

DOI: 10.11973/jxgccl202405016

# 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

邓德伟<sup>1</sup>, 孟凡民<sup>1</sup>, 汪红所<sup>1</sup>, 陈文博<sup>1</sup>, 孙磊<sup>2</sup>

(1. 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁省激光 3D 打印装备及应用专业技术创新中心, 大连 116024; 2. 大连船用阀门有限公司, 大连 116026)

**摘要:** 采用熔化极气体保护焊在 FV520B 钢板上进行单层单道、二层多道以及三层多道同质堆焊试验, 并对单层单道堆焊层进行激光淬火处理, 研究了不同堆焊层和激光淬火后堆焊层的显微组织、硬度和耐腐蚀性能。结果表明: 堆焊层由板条状马氏体、少量  $\delta$  铁素体和一些碳化物组成, 显微硬度为 350 HV, 与母材相比提高了 14.7%, 层间和道间交界处的组织中  $\delta$  铁素体减少, 最高硬度分别为 380.3, 373.5 HV, 相对于堆焊层提高了 8.0%, 6.7% 左右; 堆焊层的腐蚀速率低于母材, 且随着堆焊层数的增加, 腐蚀速率不变。激光淬火后堆焊层的马氏体组织更加细小, 淬火区和热影响区的厚度分别为 194.3, 186.3  $\mu\text{m}$ , 堆焊层的最高硬度提高至 390.4 HV; 随着距淬火表面距离的增大, 硬度先升高后降低; 激光淬火后堆焊层的腐蚀速率比未进行激光淬火的堆焊层低。

**关键词:** FV520B 钢; 同质堆焊; 激光淬火; 组织; 硬度; 耐腐蚀性能

**中图分类号:** TG178

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1000-3738(2024)05-0105-06

## 0 引言

FV520B 钢是英国 FV 公司开发的一种新型高强度、高韧性的马氏体沉淀硬化不锈钢, 是在 Cr13 型马氏体不锈钢的基础上加入钼、铌、铜、钛等合金元素制备而成的<sup>[1]</sup>。FV520B 钢具有优良的耐腐蚀性能, 以及与 18-8 钢相近的焊接性和良好的冲击韧性, 常用于制造叶轮、螺栓、轴、叶片等重要零件。其中, 叶轮的服役环境较为恶劣, 一般处于含硫化物和氯化物的腐蚀介质中, 其服役寿命受到严重影响。对损伤叶片进行再制造, 不仅可以有效保障装备的正常运行, 还能降低成本、提高经济效益<sup>[2-6]</sup>。同质堆焊是对损坏或将报废的零部件实施高技术修复和再制造的技术, 可以使堆焊层与原零件之间获得良好的结合界面, 并避免结合界面处出现裂纹、气孔等缺陷。在叶片再制造过程中, 堆焊材料需与基体材料相匹配, 同时由于叶片厚度很大, 一般需要进行多层堆焊。

目前, 国内外学者对 FV520B 钢的热处理、焊接

以及激光熔覆等技术进行了深入研究<sup>[1-3, 7-8]</sup>, 但有关 FV520B 钢同质堆焊的研究报道较少。熔化极气体保护焊<sup>[9-10]</sup>是利用焊丝与工件间产生的电弧作为热源将金属熔化的焊接方法。在焊接过程中, 电弧熔化焊丝和母材所形成的熔池及焊接区域存在惰性气体或活性气体保护, 可有效阻止空气环境的影响, 保证工件修复的顺利进行。表面激光淬火<sup>[11-14]</sup>适用于钢铁和铸铁等材料, 由于激光束具有非常高的能量密度, 能使被激光照射的部位快速加热到相变温度以上, 而未被激光照射部位仍为室温, 通过自身传热使得被激光照射的部位急剧冷却, 产生极大的过冷度, 形成晶粒细小的马氏体组织, 从而提高材料的表面硬度、疲劳强度和耐磨性能等<sup>[15]</sup>。基于此, 作者对 FV520B 钢进行单层单道、二层多道以及三层多道同质堆焊试验, 并对堆焊层进行激光淬火处理, 研究了不同堆焊层以及激光淬火后堆焊层的显微组织、硬度和耐腐蚀性能, 以期对叶轮、叶片的后续修复提供试验参考。

## 1 试样制备与试验方法

母材为尺寸 200 mm  $\times$  80 mm  $\times$  12 mm 的 FV520B 不锈钢板, 焊丝为北京晟鼎新材料科技有限公司生产的直径 1.2 mm 的 YD631-G 药芯焊丝,

收稿日期: 2023-06-06; 修订日期: 2024-04-10

基金项目: 高端阀产业技术协同创新中心基金资助项目(2022DMV003); 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(DUT2022031)

作者简介: 邓德伟(1974—), 男, 辽宁大连人, 副教授, 博士

二者的化学成分如表 1 所示。

利用 XD500SII(S-2)型 OTC-微电脑数字控制焊机设备通过熔化极气体保护焊在钢板表面制备单层单道、二层多道和三层多道的同质药芯焊丝堆焊层,堆焊电流为 17 A,堆焊电压为 220 V,堆焊速度为  $8 \text{ m} \cdot \text{h}^{-1}$ 。用线切割机从单层单道堆焊层上切割出尺寸为  $20 \text{ mm} \times 17 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$  的试样,经打

表 1 FV520B 钢以及药芯焊丝的化学成分

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

元素	质量分数/%									
	C	Cr	Ni	Mo	Cu	Mn	Nb	Si	S	P
FV520B 钢	$\leq 0.07$	13.2~14.5	5.0~6.0	1.3~1.8	1.3~1.8	$\leq 1.0$	0.25~0.45	$\leq 0.03$	$\leq 0.7$	$\leq 0.03$
药芯焊丝	0.033	14.2	4.80	1.17	—	0.55	0.33	0.35	0.011	0.017

对堆焊层试样和激光淬火后的试样进行打磨、抛光,采用饱和草酸溶液( $\text{C}_2\text{H}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ )电解腐蚀,电解电压为 6 V,腐蚀时间约为 1 min,采用 Nikon-MA100 型光学显微镜(OM)观察显微组织。采用 MV-1000Z 型维氏硬度计测显微硬度,测试位置均从母材经过熔合线到堆焊层区域,在堆焊层和熔合线附近的测试间距为  $25 \mu\text{m}$ ,远离熔合线的母材区域的测试间距为  $50 \mu\text{m}$ ,载荷为 2.94 N,保载时间为 15 s,测 3 次取平均值。利用 ZEISS EVO-18 型扫描电镜(SEM)进行微观形貌观察,并用附带的能谱仪(EDS)进行元素线扫描。在母材以及激光淬火前后的单层单道堆焊层、二层多道和三层多道堆焊层上取样,用树脂将除工作面外的其余面包裹,置于体积分数 10% 的 HCl 溶液中浸泡腐蚀 48 h,温度为  $25 \text{ }^\circ\text{C}$ 。取出试样用乙醇超声清洗,采用精度为 0.000 1 g 的电子天平称取腐蚀前后试样的质量,计算腐蚀速率,计算公式为

$$v = \frac{m_0 - m_1}{St} \quad (1)$$

磨、抛光后,采用由机器臂、CWFL-3000ANS 型冷水机、激光淬火头、FFSC-4000F 型激光产生器、保护气瓶、KR C4 型库卡机器人控制柜等组成的激光淬火设备进行表面激光淬火,激光波长为  $900 \sim 1100 \text{ nm}$ ,光斑为方形,边长为 20 mm,焦距为 200 mm,激光功率为 2 400 W,扫描速度为  $8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ,全程通入压缩空气作为保护气体。

式中: $v$  为腐蚀速率,  $\text{g} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ ;  $m_0, m_1$  分别为腐蚀前后试样的质量, g;  $S$  为试样的腐蚀面积,  $\text{mm}^2$ ;  $t$  为腐蚀的时间, h。

采用 OM 观察腐蚀形貌。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 显微组织

参考文献[2]计算铬和镍当量以及 Cr-Ni-Fe 三元相图,得到 FV520B 钢表面堆焊层的初始析出相为  $\delta$  铁素体。由图 1 可以看出:单层单道堆焊层的热影响区存在大量连续和离散分布的铁素体;熔合线存在少量长条状和垂直于熔合线生长的马氏体柱状晶组织;堆焊层的柱状晶较粗大,晶粒内为板条状马氏体,  $\delta$  铁素体含量较少,同时有少量碳化物存在。

由图 2 可见,单层单道堆焊层熔合线附近的铬元素含量变化平缓,且熔合线附近未见气孔、裂纹等缺陷,这说明同质堆焊后堆焊层与母材实现了良好的冶金结合。

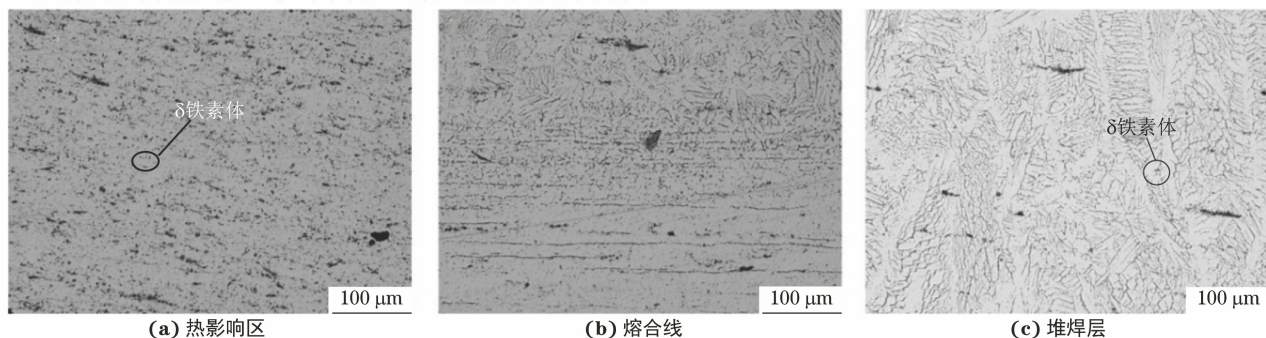


图 1 单层单道堆焊层不同位置的显微组织

Fig. 1 Microstructures of different locations in single-layer single-pass surfacing layer: (a) heat affected zone; (b) fusion line and (c) surfacing layer

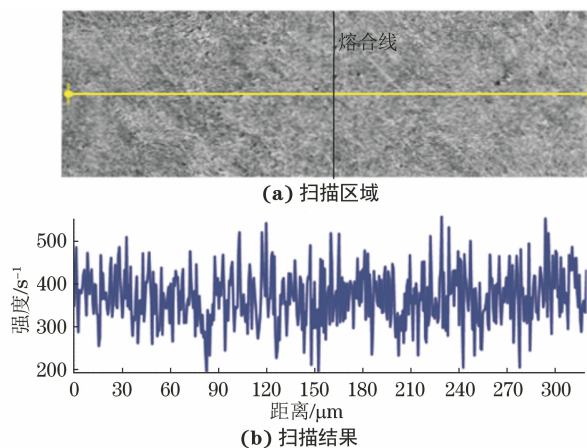


图2 单层单道堆焊层熔合线处的铬元素线扫描区域和结果  
Fig.2 Line scanning region (a) and results (b) of Cr element at fusion line in single-layer single-pass surfacing layer

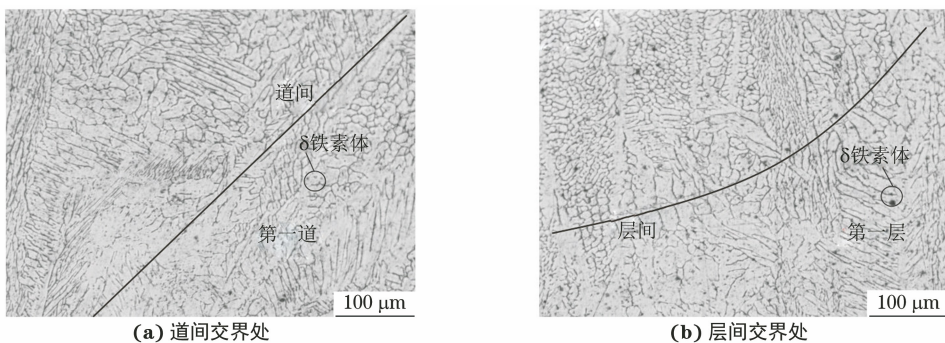


图3 二层多道堆焊层道间、层间交界处的显微组织

Fig.3 Microstructures at interfaces of interpass (a) and interlayer (b) in two-layer multiple-pass surfacing layer

由图4可以看出,单层单道堆焊层经过激光淬火后分为淬火层、过渡区以及原堆焊区3个区域。淬火层的厚度约为 $194.3\ \mu\text{m}$ ,组织为细小的马氏体, $\delta$ 铁素体含量特别少。过渡层的厚度约为 $186.3\ \mu\text{m}$ ,组织为细小的马氏体与少量 $\delta$ 铁素体,与淬火层相比,马氏体较粗大, $\delta$ 铁素体较多,而与堆焊层相比,马氏体较细小, $\delta$ 铁素体较少。激光束与堆焊层表面接触使得表面快速升温而发生奥氏体转变,随后温度急剧下降,组织快速转变细小的马氏体。

## 2.2 显微硬度

由图5可以看出:FV520B钢母材的平均硬度为305 HV,熔合线附近的硬度变化不大,约为325 HV,说明堆焊层与母材之间结合良好;堆焊层的平均显微硬度约为350 HV,相对于母材提高14.7%。单层单道、二层多道和三层多道堆焊层的截面硬度及其变化规律相似,说明多层堆焊不会对第一层堆焊层与母材的硬度产生影响。

由图6可以看出:二层多道堆焊层中层间交界处附近的硬度最高,达到380.3 HV,相对于堆焊层

由图3可以看出,道间交界处堆焊层主要由板条状马氏体、少量 $\delta$ 铁素体和一些碳化物组成。后一道堆焊会在前一道堆焊层上形成搭接效果,导致马氏体组织的生长方向发生改变,形成垂直于前一道堆焊层的马氏体。前一道堆焊层的 $\delta$ 铁素体含量比后一道堆焊层明显减少,说明在堆焊后一道时 $\delta$ 铁素体转变为奥氏体,冷却后转变为板条状马氏体,这导致道间交界处的熔合线明显。层间交界处的组织为板条状马氏体、一些碳化物以及少量 $\delta$ 铁素体<sup>[2]</sup>;由于前一层堆焊层表面呈现椭圆弧,因此在后一层堆焊时,层与层的交界处组织会出现杂乱无章的现象,且层间交界处的熔合线也明显。综上,道间交界处以及层间交界处的组织相似,多层与多道堆焊的效果相似。

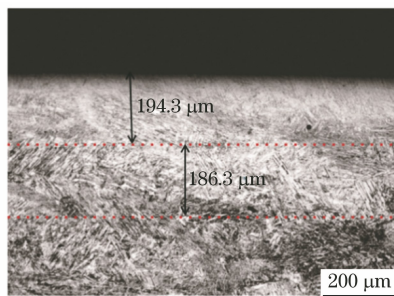


图4 激光淬火后单层单道堆焊层的截面显微组织

Fig.4 Cross section microstructure of single-layer single-pass surfacing layer after laser quenching

提高了8.0%左右;道间交界处附近的最高硬度出现在距交界处 $75\ \mu\text{m}$ 位置处,为373.5 HV,相对于堆焊层提高了约6.7%。堆焊后一道、后一层时相当于对前一道、前一层进行了高温回火,组织中 $\delta$ 铁素体相减少,因此交界处的硬度提高。道间的最高硬度未出现在交界处,这可能是道间交界处的熔合线是一个斜面,导致最高硬度位置发生偏移。

由图7可以看出,激光淬火后单层单道堆焊层的硬度得到显著提升,最高硬度达到390.4 HV。激

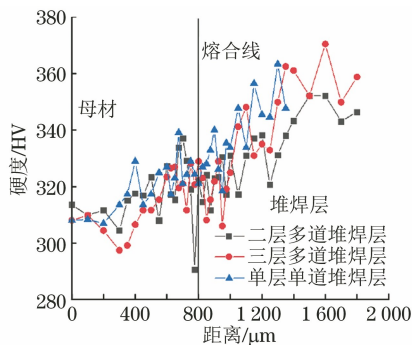


图5 不同堆焊层试样的截面显微硬度分布曲线

Fig.5 Section microhardness distribution curves of different surfacing layer specimens

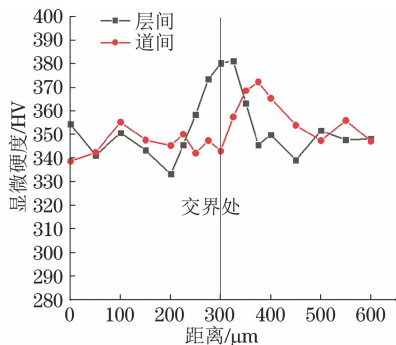


图6 二层多道堆焊层道间和层间交界处附近的截面显微硬度分布曲线

Fig.6 Section microhardness distribution curves near interface of interpass and interlayer in two-layer multiple-pass surfacing layer

光淬火后随着距表面距离的增大,堆焊层硬度先升高后降低,最高硬度未出现在表面,这是由于激光淬火时的表面温度过高,加热形成的奥氏体晶粒粗

大,冷却之后形成的马氏体晶粒也比较粗大。在距离表面  $400\ \mu\text{m}$  及以上时硬度趋于平稳,证明激光淬火的影响范围在距表面  $400\ \mu\text{m}$  范围内,与组织中观察到的淬火层和过渡层的厚度相吻合。

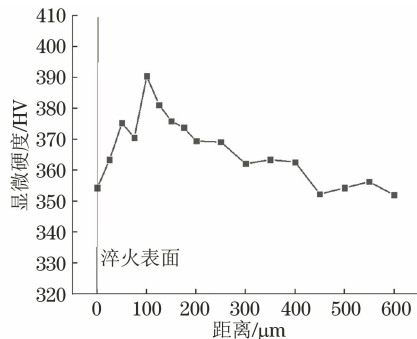


图7 激光淬火后单层单道堆焊层的截面硬度分布曲线

Fig.7 Hardness distribution curve of single-layer single-pass surfacing layer after laser quenching

### 2.3 耐腐蚀性能

由图8可以看出,母材的腐蚀程度远远大于堆焊层的腐蚀程度,不同堆焊层以及激光淬火后堆焊层的腐蚀形貌变化不大。由表2可以看出,未进行激光淬火的堆焊层的腐蚀速率低于母材,随着堆焊层数的增加,堆焊层的腐蚀速率变化不大,可知堆焊层的耐腐蚀性能优于母材,堆焊层数对耐腐蚀性能影响不大。激光淬火后堆焊层的腐蚀速率比未进行激光淬火的堆焊层低,这是由于淬火后的马氏体更加细小,细化的板条马氏体提高了其耐腐蚀性能。

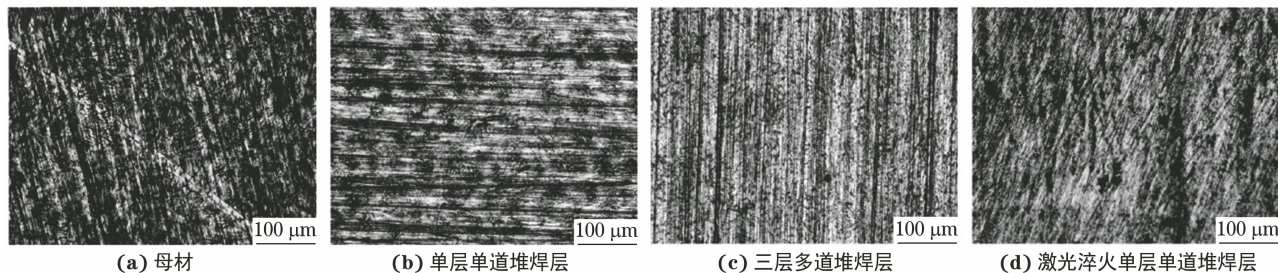


图8 母材、不同堆焊层以及激光淬火后单层单道堆焊层在 HCl 溶液中的腐蚀形貌

Fig.8 Corrosion morphology of base metal (a), different surfacing layers (b-c) and single-layer single-pass surfacing layer after laser quenching (d) in HCl solution: (b) single-layer single-pass surfacing layer and (c) three-layer multiple-pass surfacing layer

## 3 结论

(1) FV520B 钢表面的单层单道同质堆焊层由板条状马氏体、少量  $\delta$  铁素体和一些碳化物组成,马氏体垂直于熔合线生长;二层多道堆焊后,道间和层间交界处的组织相似,与堆焊层相比, $\delta$  铁素体减少。堆焊层的显微硬度约为 350 HV,与母材

相比提高了 14.7%,熔合线处的硬度达到 325 HV,提高了 6.6%;二层多道堆焊后,层间和道间交界处的最高硬度分别可达 380.3,373.5 HV,相对于堆焊层分别提高了 8.0%,6.7%左右;堆焊层的腐蚀速率低于母材,且随着堆焊层数的增加,腐蚀速率变化不大。

(2) 激光淬火后堆焊层的马氏体组织更加细

表 2 不同试样的腐蚀速率

Table 2 Corrosion rates of different samples

试样	腐蚀前 质量/g	腐蚀后 质量/g	腐蚀面 积/cm <sup>2</sup>	腐蚀速率/ (10 <sup>-4</sup> g·cm <sup>-2</sup> ·h <sup>-1</sup> )
母材	17.805	17.771	2.04	3.48
单层单道堆焊层	38.183	38.156	2.04	2.75
二层多道堆焊层	45.114	45.088	2.04	2.65
三层多道堆焊层	34.396	34.371	2.04	2.56
激光淬火单层单道 堆焊层	11.471	11.461	1.00	2.10

小,淬火区与热影响区的厚度分别约为 194.3, 186.3  $\mu\text{m}$ ,最高硬度提高至 390.4 HV;随着距淬火表面距离的增大,堆焊层硬度先升高后降低。激光淬火后堆焊层的腐蚀速率低于未进行激光淬火的堆焊层和母材。

## 参考文献:

- [1] 刘子武,李剑峰.叶片材料 FV520B 再制造熔覆层冲蚀损伤行为及评价[J].吉林大学学报(工学版),2018,48(3):835-844.  
LIU Z W, LI J F. Erosion damage and evaluation of remanufacturing cladding layer for impeller metals FV520B [J]. Journal of Jilin University (Engineering and Technology Edition), 2018, 48(3): 835-844.
- [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):1102001.  
DENG D W, LYU 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): 1102001.
- [3] 钟允攀. FV520B 沉淀硬化马氏体不锈钢应力腐蚀特性研究[D].济南:山东大学,2016.  
ZHONG Y P. Research on the stress corrosion cracking of FV520B precipitation-hardening martensitic stainless steel [D]. Jinan: Shandong University, 2016.
- [4] PAN J Y, XIANG L H, CHEN S Y, et al. Experimental study on electrochemical corrosion of FV520B in natural gas environment [J]. Results in Physics, 2017, 7: 4405-4411.
- [5] SUN J, CHEN S Y, QU Y P, et al. Review on stress corrosion and corrosion fatigue failure of centrifugal compressor impeller [J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2015, 28(2): 217-225.
- [6] 支金花,张敏,王裕,等. FV520B 钢相变点研究与分析[J].金属热处理,2018,43(6):46-49.  
ZHI J H, ZHANG M, WANG Y, et al. Research and analysis of phase transformation point of FV520B steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43(6): 46-49.
- [7] 樊俊铃,郭杏林,吴承伟,等. FV520B 钢十字焊接接头的疲劳性能[J].材料热处理学报,2012,33(7):76-81.  
FAN J L, GUO X L, WU C W, et al. Fatigue performance of cruciform welded joints of FV520B steel [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(7): 76-81.
- [8] WEI S P, WANG G, SHIN Y C, et al. Comprehensive modeling of transport phenomena in laser hot-wire deposition process [J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2018, 125: 1356-1368.
- [9] 祁广斌. 6082 铝合金熔化极气体保护焊接头微观组织及性能研究[D].大连:大连理工大学,2021.  
QI G B. Microstructure and properties of 6082 aluminum alloy metal inert-gas welded joint [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2021.
- [10] 张弘,杨永强.浅析熔化极气体保护焊机动焊未熔合缺陷[J].石油化工建设,2019,41(增刊1):96-98.  
ZHANG H, YANG Y Q. Brief analysis of incomplete fusion defect in dynamic welding of MIG welding machine [J]. Petroleum and Chemical Construction, 2019, 41(S1): 96-98.
- [11] 杜成明,李勇,孙影,等. 42CrMo 钢表面激光淬火硬化试验研究[J].材料保护,2022,55(7):160-164.  
DU C M, LI Y, SUN Y, et al. Experimental study on laser quenching hardening of 42CrMo steel surface [J]. Materials Protection, 2022, 55(7): 160-164.
- [12] 王金川,杜春燕,王震,等. 32CrNi3MoVE 钢激光表面淬火显微组织和性能研究[J].热加工工艺,2023,52(2):62-66.  
WANG J C, DU C Y, WANG Z, et al. Study on microstructure and properties of 32CrNi3MoVE steel by laser surface quenching [J]. Hot Working Technology, 2023, 52(2): 62-66.
- [13] 关义青,沈宇,白松,等.激光相变硬化的概述[J].热处理技术与装备,2011,32(3):15-18.  
GUAN Y Q, SHEN Y, BAI S, et al. Overview of laser transformation hardening [J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 2011, 32(3): 15-18.
- [14] MAJUMDAR J D. Prospects and future applications for diode lasers in surface engineering [J]. Surface Engineering, 2007, 23(2): 73-75.
- [15] 甄延波,程良,常森,等.激光淬火工艺及应用研究[J].金属加工(热加工),2018(12):63-66.  
ZHEN Y B, CHENG L, CHANG S, et al. Study and application of laser surface quenching and [J]. MW Metal Forming, 2018(12): 63-66.

# Microstructure and Properties of Fusion Electrode Gas Shielded Weld Surfacing Layer on FV520B Steel Surface Before and After Laser Quenching

DENG Dewei<sup>1</sup>, MENG Fanmin<sup>1</sup>, WANG Hongsuo<sup>1</sup>, CHEN Wenbo<sup>1</sup>, SUN Lei<sup>2</sup>

(1. Liaoning Province Laser 3D Printing Equipment and Application Professional Technology Innovation Center,

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

2. Dalian Marine Valve Co., Ltd., Dalian 116026, China)

**Abstract:** Single-layer single-pass, two-layer multiple-pass, and three-layer multiple-pass homogeneous overlay tests were conducted on FV520B steel plate by melting electrode gas shielded welding. The laser quenching treatment was applied to the single-layer single-pass surfacing layer. The microstructure, hardness, and corrosion resistance of different surfacing layers and laser quenched surfacing layers were studied. The results show that the surfacing layer consisted of lath martensite, a small amount of  $\delta$  ferrite and some carbides, and the microhardness was 350 HV, which was 14.7% higher than that of the base metal. The  $\delta$  ferrite in the microstructure of interface of interlayer and interpass decreased. The highest hardnesses at the interlayer and interpass interfaces reached 380.3, 373.5 HV, which were about 8.0% and 6.7% higher than that of the surfacing layer, respectively. The corrosion rate of the surfacing layer was lower than that of the base metal, and as the number of surfacing layers increased, the corrosion rate remained unchanged. After laser quenching, the martensite of the surfacing layer became finer, and the thicknesses of the quenching zone and the heat affected zone were 194.3, 186.3  $\mu\text{m}$ , respectively. The highest hardness of the surfacing layer after laser quenching increased to 390.4 HV, and as the distance from the quenched surface increased, the hardness first increased and then decreased. The corrosion rate of the surfacing layer after laser quenching was lower than that without laser quenching.

**Key words:** FV520B steel; homogeneous surfacing; laser quenching; microstructure; hardness; corrosion resistance