



## 成分调控与轧制工艺对高强度焊丝钢组织及性能的影响

聂志水<sup>1</sup>, 杨敏超<sup>1</sup>, 张付祥<sup>2</sup>, 刘颖<sup>3</sup>, 陈良勇<sup>1</sup>, 李 宁<sup>1</sup>

(1 河钢集团石家庄钢铁有限责任公司, 石家庄 050199; 2 河北科技大学机械工程学院, 石家庄 050018;

3 河钢材料技术研究院, 石家庄 052165)

**摘 要:** 针对 ER55-D2-Ti 高强度焊丝钢  $\phi 5.5$  mm 线材在拉拔过程中因抗拉强度偏高导致的断裂问题, 在全废钢电弧炉冶炼条件下, 系统开展了残余元素精细化控制、钢水纯净度提升及控轧控冷工艺协同优化研究。通过建立废钢配料控制模型并优化精炼与 RH 真空脱气工艺, 将 Sn、As、Sb 成分 (质量分数) 分别控制到  $\leq 0.035\%$ 、 $\leq 0.0040\%$ 、 $\leq 0.0020\%$ , 钢水  $w[\text{O}]$  降至  $15 \times 10^{-6}$  以内, A 类夹杂物控制在  $\leq 0.5$  级, 同时通过调节在线冷却强度进而收窄吐丝温度至  $800 \sim 815^\circ\text{C}$ , 并降低风冷线冷却速率, 延长铁素体相变过程时间。工艺协同优化后焊丝钢显微组织转变为铁素体+粒状贝氏体双相组织, 铁素体体积分数由约 10% 提高至 40% 左右, 晶粒明显细化。线材抗拉强度平均降低 115 MPa, 同圈强度极差由 93 MPa 降至 50 MPa 以内, 改善和提升了焊丝钢线材的拉拔性能, 拉拔断丝现象显著减少, 焊接飞溅率由 4.78% 降低至 1.33%。研究表明, 通过成分调控、纯净度提升与控轧控冷工艺的协同调节, 可实现高强度焊丝钢组织与性能的协调优化, 为全废钢冶炼条件下焊丝钢稳定生产与质量提升提供了有效技术路径。

**关键词:** 高强度焊丝钢; 残余元素; 控轧控冷; 吐丝温度; 抗拉强度; 强度均匀性; 拉拔性能

**DOI:**10.20057/j.1003-8620.N260014 **中图分类号:** TG335.6

## Effect of Composition Control and Rolling Process on the Microstructure and Properties of High-Strength Welding Wire Steel

Nie Zhishui<sup>1</sup>, Yang Minchao<sup>1</sup>, Zhang Fuxiang<sup>2</sup>, Liu Ying<sup>3</sup>, Chen Liangyong<sup>1</sup>, Li Ning<sup>1</sup>

(1 Hesteel Group Shijiazhuang Iron and Steel Co., Ltd., Shijiazhuang 050199, China; 2 School of Mechanical Engineering, Hebei University of Science and Technology, Shijiazhuang 050018, China; 3 HBIS Materials Technology Research Institute, Shijiazhuang 052165, China)

**Abstract:** To address the fracture of  $\phi 5.5$  mm high-strength welding wire steel ER55-D2-Ti rods during drawing caused by excessively high tensile strength, a systematic synergistic optimization of residual element control, steel cleanliness improvement, and controlled rolling and controlled cooling processes was conducted under full scrap electric arc furnace conditions. By establishing a precise scrap charging model and optimizing refining and RH vacuum degassing processes, the contents of Sn, As, and Sb were controlled within 0.035%, 0.0040%, and 0.0020%, respectively. Meanwhile, the oxygen content in molten steel was decreased to below 15 ppm, and the type A inclusion level was controlled below 0.5. In addition, by adjusting the on-line cooling intensity, the laying temperature was narrowed to  $800^\circ\text{C} \sim 815^\circ\text{C}$ , and the cooling rate was reduced, thereby prolonging the ferrite phase transformation process. After the synergistic process optimization, the microstructure of the welding wire steel transformed into a dual-phase structure consisting of ferrite and granular bainite, with the ferrite volume fraction increasing from approximately 10% to about 40% and a pronounced grain refinement. The average tensile strength of the wire rod decreased by 115 MPa, while the strength variation within the same coil was reduced from 93 MPa to below 50 MPa. Consequently, the drawing performance of welding wire steel rods was improved, wire breakage during drawing was significantly alleviated, and the welding spatter rate decreased from 4.78% to 1.33%. The results demonstrate that the coordinated regulation of chemical composition, steel cleanliness, and thermo-mechanical processing effectively enables the synergistic optimization of microstructure and mechanical properties of high-strength welding wire steel, providing an efficient technical pathway for stable production and quality improvement under full scrap electric arc furnace conditions.

**Key Words:** High-strength Welding Wire Steel; Residual Elements; Controlled Rolling and Controlled Cooling; Laying Temperature; Tensile Strength; Strength Uniformity; Drawing Performance

**基金项目:** 河北省中央引导地方科技发展资金项目 (246Z1808G)

**作者简介:** 聂志水 (1985—), 男, 硕士, 高级工程师; **E-mail:** niezhishui@sina.com; **收稿日期:** 2026-01-23

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

随着世界经济尤其是制造业、海洋工业的飞速发展,高强钢因具有高强度、能受重载等优点,在船舶等大型焊接结构件中具有广阔的发展前景<sup>[1]</sup>。而焊接作为高强钢构件生产制造中的关键技术,直接制约甚至决定了高强钢构件特别是大型构件的应用及服役寿命<sup>[2]</sup>。作为焊接工艺的重要一环,高强钢焊材的选取会直接影响高强钢的焊接性能。其中,低合金高强钢焊丝因具有较好的电弧稳定性和焊接性能<sup>[3]</sup>,在市场上需求量与日俱增。

焊丝钢作为焊接材料的关键原料,其拉拔性能与表面缺陷会直接影响后续焊丝的生产效率与质量。近年来,各行业对高强钢的强韧性要求持续提升,更高级别的焊丝钢不断涌现,强度级别也逐年趋于上升状态,强度级别分为500、600、700、800 MPa及以上<sup>[4-6]</sup>。高强度虽有利于焊丝强度构建,但过高的抗拉强度( $\geq 900$  MPa)会增加冷拔难度,导致断丝率升高,行业通常认为,盘条强度高及夹杂物较多容易引起拉拔断丝<sup>[7]</sup>。而且在实际生产焊丝过程中,盘条易出现贝氏体、马氏体等硬化组织,抗拉强度过高,不能满足用户的拉拔使用要求<sup>[8]</sup>。另外,吴炳智等<sup>[9]</sup>对焊缝熔敷金属研究及分析的“960 MPa级高强钢气体保护焊丝熔敷金属”金相组织为粒状贝氏体(GB)+低碳马氏体(M),GB中可见明显的贝氏体铁素体板条(BF),以及板条间薄膜状的残余奥氏体。而熔敷金属组织则由焊丝化学成分和冷却速度决定,需要研发与之匹配的高强度高韧性焊丝,而高强度焊丝钢作为制作焊丝的主要原料,其成分和组织性能的影响及重要性越来越突出。

目前,国内钢厂采用纯电弧炉全废钢冶炼工艺生产焊丝钢比较少见,已知的只有我公司用全废钢冶炼的工艺生产高强焊丝钢,原料废钢中残余元素如Cu、As、Sn等易形成析出相,产生钉扎效应,加剧强度上升,影响塑韧性,故对于电弧炉全废钢冶炼,低残余元素及窄成分控制是重点和难点。现有研究多通过调整终轧温度、吐丝温度与冷却速率改善性能,但针对电弧炉钢残余元素控制、纯净度提升与吐丝温度协同优化的研究较少。对于关键成分Ti,Ti元素在焊缝中形成TiO<sub>2</sub>、TiN质点,促进针状铁

素体的形核,有利于提高焊缝的机械性能<sup>[10-11]</sup>。同时,通过焊接工艺试验,发现加入微量Ti后,飞溅减少但对焊缝成形有影响,需对化学成分进行优化,而使焊丝具有优良的焊接工艺性能<sup>[12-13]</sup>。对于含Ti高强度气体保护焊丝钢,需进行焊丝钢中Ti元素含量及状态控制,发挥其正向作用的同时,应避免产生TiN大型夹杂,防止影响线材拉拔性能。

某焊丝生产企业在使用我公司生产的 $\phi 5.5$  mm ER55-D2-Ti高强度焊丝钢盘条过程中,出现拉拔断丝频繁、氧化铁皮去除不彻底及焊接飞溅偏大等问题,严重影响焊丝深加工效率与使用性能。分析认为,断丝主要源于盘条中硬化组织比例较高,导致抗拉强度偏高、塑韧性不足,冷拔过程中变形不协调并叠加加工硬化效应,诱发微裂纹形成与扩展。然而,对于氧化铁皮去除困难及焊接飞溅增大的成因尚缺乏系统认识。基于上述问题,本研究在全废钢电弧炉冶炼条件下,通过残余元素精细化控制、钢水纯净度提升及控轧控冷工艺协同优化,系统研究其对高强焊丝钢组织演变、力学性能及拉拔加工性能的影响规律,为全废钢冶炼条件下高强焊丝钢的稳定生产与质量提升提供理论依据与技术支撑。

## 1 试验材料与方法

### 1.1 试验材料

试验钢种为 $\phi 5.5$  mm焊丝钢盘条,其化学成分标准要求见表1。采用全废钢电弧炉冶炼,严格控制废钢原料中残余元素含量。生产工艺为废钢→电弧炉(130 t)冶炼→LF炉(130 t)精炼→RH真空脱气→200 mm×200 mm连铸坯→高线加热→轧制→斯太尔摩风冷线冷却→剪/去头尾→整形收集打捆→成品检验→合格入库→成品发运。我公司严格控制精品焊丝钢线材产品质量,内控要求打捆前将每卷的头10圈、尾10圈的不冷段去除,防止头、尾与中间材料的尺寸、组织性能存在差异而影响客户使用。

通过使用精准分类的非合金废钢、增加精品废铁比例、精炼过程微调钛铁合金加入量等方法,对Ti及残余元素成分进行精准控制和调整,冶炼并试生产了两炉。炉号1-2为原工艺,炉号3-4为试验工

表1 试验钢ER55-D2-Ti化学成分标准要求(质量分数)

| Table 1 Standard requirements for chemical composition of test steel ER55-D2-Ti |           |           |              |              |           |           |             |           |           |    |              | %  |
|---------------------------------------------------------------------------------|-----------|-----------|--------------|--------------|-----------|-----------|-------------|-----------|-----------|----|--------------|----|
| C                                                                               | Si        | Mn        | P            | S            | Cr        | Ni        | Cu          | Mo        | Ti        | Sn | As           | Sb |
| $\leq 0.12$                                                                     | 0.50~0.80 | 1.50~1.90 | $\leq 0.025$ | $\leq 0.025$ | 0.30~0.60 | 0.60~0.90 | $\leq 0.15$ | 0.20~0.40 | 0.02~0.15 | -  | $\leq 0.015$ | -  |

艺,炉号 1-4 的主要残余元素及 Ti 成分见表 2。

表 2 试验钢 ER55-D2-Ti 残余元素及 Ti 成分(质量分数)  
Table 2 Residual elements and Ti composition of test steel ER55-D2-Ti %

| 工艺   | 项目   | Cu      | Ti      | Sn      | As      | Sb      |
|------|------|---------|---------|---------|---------|---------|
| 原工艺  | 炉号 1 | 0.058 2 | 0.102 4 | 0.005 4 | 0.006 7 | 0.004 3 |
|      | 炉号 2 | 0.057 8 | 0.093 3 | 0.005 0 | 0.005 5 | 0.004 1 |
| 试验工艺 | 炉号 3 | 0.055 8 | 0.091 7 | 0.003 1 | 0.004 0 | 0.002 0 |
|      | 炉号 4 | 0.056 7 | 0.091 5 | 0.003 4 | 0.003 7 | 0.001 4 |

## 1.2 试验方法

采用场发射扫描电镜、Zeiss 光学显微镜及 Zwick Z330 型进口拉伸试验机,系统研究了  $\phi 5.5$  mm ER55-D2-Ti 高强度焊丝钢纯净度、加热制度、轧后冷却制度对微观组织和抗拉强度、拉拔性能的相关影响。

### 1.2.1 炼钢工艺调整与优化

为更好调整成分、控制和提高纯净度,同时实现更好的脱氧,对炼钢工艺进行了相应优化调整。首先,在废钢精准分类的基础上,对来料废钢不同厂家、品类、不同批次进行取样检验成分,同时制定并完善了 2 种常规废钢配料模型和 7 种特殊钢种废钢配料模型,针对焊丝钢、轴承钢、齿轮钢等,各自明确了详细的废钢配料模型,其中制定了焊丝钢实现控制  $w[\text{P}] \leq 0.010\%$ 、 $w[\text{C}] \leq 0.10\%$  的专用废钢配料模型,对破碎料、小型、中型、重型折旧废钢、废铁或生铁等电弧炉冶炼原料及其配比进行了提前计算(其中新增 5 t 废铁或生铁、4 t 重型钢板料、5 t 优质中型/重型折旧废钢),通过配料模型来实现成分及残余元素的窄范围标准化控制,过程中第一时间取样并送快分中心进行成分检验,确保出钢 P、C、S 及其他残余元素受控并能满足要求,表 3 为试验工艺相对原工艺主要调整的炼钢工艺参数。

表 3 炼钢时间原工艺与试验工艺对比

Table 3 Comparison of Original Process and Experimental Process for Steelmaking min

| 工艺   | 精炼“白渣”时间 | RH 真空脱气时间 | RH 软吹后静置时间 |
|------|----------|-----------|------------|
| 原工艺  | 15       | 10        | 5          |
| 试验工艺 | 20~25    | 15~20     | 10~12      |

精炼“白渣”时间原工艺为 15 min,试验工艺变为 20~25 min,延长 5 min 以上,同时,使用硅铁(不允许使用铝线或铝锭)强脱氧剂进行深度脱氧,并

用白渣吸附钢水中的脱氧产物,使钢水  $w[\text{O}]$  由  $26 \times 10^{-6}$  降低至约  $15 \times 10^{-6}$ 。同时,将 RH 真空脱气时间由 10 min 延长至 15~20 min、软吹后静置时间由 5 min 延长至 10~12 min,进一步降低溶解氧含量;同时有效的脱  $w[\text{H}]$  ( $\leq 1 \times 10^{-6}$ )、脱  $w[\text{N}]$  ( $\leq 60 \times 10^{-6}$ ) 和去除夹杂物,提高钢水纯净度。通过严格管控工艺过程、脱氧剂及精炼渣等原辅料质量,我公司钢水氧含量控制相对较好,工艺调整后进一步改善和降低。结合马志军<sup>[7]</sup>的研究,P、S 以及气体含量过高,易形成较大夹杂物,在焊接时电流不能将夹杂物彻底融化而产生飞溅,通过采取降低夹杂物级别及气体含量的措施改善了焊接飞溅,故我公司在严格脱氧控氧的同时,后续通过优化精炼及 RH 工艺减少夹杂物进一步改善和降低焊接飞溅率。

对于重点元素钛(Ti),高强度气体保护焊丝钢中添加一定的钛元素可细化晶粒、提高钢材的强韧性,是一种微合金强化元素:主要通过 TiC/TiN 等弥散颗粒产生晶界钉扎效应,应变诱导析出与再结晶控制提高铁素体形核率,实现细化作用。但对于小规格线材尤其是焊丝钢,大型 TiN 夹杂物是有害的,其硬度高、塑性差,降低了材料的加工变形性能及塑韧性。故在优先控氮的基础上,精准加钛,将钛含量控制在实现细晶强化、满足成分指标要求所需的最低水平,避免过量,试验工艺对钛含量进行了微调和适当降低。通过控制钢中  $w[\text{N}] \leq 60 \times 10^{-6}$ ,有效降低钢中 TiN 的尺寸,使其控制在 10  $\mu\text{m}$  以下,将其有害影响降到最低。

### 2.2 加热轧制工艺优化调整

为使热轧盘条获得良好的拉拔性能,开展了 TMCP 工艺优化试验,研究了 ER55-D2-Ti 高强度焊丝钢在不同轧制及冷却条件下的组织转变规律及对性能均匀性的影响。

为延长相变时间、向有利于铁素体形核及组织转变的方向调整,实现提高铁素体组织占比、减少粒状贝氏体形成,对于  $\phi 5.5$  mm 小规格焊丝钢高速线材,考虑调整冷速并收窄吐丝温度范围来延长冷却过程中  $\text{Ar}_3$  至  $\text{Ar}_1$  的相变时间,优化同圈均匀性。原工艺的开轧温度 1 020~1 050  $^{\circ}\text{C}$ ,吐丝温度 810~840  $^{\circ}\text{C}$ 。试验工艺将开轧温度调整至 1 000~1 030  $^{\circ}\text{C}$ ,吐丝温度收窄至 800~815  $^{\circ}\text{C}$ ,加热时间 2.2~3.2 h,保持不变,炉气残氧要求:加热段  $\leq 3\%$ ,均热段  $\leq 2\%$ 。除鳞压力由 15 MPa 增加至 20 MPa,同时,打开二次除鳞(除鳞压力 10 MPa),确保钢坯表



面氧化铁皮去除干净,利用20 MPa高压水除磷使一次氧化铁皮从钢坯表面完全消除、脱落<sup>[14]</sup>,减少轧制过程中氧化铁皮压入,保证线材表面质量,防止因表面缺陷导致客户在加工过程中拉拔断丝。氧化铁皮不容易去除与化学成分、吐丝温度等均有关系,钢表面氧化皮的组分、厚度及结构等会影响其剥离性能,而氧化铁皮的结构一方面受钢中合金元素的种类及含量的影响<sup>[15-16]</sup>,另一方面受轧制工艺的影响<sup>[17-18]</sup>。

生产前对各项工装、中心线、活套参数进行检查确认,保证工装精度、工艺过程稳定,先利用2~3支调试坯进行工艺调试,防止生产时出现堆钢或表面划伤、尺寸精度不稳定等问题,保证工艺参数受控、产品质量稳定。

合理调控加热均热段温度及开轧温度,并结合TMCP控轧控冷工艺调整,控制轧制后段冷却强度,吐丝温度由810~840℃降低并收窄至800~815℃。斯太尔摩风冷线保温罩开启状态进行微调优化、首段辊道速度由7.0 m/min降为6.5 m/min,延长冷却时间,进一步延长相变时间,具体工艺参数见表4。不同的控轧控冷工艺对产品的通条稳定性有决定性影响<sup>[19]</sup>,需保证工艺及过程控制稳定。

## 2 试验结果与分析

采用Zeiss Ultra55型场发射扫描电镜对试样中夹杂物的成分、尺寸和形貌进行统计分析。对热轧线材取样并依据GB/T 10561—2023 A法标准进行制样、检测夹杂物级别。轧制试验后,在线材截取试样-镶样-打磨,经浸蚀后,采用Zeiss光学显微镜(OM)观察金相微观形貌及夹杂物。对不同轧制工艺的最终产品取热轧态拉伸试样,经矫直-制样处理后,进行拉伸性能检测。采用Zwick Z330型进口拉伸试验机检测拉伸性能,拉伸和冲击试验执行标准为GB/T 228.1—2021。试样经体积分数为4%硝酸酒精浸蚀后,利用Zeiss光学金相显微镜进行显微组

织分析。

### 2.1 电弧炉钢残余元素控制

通过废钢分类与配料优化、使用低As生铁,残余元素Cu、Sn、As、Sb(质量分数)分别控制在 $\leq 0.06\%$ 、 $\leq 0.035\%$ 、 $\leq 0.004\%$ 、 $\leq 0.002\%$ 。成分平衡设计降低了固溶强化效应,为强度优化提供了条件。Cu、Sn、As、Sb等元素在钢材表面富集程度可达到平均含量20~140倍<sup>[13]</sup>,在废钢配料需进行严格分类、控制,并辅以面包铁、低As生铁对废钢中残余元素予以平衡和稀释。

由图1的结果表明,主要残余元素成分(质量分数)Cu $\leq 0.055\%$ 、Sn $\leq 0.003\%$ 、As $\leq 0.003\%$ 、Sb $\leq 0.001\%$ 有利于提升焊丝钢拉拔性能,有效降低了冷拔变形时因残余元素含量高造成的加工硬化显著增大,(这一结果非残余元素单一影响,与热轧强度,组织改善均相关)生产效率大幅提高。

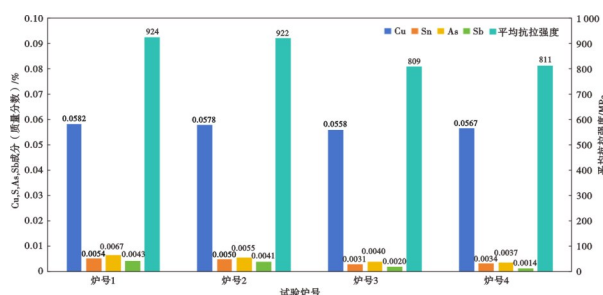


图1 残余元素含量对ER55-D2-Ti焊丝钢抗拉强度的影响

Fig. 1 Effect of residual element content on tensile strength of ER55-D2-Ti welding wire steel

宋朝琦<sup>[12]</sup>的研究表明, $w[\text{Cu}]$ 、 $w[\text{Sn}]$ 、 $w[\text{As}]$ 对热加工性能产生不利影响的临界含量分别为0.200%、0.040%、0.030%, $w[\text{Sn}]$ 、 $w[\text{As}]$ 对钢铁材料冷加工性能等产生不利影响的临界含量分别为0.200%、0.020%;Cu、Sn、As、Sb对材料韧性、冷加工性有不利影响。其中,Sn、As、Sb具有显著的偏析偏

表4  $\phi 5.5$  mm ER55-D2-Ti钢的原工艺与试验工艺加热、控轧控冷工艺参数对比

Table 4 Comparison of heating, controlled rolling and cooling process parameters between  $\phi 5.5$  mm ER55-D2-Ti steel original process and experimental process

| 工艺   | 加热均热段温度/℃   | 一次水除鳞压力/MPa | 二次水除鳞压力/MPa | 开轧温度/℃      | 进减定径温度/℃ | 吐丝温度/℃  | 成品轧机速度/(m·s <sup>-1</sup> ) | 投用的冷却水箱数量                           | 斯太尔摩风冷线保温罩开启状态        | 首段辊道速度/(m·min <sup>-1</sup> ) |
|------|-------------|-------------|-------------|-------------|----------|---------|-----------------------------|-------------------------------------|-----------------------|-------------------------------|
| 原工艺  | 1 130~1 160 | 15          | 10          | 1 020~1 050 | 840~865  | 810~840 | 95                          | 投用1 <sup>#</sup> ~8 <sup>#</sup> 水箱 | 开启第1个保温罩,风机关(每组两个保温罩) | 7.0                           |
| 试验工艺 | 1 110~1 130 | 20          | 10          | 1 000~1 030 | 820~840  | 800~815 | 95                          | 投用1 <sup>#</sup> ~8 <sup>#</sup> 水箱 | 保温罩全部关闭,风机关           | 6.5                           |

聚倾向。

我司产品中 Cu、Sn、As、Sb 含量虽未达到临界含量,但对于该小规格、高冷拔变形量的产品,在累积作用并叠加相互影响时,对材料性能仍会产生较大影响,导致材料组织和性能均匀性差,需要加以控制。

## 2.2 LF-RH 精炼过程 ER55-D2-Ti 高强度焊丝钢氧含量及夹杂物控制及分析

焊接飞溅大多是由于脱氧不到位或夹杂物较多导致。当脱氧不到位时,焊接过程易引起熔池中发生碳氧反应生成一氧化碳气体,该气体在电弧区的高温下体积会瞬间急剧膨胀、逸出,破坏熔滴和熔池的稳定性,将金属液滴炸飞,形成焊接飞溅;当夹杂物较多,尤其是较高级别的夹杂物,在焊接过程中电流不能将夹杂物完全融化而产生飞溅。故对炼钢工艺进行优化调整,通过优化调整精炼“白渣”时间,由 15 min 提高到 20~25 min,助力提高脱氧

脱硫效果;同时,合理延长 RH 真空脱气时间,由 10 min 提高至 15~20 min,脱气静置时间由 5 min 延长至 10~15 min,脱气的同时让夹杂物有效上浮并附着于渣子上而从钢水中去除,精炼使用硅铁强脱氧剂进行深度脱氧,使钢水氧含量由  $26 \times 10^{-6}$  降低至约  $15 \times 10^{-6}$ 。结合, RH 真空脱气,进一步降低溶解氧含量;同时,有效的脱氢 ( $w[\text{H}] \leq 1 \times 10^{-6}$ )、脱氮 ( $w[\text{N}] \leq 60 \times 10^{-6}$ ) 和去除夹杂物。取样并用场发射扫描电镜检验分析钢中典型夹杂物成分与形貌,如图 2、图 3 所示,结果表明,钢中典型夹杂物主要为硫化物 (MnS) 与氮化钛 (具体是 MnS-TiN, TiN 依附在 MnS 上析出) 夹杂,部分 MnS 夹杂尺寸达到  $10 \mu\text{m}$  以上。

对炉号 1(原工艺)、炉号 3(试验工艺)的热轧态成品线材进行取样-制样并进行夹杂物级别检验、评级,评级结果见表 5,通过光学显微镜观察检验的评级图如图 4 所示,结果表明, A 类、D 类夹杂物改善明显、大幅降低,钢水纯净度提高,夹杂物数量和级别

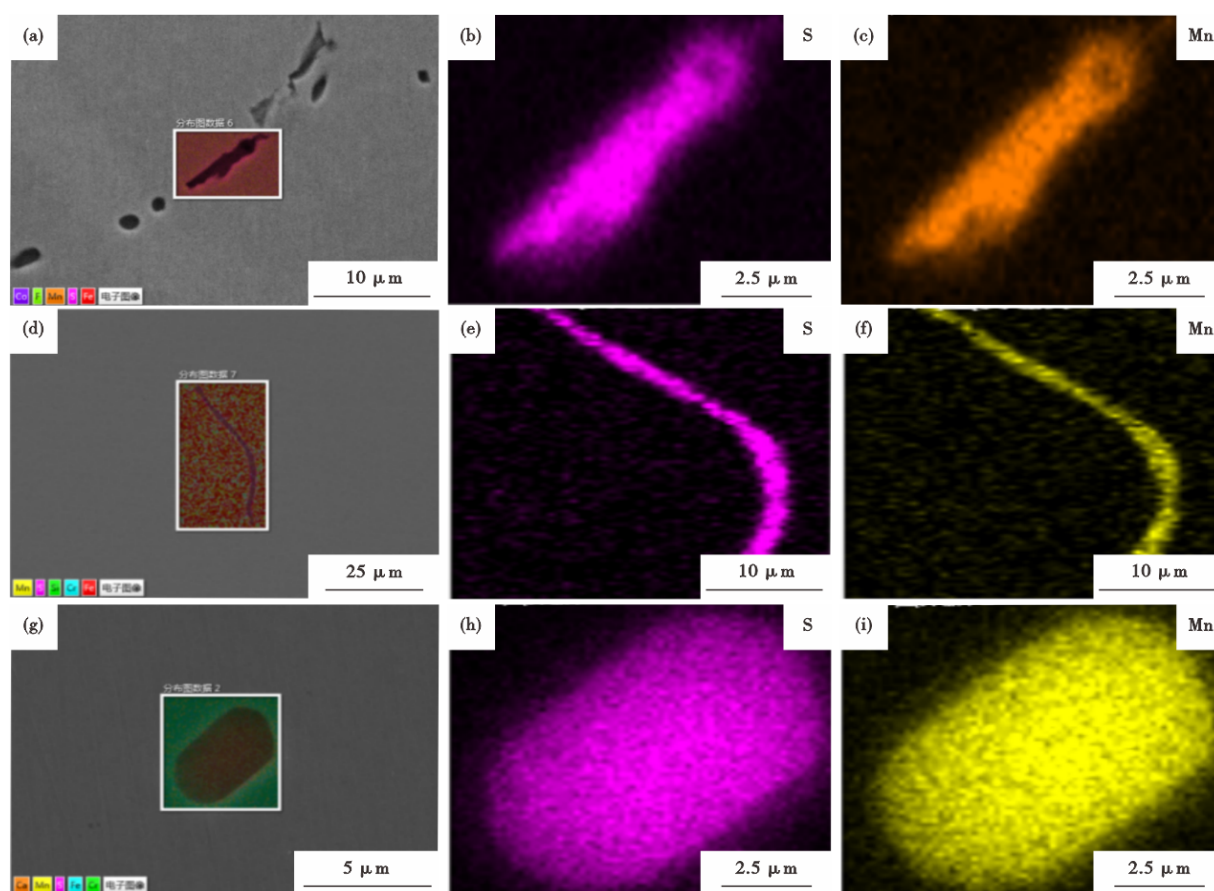


图 2 场发射电镜下三个不同 MnS 夹杂形貌及其元素成分图: (a)(d)(g) MnS 夹杂形貌图; (b)(e)(h) MnS 中 S 元素分布图; (c)(f)(i) MnS 中 Mn 元素分布图

Fig. 2 The morphologies and elemental compositions of three different MnS inclusions under field emission scanning electron microscopy (FE-SEM): (a)(d)(g) morphologies of MnS inclusions; (b)(e)(h) distribution map of S element in MnS; (c)(f)(i) distribution map of Mn element in MnS



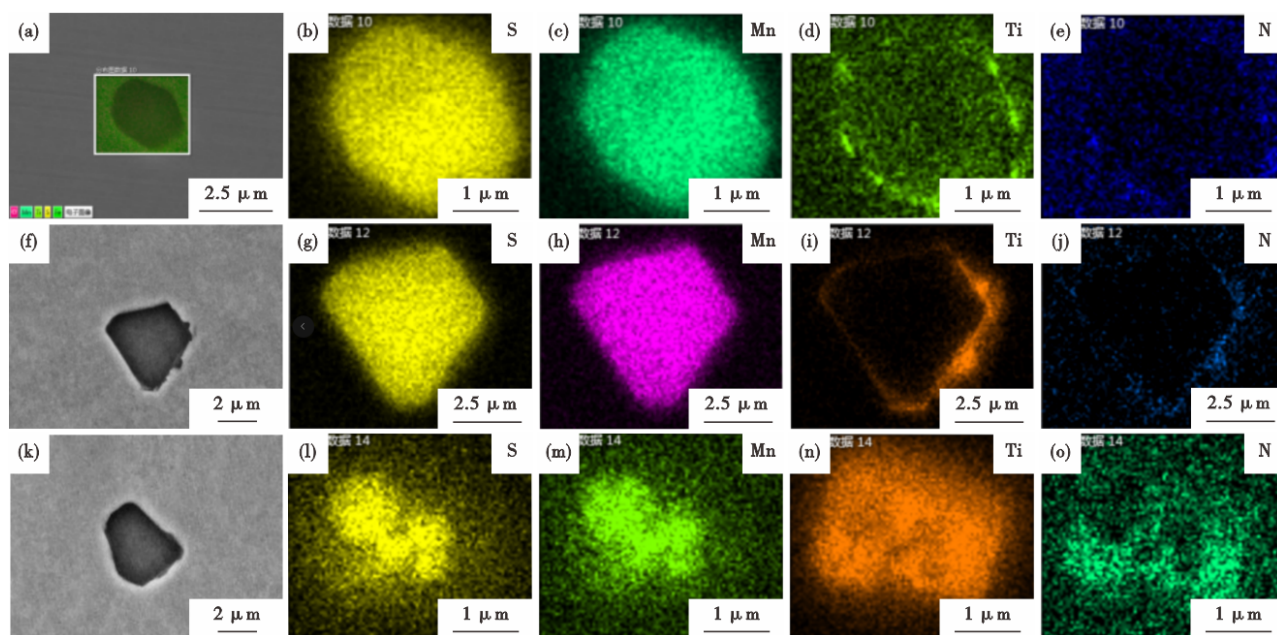


图3 场发射电镜下三个不同MnS-TiN夹杂形貌及其元素成分图:(a)(f)(k)MnS-TiN夹杂形貌图;(b)(g)(l)MnS-TiN中S元素分布图;(c)(h)(m)MnS-TiN中Mn元素分布图;(d)(i)(n)MnS-TiN中Ti元素分布图;(e)(j)(o)MnS-TiN中N元素分布图

Fig. 3 The morphologies and elemental compositions of three different MnS-TiN inclusions under field emission scanning electron microscopy (FE-SEM): (a)(f)(k) morphologies of MnS-TiN inclusions; (b)(g)(l) elemental mapping of S; (c)(h)(m) elemental mapping of Mn; (d)(i)(n) elemental mapping of Ti; (e)(j)(o) elemental mapping of N in MnS-TiN inclusions

减少,进而改善和减少了焊接飞溅。其中,炉号2(原工艺)检验夹杂物级别除A细为1.5级外,其余均与炉号1检验结果相同,炉号4(试验工艺)与炉号3检验结果相同,故表5中只出炉号1、炉号3的夹杂物评级。后续跟踪焊丝厂将试验工艺生产的焊丝钢加工成焊丝后,试用并测量焊丝飞溅率由最初

的4.78%降低至1.33%左右。

### 2.3 ER55-D2-Ti 高强度焊丝钢线材轧制后取样及检验分析

对炉号1-炉号4分别取 $\phi 5.5$  mm热轧态成品线材试样,依据GB/T 228.1—2021进行拉伸试验。并取试样经过镶嵌-打磨-抛光制成金相试样,经4%硝

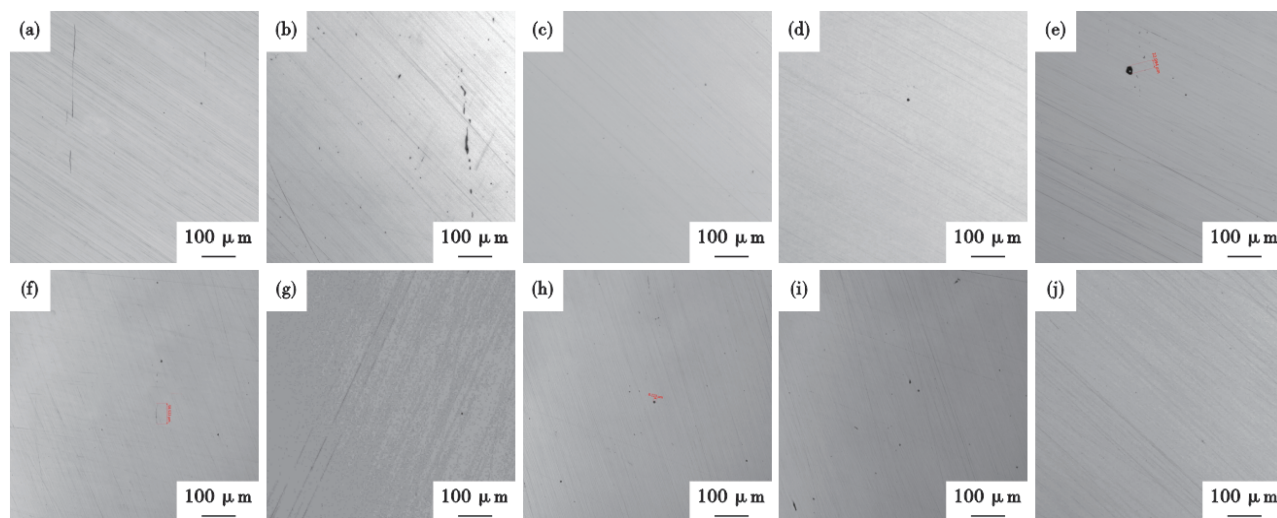


图4 夹杂物A细、A粗、D细、D粗、DS类检验图:(a)~(e)为原工艺(炉号1);(f)~(j)为试验工艺(炉号3)

Fig. 4 Inclusion inspection charts for A fine, A coarse, D fine, D coarse, and DS types: (a)~(e) are the original process (heat number 1); (f)~(j) are the experimental process (heat number 3)

表 5 ER55-D2-Ti 焊丝钢夹杂物检验对比

Table 5 Comparison of inclusion inspection for ER55-D2-Ti welding wire steel 级

| 工艺   | A 细 | A 粗 | B 细 | B 粗 | C 细 | C 粗 | D 细 | D 粗 | DS  |
|------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| 原工艺  | 2.0 | 1.5 | 0   | 0   | 0   | 0   | 1.0 | 0.5 | 1.0 |
| 试验工艺 | 0.5 | 0   | 0   | 0   | 0   | 0   | 0.5 | 0.5 | 0   |

酸酒精腐蚀后,采用德国 ZEISS 的 Axio Scope.A1 金相显微镜观察其显微组织形貌。经检验观察,原工艺的炉号 1 与炉号 2 金相组织组成、铁素体比例接近,试验工艺的炉号 3 与炉号 4 金相也相似;现列出炉号 1、炉号 3 的金相组织图进行对比,如图 5 所示。

由图 5(a)-(b)可见,原工艺组织为铁素体+粒状贝氏体+马氏体;由图 5(c)-(d)可见,试验工艺完全消除马氏体,金相组织为铁素体+粒状贝氏体,且铁素体比例提高明显,晶界更加清晰且晶粒得到一定细化。降低并收窄吐丝温度使铁素体形核率增加,提高了相变一致性。冷却速率降低抑制了贝氏体、马氏体转变,促使先共析铁素体量增加。该级别焊丝钢的显微组织主要由铁素体和粒状贝氏体组成,其比例和形态对力学性能有决定性影响。从图 5 可见,工艺优化后铁素体比例由约 10% 提高至约 40%,粒状贝氏体比例由 80% 降至 60%,且消除了马氏体。因此,通过调控初轧温度、进减定径温度并关闭全部保温罩的轧制工艺优化及成分调整有效改善了组织均匀性。

为观察和分析抗拉强度均匀性变化,分别从原

工艺炉号 1 和试验工艺炉号 3 的整圈盘条取样检验抗拉强度(选取该两个炉号盘条分别在对应位置取拉伸试样并按 1-14 的顺序编号),检测整圈的抗拉强度,试验工艺炉号 3 的 14 组试样抗拉强度为 787~832 MPa,均值为 809 MPa,较原工艺炉号 1(均值 924 MPa)降低 115 MPa(见表 6)。同圈强度极差由 93 MPa 降至 45 MPa,极差降低了 51.6%,同圈均匀性得到改善。

将炉号 1-4 检测的抗拉强度制作抗拉强度离散度分布图并画出趋势线,如图 6 所示。由分布图 6 可以看出,原工艺比试验工艺抗拉强度整体明显偏高、且离散度大,其中,炉号 1 的极差为 93 MPa,通过观察趋势线,炉号 1(原工艺)的抗拉强度数值偏差大,检测出的抗拉强度波动大,同圈强度均匀性差;而炉号 3(试验工艺)的抗拉强度数值偏差相对较小,同圈强度均匀性显著改善。

综上,降低吐丝温度并进行窄范围控制,结合保温罩全关、辊道首段微调降速等工艺调整,有利于促进铁素体转变成,粒状贝氏体比例显著降低,从而降低强度。收窄吐丝温度范围后,相变同步性提高,组织转变和均匀性也相应提高,进而降低强度的同时,改善和提高了同圈强度均匀性。

结合表 2 和图 1 对残余元素 Cu、Sn、As、Sb 的检验分析和控制,降低残余元素含量,减少了偏析偏聚,进而降低了冷加工硬化对材料的不利影响,提升了晶间结合力和晶界内聚力,与轧制工艺调整、收窄吐丝温度支撑和促进铁素体转变共同作用,相

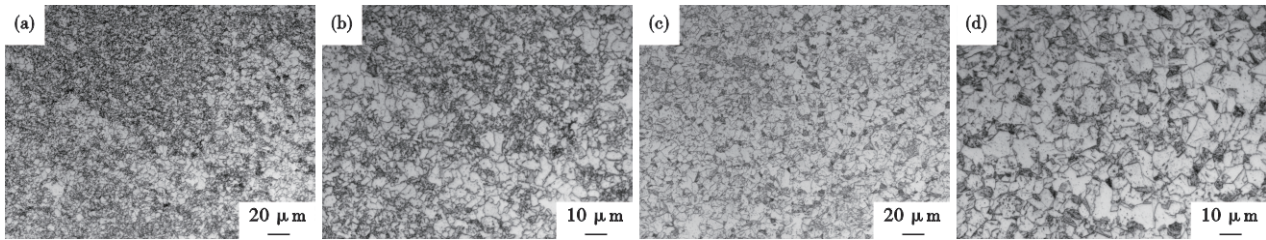


图 5 金相组织图:(a)-(b)为原工艺(炉号 1);(c)-(d)为试验工艺(炉号 3)

Fig. 5 Microstructure images : (a)-(b) original process (heat number 1); (c)-(d) experimental process (heat number 3)

表 6 原工艺、试验工艺 ER55-D2-Ti 钢的检测抗拉强度值

Table 6 Tensile strength test values for ER55-D2-Ti steel of original process and experimental process MPa

| 试验炉号 | 1   | 2   | 3   | 4   | 5   | 6   | 7   | 8   | 9   | 10  | 11  | 12  | 13  | 14  | 平均  |
|------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| 炉号 1 | 912 | 909 | 876 | 889 | 946 | 953 | 916 | 912 | 925 | 934 | 942 | 969 | 934 | 921 | 924 |
| 炉号 2 | 932 | 879 | 913 | 923 | 891 | 897 | 947 | 943 | 971 | 908 | 917 | 935 | 954 | 901 | 922 |
| 炉号 3 | 818 | 789 | 819 | 811 | 823 | 803 | 792 | 821 | 806 | 802 | 812 | 787 | 808 | 832 | 809 |
| 炉号 4 | 803 | 817 | 830 | 786 | 789 | 824 | 792 | 808 | 834 | 820 | 822 | 797 | 813 | 819 | 811 |



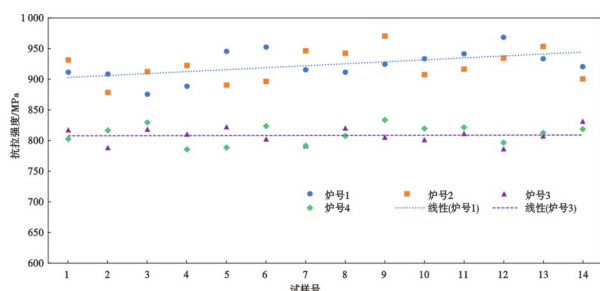


图6 ER55-D2-Ti钢的原工艺与试验工艺抗拉强度及其离散度分布图

Fig. 6 Distribution diagram of ER55-D2-Ti steel tensile strength and its dispersion in original process and experimental process

互促进,改善了焊丝钢的冷加工性能,同圈强度均匀性显著改善、同圈极差降低了48 MPa,组织及性能均匀性均得到明显改善。通过试验工艺的优化和调整,最终提升了ER55-D2-Ti高强度焊丝钢的拉拔性能,客户在使用试验工艺的线材时,拉拔过程不再频繁断丝,断丝频率由之前的平均10次/卷降低到1次/卷,提高了生产效率,满足了客户使用要求。

### 3 结论

1)通过将吐丝温度调整至800~815℃并降低轧

后冷却强度进行缓冷,延长了奥氏体向铁素体的扩散型相变过程,使ER55-D2-Ti高强度焊丝钢 $\phi 5.5$  mm线材组织向软化方向转变,抗拉强度平均降低115 MPa,同圈强度极差控制在50 MPa以内,拉拔加工性能显著改善,断丝现象明显减少。

2)工艺协同优化后,焊丝钢显微组织由原铁素体+粒状贝氏体+马氏体转变为铁素体+粒状贝氏体双相组织,铁素体体积分数由约10%提高至40%左右,粒状贝氏体比例由约80%降至60%,同时,抑制马氏体形成,组织均匀性及晶粒细化效果明显。

3)在全废钢电弧炉冶炼条件下,通过对残余元素Sn、As、Sb的严格控制及Ti含量的合理调节,实现了成分平衡与微合金化协同强化,削弱了残余元素固溶强化与析出相强化效应,为组织软化转变与性能优化提供了成分基础。

4)通过延长精炼造渣时间并优化RH真空脱气静置工艺,实现钢水深度脱氧( $w[\text{O}] \leq 15 \times 10^{-6}$ )、脱氮( $w[\text{H}] \leq 60 \times 10^{-6}$ )与夹杂物有效去除,钢中A类、D类及DS类夹杂物级别显著降低,基本消除大颗粒球状夹杂,从而显著改善焊接过程稳定性,焊接飞溅问题得到有效抑制。

### 参考文献

- [1] 张敏敏,李 达,朱腾辉,等. 800 MPa及以上高强钢焊材的研究现状及展望[J]. 热加工工艺, 2016, 45(21): 5-9+13.
- [2] Guo W, Crowther D, Francis J A, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded S960 high strength steel[J]. Materials & Design, 2015, 85: 534-548.
- [3] 徐云龙,王志福. 焊丝钢ER70S-6化学成分的优化[J]. 炼钢, 2010, 26(6): 6-9.
- [4] 吕 刚,杨鲁明,赵晓敏. 600 MPa级高强焊丝用盘条控冷工艺研究[J]. 包钢科技, 2021, 47(5): 72-75.
- [5] 王 刚,李学东,赵晓敏,等. BGER60Ti-1焊丝钢拉拔断裂问题分析及改进措施[J]. 包钢科技, 2023, 49(6): 81-84.
- [6] 于 荣,左茂方,周明军,等. ER50-6焊丝钢热轧盘条的开发生产实践[J]. 山东冶金, 2015, 37(4): 14-16.
- [7] 马志军. ER50-6盘条拉拔断丝及焊丝焊接飞溅原因探讨[J]. 金属制品, 2014, 40(6): 44-47.
- [8] 谢 帆,陈伟庆,王艳伍,等. 气保焊丝钢ER70S-G过冷奥氏体的连续冷却转变[J]. 金属热处理, 2016, 41(3): 100-104.
- [9] 吴炳智,荆 文,徐玉君,等. 960 MPa级熔敷金属组织及冲击韧性分析[J]. 焊接学报, 2015, 36(6): 77-80+117.
- [10] Pavlina E J, Van Tyne C J. Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2008, 17(6): 888-893.
- [11] 潘 鑫,张 宇,王银柏,等. 成分和冷却工艺对耐候焊丝钢盘条组织和性能的影响[J]. 轧钢, 2023, 44(1): 89-95.
- [12] 宋朝琦,赵海涛,汪水泽,等. 钢中的残余元素[J]. 钢铁, 2025, 60(7): 206-226.
- [13] 李素芹,李士琦,熊国宏,等. 钢中残余有害元素对油井管质量的影响[J]. 特殊钢, 2003, 24(4): 31-33.
- [14] 李 皓,张亚运,郭慧英,等. 焊丝钢ER70S-6氧化铁皮机械剥离性能研究[J]. 特殊钢, 2019, 40(4): 66-70.
- [15] 郭慧英,张亚运,王 纳,等. 吐丝温度对高硅焊丝钢氧化皮结构及剥离性的影响[J]. 上海金属, 2019, 41(6): 29-33.
- [16] Melfo W, Bolt H, Rijnders M, et al. Experimental study on primary scale formation and descalability on steels containing Ni and Ni+Si[J]. ISIJ International, 2013, 53(5): 866-873.
- [17] 王 煜. 高碳钢盘条轧后冷却过程氧化铁皮生成模拟及工艺优化[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2016.
- [18] 彭 玉. 72A高碳钢盘条氧化铁皮组织结构及机械剥离性控制研究[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2018.
- [19] 朱 玲,史义民. 高钛合金焊丝钢控制轧制技术研究[J]. 冶金自动化, 2021, 45(S1): 353-356.