

DOI: 10.11973/jxgccl250369

钨极惰性气体保护焊热输入对 N50 不锈钢药芯焊丝堆焊层组织与 77 K 力学性能的影响

张海燕, 王东波, 张永生, 魏 炜, 尼军杰, 王重阳, 黄智泉*

(中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司, 郑州 450001)

摘要: 在不同热输入(0.6, 1.2, 1.8 kJ·mm⁻¹)下通过钨极惰性气体保护焊在 304 不锈钢基板上制备 N50 不锈钢药芯焊丝堆焊层, 研究了热输入对堆焊层显微组织和低温(77 K)力学性能的影响。结果表明: 药芯焊丝成分稳定; 不同热输入下堆焊层显微组织均呈全奥氏体树枝晶结构, 由重熔区、枝晶区和热影响区组成; 随着热输入增加, 重熔区面积增大, 枝晶发生明显粗化。非平衡凝固引起的元素偏析致使枝晶间形成 δ -铁素体, 其数量随热输入增加而减少。随着热输入增加, 堆焊层 77 K 下的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率均减小, 冲击韧度增大; 拉伸断口中韧窝尺寸减小、数量减少, 撕裂棱与微孔洞尺寸增大、数量增多; 冲击断口中韧窝数量增多、尺寸增大, 撕裂棱分布趋于均匀。

关键词: 钨极惰性气体保护焊; 药芯焊丝; N50 不锈钢; 低温力学性能; 枝晶间距

中图分类号: TG455

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2026)07-0103-07

0 引言

国际热核聚变实验堆(ITER)旨在实现可控核聚变^[1]。为满足未来 ITER 中磁体结构轻量化、小型化的发展需求, 对其中的纵场线圈盒材料的强度提出了更高要求^[2]。ITER 计划提出, 未来纵场线圈盒材料在 4.2 K(-269 °C)下的屈服强度需大于 1 250 MPa, 抗拉强度需大于 1 600 MPa。目前, 纵场线圈盒主要采用 316LN 不锈钢, 其在 4.2 K 下的屈服强度约为 1 050 MPa, 无法满足上述要求, 亟需开发更高强度的低温材料^[3-5]。

N50 不锈钢是一种无磁性、耐腐蚀、高强度的超低碳奥氏体钢, 其在 4.2 K 下的屈服强度可达 1 500 MPa^[6], 是极具潜力的纵场线圈盒候选材料。纵场线圈盒一般通过钨极惰性气体保护(TIG)焊接工艺成型。然而, N50 不锈钢存在焊接材料与焊接工艺不匹配的问题, 焊缝中极易形成 δ -铁素体^[7], 显著降低焊缝韧性^[8], 导致接头强韧性匹配不足。这一问题极大制约了 N50 不锈钢在 ITER 关键场景中的应用。近年来,

学者们对 N50 不锈钢的焊接工艺开展了大量研究, 但关于热输入对接头显微组织与力学性能影响的研究较少。热输入是决定焊缝凝固组织和最终性能的关键工艺参数, 直接控制熔池的冷却速率, 进而影响 δ -铁素体的形成、含量与形态以及主要强化元素氮的固溶与逸出行为。此外, 目前焊接材料多采用 N50 不锈钢实心焊丝, 其高合金化及高氮含量(质量分数大于 0.3%)特性易引起加工硬化效应^[9], 导致拉拔成形极为困难。相比传统实心焊丝, 药芯焊丝采用金属外皮+合金粉末的复合结构设计, 不仅规避了整体高合金化引发的加工硬化与拉拔断裂问题, 实现合金成分的灵活调控, 还具有制备周期短、成本低、工艺适应性强等显著优势^[10]。

作者采用中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司自主研发的 N50 不锈钢药芯焊丝为焊接材料, 通过 TIG 在 304 不锈钢基板上制备 N50 不锈钢堆焊层, 研究了热输入对堆焊层显微组织和低温力学性能的影响, 以为该药芯焊丝在 ITER 低温高强度部件焊接中的应用提供工艺依据, 并为焊接工艺优化提供参考。

1 试样制备与试验方法

焊接材料为直径 1.2 mm 的 N50 不锈钢药芯焊丝, 由中国机械总院集团郑州机械研究所有限公司

收稿日期: 2025-08-13; 修订日期: 2026-06-10

作者简介: 张海燕, 男, 1980 年生, 正高级工程师, 硕士, 主要从事特种焊接材料研究, zhy8108@163.com

*通信作者: 黄智泉, 女, 1969 年生, 研究员, 硕士, 主要从事特种焊接及粉末冶金技术研究, zyme7435275@163.com

自主研发,名义化学成分(质量分数/% ,下同)为 $<0.05\text{C}$, $<0.5\text{Si}$, $5\sim 6\text{Mn}$, $20\sim 22\text{Cr}$, $13\sim 15\text{Ni}$, $2\sim 4\text{Mo}$, $0.3\sim 0.4\text{N}$, 余 Fe; 基板为 304 不锈钢板,名义化学成分为 $<0.05\text{C}$, $0.3\sim 0.5\text{Si}$, $1\sim 2\text{Mn}$, $18\sim 20\text{Cr}$, $9\sim 10\text{Ni}$, $<0.1\text{Mo}$, 余 Fe。

焊前打磨基板表面以去除油污及氧化皮,并将基板刚性固定于工作台上。采用由 WS-250 型直流氩弧焊机、外置氩弧焊送丝装置以及可 3 个方向移动的工装行走装置组成的自动 TIG 焊接设备进行堆焊,焊接电压为 18 V,焊接电流为 200 A,层间温度为 180 $^{\circ}\text{C}$,保护气体为纯度 99.99% 的氩气,气体流量为 10~15 $\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$,送丝速度为 90~110 $\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$,焊接速度分别为 360, 180, 120 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$,对应热输入分别为 0.6, 1.2, 1.8 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$,堆焊层尺寸为 180 $\text{mm}\times 80\text{mm}\times 12\text{mm}$ 。

在堆焊层上沿焊接方向采用电火花切割方法制取金相试样,磨抛后用稀释王水(30 mL 盐酸+10 mL 硝酸+60 mL 水)腐蚀 15 s,采用 Axio Vert.A1 型光学显微镜(OM)和 Phenom XL G2 型台式扫描电子显微镜(SEM)观察显微组织,采用 SEM 配套的能谱仪(EDS)分析微区成分。采用 ARL 4460 型直读光谱仪测试化学成分。采用 JEOL 型电子探针显微分析仪(EPMA)进行轻元素分析。采用 Bruker D8 Focus 型 X 射线衍射仪(XRD)分析物相组成,铜靶, K_{α} 射

线,扫描速率为 3 $(^{\circ})\cdot\text{min}^{-1}$,扫描范围为 $20^{\circ}\sim 120^{\circ}$,工作电压为 40 kV,工作电流为 40 mA。在堆焊层上沿焊接方向制取尺寸为 5 $\text{mm}\times 10\text{mm}\times 55\text{mm}$ 的夏比 V 型缺口试样,缺口深度为 2 mm,角度为 45° ,根部半径为 0.25 mm,在 JBN 500 型冲击试验机上进行冲击试验,试验温度为 77 K。在堆焊层上沿焊接方向制取平行段尺寸为 6 $\text{mm}\times 4\text{mm}$ 的拉伸试样,标距为 30 mm,根据 GB/T 228.3—2019《金属材料 拉伸试验 第 3 部分:低温试验方法》,采用三思 CMT5105S 型万能试验机进行拉伸试验,试验温度为 77 K,应变速率为 10^{-3}s^{-1} 。所有力学性能测试均测 3 个平行试样取平均值。采用 SEM 观察拉伸和冲击断口形貌。

2 试验结果与讨论

2.1 化学成分和物相组成

由表 1 可知:不同热输入下堆焊层的化学成分均满足 EN ISO 14343-A *Welding Consumables—Wire Electrodes, Strip Electrodes, Wires and Rods for Arc Welding of Stainless and Heat-Resisting Steels—Classification* 的成分要求;随着热输入增加,锰、铬、镍和钼元素含量均略有下降,但质量分数波动幅度不大于 3%,说明 N50 不锈钢药芯焊丝具有良好的成分稳定性。

表 1 不同热输入下堆焊层的主要化学成分

Table 1 Main chemical compositions of surfacing layers under different heat inputs

热输入/ ($\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$)	质量分数/%								
	C	S	Si	Mn	P	Cr	Ni	Mo	Fe
0.6	0.026	0.003	0.27	5.97	0.023	21.77	13.39	2.35	余
1.2	0.029	0.004	0.27	5.94	0.024	21.22	13.36	2.34	余
1.8	0.026	0.004	0.27	5.93	0.023	21.05	13.22	2.24	余

由表 2 可见,不同热输入下堆焊层氮元素质量分数在 0.35%~0.37% 之间,均满足 EN ISO 14343-

表 2 不同热输入下堆焊层的氮、氢、氧含量

Table 2 Nitrogen, hydrogen and oxygen content of surfacing layers under different heat inputs

热输入/ ($\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$)	质量分数/%		
	N	H	O
0.6	0.37	0.000 90	0.042
1.2	0.36	0.000 89	0.043
1.8	0.35	0.000 98	0.041

A 标准。随着热输入增加,氮元素含量略微降低。这主要归因于两方面原因^[11]:其一,增加热输入延长了熔池高温停留时间,促使部分氮在电弧高温下发生氧化烧损;其二,熔池表面张力随热输入增加而减小,降低了氮原子在液态金属中的溶解活化能势垒,加速氮原子聚集为 N_2 分子并逸出熔池,进而削弱固溶强化效应。氢、氧含量对热输入变化的敏感性较低。不同热输入下氢含量均符合药芯焊丝标准(质量分数小于 0.001 5%)。氧元素质量分数在 0.04% 以上,高于常规实心焊丝标准(0.02%),符合药芯焊丝标准(0.02%~0.05%)。药芯焊丝内部填充焊剂中的

造渣剂与脱氧剂含有氧化物(如 SiO_2 、 MnO),在焊接过程中部分氧化物残留于熔池,导致氧含量较高。

不同热输入下堆焊层的物相组成相同,热输入的变化未导致新相生成。由图 1 可见,堆焊层主要物相为 $\gamma\text{-Fe}$ 相,未检测到其他物相。

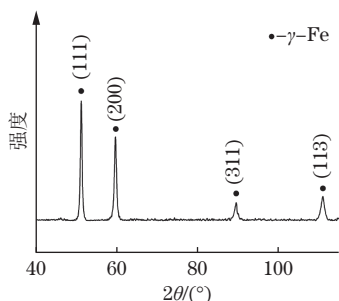


图 1 $1.2 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 热输入下堆焊层的 XRD 谱

Fig. 1 XRD parttern of surfacing layer under $1.2 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ heat input

2.2 显微组织

由图 2 可见,不同热输入下堆焊层显微组织均呈全奥氏体树枝晶结构,由重熔区(形核生长区,枝晶取向随机)、枝晶区(沿温度梯度方向定向生长)和热

影响区(局部重熔)组成。重熔区在高冷却速率下呈现非平衡凝固特征,熔池边界通过异质形核形成取向随机的初生枝晶;随后枝晶沿温度梯度方向(垂直于熔合线)发生竞争生长,枝晶主干择优向熔池中心延伸,非主干方向枝晶因溶质富集而生长停滞,最终形成定向排列的柱状晶^[12]。随着热输入增加,金属熔化量增大,熔池面积增加,重熔区面积增大;同时,熔池高温停留时间延长,冷却速率降低,枝晶发生明显粗化。

由图 3 可见,在 $0.6 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 热输入下,堆焊层枝晶区中强化元素氮在奥氏体基体中呈高度均匀的间隙固溶特征,无局部富集或氮化物析出现象。这是因为基体中较高的铬、锰含量协同提升了氮的固溶度,加上堆焊过程的快速凝固特性,有效抑制了氮化物的形成^[13]。碳、镍元素在一次枝晶干与枝晶间均未发生偏析,铬元素在枝晶间轻微偏聚,锰、钼元素在枝晶间的偏聚程度更严重。铁作为基体元素,在枝晶间含量略有降低。上述微区成分波动源于熔池凝固过程中的溶质再分配效应^[14]。

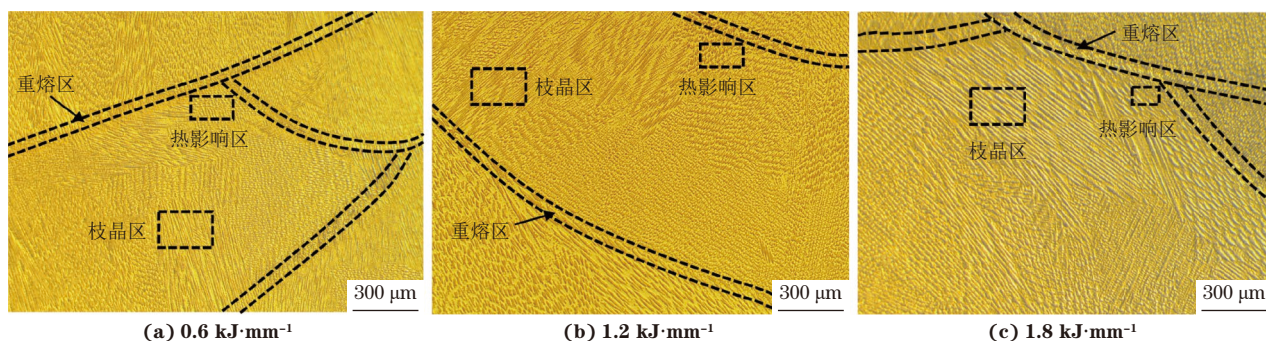


图 2 不同热输入下堆焊层的显微组织

Fig. 2 Microstructures of surfacing layers under different heat inputs

由图 4 可见:不同热输入下堆焊层枝晶区枝晶均呈竖直或斜上定向生长;随着热输入增加,一次枝晶间距增大。在较小热输入下,过冷度较大,冷却速率较快,有效抑制了溶质偏析并细化了枝晶;增大热输入则延长了固-液两相共存时间,降低了冷却速率,导致枝晶明显粗化。

由图 5 可见:当热输入为 $0.6 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 时,枝晶间出现白色析出相,部分以细小颗粒状分布于坑内;当热输入为 $1.2 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 时,裸露于基体表面的析出相明显减少,仅坑内残留少量颗粒;当热输入为 $1.8 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 时,析出相基本消失。随着热输入增加,析出相数量减少。对 $0.6 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 热输入下白色析出相进行 EDS 点扫描,可得其主要包含碳、氧、

铝、硅、铬、锰、铁、镍、钼元素,质量分数分别为 2.09%, 0.39%, 0.10%, 0.29%, 26.65%, 5.68%, 51.19%, 13.67%, 2.69%。结合文献^[15]推测该析出相为 δ -铁素体。焊接过程中的快速非平衡凝固导致溶质再分配,铬、钼等铁素体形成元素在枝晶间富集,导致局部铬当量升高,成分进入 δ -铁素体稳定区,从而从液相中直接析出 δ -铁素体。提高焊接热输入可延长熔池高温停留时间,促进溶质元素均匀扩散,有效减轻枝晶间偏析,进而抑制 δ -铁素体形成。

2.3 低温力学性能

由表 3 可知:随着热输入增加,堆焊层 77 K 下的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率均减小,冲击韧度增大。强度下降主要归因于两个因素:其一,热输

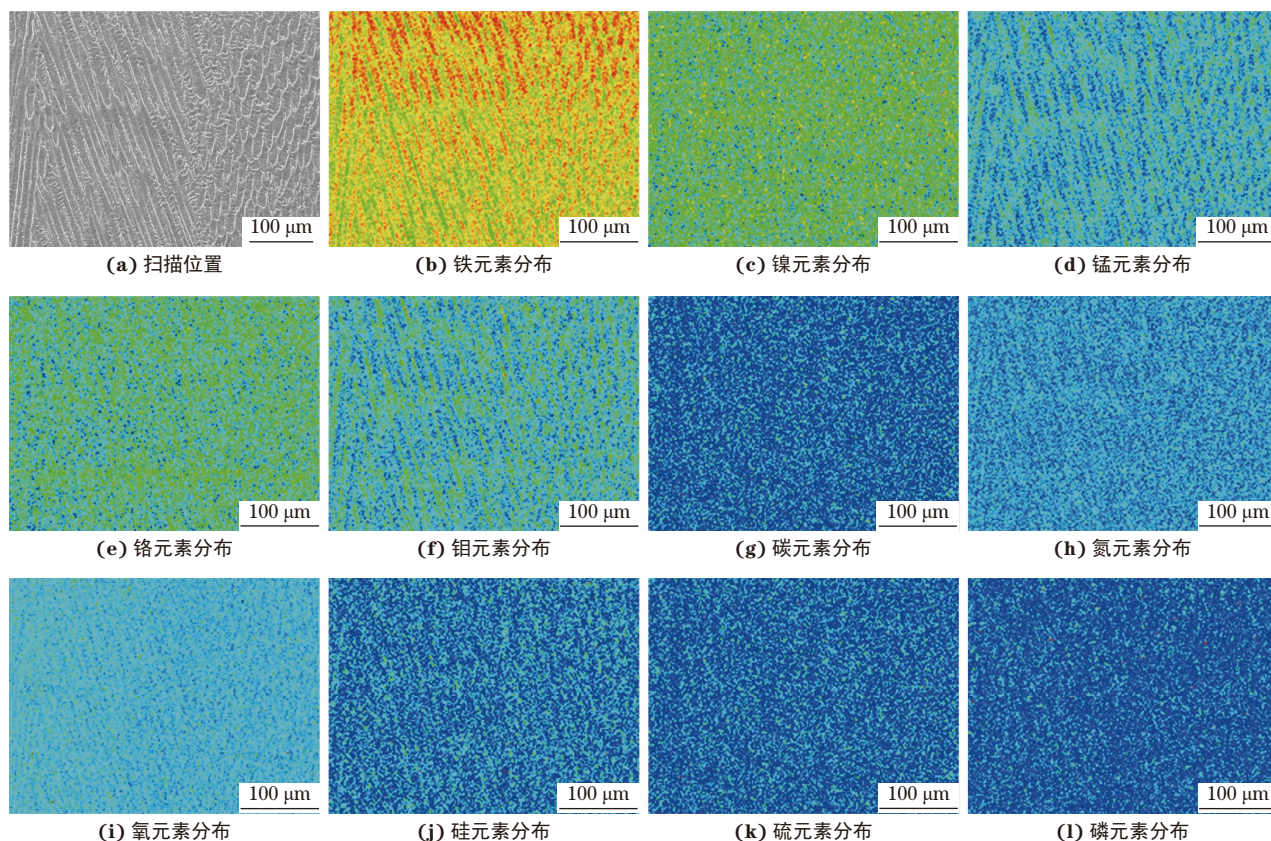
图 3 $0.6 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 热输入下堆焊层枝晶区 EDS 面扫描位置和结果

Fig. 3 EDS surface scanning position (a) and results (b-l) of dendritic zone of surfacing layer under $0.6 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ heat input: (b) distribution of iron element; (c) distribution of nickel element; (d) distribution of manganese element; (e) distribution of chromium element; (f) distribution of molybdenum element; (g) distribution of carbon element; (h) distribution of nitrogen element; (i) distribution of oxygen element; (j) distribution of silicon element; (k) distribution of sulfur element and (l) distribution of phosphorus element

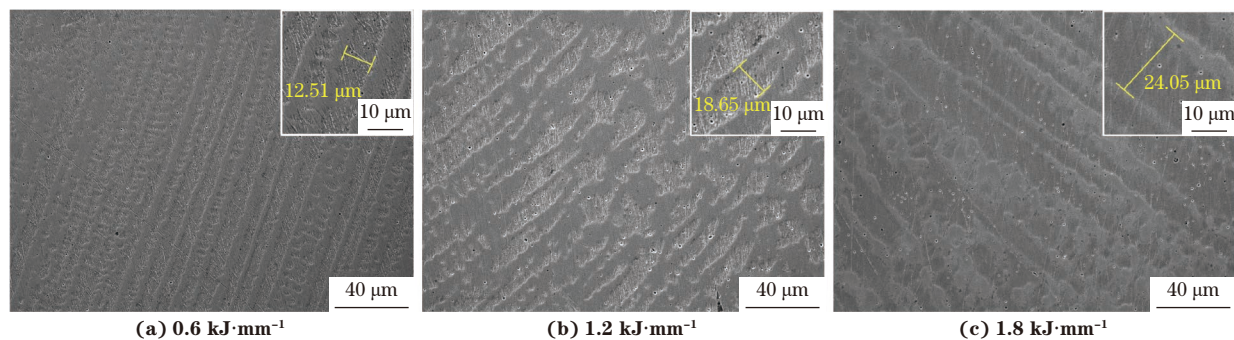


图 4 不同热输入下堆焊层枝晶区的 SEM 形貌

Fig. 4 SEM morphology of dendritic zones of surfacing layers under different heat inputs

入增加促使熔池中部分氮原子以氮气形式逸出,导致堆焊层氮含量降低,而氮作为关键固溶强化元素^[16],其含量减少直接削弱了强化效果;其二,热输入增加延长了熔池高温停留时间,晶粒充分长大,晶界对位错滑移的阻碍作用减弱,从而进一步降低了强度^[17]。冲击韧性的提高则与析出相的变化密切相关。析出相作为潜在的裂纹萌生点,其周围应力集中易诱发微裂纹萌生,并通过界面脱黏机制加速裂纹扩展^[18];

增加热输入使枝晶间析出相的数量明显减少,进而提高了冲击韧性。

由图 6 可见,不同热输入下拉伸断口均呈典型的韧性断裂特征,表现为以等轴韧窝为主的微孔聚集型断裂机制,韧窝底部分布第二相粒子。当热输入为 $0.6 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 时,断口由均匀分布的等轴韧窝组成,韧窝轮廓清晰、尺寸较大且深度较深,反映出良好的塑性变形能力;当热输入为 $1.2 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 时,

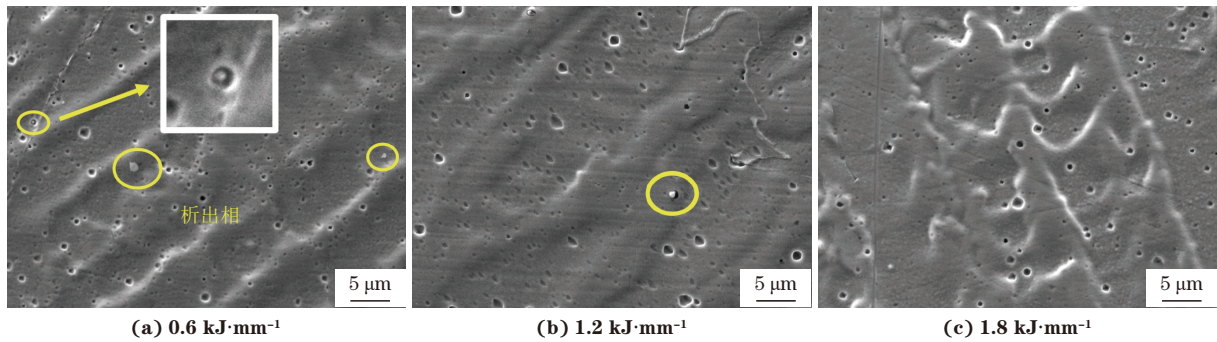


图 5 不同热输入下堆焊层枝晶区中析出相的微观形貌

Fig. 5 Micromorphology of precipitates in dendritic zones of surfacing layers under different heat inputs

表 3 不同热输入下堆焊层 77 K 下的力学性能

Table 3 Mechanical properties at 77 K of surfacing layers under different heat inputs

热输入/(kJ·mm ⁻¹)	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	冲击韧度/(J·cm ⁻²)
0.6	1 083.68	1 357.67	15.88	61.67
1.2	1 054.19	1 247.53	15.33	69.40
1.8	983.99	1 231.00	15.21	73.20

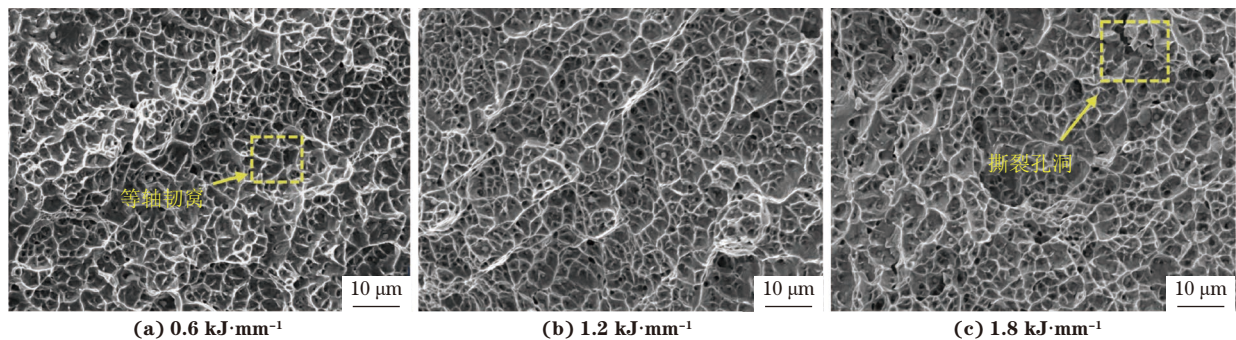


图 6 不同热输入下堆焊层的拉伸断口形貌

Fig. 6 Tensile fracture morphology of surfacing layers under different heat inputs

韧窝变小变浅,分布趋于稀疏,开始出现沿拉伸方向的撕裂棱及微孔洞;随着热输入增至 $1.8 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$,韧窝尺寸减小、数量减少,撕裂棱与微孔洞的尺寸增大、数量增多,表明材料塑性持续降低。

由图 7 可见,不同热输入下冲击断口均呈典型的韧性断裂特征,由大量等轴韧窝构成,说明 N50 不

锈钢堆焊层低温韧性优异。当热输入为 $0.6 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ 时,等轴韧窝尺寸较小、深度较浅且分布不均,同时冲击断口中还存在微米级孔洞及取向杂乱的撕裂棱,说明断裂过程中应力状态复杂;随着热输入增加,韧窝数量增多、尺寸增大,撕裂棱分布趋于均匀,相邻韧窝间的连接区域减少,表明冲击韧性改善。

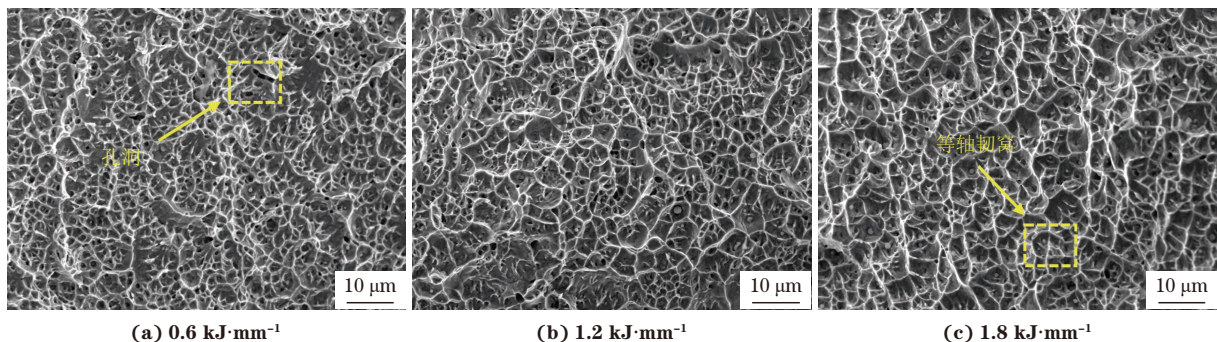


图 7 不同热输入下堆焊层的冲击断口形貌

Fig. 7 Impact fracture morphology of surfacing layers under different heat inputs

3 结 论

(1) N50 不锈钢药芯焊丝成分稳定;随着热输入增加,堆焊层中锰、铬、镍和钼元素含量略有下降,但质量分数波动幅度不大于 3%,氮元素质量分数由 0.37% 略降至 0.35%。

(2) 不同热输入下堆焊层显微组织均呈全奥氏体树枝晶结构,由重熔区、枝晶区和热影响区组成;随着热输入增加,重熔区面积增大,枝晶发生明显粗化。非平衡凝固引起的元素偏析致使枝晶间形成 δ -铁素体,其数量随热输入增加而减少。

(3) 随着热输入增加,堆焊层 77 K 下的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率均减小,冲击韧度增大;拉伸断口中韧窝尺寸减小、数量减少,撕裂棱与微孔洞尺寸增大、数量增多;冲击断口中韧窝数量增多、尺寸增大,撕裂棱分布趋于均匀。

参考文献:

- [1] 张一鸣. ITER 计划和核聚变研究的未来 [J]. 真空与低温, 2006, 12(4): 231-237.
Zhang Y M. Iter program and the future of nuclear fusion research[J]. Vacuum and Cryogenics, 2006, 12(4): 231-237.
- [2] 徐文彦, 吴彪, 王洪福, 等. 药芯焊丝组分及合金化调控研究现状及进展 [J]. 焊接技术, 2024, 53(11): 8-16.
Xu W Y, Wu B, Wang H F, et al. Research status and progress on constituent and alloying control of flux-cored wire[J]. Welding Technology, 2024, 53(11): 8-16.
- [3] Iguchi M, Sakurai T, Hisashige T, et al. Evaluation of mass production results of cryogenic structural stainless steels for ITER toroidal field coils[J]. IEEE Transactions on Applied Superconductivity, 2022, 32(6): 7100205.
- [4] Weiss K P, Kraskowski A, Koukoliková M, et al. Mechanical properties after thermomechanical processing of cryogenic high-strength materials for magnet application[J]. Fusion Engineering and Design, 2021, 168: 112599.
- [5] Sgobba S, Dalin J M, Libeyre P, et al. Progress in production and qualification of stainless steel jacket material for the conductor of the ITER central solenoid[J]. IEEE Transactions on Applied Superconductivity, 2012, 22(3): 7800104.
- [6] McRae D M, Walsh R P, Dalder E N C, et al. Fatigue and fracture properties of a super-austenitic stainless steel at 295 K and 4 K[J]. AIP Conference Proceedings, 2014: 59-66.
- [7] 杜则裕. 焊接冶金学: 基本原理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2018.
Du Z Y. Basic principles of welding metallurgy[M]. Beijing: China Machine Press, 2018.
- [8] Langeslag S A E, Sgobba S, Libeyre P, et al. Extensive characterisation of advanced manufacturing solutions for the ITER central solenoid pre-compression system[J]. Fusion Engineering and Design, 2015, 98: 2015-2019.
- [9] 周秀, 肖辉英, 兰久祥, 等. 900 MPa 高强焊丝用盘条拉拔退火工艺的研究 [J]. 热加工工艺, 2023, 52(3): 149-152.
Zhou X, Xiao H Y, Lan J X, et al. Study on drawing annealing process of wire bar for 900 MPa high strength welding wire[J]. Hot Working Technology, 2023, 52(3): 149-152.
- [10] 于卫新, 金立鸿, 朱文刚, 等. 不锈钢药芯焊丝的技术经济性和使用特点 [J]. 化工建设工程, 2002, 24(4): 47-48.
Yu W X, Jin L H, Zhu W G, et al. Economical analyses and application properties of the stainless-steel welding wire[J]. Chemical Engineering Construction, 2002, 24(4): 47-48.
- [11] 胡帅. 高氮钢丝粉复合 TIG 电弧增材工艺方法与增氮研究 [D]. 南京: 南京理工大学, 2021.
Hu S. High-nitrogen steel wire powder composite TIG arc additive manufacturing process method and nitrogen enrichment research[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2021.
- [12] 陈绍兴. 高氮不锈钢丝材及其 CMT 电弧增材研究 [D]. 南京: 南京理工大学, 2019.
Chen S X. Study on high-nitrogen stainless steel wire and its CMT arc additive manufacture[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2019.
- [13] 李星燃. 高氮钢复合焊接接头氮行为与性能研究 [D]. 长春: 长春理工大学, 2020.
Li X R. Study on nitrogen behavior and properties of hybrid welded joints with high nitrogen steel[D]. Changchun: Changchun University of Science and Technology, 2020.
- [14] Xiao W K, Zhu L, Zhang F J, et al. Effect of heat input on cryogenic toughness of 316LN austenitic stainless steel NG-MAG welding joints with large thickness[J]. Materials & Design, 2015, 86: 160-167.
- [15] 罗雅, 鲁艳红. δ 铁素体对 316LN 不锈钢冲击韧性的影响 [J]. 压力容器, 2019, 36(7): 24-27.
Luo Y, Lu Y H. Effect of δ -ferrite on the impact toughness of 316LN stainless steel[J]. Pressure Vessel Technology, 2019, 36(7): 24-27.
- [16] Huang Y N, Sun W T, Huang C J, et al. Mechanical and

- physical properties of modified N50 steel at cryogenic temperatures[J]. *Cryogenics*, 2024, 139: 103827.
- [17] 李敬勇, 叶凡凡, 徐育焱, 等. 焊接速度对 308L 不锈钢 CMT 电弧增材制造薄壁件组织及性能的影响 [J]. *塑性工程学报*, 2023, 30(4): 61-69.
- Li J Y, Ye F F, Xu Y L, et al. Effect of welding speed on microstructure and properties of 308L stainless steel CMT are additive manufactured thin-walled parts[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2023, 30(4): 61-69.
- [18] Zhai R Z, Zhang H L, Xu B, et al. Elimination of δ -ferrite in N50 steel and its effect on cryogenic mechanical properties[J]. *Cryogenics*, 2022, 126: 103522.

Effect of Tungsten Inert Gas Welding Heat Input on Microstructure and 77 K Mechanical Properties of N50 Stainless Steel Flux Cored Wire Surfacing Layer

ZHANG Haiyan, WANG Dongbo, ZHANG Yongsheng, WEI Wei, NI Junjie,
WANG Chongyang, HUANG Zhiquan*

(China Academy of Machinery Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering Co., Ltd., Zhengzhou 450001, China)

Abstract: The N50 stainless steel flux cored wire surfacing layers were fabricated on 304 stainless steel substrate plates through tungsten inert gas welding under different heat inputs ($0.6, 1.2, 1.8 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$). The effect of heat input on the microstructure and low-temperature (77 K) mechanical properties of the surfacing layers was studied. The results show that the composition of flux cored wire was stable. Under different heat inputs, the microstructures of the surfacing layers were all fully austenite dendritic structure, consisting of the remelted zone, the dendritic zone and the heat affected zone. With the increase of heat input, the area of the remelted zone increased, and the dendrites became significantly coarsened. The element segregation caused by non-equilibrium solidification led to the formation of δ -ferrite between dendrites, and its amount decreased with the increase of heat input. With the increase of heat input, the yield strength, tensile strength and percentage elongation after fracture of the surfacing layers at 77 K all decreased, while the impact toughness increased. With the increase of heat input, the size and number of the dimples on the tensile fracture decreased, and the size and number of the tearing edges and micro-pores increased. With the increase of heat input, the number and size of the dimples on the impact fracture increased, and the distribution of the tearing edges became more uniform.

Key words: tungsten inert gas welding; flux cored wire; N50 stainless steel; low-temperature mechanical property; dendrite spacing