

DOI: 10.11973/jxgccl250116

工艺参数对 Fe-Cr-Mo-B 药芯焊丝氩弧焊熔覆层组织和性能的影响

明添乐, 潘应君*, 柯德庆, 张子锐

(武汉科技大学材料学部, 武汉 430081)

摘要: 采用氩弧焊在 Q235 钢基体上制备了 Fe-Cr-Mo-B 药芯焊丝单道多层熔覆层, 研究了熔覆电流(120, 180, 240 A)、熔覆层数(1, 2, 3)对熔覆层形貌、显微组织、硬度和耐磨性能的影响。结果表明: 不同工艺参数下熔覆层均表面光滑, 与基体的界面处无孔洞、裂纹等缺陷, 均由 Mo_2FeB_2 、 $(\text{Mo, Fe, Cr})_3\text{B}_2$ 、 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\text{M}_{23}(\text{C, B})_6$ 等相组成。随着熔覆电流增加, Mo_2FeB_2 硬质相数量先增多后减少, 尺寸减小, 形状变规则, $\text{M}_{23}(\text{C, B})_6$ 硬质相从连续网状转变为断续网状或菊花状, 熔覆层硬度先增大后减小, 磨损质量损失先减小后增大。随着熔覆层数增加, Mo_2FeB_2 硬质相数量增多, 从块状转变为棒状, $\text{M}_{23}(\text{C, B})_6$ 从断续网状转变为连续网状, 熔覆层硬度增大, 磨损质量损失减小。

关键词: Fe-Cr-Mo-B 药芯焊丝; 氩弧焊; 熔覆电流; 熔覆层数

中图分类号: TG422

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2026)01-0039-07

0 引言

矿山机械、石油化工设备、工程机械以及其他服役于易磨损工况下的部件, 经常承受复杂的磨损条件, 如冲击磨损、滑动磨损以及腐蚀磨损等, 这些磨损不仅影响设备的正常运行, 还增加了维护成本和资源消耗。提升部件耐磨性能的一条重要途径是在其表面制备耐磨涂层^[1-3]。Fe-Cr-Mo-B 系合金是当前一种重要的耐磨材料, 其通过合理的合金设计, 实现了硬度、韧性及耐腐蚀性的良好平衡, 能够适应多种磨损工况且价格低廉, 因此在工业生产中得到广泛的应用^[4-5]。药芯焊丝熔覆工艺是一种重要的堆焊方法, 其兼具了灵活调整合金成分与高效自动化生产的优势, 能够通过合理调控药芯中合金成分及工艺参数, 获得组织致密、与基体形成冶金结合且具有优异耐磨性能的熔覆层^[6-8]。目前, 采用 Fe-Cr-Mo-B 系药芯焊丝的耐磨堆焊层已有一定研究。王洪权^[9]在 Q235 钢板表面制备了 Fe-Cr-Mo-B 药芯焊丝熔覆

层, 发现随着钼和硼质量分数比减小, 熔覆层的硬度升高, 磨损质量损失减小。

熔覆工艺参数对熔覆层组织和性能具有直接影响, 熔覆电流、熔覆电压、熔覆速度、熔覆层厚度以及熔覆道次等会影响熔覆层热输入、熔池冷却速率以及合金元素分布等, 进而改变熔覆层的组织和性能。现有 Fe-Cr-Mo-B 药芯焊丝熔覆层的研究主要关注单一工艺参数对熔覆层性能的影响, 对多种工艺参数对熔覆层性能的影响关注较少。作者采用氩弧焊在 Q235 钢基体上制备了 Fe-Cr-Mo-B 药芯焊丝熔覆层, 研究了熔覆电流、熔覆层数对熔覆层形貌、显微组织和性能的影响, 确定了该体系下的最佳工艺参数, 以期为揭示工艺-组织-性能之间的内在联系以及实际工程应用提供理论依据与工艺指导。

1 试样制备与试验方法

采用轧拔法制备 Fe-Cr-Mo-B 药芯焊丝: 按照表 1 配置药芯粉末, 过 60 目筛后干燥, 混合均匀后装入 U 型 430 不锈钢钢槽中, 采用 LZ6/560 型药芯焊丝成型机轧成直径为 4.5 mm 的 O 型截面焊丝, 经拉拔处理依次减径 0.5 mm, 直至直径为 2.5 mm。药芯焊丝的粉末填充率约为 45%。

基体材料为 Q235 钢, 尺寸为 20 cm×20 cm×10 cm, 焊前进行机械加工、打磨及超声波清洗, 确保基体表面无氧化层、裂纹、气孔等缺陷及杂质。采

收稿日期: 2025-03-12; 修订日期: 2025-11-30

基金项目: 武汉科技大学省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室青年基金资助项目(2018QN04)

作者简介: 明添乐, 男, 2000 年生, 硕士研究生, 主要从事材料表面改性研究, 1343898563@qq.com

*通信作者: 潘应君, 男, 1965 年生, 教授, 博士, 主要从事材料表面改性研究, hbwhpyj@163.com

表1 药芯粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of flux core powder

元素	B	Mo	Cr	C	Ni	V	Fe
质量分数/%	2.5~3.0	16.0~18.0	3.0~5.0	0.5~0.6	1.0~1.5	0.8~1.0	余

用ZX7-315STG/ZX5-630型氩弧焊机在基体表面制备单道熔覆层,熔覆电压为30 V,保护气体(氩气)流量为 $12 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$,熔覆速度为 $15 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$,熔覆电流和熔覆层数见表2,冷却至 $150 \sim 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行层间冷却,时间为 $3 \sim 5 \text{ min}$ 。焊后将试样立即埋入细沙进行缓冷保温,防止熔覆层因冷却过快而开裂。

表2 熔覆电流和熔覆层数组合

Table 2 Combination of cladding current and cladding layer number

编号	熔覆电流/A	熔覆层数/层
1	120	1
2	180	1
3	240	1
4	180	2
5	180	3

采用DK7732型数控线切割机床在熔覆试样截面和熔覆层制取尺寸为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的金相试样,经研磨、抛光及铁氰化钾溶液(铁氰化钾、NaOH、 H_2O 质量比为 $1:1:10$)腐蚀 15 s ,采用ZEISS Axio plan2型光学显微镜(OM)和Nova 400 Nano型场发射扫描电子显微镜(FESEM)观察微观形貌,采用FESEM配套的能谱仪(EDS)分析微区成分。稀释率是评定熔覆层性能的重要指标之一^[10],通过测量熔覆层熔深和余高计算熔覆层稀释率,计算公式如下:

$$\eta = h/(h+H) \quad (1)$$

式中: η 为稀释率; h 为熔深; H 为余高。

采用X Pert PRO MPD型X射线衍射仪(XRD)分析物相组成,铜靶, K_{α} 射线,工作电压为 50 kV ,电流为 200 mA ,扫描范围为 $10^{\circ} \sim 90^{\circ}$,步长为 0.02° 。采用HX-500型显微硬度计测试熔覆层的截面显微硬度,载荷为 4.9 N ,保载时间为 15 s ,沿深度方向每隔 $200 \text{ }\mu\text{m}$ 取点测试,相同深度测3个点取平均值。在熔覆试样上线切割制取尺寸为 $\phi 4.7 \text{ mm} \times 18.0 \text{ mm}$ 的圆柱体试样,采用MUZ-10Z型多功能摩擦磨损试验机进行室温摩擦磨损试验,对磨件为尺寸为 $\phi 44 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 的淬火态GCr15钢圆盘,载荷为 100 N ,转速为 $100 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$,时间为 120 min 。使用精度为

0.0001 g 的电子分析天平称取试样磨损前后的质量,计算磨损质量损失。采用FESEM观察磨损形貌。

2 试验结果与讨论

2.1 宏观形貌

由图1可见:在 $120 \sim 240 \text{ A}$ 熔覆电流下单道单层熔覆层无裂纹、孔洞等缺陷。当熔覆电流为 120 A 时,熔覆层表面凸起,铺展不均匀,熔宽最窄,为 11.9 mm ;当熔覆电流为 180 A 时,熔覆层表面平整致密,铺展均匀;当熔覆电流为 240 A 时,熔覆层过度铺展,熔宽最宽,为 23.3 mm 。

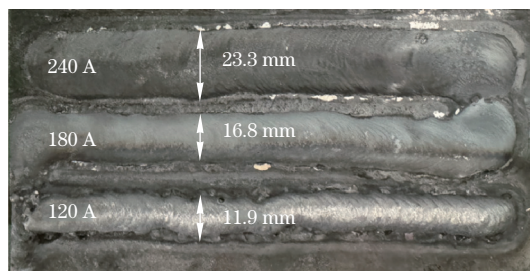
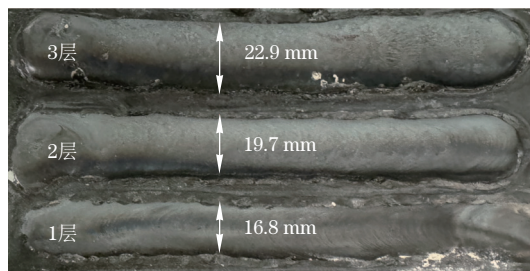


图1 不同熔覆电流下单道单层熔覆层的表面宏观形貌

Fig. 1 Surface macromorphology of single-pass single-layer cladding layer under different coating currents

由图2可见:当熔覆电流为 180 A 时,随着熔覆层数增加,熔覆层的熔宽增大。

图2 熔覆电流 180 A 、不同熔覆层数下熔覆层的表面宏观形貌Fig. 2 Surface macromorphology of cladding layer under cladding current of 180 A and different cladding layer numbers

2.2 稀释率

由表3可见:随着熔覆电流增加,熔覆层的稀释率增大。这是由于随着熔覆电流增加,热输入增大,基体熔化量增大,熔覆层内的合金元素被稀释。

表3 不同工艺参数下熔覆层的稀释率

Table 3 Dilution rate of cladding layer under different process parameters

熔覆电流/A	熔覆层数/层	稀释率/%
120	1	6.4
180	1	26.8
240	1	44.4

2.3 显微组织

由图3可见:不同工艺参数下熔覆层与Q235钢基体之间均没有明显的孔洞、裂纹等缺陷,熔覆层由黑色硬质相、网状组织和白色基体相组成;当熔覆电

流为120 A时,单道单层熔覆层中存在大量白色基体相,少量粗大黑色硬质相和少量网状组织,大量基体相是由于此时热输入较低,基体熔化量少,熔覆层与基体未能完全反应;当熔覆电流为180 A时,熔覆层与基体完全反应,同时黑色硬质相数量增多、尺寸变小、分布均匀,网状组织数量增多;当熔覆电流为240 A时,白色基体相增多,黑色硬质相数量减少,网状组织数量减少,这是由于此时热输入过高,稀释率过大,大量基体熔化与熔覆层混合,熔覆层内的元素被过多稀释。随着熔覆层数增加,熔覆层内黑色硬质相和网状组织数量增多,白色基体相减少。

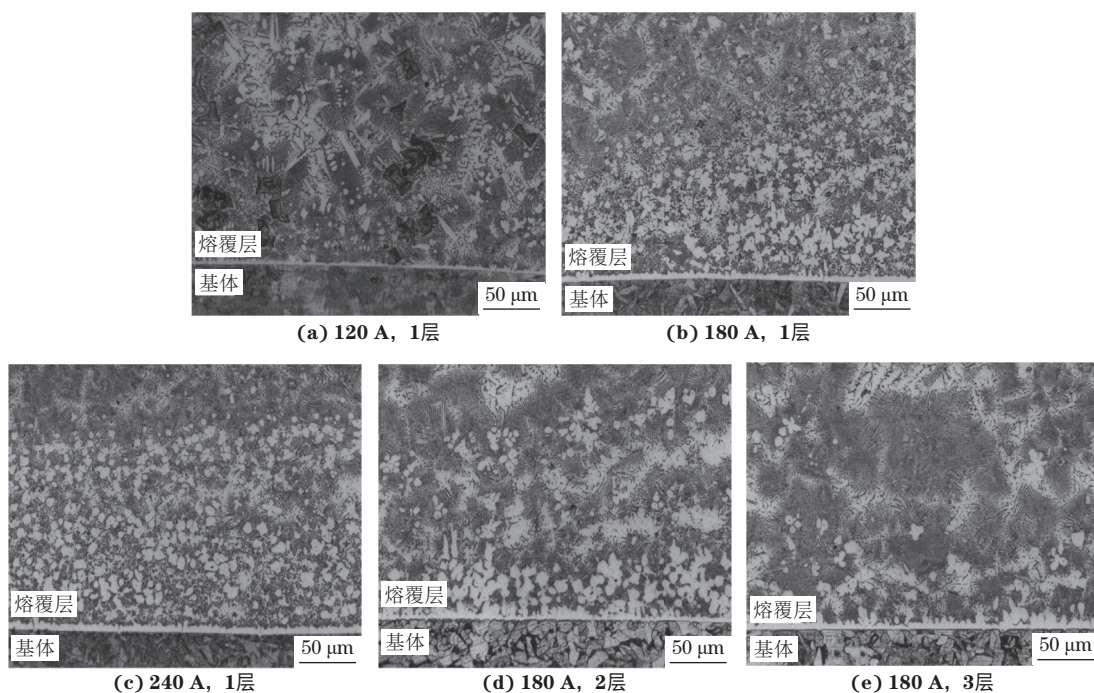


图3 不同熔覆电流、熔覆层数下熔覆层的截面显微组织

Fig. 3 Cross-section microstructure of cladding layer with different cladding currents and cladding layer numbers

2.4 物相组成

由图4可见:不同工艺参数下熔覆层均由 Mo_2FeB_2 、 $(\text{Mo}, \text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}_2$ 、 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ (M为Fe, Cr)等相组成。

由图5可见:不同工艺参数下熔覆层内均存在白色块状组织、灰白色网状组织和灰色黏结相组织。由表4可知:块状组织中钼、铁原子比约为2:1,网状组织中铬和铁+碳的原子比约为23:6,硼元素由于EDS检测结果偏差较大,未计算在内。结合XRD分析可推测块状组织、网状组织分别为 Mo_2FeB_2 和 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$,均为具有高硬度和高耐磨性的硬质相。随着熔覆电流增加, Mo_2FeB_2 尺寸减小,形状变规

则,数量先增后降; $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 从连续网状转变为断续网状或菊花状。当熔覆电流为120 A时,由于热

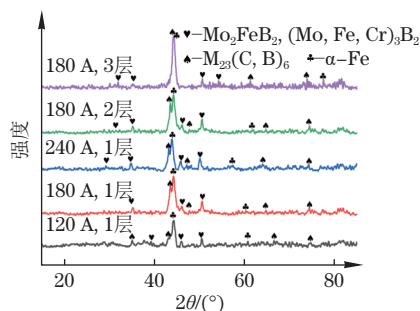


图4 不同工艺参数下熔覆层的XRD谱

Fig. 4 XRD patterns of cladding layers under different process parameters

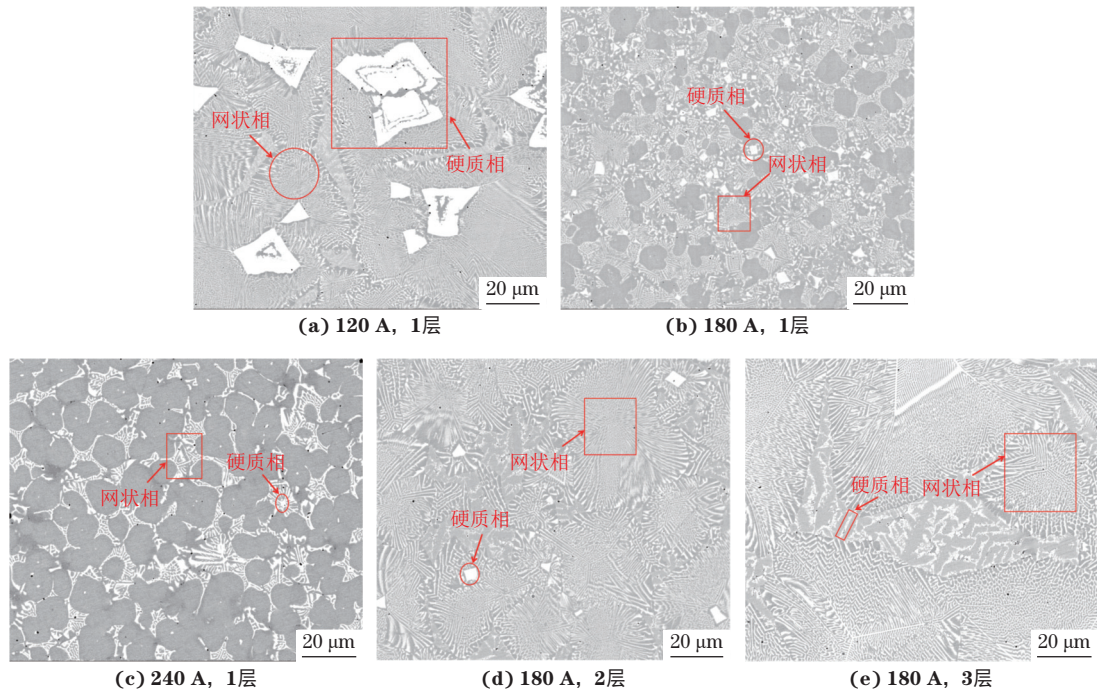


图5 不同熔覆电流、熔覆层数氩弧焊制备熔覆层的FESEM形貌

Fig. 5 FESEM morphology of cladding layers prepared by argon arc welding with different cladding currents and cladding layer numbers

表4 不同工艺参数下熔覆层的EDS分析结果

Table 4 EDS analysis results of cladding layers under different process parameters

测试位置	熔覆电流/A	熔覆层数/层	原子分数/%				
			Fe	Mo	Cr	C	Ni
硬质相	120	1	28.45	55.61	11.69	3.26	0.99
	180	1	26.58	54.49	14.33	4.27	0.33
	240	1	25.57	51.60	19.42	2.65	0.76
	180	2	27.62	57.63	11.38	3.08	0.29
	180	3	26.01	53.44	16.65	3.38	0.52
网状相	120	1	36.60	0.85	41.04	20.61	0.90
	180	1	41.01	0.69	37.33	20.40	0.57
	240	1	57.89	0.40	21.67	19.89	0.15
	180	2	42.95	0.34	35.53	20.56	0.62
	180	3	54.92	0.16	23.93	20.80	0.19

输入不足,稀释率过小,熔池凝固时间过短,钼、铬、硼等合金元素在熔池中浓度较高,促进了 Mo_2FeB_2 和 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 等硬质相过分生长。当熔覆电流为180 A时,热输入充足,熔池凝固时间适中,稀释率适中,熔池反应充分, Mo_2FeB_2 尺寸减小,数量增多且分布均匀, $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 数量增多,呈断续网状。当熔覆电流为240 A时,由于热输入过大,稀释率过大,

Mo_2FeB_2 和 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 等硬质相数量急剧减少, Mo_2FeB_2 体积变小, $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 呈菊花状,从而导致熔覆层的性能较差。

随着熔覆层数增加, Mo_2FeB_2 从块状转变为棒状且数量增多, $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 从断续网状转变为连续网状。这是由于随着熔覆层数增加,熔覆层的铬、钼等合金元素含量增多,熔池内部经多次循环加热,

Mo_2FeB_2 硬质相颗粒增多,先生成的 Mo_2FeB_2 硬质相颗粒相互桥接而形成短棒状;另外,多次热循环导致铬、碳、硼元素持续分布与再扩散,最后在晶界富集,促进了 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 的连续析出,形成连续网状结构。这两方面都有利于熔覆层性能的提升^[11-12]。

2.5 显微硬度

由图6可见:不同工艺参数下熔覆层的平均显微硬度均远高于钢基体。这是因为熔覆层内存在高硬度的硬质相颗粒,而且铬、碳、硼等合金元素固溶起到固溶强化作用^[13-15]。当熔覆电流为 120, 180, 240 A 时,单道单层熔覆层的平均显微硬度分别为 879.9, 972.7, 837.9 HV, 随着熔覆电流增大,平均显微硬度先增大后减小。当熔覆电流为 180 A 时硬度最大,硬度波动最小,这是因为熔覆层内 Mo_2FeB_2 、 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 等硬质相数量最多且分布均匀。熔覆电流 180 A 下,当熔覆层数为 2 层和 3 层时,熔覆层的平均显微硬度分别为 1 044.7, 1 144.2 HV, 随着熔覆层数增加,平均显微硬度增大。

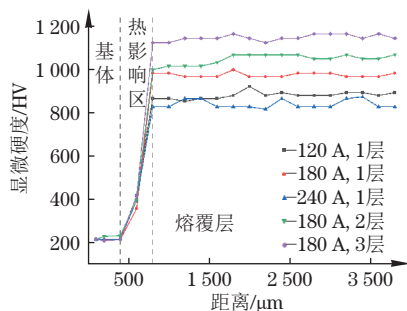


图6 不同工艺参数下熔覆层的截面显微硬度分布

Fig. 6 Cross-section microhardness distribution of cladding layers under different process parameters

2.6 耐磨性能

由表5可知:不同工艺参数下熔覆层的磨损质量损失均小于 Q235 钢基体。随着熔覆电流增加,单道单层熔覆层的磨损质量损失先减小后增大。当熔覆电流为 180 A 时,磨损质量损失最小,仅为 10.6 mg,相比基体减小了约 58%,耐磨性能最好。随着熔覆层数增加,磨损质量损失减小,耐磨性能提高。这是由于随着熔覆层数增加,熔覆层内 Mo_2FeB_2 、 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 等高硬度、高耐磨的硬质相数量增多,而且 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 从断续网状转变为连续网状,能有效阻碍磨料在磨损过程中的挤压与切削,从而提升耐磨性能^[16-18]。

在磨损过程中,硬质相颗粒会在对磨件的剪切

表5 Q235 钢及不同工艺参数制备熔覆层的磨损质量损失
Table 5 Wear mass loss of Q235 steel and cladding layer under different process parameters

材料	熔覆电流/A	熔覆层数/层	磨损质量损失/mg
Q235钢			25.2
熔覆层	120	1	13.5
	180	1	10.6
	240	1	15.0
	180	2	8.2
	180	3	4.7

力作用下脱落形成剥落坑,而这些脱落的硬质相颗粒及一些金属磨屑会在磨损表面形成犁沟及磨痕^[19]。由图7可见:当熔覆电流为 120 A 时,单道单层熔覆层的磨损表面出现少量剥落坑,以及较显著的沿磨痕方向的磨痕,主要磨损机制为磨粒磨损;当熔覆电流为 180 A 时,剥落坑明显减少,磨痕较浅,出现少量的黏着颗粒,主要磨损机制为黏着磨损和磨粒磨损;当熔覆电流为 240 A 时,磨痕最深,剥落坑较多,主要磨损机制为磨粒磨损。随着熔覆层数增加,熔覆层表面磨痕变浅,剥落坑变少,表面趋向平整,逐渐出现少量黏着现象。当熔覆电流为 180 A、熔覆层数为 3 层时,熔覆层的磨痕最浅,几乎没有剥落坑,主要磨损机制为黏着磨损。

3 结 论

(1) 不同工艺参数下 Fe-Cr-Mo-B 药芯焊丝熔覆层均表面光滑,与基体的界面处无孔洞、裂纹等缺陷。随着熔覆电流增加,熔宽和稀释率均增大;随着熔覆层数增加,熔宽增大。

(2) 不同工艺参数下熔覆层均由 Mo_2FeB_2 、 $(\text{Mo}, \text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}_2$ 、 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 等相组成。随着熔覆电流增加, Mo_2FeB_2 硬质相数量先增多后减少,尺寸减小,形状变规则, $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 硬质相从连续网状转变为断续网状或菊花状;随着熔覆层数增加, Mo_2FeB_2 硬质相数量增多,从块状转变为棒状, $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ 从断续网状转变为连续网状。

(3) 相比钢基体,不同工艺参数下熔覆层的硬度均较大,磨损质量损失均较小。随着熔覆电流增大,单道单层熔覆层的硬度先增大后减小,磨损质量损失先减小后增大;随着熔覆层数增加,硬度增大,磨损质量损失减小。

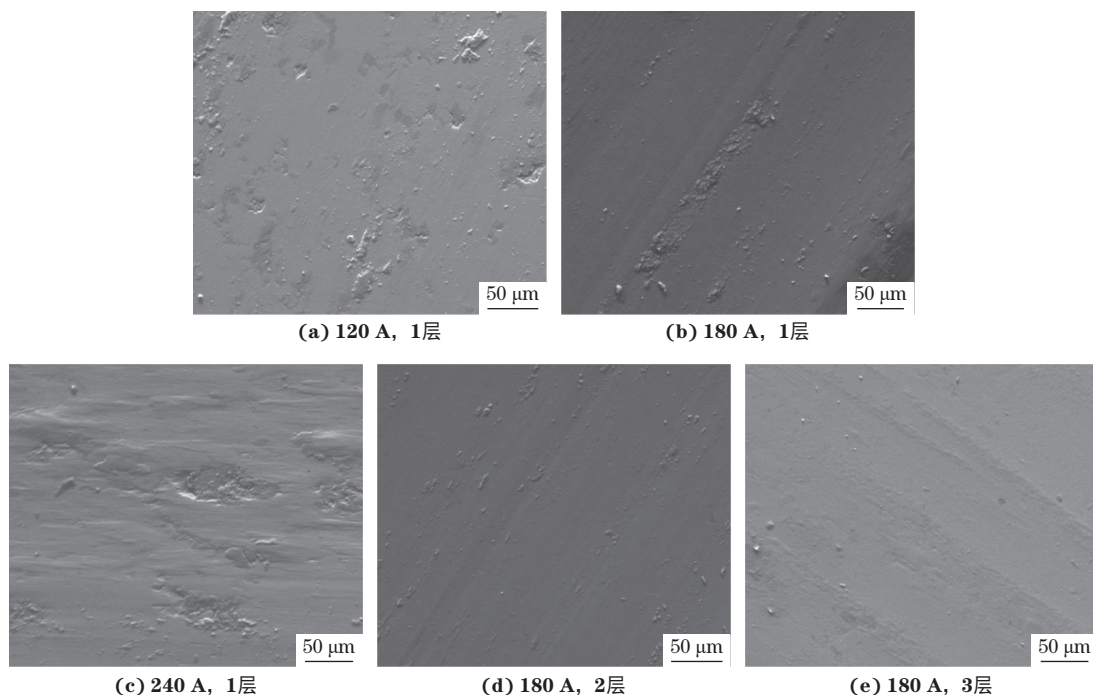


图7 不同工艺参数下熔覆层的磨损形貌

Fig. 7 Wear morphology of cladding layers under different process parameters

参考文献:

- [1] 王娟. 表面堆焊与热喷涂技术 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2004.
WANG J. Surfacing welding and thermal spraying technology [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004.
- [2] 吴耀荣, 陈俊孚, 牛犇, 等. 高硼铁基耐磨熔覆层研究进展 [J]. 表面技术, 2022, 51(6): 160-169.
WU Y S, CHEN J F, NIU B, et al. Research progress of high boron Fe-based wear-resistant cladding layer [J]. Surface Technology, 2022, 51(6): 160-169.
- [3] DING T H, LI C N, JING W, et al. Influences of boron on the microstructural characteristics and wear performance of hypereutectic Fe-Cr-C-Mo-xB hardfacing alloy [J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 478: 130415.
- [4] GAO J, LIU S, ZHAO Y F, et al. Microstructure and properties of Fe-Cr-B alloy with different WC addition [J]. Vacuum, 2021, 193: 110544.
- [5] CHANG C M, CHEN Y C, WU W T. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe-Cr-C hardfacing alloy [J]. Tribology International, 2010, 43(5/6): 929-934.
- [6] GAO J, YAN Z L, LIU S, et al. Microstructure and mechanical properties of a Mo alloyed Fe-Cr-B alloy [J]. Vacuum, 2023, 214: 112238.
- [7] ZHOU Y, CHONG X Y, LIN Y, et al. Composition-dependent brittleness and ductility of the multicomponent phase $(\text{Fe, Cr})_{23}(\text{C, B})_6$ in Fe-Cr-B-C alloys: First-principles calculations and modeling [J]. Vacuum, 2024, 222: 113081.
- [8] KUMAR A, SINGH G, PANDEY A K, et al. In-situ development of Fe-Cr-C hardfacing layer using advanced submerged arc welding [J]. Engineering Research Express, 2025, 7(1): 015543.
- [9] 王洪权. Mo-Cr-B-Fe 系堆焊合金组织与性能的研究 [D]. 济南: 山东大学, 2016.
WANG H Q. Study on Microstructure and Properties of Mo-Cr-B-Fe Based Surfacing Alloys [D]. Jinan: Shandong University, 2016.
- [10] 徐鑫. 不锈钢表面等离子熔敷硼化物覆层的组织与性能 [D]. 武汉: 武汉科技大学, 2021.
XU X. Microstructure and properties of plasma cladding boride coating on stainless steel surface [D]. Wuhan: Wuhan University of Science and Technology, 2021.
- [11] 贾华. 多元复合强化耐磨堆焊药芯焊丝及堆焊层耐磨机理的研究 [D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2018.
JIA H. Study on multiple composite reinforced wear-resistant surfacing flux cored wire and wear-resistance mechanism of surfacing layer [D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2018.
- [12] 龚建勋, 肖志强, 黄洪江, 等. Mo 对 Fe-B-C 系堆焊合金组织及性能的影响 [J]. 兵器材料科学与工程, 2023, 46(1): 63-68.
GONG J X, XIAO Z Q, HUANG H J, et al. Effects of molybdenum on microstructure and properties of Fe-B-C

- hardfacing alloys[J]. *Ordinance Material Science and Engineering*, 2023, 46(1): 63-68.
- [13] 幸报. 预合金化 Mo_2FeB_2 焊丝堆焊熔覆层的组织与性能研究 [D]. 武汉: 武汉科技大学, 2023.
- XING B. Microstructure and properties of Mo_2FeB_2 cladding prepared by surfacing of pre-alloyed wire[D]. Wuhan: Wuhan University of Science and Technology, 2023.
- [14] IVANOV M B, VERSHININA T N, IVANISENKO V V. The effect of composition and microstructure on hardness and toughness of Mo_2FeB_2 based cermets[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 763: 138117.
- [15] JASWANT S, SHUKLA D K. Effect of carbon , chromium, vanadium, molybdenum, manganese and nickel on hardness and wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing Alloys. [J]. *Journal of Materials and Metallurgical Engineering*, 2019, 9(2): 20-28.
- [16] WANG J B, LU J X, XING X L, et al. Effects of B contents on the microstructure and wear resistance of hypereutectic Fe-Cr-C hardfacing alloy coating[J]. *Materials Research Express*, 2019, 6(10): 1065h2.
- [17] 王智慧, 万国力, 贺定勇, 等. Fe-Cr-B-C 堆焊合金的组织与耐磨性 [J]. *材料工程*, 2014, 42(9): 57-62.
- WANG Z H, WAN G L, HE D Y, et al. Microstructures and wear resistance of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2014, 42(9): 57-62.
- [18] 孙洪斌, 王龙权, 马振, 等. Fe-Cr-B-C 系耐磨堆焊合金组织与性能 [J]. *焊接*, 2023(1): 43-49.
- SUN H B, WANG L Q, MA Z, et al. Microstructure and properties of Fe-Cr-B-C series wear-resistant surfacing alloys[J]. *Welding and Joining*, 2023(1): 43-49.
- [19] 张子锐, 潘应君, 柯德庆. 堆焊电流对 Fe-Cr-W-Nb 药芯焊丝堆焊熔覆层组织及性能的影响 [J]. *机械工程材料*, 2025, 49(2): 80-85.
- ZHANG Z R, PAN Y J, KE D Q. Effect of surfacing current on microstructure and properties of Fe-Cr-W-Nb flux cored wire surfaced cladding layer[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2025, 49(2): 80-85.

Effect of Process Parameters on Microstructure and Properties of Fe-Cr-Mo-B Flux Cored Wire Argon Arc Welding Cladding Layer

MING Tianle, PAN Yingjun*, KE Deqing, ZHANG Zirui

(Department of Materials, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

Abstract: The single-pass multi-layer cladding layers were fabricated on the Q235 steel substrate by argon arc welding with Fe-Cr-Mo-B flux cored wire. The effects of cladding current (120, 180, 240 A) and cladding layer number (1, 2, 3) on the morphology, microstructure, hardness and wear resistance of the cladding layer were studied. The results show that the cladding layer had a smooth surface under different process parameters, and there were no defects such as holes and cracks at the interface with the substrate. The cladding layer was composed of Mo_2FeB_2 , $(\text{Mo}, \text{Fe}, \text{Cr})_3\text{B}_2$, $\alpha\text{-Fe}$, $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ phases. With the increase of cladding current, the number of Mo_2FeB_2 hard phases first increased and then decreased, the size decreased and the shape became regular; the $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ hard phase changed from continuous network to intermittent network or daisy-shaped; the hardness of the cladding layer first increased and then decreased, and the wear mass loss first decreased and then increased. With the increase of cladding layer number, the number of Mo_2FeB_2 hard phases increased, with the shape changing from block-like to rod-like, and the $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ changed from intermittent network to continuous network; the hardness of the cladding layer increased, and the wear mass loss decreased.

Key words: Fe-Cr-Mo-B flux cored wire; argon arc welding; cladding current; cladding layer number