

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.10.07

高氮奥氏体不锈钢绞股焊丝 GMAW 微观组织和力学性能研究

李建国^{1,2}, 贾冬生^{1,2}, 臧磊^{1,2}, 王璐^{1,2}, 王小龙^{1,2}

1. 内蒙古第一机械集团股份有限公司, 内蒙古 包头 014030
2. 特种车辆设计制造集成技术全国重点实验室, 内蒙古 包头 014030

摘要: 采用双丝和单丝的绞股焊丝 GMAW 焊接厚度为 16 mm 的高氮奥氏体不锈钢厚板, 对比分析了单丝和双丝焊接接头的微观组织和力学性能。结果表明: 焊接过程中绞股焊丝的电弧沿缠绕路径熔化发生旋转, 降低了焊接飞溅等缺陷; 绞股焊丝焊接过程有高的热输入和高的冷却速率, 导致绞股焊丝焊接接头有更宽的热影响区, 但是焊缝形成比单丝细小的奥氏体柱状晶; 力学性能测试发现, 绞股焊丝焊接后的焊接接头屈服强度和抗拉强度与实芯单丝的焊接接头相比提高了 46.5% 和 42.3%, 延伸率也提高了 7%; 微观组织显示绞股焊丝焊接后的焊缝产生了更高比例的孪晶, 同时, 也发现实芯单丝焊缝中铁素体周围有连续的 $M_{23}C_6$ 析出, 形成了一个脆性区域, 极大地降低了焊接接头的力学性能。

关键词: 高氮奥氏体不锈钢; 绞股焊丝; 熔化极气体保护焊; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG404 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)10-0054-12

Microstructure and Mechanical Properties of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel Welded Joints by Using Multi-strand Composite Welding Wire GMAW

LI Jianguo^{1,2}, JIA Dongsheng^{1,2}, ZANG Lei^{1,2}, WANG Lu^{1,2}, WANG Xiaolong^{1,2}

1. Inner Mongolia First Machinery Group Co., Ltd., Baotou 014030, China

2. National Key Laboratory of Integrated Technology for Special Vehicle Design and Manufacturing, Baotou 014030, China

Abstract: High nitrogen austenitic stainless welded joints were obtained by multi-strand composite welding wire and single wire, respectively, and microstructure and mechanical property of welded joints were investigated. Results revealed that rotating arc shape is formed for multi-strand composite welding wire, and welding process of that has higher heat input and cooling rate, which results in larger coarse grain zone along the fusion line and finer columnar austenite grain. Tensile testing shows that multi-strand composite welding wire welded joint has higher yield strength, tensile strength and elongation, which are improved by 46.5%, 42.3% and 7% compared with single wire welded joint, respectively. Furthermore, twins strengthening mechanism of weld seam is revealed, and multi-strand composite welding wire weld seam has higher fraction of twins. However, brittle zone formed by continuous carbides is found in weld seam of single wire, which greatly reduces the strength and ductility of single wire welded joint.

Keywords: High nitrogen austenitic stainless steel; Multi-strand composite welding wire; Gas metal arc welding; Microstructure; Mechanical property

引用格式: 李建国, 贾冬生, 臧磊, 等. 高氮奥氏体不锈钢绞股焊丝 GMAW 微观组织和力学性能研究[J]. 电焊机, 2025, 55(10): 54-65.

Citation: Microstructure and Mechanical Properties of High Nitrogen Austenitic Stainless Steel Welded Joints by Using Multi-strand Composite Welding Wire GMAW[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(10): 54-65.

收稿日期: 2025-08-28

作者简介: 李建国(1991—), 男, 博士, 高级工程师, 主要从事钛合金和高强钢的焊接工艺研究。E-mail: JGLI1991@163.com。

0 引言

氮和镍是不锈钢中关键的合金化元素,能有效提升奥氏体相的稳定性和不锈钢的强度、塑性和抗腐蚀性能^[1-5]。但是镍是贵金属,且容易使人体发生过敏反应,以氮替代部分或全部镍的高氮奥氏体不锈钢应运而生。高氮奥氏体不锈钢具有高的强度、好的塑性和优异的抗腐蚀性能,逐渐在电厂、医疗器械、石油、原子能等领域使用^[2,6-7]。尽管高氮不锈钢优势明显,但其焊接过程中仍面临严峻挑战。由于材料本身氮含量较高(通常 $\geq 0.5\%$),焊接过程中易出现氮损失、气孔、凝固裂纹、氮化物和碳化物等缺陷^[8-11],这些缺陷极大地降低了高氮不锈钢焊缝的力学性能和抗腐蚀性能。为了解决这些问题,研究人员在焊接过程中采取了很多措施,例如提高保护气的氮含量,选择新的填充金属,减小焊接热输入等^[12-13]方式。但是这些方法存在明显的局限性——控制热输入和保护气体虽能一定程度改善热影响区性能,却无法从根本上解决焊缝内部问题;现有的填充金属体系也难以满足高氮奥氏体不锈钢焊缝对强韧性的综合需求,导致焊接接头力学性能受到限制。许多研

究人员^[14-16]采用 SMAW、GTAW、EBW 和 FSW 方式对高氮不锈钢钢板进行焊接,发现 FSW 虽能获得力学性能优异的焊接接头,但该工艺需专用夹具固定工件,对于现场结构件的焊接是不方便的。

GMAW 是在工业应用中使用最普遍和最方便的一种焊接方法,但是,针对高氮不锈钢的 GMAW 焊接,目前缺乏可匹配的专用焊丝,现有焊丝焊接后接头的力学性能无法满足工程要求。基于此,本研究创新性地提出采用新型绞股焊丝开展高氮不锈钢钢板的 GMAW 焊试验。通过与传统实心单丝在电弧形貌、焊接热循环特征和接头微观组织和力学性能方面的系统对比,研究绞股焊丝对焊接过程的影响规律,揭示高氮不锈钢绞股焊丝焊接机理,为高氮奥氏体不锈钢高效、高质量焊接提供理论支撑与技术参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验母材为尺寸 300 mm×150 mm×14 mm 的高氮奥氏体不锈钢钢板,抗拉强度为 1 132 MPa,延伸率为 35.2%,化学成分如表 1 所示。

表 1 基体材料、焊丝和焊缝的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of the base metal, welding wires and welded joints (wt. %)

材料	C	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Si	P	S	Fe
母材	0.05	18.75	21.12	2.24	0.13	0.68	0.38	≤ 0.02	≤ 0.01	Bal.
ER307Si	0.07	6.73	18.83	8.96	0.16	0	0.70	≤ 0.02	≤ 0.02	Bal.
TP-N1670	0.07	6.62	18.96	8.58	0.01	0	0.85	≤ 0.02	≤ 0.02	Bal.
M	0.07	8.65	19.38	7.94	0.07	0.14	0.80	≤ 0.02	≤ 0.02	Bal.
S	0.07	8.14	19.58	8.46	0.04	0.13	0.68	≤ 0.02	≤ 0.02	Bal.

焊接试验选用两种焊丝进行对比,分别为传统实心单丝 ER307Si(记为 S)和绞股焊丝 TP-N1670(记为 M)。绞股焊丝由 1 根直径为 0.53 mm 的中心丝和 6 根相同规格的缠绕丝绞合而成,直径 1.6 mm,等效直径为 1.4 mm。实心焊丝直径为 1.2 mm。由表 1 可知,两种焊丝的化学成分差别不大,而焊接后焊缝凝固金属(对应 S 和 M)的成分呈现一定变化。

1.2 试验方法

1.2.1 堆焊试验与电弧观测

为了揭示高氮不锈钢绞股焊丝的电弧行为,首先开展堆焊试验:以高氮不锈钢试板为试板,分别采用两种焊丝进行堆焊,同时使用 FASTCAM-

Super 10KC 型号的高速摄像采集电弧照片,采集频率为 4 000 帧/s。堆焊工艺参数为:实心焊丝的焊接电流/电压为 260 A 和 23 V,绞股焊丝为 260 A/26 V;为放大两种焊丝的飞溅差异以利于对比分析,保护气体采用 20%CO₂+80%Ar,气体流量为 20 L/min。堆焊工艺流程如图 1 所示。

1.2.2 对接焊接试验

在堆焊电弧行为研究基础上,开展高氮奥氏体不锈钢钢板的对接焊接试验,焊接方法为 GMAW,直流正接。为抑制气孔等焊接缺陷,对接焊接的保护气体调整为 2.5%CO₂+97.5%Ar(低 CO₂ 含量可减少氮的烧损与氧化),气体流量仍为 20 L/min;焊接

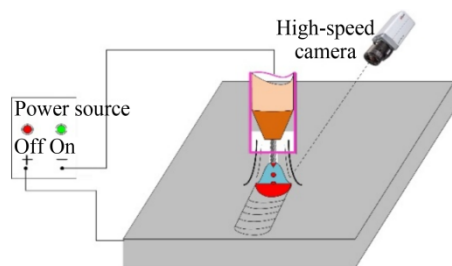


图1 堆焊工艺流程

Fig. 1 The flow diagram of surfacing

坡口设计为单边30°,坡口间隙2~3 mm。

两种焊丝的具体焊接参数如表2所示,绞股焊丝采用4道次完成焊接,单道次热输入最高达11.2 kJ/cm;实心单丝需要5道次,单道次热输入最高为8.7 kJ/cm,很明显使用绞股焊丝焊接时需要更高的热输入。熔滴过渡模式为:打底焊道采用短路过渡,填充与盖面焊道采用射流过渡。焊接过程中,采用DEWETRON温度采集系统、热电偶和温度变送器测试焊接过程的热循环,热电偶距离焊缝中心6 mm。对接焊接的详细流程过程如图2所示。

表2 绞股焊丝和实心单丝 GMAW 的焊接参数

焊接接头	层数	I/A	U/V	焊接速度 /(mm·min ⁻¹)	热输入 /(kJ·cm ⁻¹)
M	1	160	17.8	335	5.1
	2	250	25.2	356	10.6
	3	250	26.7	356	11.2
	4	250	26.7	356	11.2
S	1	113	15.4	174	6.0
	2	220	23.2	352	8.7
	3	204	23.2	375	7.6
	4	212	23.5	450	6.6
	5	232	23.1	450	7.1

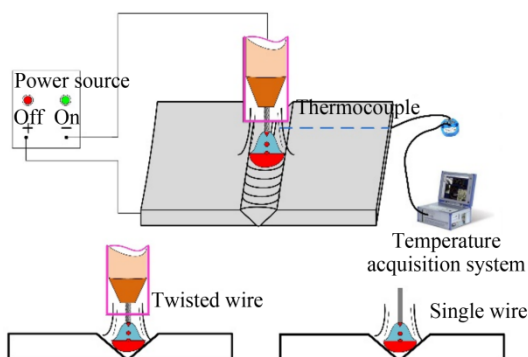


图2 高氮奥氏体不锈钢焊接工艺流程

Fig. 2 Flow diagram of high nitrogen austenitic stainless steel welding

1.2.3 微观组织表征与力学性能测试

焊接完成后,对两种焊丝的焊接接头进行微观组织和力学性能分析。采用OM、EBSD对焊接后焊接接头的微观组织进行研究。采用万能拉伸试验机测试焊接接头的力学性能,断裂后用SEM观察试样断口形貌,而且沿断口周围平行于拉伸试样方向切TEM试样,制样后进行TEM观察。

2 高氮不锈钢绞股焊丝的电弧形貌

堆焊过程中,对不同焊丝的焊接电弧进行观察,结果如图3所示。可以发现,绞股焊丝的电弧聚集在焊缝中心,呈锥形,热量可覆盖整个熔池;实心焊丝的电弧则收缩呈钟形,能量集中于熔池局部。且绞股焊丝的电弧长度和直径更大,能将能量高效聚集于熔池,增加焊接熔深。从机制来看,绞股焊丝由7股焊丝构成,焊接时7股细丝可视为7个小阳极,同时熔化形成7个小电弧并汇聚为锥形电弧,同时,7个极点在熔化过程中沿缠绕路径移动,7个小电弧同时移动导致锥形电弧发生旋转,如图3c、3d所示,旋转的电弧可以对熔池产生大的扰动和振荡作用。两种焊丝焊接之后,实心焊丝堆焊后焊缝周围飞溅量较大,如图3b所示,这会导致焊缝产生夹杂等缺陷;绞股焊丝因旋转电弧的稳定控制,焊缝

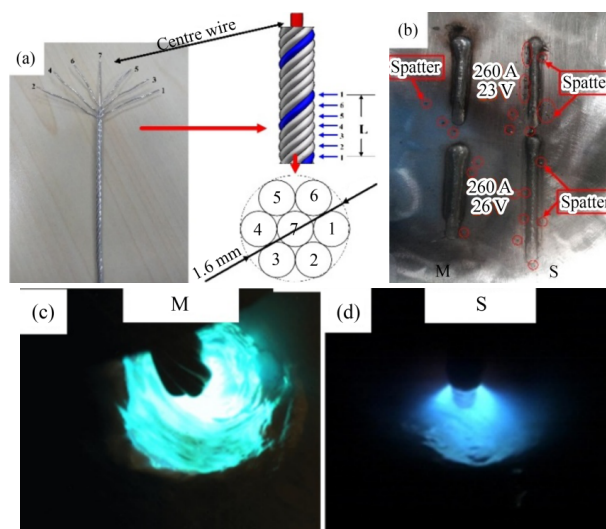


图3 (a) 绞股焊丝原理;(b)堆焊焊缝;(c)绞股焊丝电弧形貌;(d)单丝电弧形貌

Fig. 3 (a) The schematic diagram of twisted wire, (b) Surfacing weld joint, (c) The arc shape of twisted wire, (d) The arc shape of single-wire

周围飞溅量小,有效减少了焊缝金属损失和焊接缺陷。

3 高氮不锈钢焊接接头微观组织研究

采用两种焊丝分别对高氮不锈钢进行焊接,焊缝熔敷金属化学成分测试结果如表 1 所示。对比可知,绞股焊丝焊接后 Mn(8.65%)和 N(0.14%)的含量均高于实心单丝焊缝,说明绞股焊丝焊接时旋转电弧对熔池的搅拌作用,促进了焊缝凝固过程中元素的均匀扩散,并且增大了 N 在焊缝中的固溶度。

为排除焊接过程中外界条件对热循环造成的影响,试验对两种焊丝各焊道的热循环曲线进行实时监测,其中实心单丝选择前 4 道次,结果如图 4 所示,图中蓝色为绞股焊丝焊接后的热循环曲线,黄色为实心单丝焊接后的热循环曲线。尽管热电偶量程和固定测量位置导致测试温度和实际焊缝温度存在偏差,但结合焊接热输入(见表 2)和“焊缝和母材焊接后冷却到同一温度”的假设可知,绞股焊丝的热输入更高,对应的峰值温度显著高于实心单丝;同时,图 4 显示绞股焊丝焊接的平均冷却速率更大。

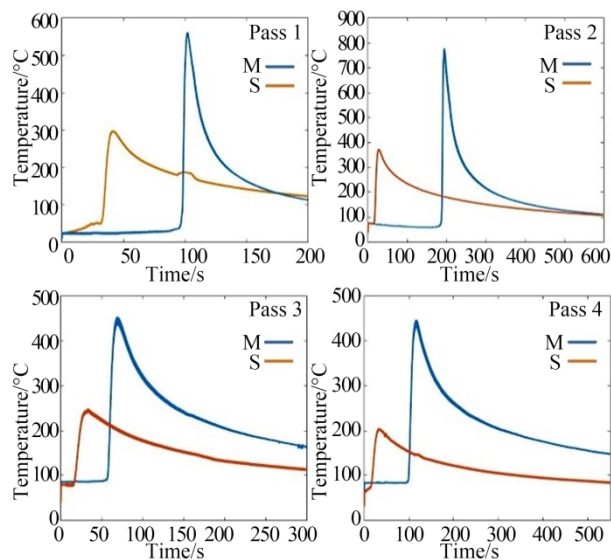


图 4 不同焊丝每道次的热循环曲线

Fig. 4 Welding thermal cycle of different welding wires at every pass

焊接接头微观组织如图 5 所示,图 5a 为实心单丝,图 5b 为绞股焊丝,图 5c 为母材。结果显示,母材为单一奥氏体组织;两种焊丝的焊缝均由粗大的奥氏体柱状晶和树枝状的 δ 铁素体组成,但绞股焊丝

焊接后在熔合线周围形成了较宽的热影响区粗晶区,且该区奥氏体晶粒因高热输入而更粗大。此外,焊缝中能看到明显的树枝状 δ 铁素体组织,而不锈钢焊缝中的奥氏体柱状晶组织在金相显微镜下是很难观察到的。

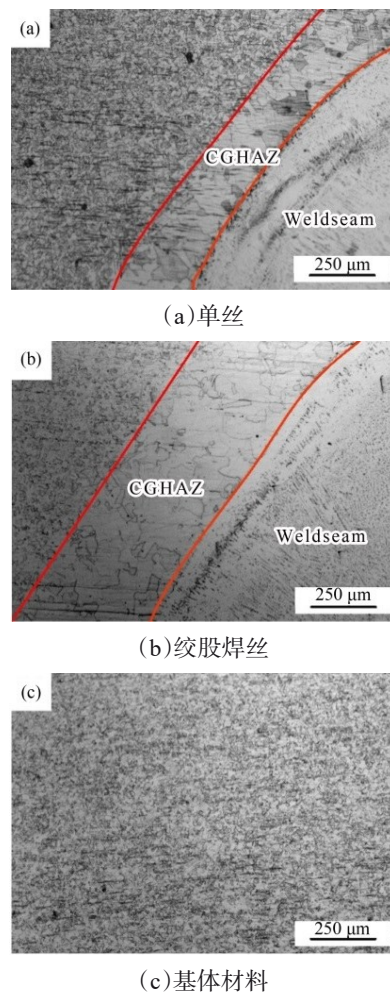


图 5 光学显微组织

Fig. 5 Optical morphologies

为清晰观察奥氏体晶粒特征,试验通过 EBSD 对焊接接头进行表征,反极图(IPF)如图 6 所示,图 6a 为绞股焊丝接头、图 6b 为实心单丝接头。结果表明,焊缝主要由柱状的奥氏体晶粒构成。绞股焊丝焊接后热影响区粗晶区的晶粒分布更均匀,而实心单丝的粗晶区晶粒分布混乱。尽管绞股焊丝的热输入比实心单丝大,但是焊缝的柱状晶的尺寸反而比实心单丝的小,这主要是由于电弧旋转给焊缝带来的扰动,细化了焊缝晶粒。Zhang 等^[17]在 GMAW 过程中使用了旋转丝,发现焊丝旋转能改变熔池的液

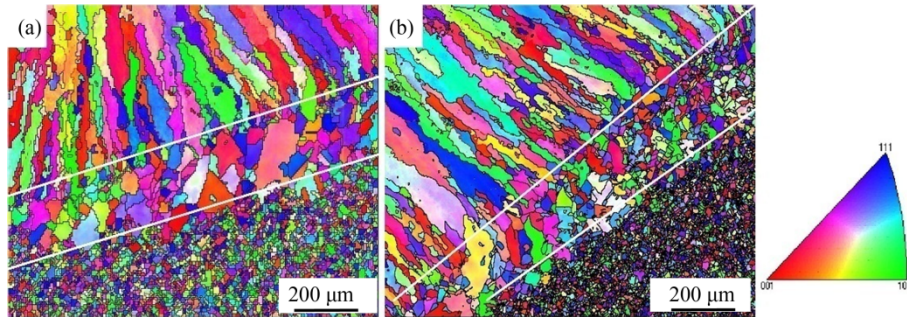


图6 焊缝的反极图:(a)绞股焊丝焊接接头,(b)单丝焊接接头

Fig. 6 IPF of welded joints: (a) Welded joint of twisted wire, (b) Welded joint of single wire

体流动,细化微观组织和提高力学性能。

焊接过程中晶粒的形核和长大伴随晶界变形,易导致晶粒产生不一致的局部取向。Kamaya^[18]研究指出,局部取向角和几何必要位错密度具有相关性;Zhang等^[19]则通过EBSD的KAM值(反映位错密度)分析材料塑性变形特征,相关KAM图如图7所示。结果显示,两种焊接接头的熔合线周围因过冷度大、凝固冷速快,位错密度显著高于其他区域,且焊缝柱状晶的位错密度高于热影响区。对焊接接头的KAM值统计可得,实心单丝和绞股焊丝焊接接头的平均KAM值分别为 0.80° 和 1.39° ,绞股焊

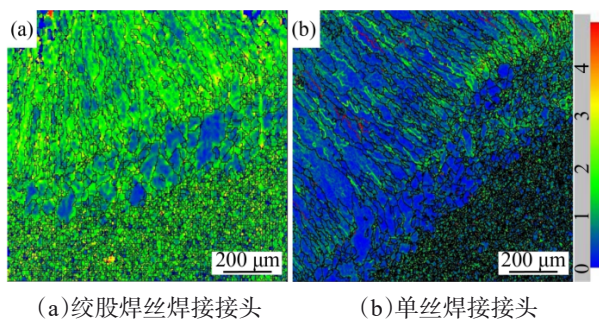
丝焊接接头具有更高的位错密度,在变形时发生了形变强化,为力学性能提升提供支撑。

4 高氮不锈钢焊接接头的力学性能

对高氮不锈钢焊接接头的力学性能进行测试,两种接头均在焊缝区域发生断裂,其工程应力-应变曲线如图8所示,关键力学性能指标如表3所示。由表3可知,绞股焊丝焊接接头的强塑性性能优于实心单丝接头。相较于实心单丝接头,绞股焊丝接头的屈服强度和抗拉强度分别为213 MPa和259 MPa,增幅达46.5%和42.3%;延伸率也提高了7%,展现出更优的强塑匹配性。分析原因:焊接过程中旋转电弧对熔池的搅拌作用细化了焊缝奥氏体柱状晶粒,促进了焊缝金属在凝固过程中元素扩散的均匀性,减少焊缝内部缺陷,提高了强度和塑性。结合KAM图分析可知,绞股焊丝接头有高的位错密度,在变形时候容易发生形变强化,提高焊接接头的力学性能。通过SEM观察拉伸断口形貌,发现两个焊接接头都以塑性断裂为主,并且发现实心单丝断裂后韧窝有很多第二相颗粒。

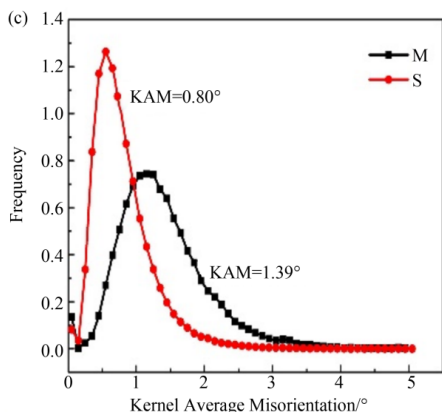
5 高氮不锈钢绞股焊丝焊接接头的强化机理

鉴于两种焊丝焊接接头的拉伸断裂均发生于焊缝中心,为明确绞股焊丝接头力学性能提升的机理,本研究从凝固模式、 δ 铁素体转化、晶粒再结晶特征、位错密度分布及第二相析出等方面,结合EBSD与TEM表征结果展开系统分析。



(a)绞股焊丝焊接接头

(b)单丝焊接接头



(c)KAM值分布

图7 KAM图

Fig. 7 KAM maps

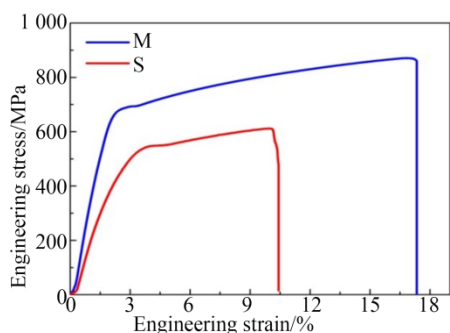


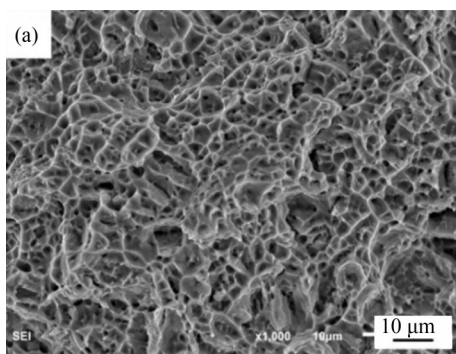
图 8 焊接接头的工程应力-应变曲线

Fig. 8 The engineering stress-strain curves of welded joints

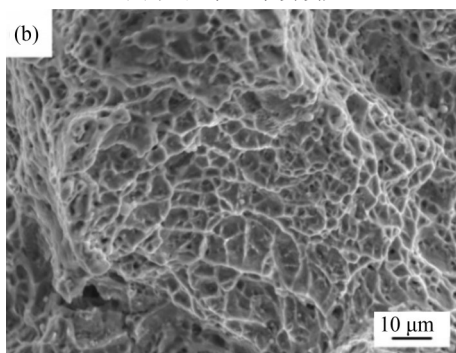
表 3 焊接接头的屈服强度、极限抗拉强度和延伸率

Table 3 The yield strength, ultimate tensile strength and elongation of welded joints

焊接接头	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%
S	458	612	10.5
M	671	871	17.5



(a) 绞股焊丝焊接接头



(b) 单丝焊接接头

图 9 断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies

5.1 焊缝凝固模式

采用 Hammar、Svensson^[20]提出的 Cr 当量(Cr_{eq})和 Ni 当量(Ni_{eq})比值法,建立化学成分和凝固模式的关系,其中 $Ni_{eq}(wt.%) = Ni + 0.31Mn + 22C + 14.2N + Cu$, $Cr_{eq}(wt.%) = Cr + 1.37Mo + 3Ti + 1.5Si + 2Nb$, 绞股焊

丝(M)和实心单丝(S)的 Cr_{eq}/Ni_{eq} 分别为 1.61 和 1.38, 结合 Vasudevan 等^[21]的研究结论(Cr_{eq}/Ni_{eq} 在 1.3~1.8 区间时,奥氏体不锈钢焊缝以“先析 δ 铁素体、后转奥氏体”的 FA 模式凝固),可判定两种焊丝焊缝均遵循 FA 凝固路径,最终组织由 δ 铁素体与奥氏体构成。为量化热输入与冷却速率对 δ 铁素体转化的影响,通过热循环曲线(见图 4)计算了不同焊道的平均冷却速率和峰值温度,如表 4 所示。结果表明,尽管热电偶测试位置非焊缝中心,但其峰值温度和冷却速率的变化趋势与焊缝实际热过程一致:从打底焊道至盖面焊道,两种焊丝的平均冷却速率逐渐减小(绞股焊丝从 4.5 $^{\circ}C/s$ 降至 0.7 $^{\circ}C/s$,实心单丝从 1.5 $^{\circ}C/s$ 降至 0.5 $^{\circ}C/s$),且相同焊道下,绞股焊丝的平均冷却速率高于实心单丝,这一差异主要源于绞股焊丝更高的焊接热输入。

表 4 焊接过程中平均冷却速率和峰值温度

Table 4 Average cooling rate and peak temperature

焊接接头	焊道	峰值温度/ $^{\circ}C$	平均冷却速率/($^{\circ}C \cdot s^{-1}$)
S	1	301.1	1.5
	2	372.3	0.7
	3	251.3	0.7
	4	210.0	0.5
M	1	584.6	4.5
	2	795.3	2.2
	3	468.9	1.1
	4	463.8	0.7

5.2 δ 铁素体分布及转化

通过 EBSD 检测材料中物相的晶体结构,可以清楚地区分奥氏体柱状晶和 δ 铁素体,并且能对其晶体信息进行统计。图 10 为两种焊丝焊接接头不同位置的 IPF 图,不同颜色代表不同的晶粒取向,焊缝基体为奥氏体相,细小的条带状和颗粒状的物相为 δ 铁素体。由 EBSD 定量统计结果(见图 11)可知:实心单丝焊缝 δ 铁素体含量高于绞股焊丝(M)。实心单丝虽冷却速率低、焊道多,但其低热输入为 δ 铁素体形核提供了充足条件,导致 δ 铁素体含量更高。而绞股焊丝更高的热输入既抑制了 δ 铁素体形核,后续焊道更强的热输入还能促进 δ 铁素体向奥氏体转化,减少残留量。从沿焊缝高度的分布趋势看,实心单丝焊缝 δ 铁素体含量波动小、分布较均匀,仅底部因后续焊道微弱热影响略有降低;绞

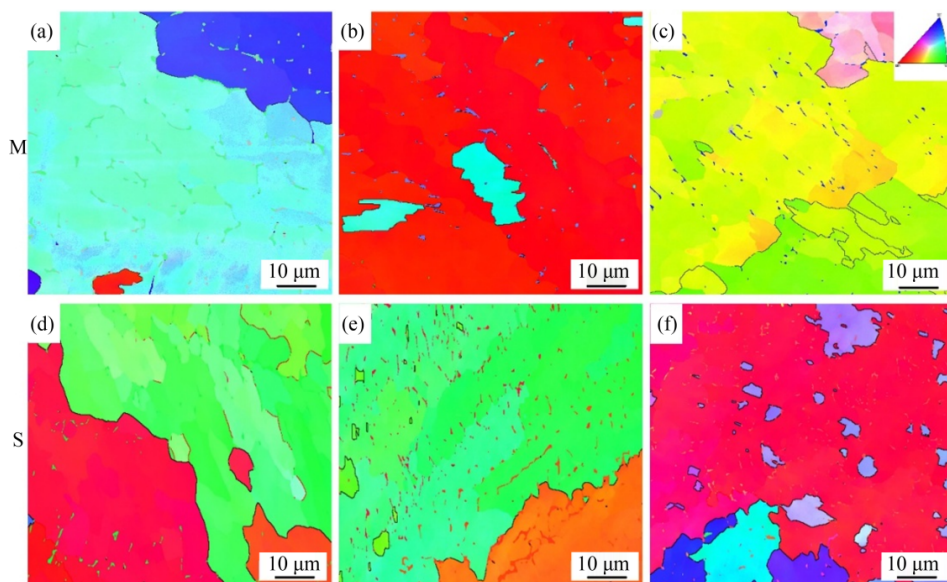


图 10 焊缝的反极图: (a), (d) 顶部; (b), (e) 中部; (c), (f) 底部

Fig. 10 The IPF of weld seams: (a), (d) the top, and (b), (e) the middle, and (c), (f) the bottom

股焊丝则呈现“底部高、顶部低”的梯度变化,底部焊道高冷却速率抑制 δ 铁素体转化,后续焊道高热输入影响更大,使 δ 铁素体含量从下到上逐步减小。

为进一步明确 δ 铁素体的分布与存在状态,EBSD对焊缝典型区域进行相分布表征,如图12所示,红色表示BCC结构的 δ 铁素体,蓝色表示FCC结构的奥氏体基体。结果显示,从底部到顶部, δ 铁素体由颗粒状向棒状和骨架状转变,尺寸逐渐增大,且含量变化趋势与图11定量结果一致。

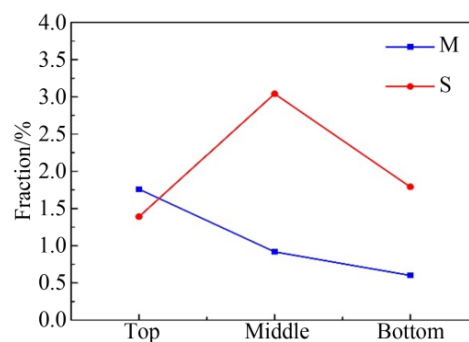


图 11 单丝和绞股焊丝焊接后焊缝铁素体的比例

Fig. 11 Fractions of ferrite in weld seams for single wire and twisted wire

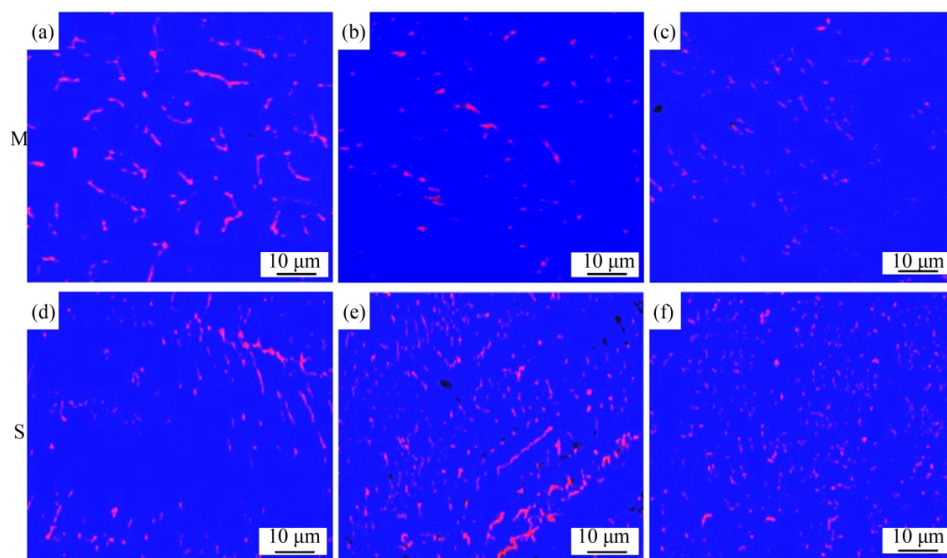


图 12 相分布图: (a), (d) 焊缝顶部; (b), (e) 焊缝中部; (c), (f) 焊缝底部

Fig. 12 The phase distribution maps: (a), (d) the top of weld seams, and (b), (e) the middle of weld seams, and (c), (f) the bottom of weld seams

5.3 晶粒再结晶特征与 Schmid 因子对变形行为的影响

图 13 为两种焊丝焊接接头的再结晶分布图,其中红色为变形晶粒,蓝色为再结晶晶粒,黄色为亚结构晶粒。对组织中 δ 铁素体的晶粒类型进行统计,如图 14 所示,可以发现,绞股焊丝焊缝中 δ 铁素体以再结晶晶粒为主,实心单丝焊缝中 δ 铁素体的三类晶粒占比接近。根据再结晶图理论,再结晶晶

粒内部和周围都有很低的位错密度,亚结构晶粒内部有很低的位错密度和晶界有很高的位错密度,变形晶粒内部和晶界上都有很高的位错密度。结合“裂纹优先沿奥氏体/ δ 铁素体的界面形成”的结论,实心单丝焊缝高比例变形晶粒导致 δ 铁素体位错密度偏高,受力时易在界面形成应力集中、诱发裂纹;绞股焊丝高再结晶比例则可降低位错密度,抑制裂纹萌生。

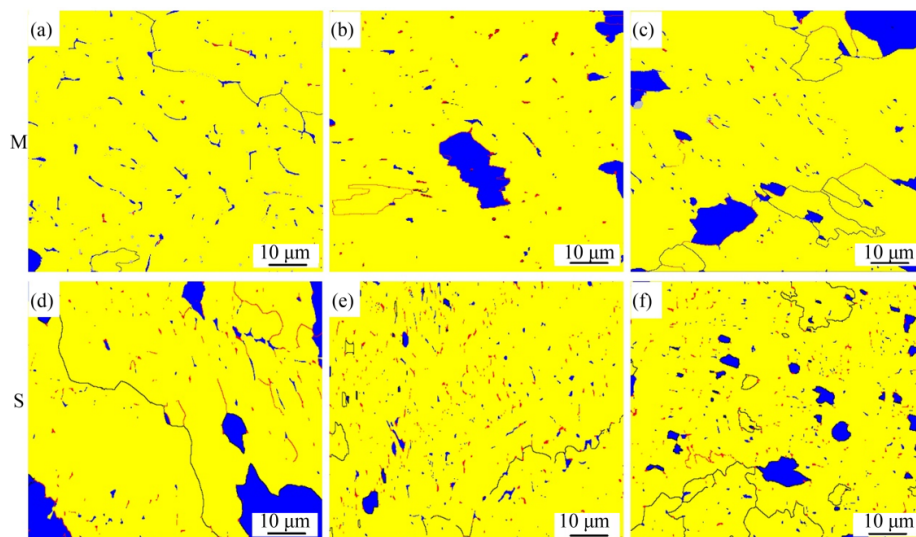


图 13 再结晶图: (a), (d) 焊缝顶部; (b), (e) 焊缝中部; (c), (f) 焊缝底部

Fig. 13 Recrystallized distribution: (a), (d) the top of weld seams, and (b), (e) the middle of weld seams, and (c), (f) the bottom of weld seams

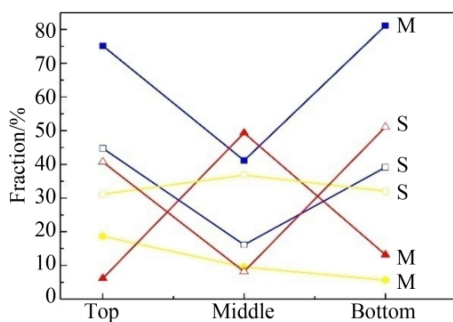


图 14 焊缝中 δ 铁素体的晶粒比例

Fig. 14 The grains fraction of δ -ferrite in weld seams

变形过程中焊缝中晶粒先发生滑移,然后形成微观裂纹,最后断裂。Schmid 因子是量化材料是否容易发生塑性变形的一个量。Schmid 因子越大,越容易发生滑移, Schmid 因子越小,越难发生滑移。因此,大的 Schmid 因子被称为软取向,小的 Schmid 因子被称为硬取向。图 15 为焊缝不同位置的 Schmid 因子图,随着颜色由蓝到黄, Schmid 因子逐渐增大。统计不同位置的奥氏体和 δ 铁素体的

Schmid 因子,如图 16 所示。可以发现,实心单丝焊缝 Schmid 因子大于绞股焊丝焊缝,说明其晶粒在受到外力下更易滑移,对应屈服强度更低;绞股焊丝焊缝因 Schmid 因子更小、滑移阻力更大,屈服强度更高。实心单丝焊缝中 δ 铁素体 Schmid 因子高于奥氏体, δ 铁素体易优先滑移;绞股焊丝焊缝则相反, δ 铁素体 Schmid 因子最低,抗滑移能力最强。从焊缝的位置可以发现,焊缝中部 Schmid 因子最小,最不易滑移,是强度核心区;上下部因子较高,受力时最易发生滑移。

5.4 基于 KAM 值的位错密度分布与强度关联

为了通过微观组织研究绞股焊丝接头抗拉强度提高的机理,通过 EBSD 测试焊缝不同位置的 KAM 图,如图 17 所示, KAM 图中颜色由蓝到绿再到红,表明局部 KAM 值越来越大, KAM 值大的地方说明局部几何必要位错密度高。可以看出,绞股焊丝焊缝(M)位错密度从底部到顶部逐渐降低,实

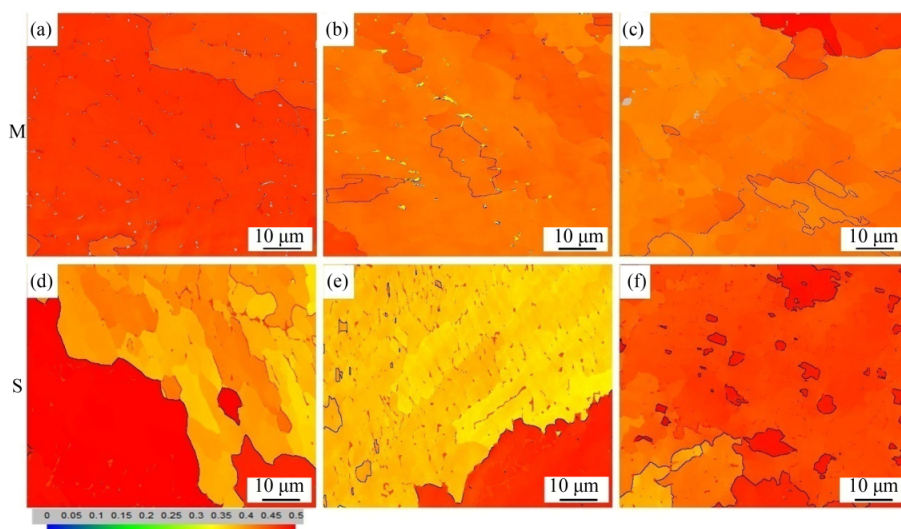


图 15 Schmid 因子: (a), (d) 焊缝顶部; (b), (e) 焊缝中部; (c), (f) 焊缝底部

Fig. 15 The Schmid factors: (a), (d) the top of weld seams, and (b), (e) the middle of weld seams, and (c), (f) the bottom of weld seams

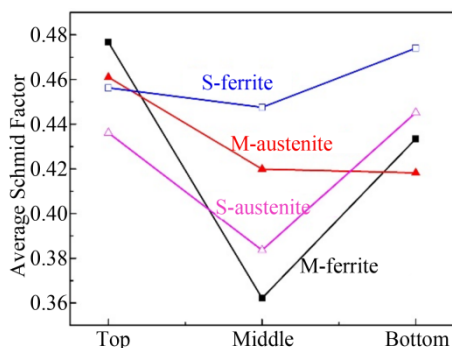


图 16 焊缝中单丝和绞股焊丝焊接后铁素体和奥氏体平均 Schmid 因子值

Fig. 16 The average Schmid factor value of ferrite and austenite for single wire and twisted wire in weld seams

心单丝焊缝(S)则从顶部到底部逐渐升高;且两类焊缝中, δ 铁素体周围和内部都有很高的位错密度。根据回复和再结晶的机理可知,晶粒发生回复后,晶粒内部和晶界的位错全部消失,所以再结晶晶粒内部和晶界没有位错;如果晶粒的晶界发生变形,产生亚结构,晶粒内没有发生变形,称为亚结构晶粒,晶粒内部没有位错,晶界的位错密度很高;如果晶粒为变形晶粒,晶粒内部和晶界都会有很高的位错密度。根据图 14,焊缝中奥氏体晶粒都为再结晶晶粒和亚结构晶粒,所以奥氏体晶粒内部没有位错,位错分布在奥氏体晶界上;对于 δ 铁素体,有很

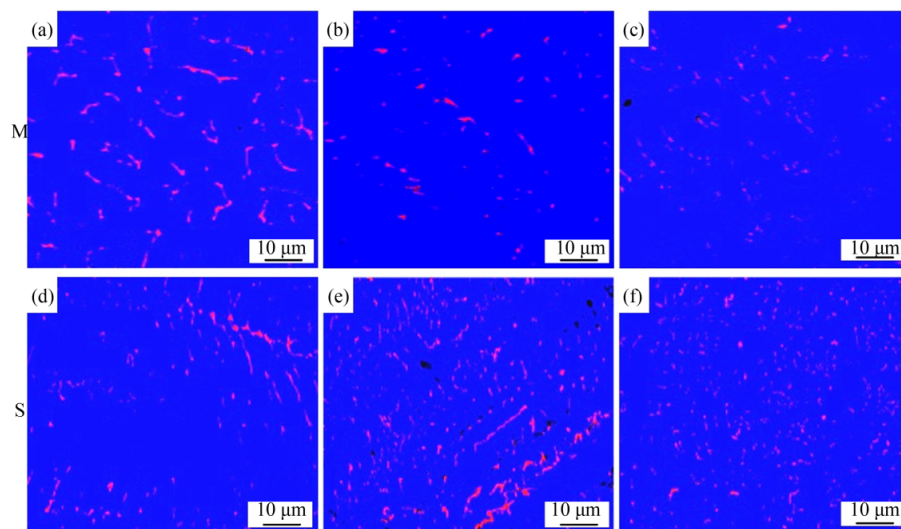
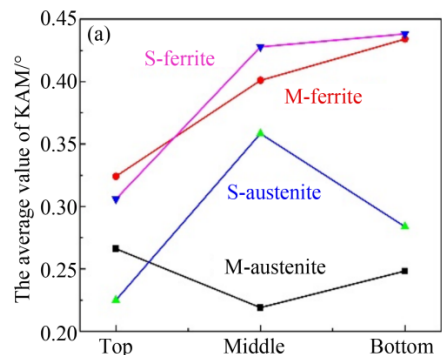


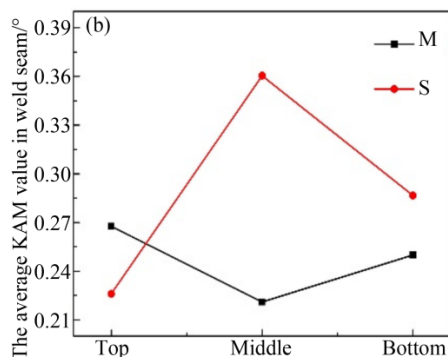
图 17 焊缝的 KAM 图: (a), (d) 焊缝顶部; (b), (e) 焊缝中部; (c), (f) 焊缝底部

Fig. 17 The KAM maps: (a), (d) the top of weld seams, and (b), (e) the middle of weld seams, and (c), (f) the bottom of weld seams

高比例的变形晶粒和亚结构晶粒,其中S中的比例更高,所以S的 δ 铁素体有更高的位错密度。统计焊缝各个位置的KAM值,如图18所示,焊缝S比M有更高的KAM值,位错密度整体偏高,且两类焊缝中 δ 铁素体的KAM值均高于奥氏体,证明位错主要集中在 δ 铁素体周围。



(a) 铁素体和奥氏体 KAM 平均值



(b) 焊缝 KAM 平均值

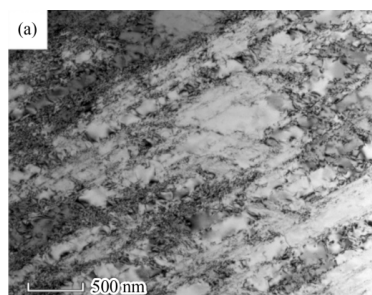
图 18 单丝和绞股焊丝 KAM 平均值

Fig. 18 Average KAM value for single wire and twisted wire

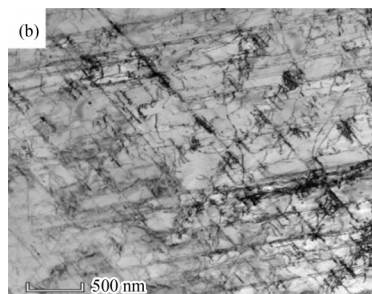
通过上述的EBSD检测进一步印证,焊缝S不仅 δ 铁素体含量更高、Schmid因子高(易滑移、屈服强度低),且 δ 铁素体周围位错密度更高,受力时易在 δ 铁素体区域形成应力集中,加速裂纹萌生;而焊缝M的 δ 铁素体低、Schmid因子低(抗滑移)及低 δ 铁素体位错密度,可有效抑制裂纹,提升抗拉强度。

5.5 基于TEM表征的强化机理

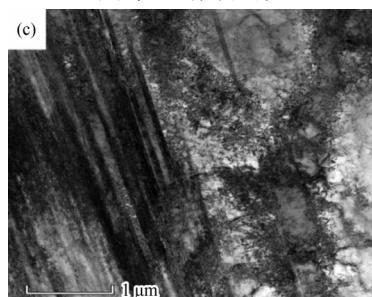
对拉伸断裂试样进行TEM表征。图19为两种焊丝焊接接头的TEM形貌。(1)热影响区。绞股焊丝热影响区变形后存在位错胞、位错墙和位错缠结,实心单丝的热影响区发生了更大的变形,除局部位错缠结外,还产生了滑移和交滑移;两类接头的热影响区均无碳化物的析出。(2)焊缝区域。绞



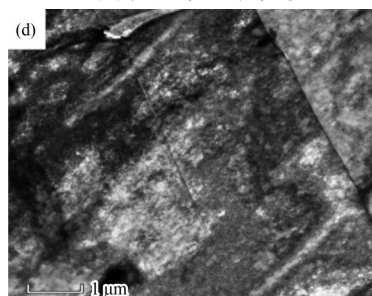
(a) 绞股焊丝的热影响区



(b) 单丝的热影响区



(c) 绞股焊丝的焊缝



(d) 单丝的焊缝

图 19 焊接接头的 TEM 结果

Fig. 19 TEM results of welded joints

股焊丝焊缝变形后产生了大量的孪晶和位错缠结,实心单丝焊缝则以位错缠结为主,局部存在少量孪晶。已知奥氏体不锈钢强化机制包括孪晶和形变诱导马氏体,因此绞股焊丝接头微观组织的强化机制为孪晶,变形时高的孪晶比例使焊接接头产生了高的抗拉强度。

此外,通过TEM对焊缝中的 δ 铁素体进行研

究,如图 20 所示。两类焊缝 δ 铁素体变形后均有高位错密度,但实心单丝 δ 铁素体周围析出富 Cr 相(为 $M_{23}C_6$),形成脆性区域,在变形过程中优先在这个区域形成裂纹,且 $M_{23}C_6$ 的存在极大地降低了材料的塑性和强度,因此实心单丝接头的力学性能很低。在焊接过程中, $M_{23}C_6$ 容易在低的冷却速率下析

出,由图 4、表 2 可知,实心单丝低热输入导致 δ 铁素体含量较高,为 $M_{23}C_6$ 形成提供了形核位置;而焊接后焊缝在低冷却速率下凝固,低的冷却速率又促进了 $M_{23}C_6$ 析出;而绞股焊丝在焊接过程中,电弧对熔池的搅拌作用容易使焊缝在凝固过程中元素达到均匀分布,减少 Cr 元素偏聚,有效抑制 $M_{23}C_6$ 析出。

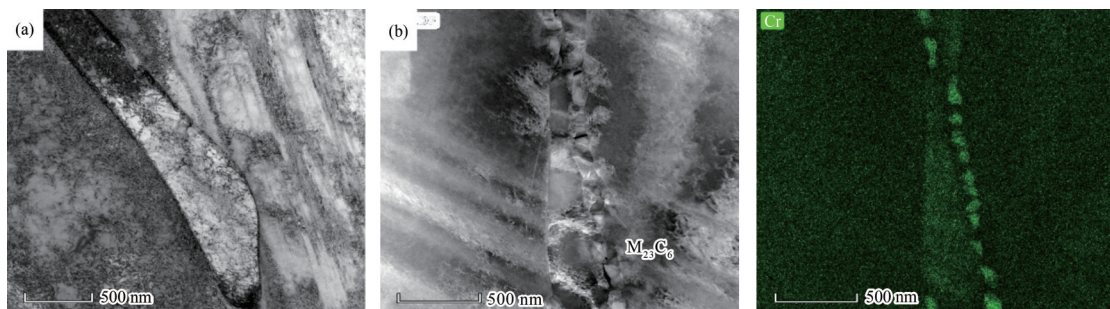


图 20 焊缝中铁素体的 TEM 形貌: (a) 绞股焊丝, (b) 单丝和相应的 Cr 元素面分布

Fig. 20 The TEM micrographs of ferrite in weld seams: (a) twisted wire, (b) single wire and the corresponding distribution of Cr element

综上所述,采用实心单丝和绞股焊丝对高氮不锈钢焊接后,实心单丝焊缝中有高的 δ 铁素体含量和位错密度,并且在铁素体周围有连续的 $M_{23}C_6$ 析出,形成脆性区。在受到外力作用时,铁素体周围高的位错密度容易导致应力集中,形成裂纹,另一方面连续的 $M_{23}C_6$ 析出也导致焊缝容易发生断裂,降低单丝焊接接头的塑性和强度。绞股焊丝焊接热输入高,电弧对熔池有搅拌作用,焊缝元素扩散均匀,没有氮化物析出,检测发现焊缝铁素体和位错密度比实心单丝低,变形时不容易形成裂纹,并且变形过程中发生孪生,形成孪晶强化机制,最终实现接头力学性能的全面提升。

6 结论

本研究通过系统分析高氮奥氏体不锈钢绞股焊丝与实心单丝 GMAW 焊接过程中的电弧形貌、热循环特征,以及焊接接头的微观组织与力学性能,明确了绞股焊丝提升焊接接头性能的核心机理。主要结论如下:

(1) 焊接过程中,绞股焊丝的电弧随着 7 根细丝沿缠绕路径熔化发生旋转,减少了飞溅等缺陷,对熔池产生了扰动和振动的作用。

(2) 绞股焊丝焊接过程有更高的热输入和冷却速率,其焊接接头热影响区更宽,但旋转电弧对熔

池的搅拌作用使得焊缝组织细化,形成细小的奥氏体柱状晶。力学性能测试发现,绞股焊丝焊接接头的屈服强度、抗拉强度与实心单丝焊接接头提高了 46.5%、42.3%,延伸率提升了 7%。

(3) 实心单丝焊缝整体 Schmid 因子更高,且其中 δ 铁素体的 Schmid 因子为最高,其晶粒在外力作用下更易发生滑移,对应更低的屈服强度;从相分布与位错密度来看,实心单丝焊缝中 δ 铁素体占比更高,且 δ 铁素体周围几何必要位错密度显著富集,结合“裂纹优先沿奥氏体/ δ 铁素体界面形核”的规律,实心单丝接头的裂纹敏感性远高于绞股焊丝。

(4) 两类焊丝焊缝均存在孪晶强化作用,但绞股焊丝焊缝中孪晶比例更高,成为其抗拉强度提升的核心强化机制;而实心单丝焊缝的 δ 铁素体周围出现连续的 $M_{23}C_6$ 碳化物析出,形成脆性区域,大幅降低了材料的强塑性,是导致实心单丝接头力学性能劣化的关键因素。

参考文献:

- [1] Speidel MO. Nitrogen containing austenitic stainless steels[J]. Materialwissenschaft UND Werkstofftechnik, 2006, 37(10): 875-880.
- [2] Lo K H, Shek C H, Lai J K L. Recent developments in stainless steels[J]. Materials Science and Engineering R Report, 2009, 65: 39-104.
- [3] Simmons J W. Overview: high-nitrogen alloying of

- stainless steels[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1996, 207: 159–169.
- [4] Mudali U K, Shankar P, Ningshen S, et al. On the pitting corrosion resistance of nitrogen alloyed cold worked austenitic stainless steels [J]. *Corrosion Science*, 2002, 44: 2183–2198.
- [5] Talha M, Behera C K, Sinha O P. A review on nickel-free nitrogen containing austenitic stainless steels for biomedical applications [J]. *Materials Science and Engineering C*, 2013, 33: 3563–3575.
- [6] Yuan Z Z, Dai Q X, Cheng X N, et al. In situ SEM tensile test of high-nitrogen austenitic stainless steels [J]. *Materials Characterization*, 2006, 56: 79–83.
- [7] Zhang H, Wang D, Xue P, et al. Microstructural evolution and pitting corrosion behavior of friction stir welded joint of high nitrogen stainless steel [J]. *Materials & Design*, 2016, 110: 802–810.
- [8] Andrew J H. Nitrogen in iron [J]. *Carnegie Scholarship Memoirs*, 1912, 3: 236–245.
- [9] Grabke H J. The role of nitrogen in the corrosion of iron and steels [J]. *ISI International*, 1996, 36 (7): 777–786.
- [10] Stein G, Hucklenbroich I. Manufacturing and applications of high nitrogen steels [J]. *Materials and Manufacturing Process*, 2004, 19(1): 7–17.
- [11] Ren Y, Yang K, Zhang B, et al. Nickel-free stainless steel for medical applications [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2004, 20(5): 571–573.
- [12] Hosseini V A, Wessman S, Hurtig K, et al. Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel [J]. *Materials & Design*, 2016, 98: 88–97.
- [13] Qiang W, Wang K. Shielding gas effects on double-sided synchronous autogenous GTA weldability of high nitrogen austenitic stainless steel [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 250: 169–181.
- [14] Park S H C, Sato Y S, Kokawa H. Microstructure of friction-stir-welded high-nitrogen stainless steel [C]. 5th International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials, 2007, 539–543: 3757–3762.
- [15] Li H B, Jiang Z, Feng H, et al. Microstructure, mechanical and corrosion properties of friction stir welded high nitrogen nickel-free austenitic stainless steel [J]. *Materials & Design*, 2015, 84: 291–299.
- [16] Zhang H, Wang D, Xue P, et al. Microstructure, mechanical and corrosion properties of friction stir welded high nitrogen nickel-free austenitic stainless steel [J]. *Materials & Design*, 2015, 84: 291–299.
- [17] Zhang H T, Chang Q, Liu J H, et al. A novel rotating wire GMAW process to change fusion zone shape and microstructure of mild steel [J]. *Materials Letter*, 2014, 123: 101–103.
- [18] Kamaya M, Fonseca J Q D, Li L M, et al. Local plastic strain measurement by EBSD [C]//*Applied Mechanics and Materials*, 2007, 7–8: 173–179.
- [19] Zhang W, Wang X, Hu Y, et al. Quantitative studies of machining-induced microstructure alteration and plastic deformation in AISI 316 stainless steel using EBSD [J]. *Journal of Materials Engineering Performance*, 2018, 27: 434–446.
- [20] Hammar O, Svensson U. Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels [M]. London: Solidification and Casting of Metals, The Metals Society, 1979: 401–410.
- [21] Vasudevan M, Bhaduri A K, Raj B, et al. Artificial neural network modeling of solidification mode in austenitic stainless steel welds [J]. *Materials Science and Technology*, 2007, 23: 451–459.