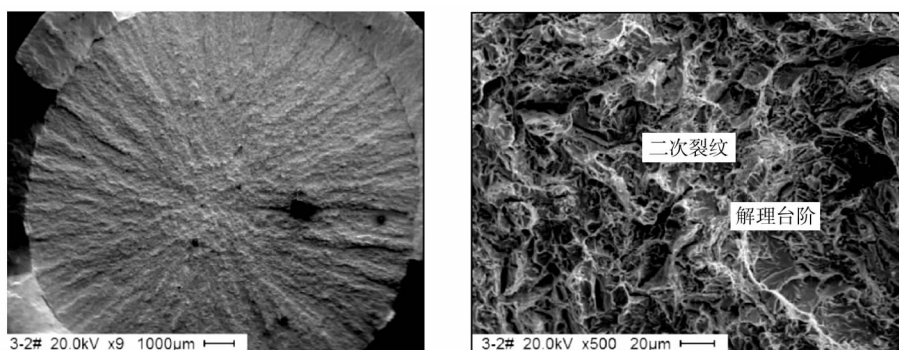


图6 初验面收缩率值高(17%)的断口扫描

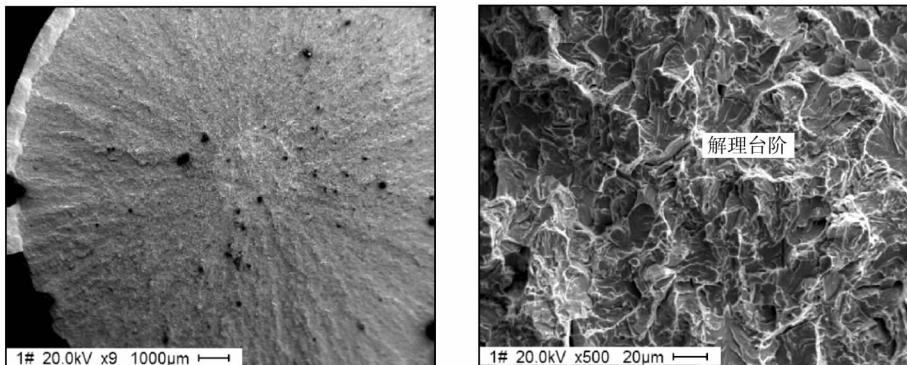


图 7 初验面缩率略低(10%)的断口扫描

5 结论

(1)为了控制铸坯中心的宏观偏析,必须严格控制过热度,实践证明平均过热度控制在 $35\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下,铸坯二次开坯后中心碳偏析指数降低,最大值由 1.19 降低到 1.16。

(2)当深真空时间、软吹时间低于 15 min 时,超高强钢绞线用钢热轧态的初验性能较差,面缩率为个位数,同时钢中的氧含量大于 0.001 6%。

(3)当非搭接处冷却速度为 $7.63\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$,搭接处冷却速度为 $6.92\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,盘条会出大量的马氏体组织导致盘条矫直脆断。

(4)面缩率高低不同主要是断口形貌不同导致的,面缩率高的断口形貌多为韧窝断口,仅有少量的解理台阶,而面缩率低的断口主要为解理断口形貌,而且二次裂纹较多。

参 考 文 献

[1] 耿思远,石龙,张剑锋,等.超高强度钢绞线用盘条现状及发展[J].现代交通与冶金材料,

2023,3(2):27-31.

[2] 张正基,周鸣涛,张伟君.2 000 MPa 混凝土用预应力钢绞线的开发应用[J].金属制品,2004(6):9-10.

[3] 王玉红.八钢高强度预应力钢绞线用盘条的轧制实践[J].科技创新与应用,2013,64(24):20.

[4] 胡磊,王雷,麻晗.超高强度预应力钢丝及钢绞线用盘条的开发研究[J].钢铁钒钛,2016,37(1):142-147.

[5] 刘振成,侯基林,姜德刚.SWRH82B 高碳盘条脆断原因分析[J].钢铁,2003,38(4):52-55.

[6] 张振全,张明博.预应力钢绞线 SWRH82B 锥形断裂机理及优化研究[J].钢铁,2021,37(3):74-80.

[7] 李平,王雷,周青峰.82B 中心网状渗碳体产生原因及改善方法[J].钢铁研究学报,2014,26(9):33-36.