

304 不锈钢局部干法水下激光填丝熔覆层 微观组织及性能

李丛伟¹, 邵长磊², 朱加雷¹, 蔡志海³, 梅乐², 焦向东¹

(1. 北京石油化工学院, 北京, 102617; 2. 上海核工程研究设计院有限公司, 上海, 200233;
3. 陆军装甲兵学院, 北京, 100072)

摘要: 采用自行研发的水下激光填丝熔覆装备, 在 304 奥氏体不锈钢板材表面进行激光填丝熔覆试验, 并对空气环境和水下环境的熔覆结果进行对比分析, 以探索在水下环境进行 304 不锈钢的缺陷修复. 通过 XRD, EDS, 光学显微镜分析了熔覆层的显微组织、化学成分和物相组成, 采用显微硬度仪进行了硬度测试, 利用动电位极化与交流阻抗谱技术研究熔覆层电化学腐蚀行为. 结果表明, 在两种环境下均制备了单层多道熔覆层, 且无明显气孔、裂纹等缺陷; 熔覆层包括熔覆区、搭接区、相变影响区、熔合区、热影响区, 显微组织主要由奥氏体、铁素体、马氏体组成; 由于各区域内显微组织及晶粒的大小不同, 使得熔覆层硬度呈阶梯分布; 在 3.5%NaCl 溶液中, 两种环境熔覆层均呈现出明显的钝化行为, 且两种熔覆层耐腐蚀性能相近; 所研制的水下激光填丝熔覆装备及工艺, 可以满足实际工程对于熔覆层高效制备、成形质量控制及耐蚀性能的要求, 可用于水下环境 304 不锈钢表面的防护与修复.

创新点: (1) 在 300 mm 的水下环境采用局部干法水下激光填丝熔覆工艺制备了单层多道无缺陷的熔覆层.
(2) 分析了水下环境对熔覆层的显微组织演变、物相组成和化学元素的影响.
(3) 水下环境的单层多道熔覆层的显微硬度和耐腐蚀性能与空气环境制备的熔覆层相近.

关键词: 局部干法水下激光填丝熔覆; 显微组织; 化学成分; 物相组成; 电化学腐蚀

中图分类号: TG 442 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20210305004

0 序言

为了开发海上资源和有效利用核能, 大量的海洋工程和核电工程结构设施得到了迅速发展^[1-3]. 304 不锈钢因其高强度和优异的耐腐蚀性能等优点得到广泛应用^[4]. 海洋工程和核电站的大部分构件直接暴露在复杂水环境中, 受到水的冲刷和腐蚀, 与空气中的部件相比更容易损坏. 为此, 以修复受损部件、延长关键部件使用寿命的水下原位修复技术近年来受到广泛关注^[5].

在水下激光增材熔覆方面, Feng Xiangru 等人^[6]采用水下湿法激光熔覆修复镍铝青铜 (NAB) 板材, 发现湿法的修复层比空气中的修复层具有更小的热影响区、更小的涂层厚度和更大的变形量. Wen

Xin 等人^[7]利用保护材料辅助水下湿法激光熔覆技术成功制备了 316L 不锈钢涂层, 采用保护材料可显著提高 316L 涂层的耐蚀性. Fu Yunlong 等人^[8]采用水下局部干法激光原位熔覆技术, 在水环境中成功制备了 304 不锈钢涂层, 由于冷却速度的加快, 水下环境熔覆层出现了少量的条状铁素体, 搭接区域铁素体含量增加, 导致水下熔覆层的耐蚀性降低. 采用双层气体保护喷嘴实现了 304 不锈钢水下激光填丝焊接, 发现快速水冷效果使水下接头焊接区域的面积和宽度减小、焊缝晶粒尺寸减小、板条铁素体含量增加^[9]. 采用水下激光金属沉积技术制备了水下无裂纹和气孔的薄壁 Ti-6Al-4V 零件, 并对其成形性能、晶粒长大和组织转变进行了研究^[10].

在不锈钢材料的熔覆修复方面, Van T L 等人^[11]采用气体保护焊增材制造技术制造了 308L 不锈钢薄壁件, 薄壁 308L 合金的显微组织主要由奥氏体枝晶内的少量铁素体相组成. Li Kaibin 等人^[12]利

用激光填丝熔覆技术对空气中 316L 不锈钢表面进行修复, 获得了由奥氏体和少量铁素体组成的 308L 不锈钢多层多道激光熔覆层, 熔覆层的抗拉强度和断后伸长率分别为 548 MPa 和 40%, 约为基体的 86%. Song Lijun 等人^[13]采用 316L 不锈钢粉末激光熔覆修复 304 不锈钢梯形槽基体, 发现 316L 熔覆区组织由柱状枝晶、胞状枝晶和等轴晶组成, 使用 WC 粉末对 316L 熔覆层进行激光表面合金化处理, WC 合金层组织由过饱和奥氏体枝晶和均匀枝晶间网状碳化物组成. Song Jianli 等人^[14]采用激光熔覆技术在中碳钢 V 形坡口上填充制备了不锈钢涂层, 发现熔覆层组织主要由细小、致密、无缺陷的柱状晶组成; 由于晶粒细化的作用, 修复后试样的抗拉强度、冲击韧性、延伸率和显微硬度

均比基体有较大提高.
采用局部干法水下激光填丝熔覆技术, 在水下环境于 304 不锈钢基体上制备了 308L 不锈钢熔覆层, 并与空气环境的熔覆层进行对比分析. 研究了激光熔覆层的金相组织、物相组成、元素组成、显微硬度和耐腐蚀性能, 分析了水下环境对组织性能的影响规律.

1 试验方法

试验采用 304 奥氏体不锈钢作为母材, 其尺寸为 300 mm × 150 mm × 10 mm, 化学成分如表 1 所示, 焊丝选取 ER308L 焊丝, 直径为 $\phi 1.2$ mm, 焊丝成分如表 2 所示.

表 1 304 不锈钢化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of base plate

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N	Fe
0.04	0.33	1.16	18.03	8.01	0.10	0.03	余量

表 2 ER308L 焊丝化学成分 (质量分数, %)
Table 2 Chemical composition of ER308L welding wire

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
0.03	0.30 ~ 0.65	1.0 ~ 2.5	19.5 ~ 22.0	9.0 ~ 11.0	0.75	余量

试验中使用 6 kW 的锐科光纤激光器, 波长 1 080 nm, 光斑直径 5 mm, 保护气体为纯度 99.99% 的氩气, 空气环境和水下环境激光填丝熔覆的工艺参数

如表 3 所示. 其中, 水下环境采用局部干法水下激光填丝熔覆工艺, 水深为 300 mm, 示意图如图 1 所示, 激光填丝熔覆路径如图 2 所示.

表 3 激光填丝熔覆的工艺参数
Table 3 parameters of wire-feed laser cladding

环境 类型	激光功率 P/W	焊接速度 $v/(mm \cdot s^{-1})$	送丝速度 $v_f/(cm \cdot min^{-1})$	保护气体流量 $Q_1/(L \cdot min^{-1})$	排水气体流量 $Q_2/(L \cdot min^{-1})$
空气环境	3 000	8	275	15	30
水下环境	3 000	8	275	15	无

熔覆后, 用电火花线切割机在熔覆层的中间垂直于扫描方向处切割出厚度为 5 mm 的熔覆层试样, 然后用冷镶嵌方法进行镶样. 涂层经过 SiC 砂纸打磨、研磨喷剂抛光后, 使用硫酸铜-盐酸水溶液进行金相腐蚀处理. 使用 X 射线衍射仪在 20° ~ 90° 角度范围内, 扫描并分析涂层物相; 利用光学显

微镜、能谱仪对熔覆层组织形貌和元素进行分析; 使用显微硬度计研究了在 200 g 载荷作用下保持 5 s 的显微硬度; 采用 VersaSTAT 3F 电化学工作站, 以饱和甘汞电极为参照电极, 铂电极为辅助电极, 扫描速度 0.167 mV/s, 测定了 3.5%NaCl 溶液中两种环境熔覆层的阻抗谱和极化曲线.

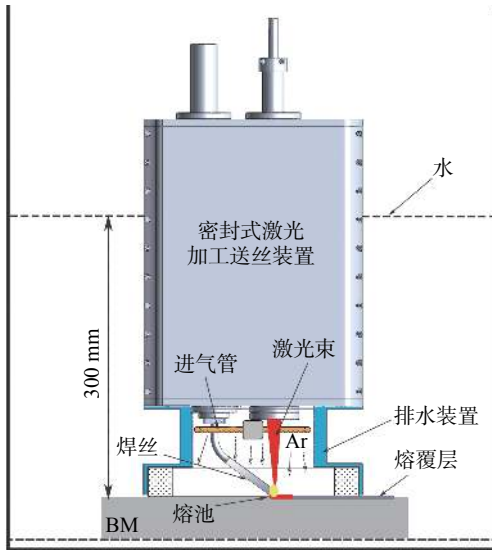


图 1 局部干法水下激光填丝熔覆工艺示意图

Fig. 1 Schematic of local dry underwater wire-feed laser cladding

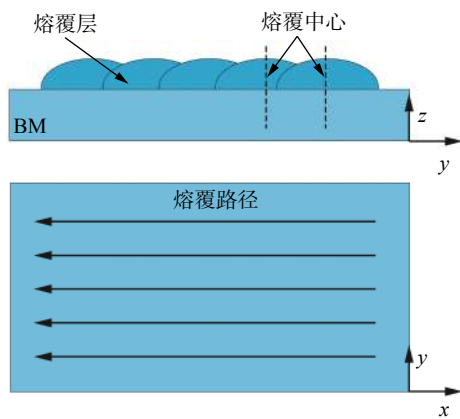


图 2 激光填丝熔覆路径

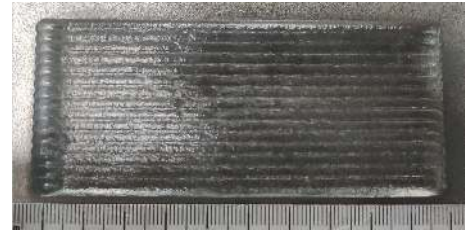
Fig. 2 Diagram of the wire-feed laser cladding

2 试验结果与分析

2.1 不同环境激光填丝熔覆的宏观形貌

图 3 是在 304 不锈钢基材上制备的空气环境和水下环境激光填丝熔覆层宏观形貌，外观连续均匀，无裂纹、气孔、夹杂、未熔合等明显缺陷，其成形质量明显优于文献 [4] 的报道。与空气环境熔覆层相比，水下局部干法熔覆层表面观察到的氧化程度小，多个单道熔覆呈鱼鳞纹形状，颜色以银白色为主，这主要与水下环境熔覆时的高冷却速度和纯氩气室环境保护有关。

图 4 为空气环境和水下环境激光熔覆层的横截面。熔覆层截面均未发现气孔、裂纹和夹杂等缺陷，熔覆金属与基体之间形成致密的冶金结合。根据制备熔覆层过程中受到的不同热循环，将熔覆层



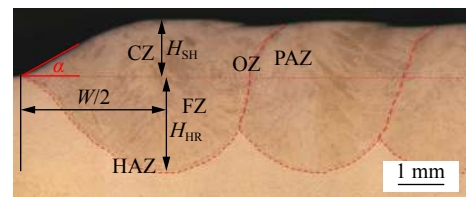
(a) 空气环境制备的熔覆层



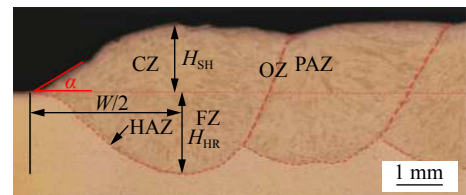
(b) 水下环境制备的熔覆层

图 3 激光填丝熔覆宏观形貌

Fig. 3 Macroscopic morphology of wire-feed laser cladding. (a) cladding layer prepared in air environment; (b) cladding layer prepared in underwater environment



(a) 空气环境熔覆层的横截面



(b) 水下环境熔覆层的横截面

图 4 激光填丝熔覆横截面的宏观形貌

Fig. 4 Macroscopic morphology of wire-feed laser cladding. (a) cross section of cladding layer in air environment; (b) cross section of cladding layer in underwater environment

分为熔覆区 (CZ)、搭接区 (OZ)、相变影响区 (PAZ)、热影响区 (HAZ)。为了研究空气环境和水下环境填充金属与基材熔覆过程的冶金特性，测量了熔覆层横截面不同区域的尺寸，即熔池的余高 (H_{SH})、熔深 (H_{FR})、熔宽 (W) 和熔覆角度 (α)，发现水下环境熔覆层的余高 (H_{SH}) 和熔覆角度 (α) 较大；空气环境熔覆层的熔深 (H_{FR}) 较深、熔宽 (W) 较宽。显然，与空气环境相比，水下环境熔覆层的快速冷却导致熔池凝固加快、热循环速度加快、热影

响区域减小。

2.2 不同环境激光填丝熔覆的组织形貌和分析

图 5 是空气环境从基体到熔覆层表面纵向截面的显微组织。其中图 5c 为熔覆层纵向截面图, 熔覆层包括熔覆区域 (CZ)、搭接区域 (OZ)、相变影响区域 (PAZ)、熔合区域 (FZ)、热影响区域 (HAZ) 和基材 (BM)。搭接熔覆过程中, 激光相变热处理在上一道熔覆区域 (CZ) 形成了相变影响区域 (PAZ)。

熔覆区域 (CZ) 和熔合区域 (FZ) 的显微组织主要由 γ 奥氏体+ δ 铁素体组成, δ 铁素体以蠕虫状沿 γ 奥氏体超细晶粒的晶界分布, 如图 5a、图 5b 所示; 搭接区域 (OZ) 的显微组织主要由细晶粒的 γ 奥氏体组成, 如图 5e-1 所示; 相变影响区域 (PAZ) 主要由 γ 奥氏体+ δ 铁素体组成, 部分位置出现 δ 铁素体+ α' 板条状马氏体显微组织, 如图 5d 所示。熔覆层与 304 不锈钢基材之间形成良好冶金结合。

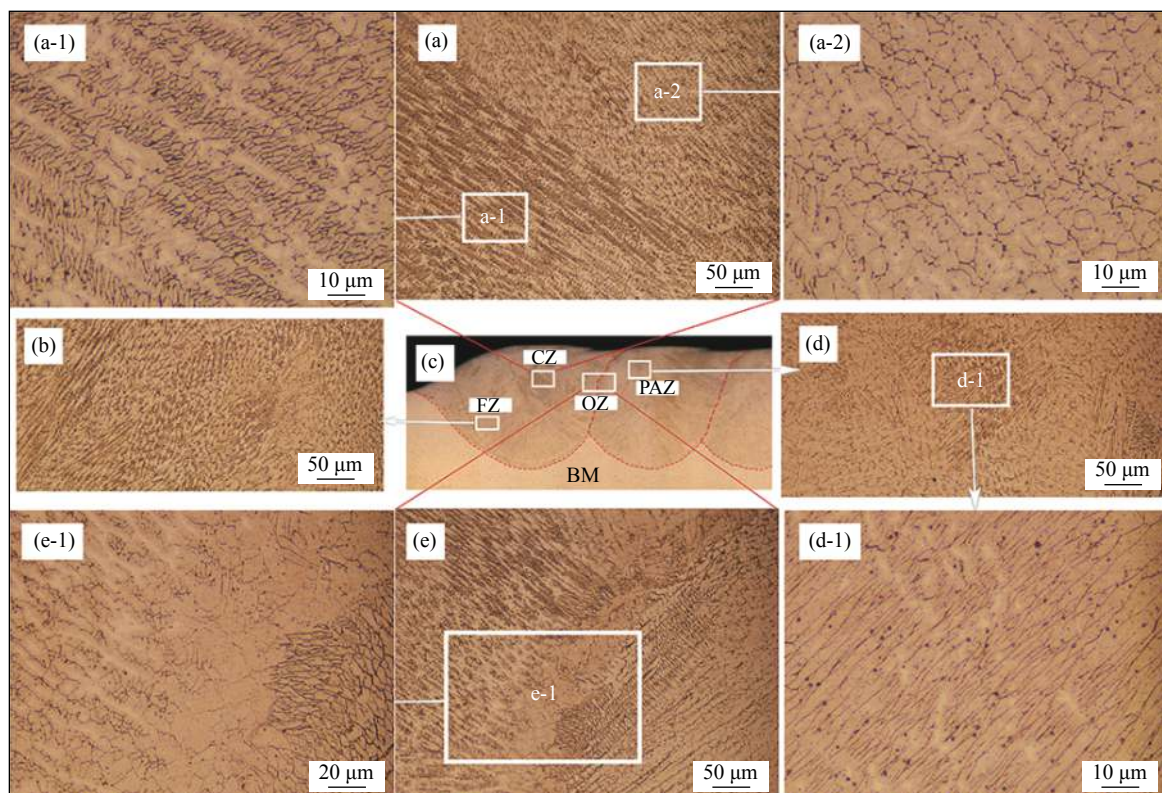


图 5 空气环境熔覆层的显微组织 (a 为 CZ 区域, a-1 为图 a 下部的高倍放大图, a-2 为图 a 上部的高倍放大图, b 为 FZ 区域, c 为横截面图, d 为 PAZ 区域, d-1 为图 d 中部的高倍放大图, e 为 OZ 区域, e-1 为 OZ 区域的高倍放大图)

Fig. 5 Microstructure of cladding layer in air environment. ((a) the CZ region; (a-1) the high magnification of the lower part of Figure (a); (a-2) the high magnification of the upper part of Figure (a); (b) the FZ region; (c) the cross-sectional; (d) the PAZ region, (d-1) the high magnification of the middle part of Figure (d); (e) the OZ region; (e-1) the high magnification of the OZ region)

图 6 是水下环境从基体到熔覆层表面纵向截面的显微组织。其中图 6c 为熔覆层纵向截面图。熔覆区域 (CZ) 和熔合区域 (FZ) 的显微组织主要由 γ 奥氏体+ δ 铁素体+ α' 板条状马氏体组成, δ 铁素体以蠕虫状沿超细晶粒 γ 奥氏体的晶界分布, 如图 6(a-1) 所示, α' 板条状马氏体沿 γ 奥氏体的晶界分布, 如图 6(a-2) 所示; 搭接区域 (OZ) 的显微组织主要由细晶粒的 γ 奥氏体组成, 如图 6e 所示, 相变区域 (PAZ) 主要由 γ 奥氏体+ δ 铁素体组成, 部分位置出现 α' 板条状马氏体, 如图 6d 所示。

水下环境熔覆层平均晶粒尺寸和马氏体含量均大于空气环境。由于水下的低温环境, 一部分奥氏体快速冷却, 发生马氏体转变。在搭接熔覆过程中, 激光相变热影响导致奥氏体晶粒细化、铁素体含量减小。

2.3 XRD 和 EDS 结果分析

图 7 显示了两环境的激光熔覆层和基体的 XRD 图谱。结合显微组织和 XRD 结果, 表明两种环境的熔覆层都由奥氏体+铁素体+马氏体相组成。由于热处理会导致铁素体形成元素 (主要是铬) 偏

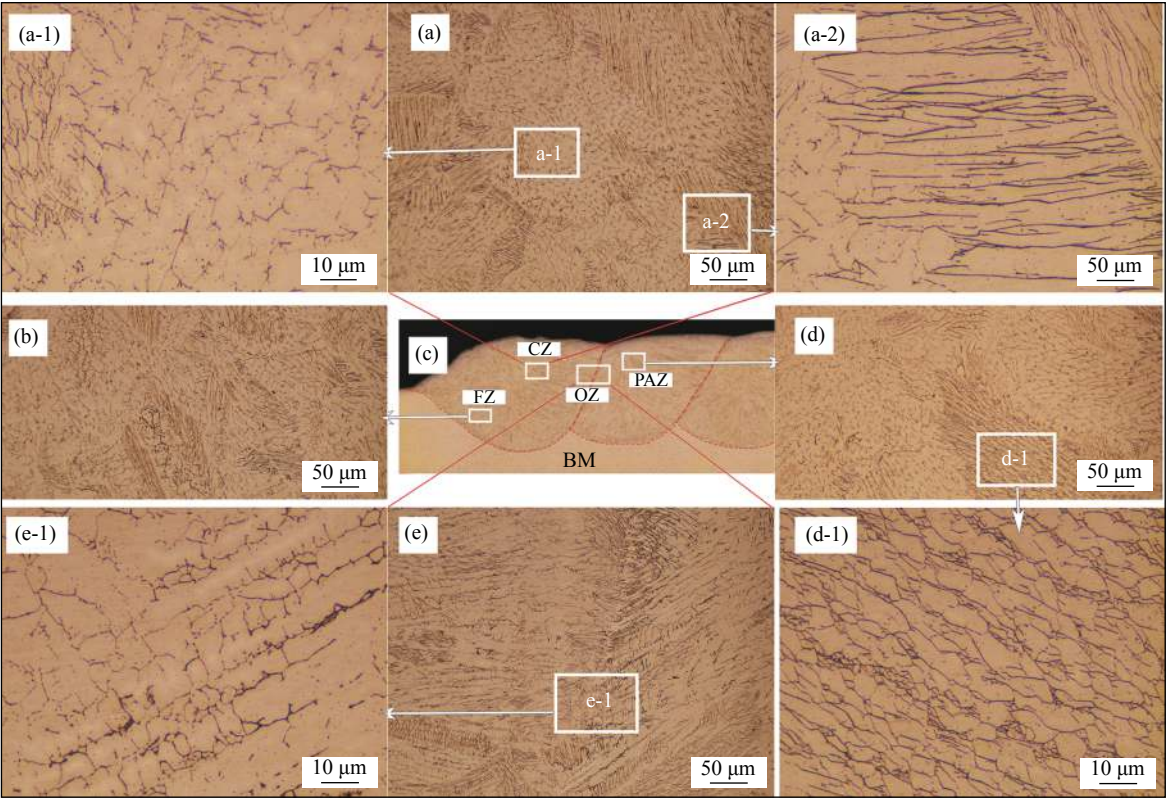


图 6 水下环境熔覆层的显微组织 (a 为 CZ 区域,a-1 为图 a 中部的高倍放大图,a-2 为图 a 下部的高倍放大图, b 为 FZ 区域,c 为横截面图,d 为 PAZ 区域,d-1 为图 d 下部的高倍放大图, e 为 OZ 区域, e-1 为 OZ 区域的高倍放大图)

Fig. 6 Microstructure of cladding layer in underwater environment. ((a) the CZ region; (a-1) the high magnification of the middle part of Figure (a); (a-2) the high magnification of the lower part of Figure (a); (b) the FZ region; (c) the cross-sectional; (d) the PAZ region, (d-1) the high magnification of the lower part of Figure (d); (e) the OZ region; (e-1) the high magnification of the OZ region)

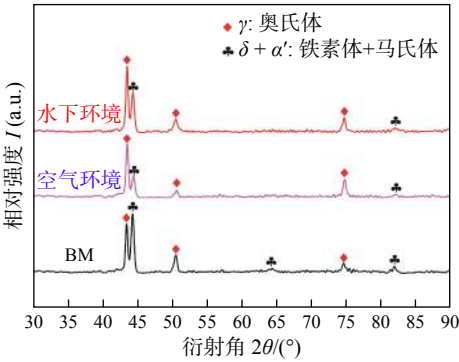


图 7 熔覆层和基材的 XRD 图谱

Fig. 7 XRD spectrum of cladding layer and substrate

析, 因此基体中含有少量铁素体, 熔覆层中含少量铁素体的原因是由于非平衡凝固和快速冷却^[11]. 空气环境熔覆层的铁素体+马氏体没有足够的时间完全转变为奥氏体, 在室温 (25 ℃) 下变成残余铁素体+马氏体. 由于水环境中快速的水冷, 熔覆层更多的铁素体+马氏体在水环境下变成残余铁素体+马氏体. XRD 结果表明水下环境熔覆层的铁素体占比大于空气环境熔覆层的铁素体占比.

在熔覆层横截面不同位置进行 EDS 点扫描分析确定化学成分和含量, 如表 4、表 5 所示. 结果表

表 4 空气环境熔覆层不同位置的化学成分 (质量分数, %)

Table 4 Chemical composition of cladding layer at different locations in air environment

位置	Cr	Mn	Ni	Mo	Fe
顶部	19.28	1.88	7.65	0.96	68.84
中部	19.35	1.78	9.37	0.61	67.35
热影响区	18.81	1.34	9.35	0.90	68.11
母材	18.08	1.49	9.52	—	69.24

表 5 水下环境熔覆层不同位置的化学成分 (质量分数, %)

Table 5 Chemical composition of cladding layer at different locations in underwater environment

位置	Cr	Mn	Ni	Mo	Fe
顶部	19.50	1.56	7.42	0.80	69.35
中部	19.26	2.54	9.95	0.96	64.91
热影响区	19.16	1.52	7.11	1.42	69.48
母材	17.69	1.45	9.56	—	69.24

明,两种环境熔覆层中的铬含量都略高于基体中的铬含量,说明熔覆层耐点蚀性能优于母材;熔覆层顶部位置的镍含量偏低,因为氧化镍是在激光熔覆过程中形成的,由于氧化镍的熔点较低,会发生烧损,因此熔覆层中的镍含量明显降低^[15]。

2.4 显微硬度结果分析

图 8、图 9 分别描述了空气环境和水下环境从基体到熔覆层表面纵向截面的显微硬度测量结果。其中,空气环境基体、热影响区和熔覆层的平均显微硬度分别为 265.4、280.9 和 282.6 HV,熔覆层的板条状马氏体显微组织区域出现最高显微硬度为 294.5 HV;水下环境基体、热影响区和熔覆层的平

均显微硬度分别为 266.9、284.8 和 294.1 HV。其中,熔覆层的板条状马氏体显微组织区域出现最高显微硬度为 313.4 HV。

显微硬度结果表明,水下环境熔覆层硬度高于空气环境熔覆层硬度,通过观察不同显微硬度测量位置的显微组织,发现超细晶奥氏体+铁素体显微组织区域硬度较低,细晶奥氏体+铁素体显微组织区域硬度较高,板条状马氏体显微组织区域硬度最高。

两种环境的基体、热影响区和熔覆区的显微硬度差距,归因于不同的显微组织和化学成分。根据能谱分析 (EDS) 结果,熔覆区和热影响区的化学成分占比相近,与基材相比,熔覆区和热影响区含有更多的钼元素,可形成强碳化物,提高钢的强度^[12]。

2.5 耐腐蚀性能分析

为测试空气环境和水下环境熔覆层的电化学腐蚀性能,将其放入质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液中,室温下测得的动电位极化曲线和阻抗谱如图 10 和图 11 所示。

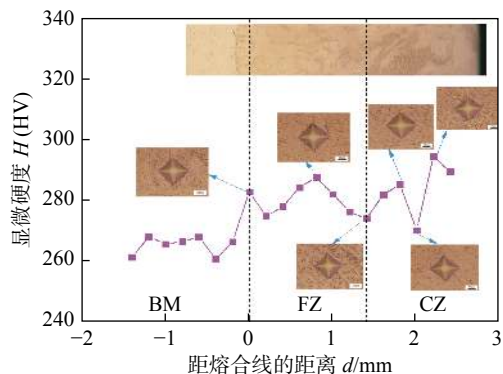


图 8 空气环境熔覆层的显微硬度

Fig. 8 Microhardness of cladding layer in air environment

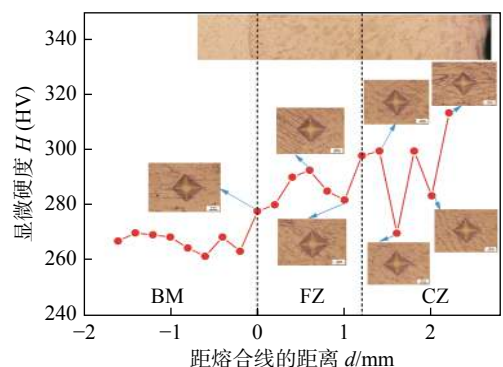


图 9 水下环境熔覆层的显微硬度

Fig. 9 Microhardness of cladding layer in underwater environment

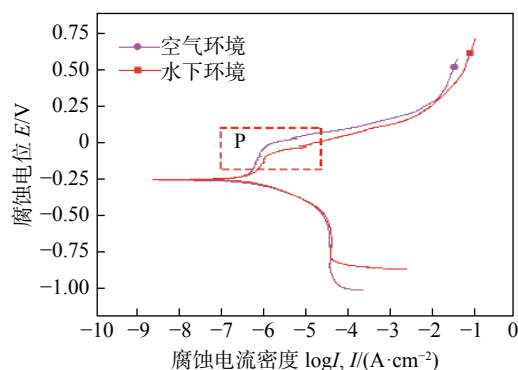


图 10 空气环境和水下环境熔覆层的极化曲线

Fig. 10 Polarization curves of cladding layer in air and underwater environment

通过测量 TAFEL 极化曲线比较两种环境熔覆层的耐腐蚀性。结果表明,空气环境熔覆层的自腐蚀电位 E_{corr} 为 -253 mV,水下环境熔覆层的自腐蚀电位 E_{corr} 为 -248 mV,两种环境熔覆层的自腐蚀电位 (E_{corr}) 非常接近,相差 5 mV。空气环境熔覆层的

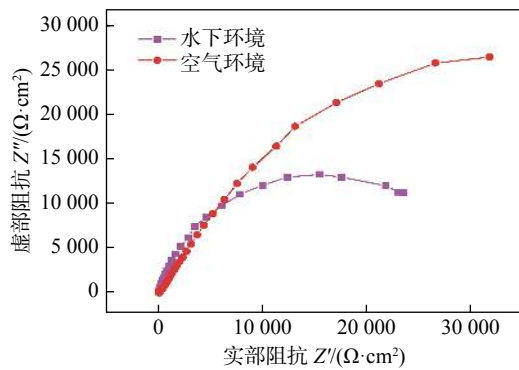


图 11 空气环境和水下环境熔覆层的阻抗谱

Fig. 11 Impedance spectra of cladding layer in air and underwater environment

自腐蚀电流密度 I_{corr} 为 $2.52 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, 水下环境熔覆层的自腐蚀电流密度 I_{corr} 为 $2.03 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, 自腐蚀电流密度 I_{corr} 相差 $0.49 \mu\text{A}/\text{cm}^2$; 试验结果表明两种环境熔覆层的腐蚀速率相近, 水下局部干法激光熔覆可以制备出性能出色的熔覆层. 在极化曲线的阳极极化过程中, 在 P 区域内两种环境熔覆层都表现出钝化现象和相似的钝化范围宽度, 说明熔覆层都产生了致密的氧化膜, 阻碍了离子的扩散, 导致腐蚀电流下降. 两种环境熔覆层无源范围内的电流密度相对稳定. 随着电位的增加, 水下环境熔覆层的电流密度比空气环境熔覆层稍低, 代表亚稳态点蚀的明显电流尖峰表明熔覆层钝化膜的稳定性较低. 进一步增加击穿电位 (E_a), 水下环境熔覆层显示出比空气环境熔覆层更大的电流密度, 表明空气环境熔覆层比水下环境熔覆层具有稍好的耐腐蚀性. 为了进一步验证两种环境熔覆层表面的电动力学过程, 对其进行了阻抗谱 (EIS) 测试. 两种环境的阻抗谱 Nyquist 图如图 11 所示. 两个样品都表现出容抗弧特性, 但是空气环境熔覆层容抗弧的半径要明显大于水下环境熔覆层, 因此空气环境熔覆层极化电阻较大, 表明空气环境熔覆层的腐蚀速率较低, 耐蚀性较高, 与极化结果吻合较好. 由于水下环境激光熔覆熔池冷却过程比空气环境冷却过程温度低且温降梯度大, 因此获得的水下环境熔覆层的马氏体相比空气环境占比多, 水下环境熔覆层的晶粒尺寸比空气环境的尺寸大. 所以两种环境熔覆层马氏体相占比和晶粒尺寸不同是导致空气环境下熔覆层耐腐蚀性能优于水下环境的主要因素.

3 结论

(1) 与空气环境熔覆层相比, 水下环境更快的

冷却速度和氩气环境保护, 使得水下熔覆层表面出现鱼鳞纹形状; 快速冷却导致熔池凝固加快、热循环速度加快、热影响区域减小.

(2) 水下环境熔覆层平均晶粒尺寸和马氏体量均大于空气环境. 由于水下的低温环境, 一部分奥氏体快速冷却, 发生马氏体转变. 在搭接熔覆过程中, 激光相变热影响导致奥氏体晶粒细化、铁素体含量减小.

(3) 由于水环境快速的水冷, 熔覆层更多的铁素体+马氏体在水环境下变成残余铁素体+马氏体. XRD 结果表明水下环境熔覆层的铁素体占比大于空气环境. 水下环境熔覆层硬度高于空气环境, 板条状马氏体显微组织区域硬度最高.

(4) 两种环境的熔覆层耐腐蚀性相近. 熔覆层马氏体相占比和晶粒尺寸的不同是影响耐腐蚀性能的主要因素.

参考文献

- [1] 焦向东, 朱加雷. 海洋工程水下焊接自动化技术应用现状及展望 [J]. 金属加工(热加工), 2013(2): 24–26.
Jiao Xiangdong, Zhu Jialei. Application status and prospect of underwater welding automation technology in offshore engineering[J]. MW Metal Forming, 2013(2): 24–26.
- [2] Takehisa H, Masataka T, Yoshimi T, *et al.* Development of underwater laser cladding and underwater laser seal welding techniques for reactor components[J]. Journal of Power and Energy Systems, 2009, 3(1): 51–59.
- [3] 冯健, 侯国亭, 刘献甫, 等. 核电设备用 SA533GrBCL2-304L 金属复合板爆炸焊接工艺试验研究 [J]. 压力容器, 2019, 36(11): 18.
Feng Jian, Hou Guoting, Liu Xianfu, *et al.* Experimental research on explosive welding process of SA533GrBCL2-304L clad metal plate for nuclear power equipment[J]. Pressure Vessel Technology, 2019, 36(11): 18.
- [4] 曾群峰, 许雅婷, 林乃明. 304 不锈钢在人工海水环境中的腐蚀磨损行为研究 [J]. 表面技术, 2020, 49(1): 194–202.
Zeng Qunfeng, Xu Yating, Lin Naiming. Corrosion and wear behavior of 304 stainless steel in artificial seawater[J]. Surface Technology, 2020, 49(1): 194–202.
- [5] Fu Yunlong, Guo Ning, Cheng Qi, *et al.* In-situ formation of laser-cladded layer on Ti-6Al-4V titanium alloy in underwater environment[J]. Optics and Laser Technology, 2020, 131: 1–10.
- [6] Feng Xiangru, Cui Xiufang, Zheng Wei, *et al.* Effect of the protective materials and water on the repairing quality of nickel aluminum bronze during underwater wet laser repairing[J]. Optics

- and Laser Technology, 2019, 114: 140 – 145.
- [7] Wen Xin, Jin Guo, Cui Xiufang, *et al.* Underwater wet laser cladding on 316L stainless steel: A protective material assisted method[J]. Optics and Laser Technology, 2020, 111: 814 – 824.
- [8] Fu Yunlong, Guo Ning, Cheng Qi, *et al.* Investigation on in-situ laser cladding coating of the 304 stainless steel in water environment[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 289: 1 – 10.
- [9] Fu Yunlong, Guo Ning, Cheng Qi, *et al.* Underwater laser welding for 304 stainless steel with filler wire[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 15648 – 15661.
- [10] Fu Yunlong, Guo Ning, Wang Guanghui, *et al.* Underwater additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy by laser metal deposition: Formability, grain growth and microstructure evolution[J]. Materials and Design, 2021, 197: 1 – 10.
- [11] Van T L, Dinh S M. Microstructural and mechanical characteristics of 308L stainless steel manufactured by gas metal arc welding-based additive manufacturing[J]. Materials Letters, 2020, 271: 1 – 10.
- [12] Li Kaibin, Li Dong, Liu Dongyu, *et al.* Microstructure evolution and mechanical properties of multiple-layer laser cladding coating of 308L stainless steel[J]. Applied Surface Science, 2015, 340: 143 – 150.
- [13] Song Lijun, Zeng Guangcheng, Xiao Hui, *et al.* Repair of 304 stainless steel by laser cladding with 316L stainless steel powders followed by laser surface alloying with WC powders[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2016, 24: 116 – 124.
- [14] Song Jianli, Deng Qilin, Chen Changyuan, *et al.* Rebuilding of metal components with laser cladding forming[J]. Applied Surface Science, 2006, 252(22): 7934 – 7940.
- [15] Wen Jiahao, Zhang Linjie, Ning Jie, *et al.* Laser additively manufactured intensive dual-phase steels and their microstructures, properties and corrosion resistance[J]. Materials and Design, 2020, 192: 1 – 10.

第一作者: 李丛伟, 硕士; 主要从事水下激光熔覆和激光增材方面的研究工作; Email: m17854117942@163.com.
通信作者: 朱加雷, 教授; Email: zhujialei@bipt.edu.cn.

(编辑: 张基隆)

[上接第 47 页]

- [13] Miller R, DebRoy T. Energy absorption by metal evaporation dominated plasma during carbon dioxide laser welding of steels[J]. Journal of Applied Physics, 1990, 68(5): 2045 – 2050.
- [14] 陈彦宾. 现代激光焊接技术 [M]. 北京: 科学出版社, 2005.
Chen Yanbin, Modern laser welding technology[M]. Beijing: Science Press, 2005.
- [15] Shcheglov P, Gumenyuk A, Gronushkin I, *et al.* Vapor-plasma plume investigation during high-power fiber laser welding[J]. Laser Physics, 2013, 23(1): 1 – 10.

第一作者: 孟圣昊, 博士研究生; 主要研究方向为激光焊接技术; Email: mengshenghao2011@163.com.

(编辑: 张基隆)