

DOI: 10.11973/jxgccl250108

FV520B 马氏体不锈钢的 GMAW 增材制造工艺优化及性能

白 宇¹, 邓德伟¹, 胡 冰², 梁 盈², 田 鑫², 刘雪龙¹, 陈 轲¹, 张 勇²

(1. 大连理工大学材料科学与工程学院, 大连 116024; 2. 沈鼓集团股份有限公司, 沈阳 110869)

摘 要: 以焊接电流、焊接速度、摆动幅度为因素设计三因素三水平正交试验, 采用熔化极气体保护焊(GMAW)增材制造技术, 制备了 FV520B 马氏体不锈钢 12 层单道沉积试样, 以硬度最大为指标确定优化工艺, 研究了最优工艺下沉积试样的组织及性能。结果表明: 对沉积试样硬度影响程度由大到小依次为焊接电流、摆动幅度、焊接速度, 最佳工艺参数为焊接电流 122 A、焊接速度 $5.5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、摆动幅度 4 mm。最优工艺沉积试样的成形质量良好, 未见开裂、气孔、脱层等缺陷, 组织由板条马氏体、少量残余奥氏体和 δ -铁素体组成。从沉积试样底部到顶部, 晶粒先粗化后细化, 马氏体含量先减少后增多, 硬度和强度先降后升, 断后伸长率先升后降。沉积试样底部、中部和顶部的断裂形式分别为脆性断裂、韧性断裂、韧性-脆性混合断裂。

关键词: FV520B 马氏体不锈钢; 熔化极气体保护焊; 电弧增材制造; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG444

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2025)11-0101-05

0 引 言

FV520B 马氏体不锈钢是一种沉淀硬化型不锈钢, 具有高强度、高硬度、良好的韧性和优异的耐腐蚀性能, 在航空航天、汽车和能源等领域具有广阔的应用前景^[1-2]。采用传统减材制造方法加工该钢时通常存在材料利用率低、加工成本高等问题, 限制了该钢在复杂构件及关键承力部件方面的应用。电弧增材制造技术具有高效、灵活且经济等特点, 是实现复杂形状零件制造的重要方法^[3]。探索 FV520B 马氏体不锈钢的电弧增材制造技术对于推动其在高端装备制造领域的应用具有重要的工程意义。

熔化极气体保护焊(gas metal arc welding, GMAW)具有热输入可控、熔池稳定、成形质量好等优点^[4-8], 广泛应用于电弧增材制造过程; 但该技术对热输入敏感, 易导致沉积件组织不均匀与力学性能波动。目前, 已有学者针对 GMAW 增材制造马氏体不锈钢进行了相关研究。SWORD 等^[9]研究发现, 相较于低热输入条件, 高热输入条件下 15-5PH 钢的断后伸长率虽

有所提高, 但综合力学性能有所下降; CABALLERO 等^[10]研究发现, 电弧增材制造的 17-4PH 钢的冷却速率受热输入调控, 进而显著影响马氏体转变行为与力学性能。然而, 对于成分与强化机制更为复杂的 FV520B 马氏体不锈钢, 相关工艺与组织及性能关系的研究仍鲜有报道。

为此, 作者设计了三因素三水平正交试验方案, 采用 GMAW 增材制造技术制备了 FV520B 马氏体不锈钢 12 层单道沉积试样, 以硬度最大为指标优化了工艺, 对最优工艺下沉积试样组织及性能进行了分析。研究成果可为提升 FV520B 不锈钢 GMAW 增材制造构件的性能提供理论依据。

1 试样制备与试验方法

基板为尺寸 $200 \text{ mm} \times 100 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的 FV520B 不锈钢板, 丝材为直径 1.6 mm 的 EC630 药芯焊丝(由大连透平机械技术发展有限公司提供的), 化学成分见表 1。

打磨基板表面以去除氧化层及油污, 用乙醇擦拭。采用 EWM Titan 440AC 型焊机在基板上进行 GMAW 沉积, 制备 12 层单道沉积试样, 长度为 180 mm, 高度为 25 mm。具体工艺流程如下: 将预设的成形工艺参数导入焊接机器人系统, 并将经过预处理的基板固定在焊接工作台上; 焊接机器人控制

收稿日期: 2025-03-09; 修订日期: 2025-09-22

基金项目: 大工沈鼓研究院基金资助项目(KY20230038); 辽宁省激光 3D 打印装备及应用专业技术创新中心基金资助项目(DUT2024022)

作者简介: 白宇(2000—), 男, 吉林四平人, 硕士研究生

通信作者(导师): 邓德伟副教授

表 1 FV520B 不锈钢板和药芯焊丝的化学成分

Table 1 Chemical composition of FV520B stainless steel plate and flux-cored wire

材料	质量分数/%									
	C	Cr	Ni	Mo	Cu	Mn	Nb	Si	S	P
FV520B 不锈钢板	≤0.07	13.2~14.5	5.0~6.0	1.3~1.8	1.3~1.8	≤1.0	0.25~0.45	≤0.03	≤0.7	≤0.03
药芯焊丝	0.045	15.25~15.41	6.00	1.00~1.25	1.25~1.50	1.17	0.50~0.75	0.365	0.001 5	0.021

焊枪运动,将熔化的药芯焊丝以熔滴形式逐层沉积在基板表面,每完成一层沉积,焊枪自动抬升至下一层的起弧位置,重复上述过程。设定道间停留时间为 60 s,层间温度低于 150 ℃,保护气体为体积分数 97.5% 氩气+2.5% CO₂ 的混合气体,气体流量为 20 L · min⁻¹。

选取焊接电流、焊接速度和摆动幅度 3 个试验因素,每个因素设置 3 个水平,如表 2 所示,按照 L₉(3⁴) 正交表进行试验,以硬度为指标确定最优工艺参数^[11]。

表 2 正交试验的因素和水平

Table 2 Factors and levels of orthogonal testing

水平	焊接电流/A	焊接速度/(mm · s ⁻¹)	摆动幅度/mm
1	110	5.0	0
2	122	5.5	2
3	134	6.0	4

如图 1(a)所示,分别在沉积试样的顶部、中部、底部 3 个位置取样进行金相检测、硬度测试和拉伸试验。用砂纸将金相试样横截面进行打磨处理,抛光,用电解饱和草酸溶液腐蚀 2 min 后,采用 IE200M 型倒置光学显微镜(OM)观察显微组织,在横截面中心及两侧边缘分别选取 5 个视场,采用点记法统计马氏体面积分数。采用 HV-1000Z 型显微维氏硬度计测试横截面硬度,载荷为 3 N,保载时间为 10 s,沿

y 方向每隔 0.5 mm 取点测试,相同距离处测 3 个点取平均值。采用 AG-IC 型万能试验机进行拉伸试验,试样尺寸见图 1(b),拉伸速度为 1.5 mm · min⁻¹,测 6 个平行试样取平均值。采用 ZEISS EVO-18 型扫描电镜(SEM)观察断口形貌。

2 试验结果与讨论

2.1 GMAW 工艺优化

工艺参数通过调控 GMAW 热过程影响 FV520B 钢的马氏体相变与组织,而硬度作为对其组织演变极为敏感的力学性能指标,可有效表征并快速评估工艺优劣。表 3 中: K₁, K₂, K₃ 分别为 1, 2, 3 水平下沉积试样的硬度之和; m₁, m₂, m₃ 分别为 1, 2, 3 水平下沉积试样的硬度均值; R 为极差。由表 3 可知:对沉积试样硬度影响程度由大到小排序为焊接电流、摆动幅度、焊接速度;当焊接电流为 122 A、焊接速度为 5.5 mm · s⁻¹、摆动幅度为 4 mm 时试样硬度最大,确定该工艺为最佳工艺。

2.2 最优工艺下沉积试样的宏观形貌

由图 2 可见:最优工艺下沉积试样表面光滑平整,未出现开裂、脱层或坍塌等宏观缺陷,成形质量良好;试样横截面形貌规整,层间结合界面平滑连续,无明显分界线;侧壁垂直度较高,整体成形偏差较小,未观察到气孔、夹杂或熔合不良等缺陷,显示出良好的冶金结合。

2.3 最优工艺下沉积试样的显微组织

由图 3 可以看出:最优工艺下沉积试样不同区域的组织均主要由板条马氏体、少量残余奥氏体和 δ-铁素体组成,这与根据药芯焊丝成分(铬当量为 17.17,镍当量为 7.94)通过舍夫勒相图预测得到的奥氏体+马氏体+铁素体三相组织一致;从顶部到底部,马氏体含量先减少后增加,晶粒尺寸先增大后减小,底部的晶粒尺寸最小,马氏体含量最多,中部的晶粒尺寸最大,马氏体含量最少。底部与基板直接接触,冷却速率快,抑制了晶粒长大和扩散型相变,促使奥氏体快速转变为马氏体并避免了马氏体回火分解,因此晶粒细小且马氏体含量较多;中部不易散热,凝

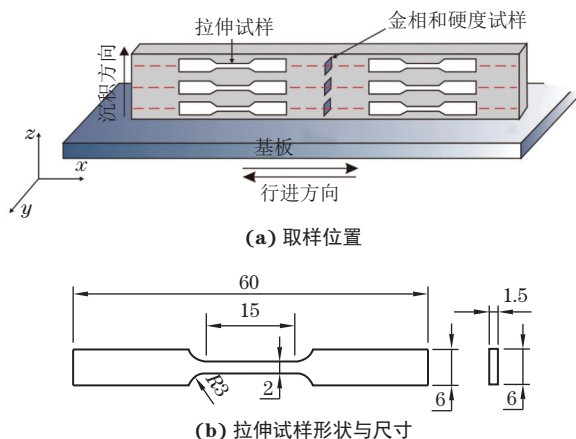


图 1 取样位置示意及拉伸试样的形状与尺寸

Fig. 1 Schematic of sampling positions (a) and shape and size of tensile specimen (b)

表 3 正交试验结果

Table 3 Orthogonal test results

序号	焊接电流/A	焊接速度/(mm · s ⁻¹)	摆动幅度/mm	平均硬度/HV
a	110	5.0	0	312
b	110	5.5	2	303
c	110	6.0	4	308
d	122	5.0	2	313
e	122	5.5	4	337
f	122	6.0	0	319
g	134	5.0	4	320
h	134	5.5	0	325
i	134	6.0	2	313
K_1	923	945	956	
K_2	969	965	929	
K_3	958	940	965	
m_1	308	315	318	
m_2	323	321	309	
m_3	319	313	321	
R	46	25	36	

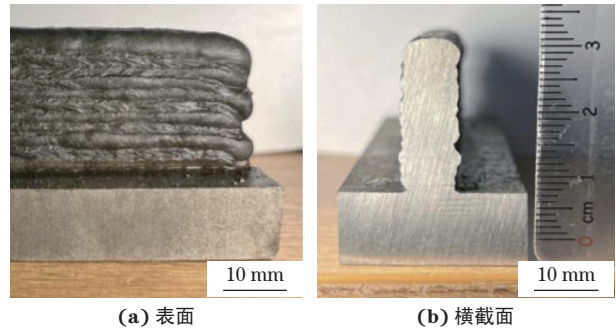


图 2 最优工艺下沉积试样表面和横截面的宏观形貌

Fig. 2 Macromorphology of surface (a) and cross section (b) of deposited specimen under optimal process

固慢,形成的晶粒较粗大,并且受到后续沉积的热影响,经历类似于回火过程,晶粒进一步粗化,同时部分原始马氏体在热循环作用下发生回火分解,转变为硬度更低的回火马氏体,导致原始马氏体含量减少;顶部通过表面向空气散热,冷却速率介于底部与中部之间,因此顶部晶粒尺寸介于中部与底部之间,并且较好保留了初始沉积形成的马氏体组织,马氏体含量高于中部但低于底部。同一沉积层边缘区域由于散热较中心快,晶粒尺寸普遍小于中心区域,马氏体形态保持更完整。

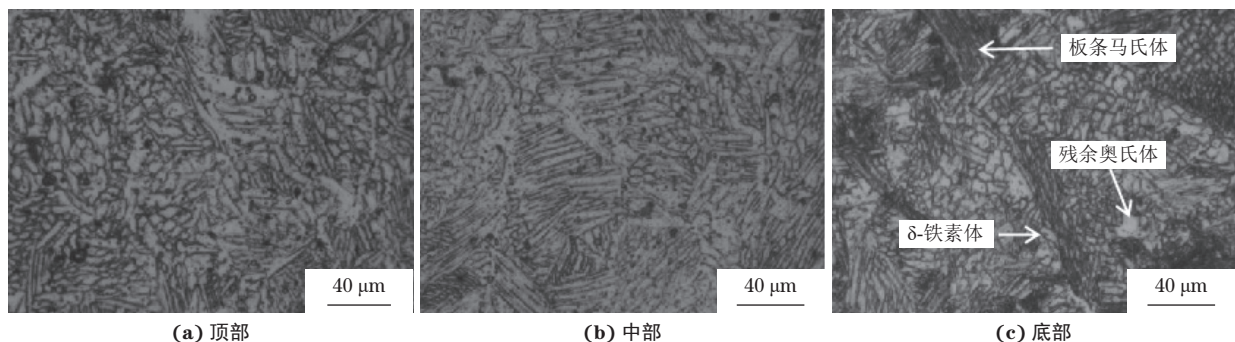


图 3 最优工艺下沉积试样顶部、中部和底部横截面的显微组织

Fig. 3 Microstructure of cross section in top, middle and bottom regions of deposited specimen under optimal process

2.4 最优工艺下沉积试样的硬度

由图 4 可以看出:最优工艺下沉积试样底部硬度最高,平均硬度为 327 HV,顶部次之,平均硬度为 302 HV,中部最低,平均硬度为 278 HV;底部硬度高与该区域冷却速率快形成细小板条马氏体有关,中部硬度低是由于其马氏体含量少、晶粒粗大。不同区域的硬度均呈中心低边缘高的变化趋势,这是因为沉积试样边缘的散热条件更佳,除了沿沉积方向向下散热,还能通过边缘向空气中直接散热,从而形成细小板条状马氏体,细小板条状马氏体具有高密度位错、显著的晶格畸变和细密的亚结构,能够有效

阻碍位错运动,产生强烈的位错强化与固溶强化效应,从而显著提高硬度。此外,后续沉积热循环对试样边缘的影响较小,回火软化效应较弱。因此,边缘区域硬度显著高于中心区域。

2.5 最优工艺下沉积试样的拉伸性能

由表 4 可以看出:最优工艺沉积试样底部的强度最高,断后伸长率最低;中部的强度略低于顶部,断后伸长率最高,表现出较好的韧塑性平衡。中部区域由于经历反复热循环,部分高硬度的板条马氏体分解为硬度较低的回火马氏体,并且晶粒较粗大,提升了材料的塑性变形能力。

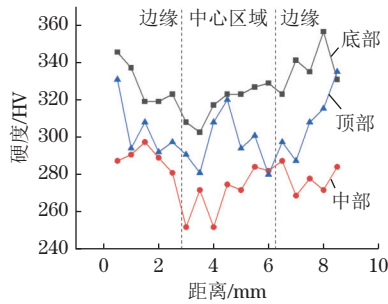


图4 最优工艺沉积试样顶部、中部、底部沿y向的硬度分布
Fig. 4 Hardness distribution along y direction of top, middle and bottom regions of deposited specimen under optimal process

由图5可以看出:最优工艺沉积试样顶部的拉伸断口存在大小不一的韧窝和准解理面,呈现韧性-脆性混合断裂,这是因为顶部区域保持了较高的强度和一定的塑性,表现为混合断裂模式;中部断口存在大量韧窝,发生了微孔聚集型韧性断裂,这是因为

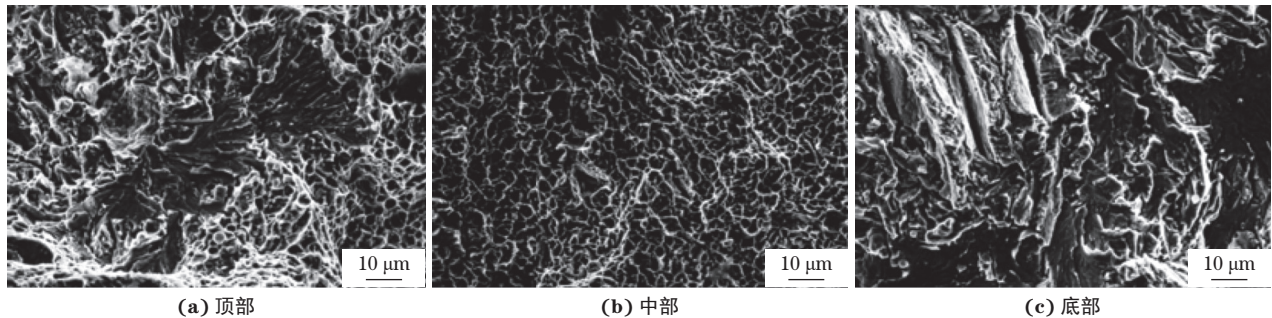


图5 最优工艺下沉积试样顶部、中部、底部的拉伸断口形貌
Fig. 5 Tensile fracture morphology of top (a), middle (b) and bottom (c) regions of deposited specimen under optimal process

3 结论

(1)以硬度最大为指标,得到熔化极气体保护焊沉积FV520B马氏体不锈钢的最佳工艺参数为焊接电流122 A、焊接速度 $5.5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、摆动幅度4 mm。焊接电流对硬度的影响最大,其次为摆动幅度。

(2)最优工艺沉积试样的成形质量良好,未见开裂、气孔、脱层等缺陷,其组织均由板条马氏体、少量残余奥氏体和 δ -铁素体组成。沉积试样底部晶粒最细小,马氏体含量最多,中部晶粒最粗大,马氏体含量最少,顶部晶粒尺寸和马氏体含量介于底部与中部之间。

(3)最优工艺下沉积试样底部硬度和强度最高,断后伸长率最低,拉伸断裂形式为脆性断裂;中部硬度和强度最低,断后伸长率最高,断裂形式为微孔聚集型断裂。

表4 最优工艺沉积试样的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of deposited specimen under optimal process

区域	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%
底部	822	730	5
中部	784	669	10
顶部	789	707	7

中部区域晶粒粗化且形成了韧性优异的回火组织,在拉伸过程中能够承受较大的塑性变形而发生微孔聚集型断裂,形成大量韧窝;底部断口存在明显的解理面、河流花样和撕裂棱,未见明显韧窝,断裂形式为解理-准解理脆性断裂,这是因为底部由于快速冷却形成了细小晶粒和丰富的板条状马氏体,获得了较高的强度但塑性变形能力受限,拉伸时发生脆性断裂。

参考文献:

- [1] 邓德伟,孟凡民,汪红所,等. FV520B 钢表面熔化极气体保护焊堆焊层及其激光淬火后的组织与性能[J]. 机械工程材料, 2024, 48(5): 105-110.
DENG D W, MENG F M, WANG H S, et al. Microstructure and properties of fusion electrode gas shielded weld surfacing layer on FV520B steel surface before and after laser quenching[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2024, 48(5): 105-110.
- [2] 邓德伟,吕捷,马玉山,等. FV520B 钢激光打底焊结合CMT填充焊焊接接头的组织和性能[J]. 中国激光, 2020, 47(11): 40-50.
DENG D W, LÜ J, MA Y S, et al. Microstructures and properties of FV520B steel joint by laser backing welding with CMT filler welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(11): 40-50.
- [3] 朱强,姚屏,许斯帆,等. 316L 不锈钢电弧增材制造工艺研究[J]. 精密成形工程, 2023, 15(11): 164-170.

- ZHU Q, YAO P, XU S F, et al. Wire and arc additive manufacturing technology of 316L stainless steel[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2023, 15(11): 164-170.
- [4] 武传松, 张明贤, 李克海, 等. DE-GMAW 高速电弧焊工艺机理的研究[J]. 金属学报, 2007, 43(6): 663-667.
- WU C S, ZHANG M X, LI K H, et al. Study on the process mechanism of high speed arc welding DE-GMAW[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 43(6): 663-667.
- [5] 孙俊生, 武传松, 李亚江. GMAW 焊接传热及其对 HAZ 奥氏体晶粒长大过程的影响[J]. 焊接学报, 2000, 21(3): 27-31.
- SUN J S, WU C S, LI Y J. Welding heat transfer of GMAW and its effects on austenite grain growth process in HAZ[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2000, 21(3): 27-31.
- [6] 林航. 船用钢三丝高速 GMAW 焊接工艺研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2009.
- LIN H. Research on high speed GMAW welding process for marine steel three wires[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2009.
- [7] 王松聿. 基于深度学习的低碳钢多层单道 GMAW 焊缝尺寸预测研究[D]. 济南: 山东大学, 2023.
- WANG S Y. Deep learning-based research on size prediction of low carbon steel multi-layer single-pass GMAW weld[D]. Jinan: Shandong University, 2023.
- [8] 薛诚. 旁路耦合电弧 GMAW 工艺及机理研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2011.
- XUE C. The research on technology and mechanism of double electrode GMAW[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2011.
- [9] SWORD J I, GALLOWAY A, TOUMPIS A. The effect of weld heat input on the microstructure and mechanical properties of wire arc additively manufactured 15-5PH stainless steel[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 132(11): 5305-5314.
- [10] CABALLERO A, DING J L, GANGULY S, et al. Wire + arc additive manufacture of 17-4PH stainless steel: Effect of different processing conditions on microstructure, hardness, and tensile strength[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 268: 54-62.
- [11] 邓德伟, 万泓明, 汪红所, 等. 激光熔覆 Stellite6+WC 复合涂层对不锈钢叶片耐水蚀性能的影响[J]. 金属热处理, 2024, 49(5): 243-251.
- DENG D W, WAN H M, WANG H S, et al. Effect of laser clad Stellite6+WC composite coating on water erosion resistance of stainless steel blades[J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49(5): 243-251.

Optimization of GMAW Additive Manufacturing Process for FV520B Martensitic Stainless Steel and the Steel Performance

BAI Yu¹, DENG Dewei¹, HU Bing², LIANG Ying², TIAN Xin², LIU Xuelong¹, CHEN Ke¹, ZHANG Yong²

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China;

2. Shengyu Group Co., Ltd., Shenyang 110869, China)

Abstract: A three-factor three-level orthogonal test was designed with welding current, welding speed and swing amplitude as factors. Single-track 12-layer deposited specimens of FV520B martensitic stainless steel were fabricated by gas metal arc welding (GMAW) additive manufacturing. The optimized process was determined with maximum hardness as the indicator. The microstructure and properties of the deposited specimen under the optimal process were investigated. The results show that the order of influence of the parameters on hardness of deposited specimen, from greatest to least, was: welding current, swing amplitude, welding speed. The optimal parameters were determined as the welding current of 122 A, welding speed of $5.5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, and swing amplitude of 4 mm. Under the optimal process, the deposited specimen exhibited good forming quality without defects such as cracks, pores, or delamination. The microstructure of the deposited specimen consisted of lath martensite and minor amounts of retained austenite and δ -ferrite. From the bottom to the top of the deposited specimen, the grain size first increased then decreased, the martensite content first decreased then increased, the hardness, and strength of deposited specimen first decreased then increased and the elongation after fracture first increased and then decreased. The fracture mode of the bottom, middle and top of deposited specimens was brittle fracture, ductile fracture, and a mixed ductile-brittle mode, respectively.

Key words: FV520B martensitic stainless steel; gas metal arc welding; wire arc additive manufacturing; microstructure; mechanical property