第 47 卷 第 9 期 焊 接 学 报 Vol. 47(9):96 − 103
2026 年 9 月 TRANSACTIONS OF THE CHINA WELDING INSTITUTION September 2026

引文格式: 吴溢凡, 杨可, 赵建华, 等. 水下湿法焊接修复堆焊层组织与耐磨性能分析[J]. 焊接学报, 2026, 47(9): 96 − 103.
WU Yifan, YANG Ke, ZHAO Jianhua, *et al*. Analysis of microstructure and wear resistance of surfacing layers in underwater wet welding repairs[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2026, 47(9): 96 − 103.

水下湿法焊接修复堆焊层组织与耐磨性能分析

吴溢凡[1], 杨可[2], 赵建华[2], 朱思思[3,4], 胡兴[3,4]

(1. 河海大学, 机电工程学院, 常州, 213000; 2. 河海大学, 材料科学与工程学院, 常州, 213000; 3. 中国长江电力股份有限公司, 武汉, 430000; 4. 水资源高效利用与工程安全国家工程研究中心, 南京, 211100)

摘要: 海洋与水工金属关键结构长期服役于磨损环境, 易发生损伤, 严重时将诱发结构安全风险. 目前针对水下修复焊条堆焊层耐磨性能及其磨损机制的系统研究仍相对不足. 文中设计两种水下修复焊条, 进行水下多层多道堆焊试验. 获得堆焊层的微观组织、显微硬度及耐磨性能. 结果表明, 堆焊层顶层与中层主要由板条马氏体与柱状 δ 铁素体组成, 底层受到堆焊热循环与散热速度变化的作用, 形成以回火马氏体为主的组织. 引入稀土后, δ 铁素体显著细化并趋于离散, 板条马氏体在 δ 铁素体晶界处形核增多且分布更均匀, 使硬度更高, 耐磨性能提升. 其磨损形貌的沟槽更浅、剥落与裂纹尺寸显著减小. 平均摩擦系数降低了 34. 8%, 磨损率降低 27. 5%. 磨损机制以氧化磨损为主, 并伴随有轻微的磨粒磨损与疲劳磨损. 研究为水下修复焊条的材料设计与水下堆焊修复工艺优化提供了试验依据与机理支撑.

创新点: (1) 设计并制备两种水下修复焊条, 完成多层多道水下堆焊.
(2) 揭示层间热循环作用下水下修复堆焊层组织演变规律.
(3) 明确了水下修复堆焊层的磨损机理.

关键词: 水下湿法焊接; 微观组织; 耐磨性能; 稀土元素
中图分类号: TG 444 **文献标识码:** A **doi:** 10. 12073/j. hjxb. 20251225001

Analysis of microstructure and wear resistance of surfacing layers in underwater wet welding repairs

WU Yifan[1], YANG Ke[2], ZHAO Jianhua[2], ZHU Sisi[3,4], HU Xing[3,4]

(1. College of Mechanical and Electrical Engineering, Hohai University, Changzhou, 213000, China; 2. College of Materials Science and Engineering, Hohai University, Changzhou, 213000, China; 3. China Yangtze Power Co., Ltd., Wuhan, 430000, China; 4. National Engineering Research Center of Water Resources Efficient Utilization and Engineering Safety, Nanjing, 211100, China)

Abstract: Key metallic structures in marine and hydraulic engineering are prone to damage when serving in abrasive environments for a long time, which may lead to structural safety risks in severe cases. However, systematic research on the wear resistance and wear mechanism of surfacing layers of underwater repair electrodes is still relatively insufficient. Two types of underwater repair electrodes were designed, and multi-layer and multi-pass underwater surfacing tests were conducted. The microstructure, microhardness, and wear resistance of the surfacing layers were obtained. The results indicate that the top and middle layers are mainly composed of lath martensite and columnar δ-ferrite, while the bottom layer, affected by the welding thermal cycle and the change in cooling rate, forms a microstructure dominated by tempered martensite. After the introduction of rare earth elements, the δ-ferrite is significantly refined and tends to be dispersed. The nucleation of lath martensite at the δ-ferrite grain boundaries

收稿日期: 2025 − 12 − 25; **录用日期:** 2026 − 03 − 06
基金项目: 水资源高效利用与工程安全国家工程研究中心开放研究基金资助项目 (GJGCZX-JJ-202408)

increases and is more uniformly distributed, resulting in higher hardness and improved wear resistance. The grooves in the wear morphology are shallower, and the sizes of spalling and cracks are significantly reduced. The average friction coefficient is reduced by 34.8%, and the wear rate is reduced by 27.5%. The wear mechanism is mainly oxidative wear, accompanied by slight abrasive wear and fatigue wear. This study provides experimental basis and mechanism support for the material design of underwater repair electrodes and the optimization of underwater surfacing repair processes.

Highlights: (1) Two types of underwater repair electrodes were designed and prepared, and multi-layer and multi-pass underwater surfacing was completed.

(2) The microstructure evolution law of underwater repair surfacing layers under the interpass thermal cycle was revealed.

(3) The wear mechanism of underwater repair surfacing layers was clarified.

Key words: underwater wet welding; microstructure; wear resistance; rare earth element

0　序言

随着海洋工程开发与水利水电基础设施建设的持续推进, 海洋与水工领域已部署并在役的大量水下金属结构不断增加[1-2]. 此类结构长期处于含砂冲刷、往复摩擦及腐蚀等多因素耦合作用环境中, 其表面易受损伤, 进而导致密封性能下降、泄漏风险上升, 甚至诱发结构安全隐患[3-4]. 相较于整体更换与出水大修, 水下湿法焊接 (underwater wet welding, UWW) 设备简单、机动性强、施工成本相对较低, 其中焊条电弧焊 (shielded metal arc welding, SMAW) 广泛用于海洋能源工程与水工设备的建造和维护中[5-7].

然而, UWW 过程由于受到水环境快速冷却与电弧气泡扰动等因素共同作用, 通常伴随焊接过程稳定性下降、气孔倾向增加, 从而削弱水下焊接接头的机械性能[8-9]. 焊接工艺参数对其组织及性能存在较大的影响. 将热输入控制在 1 ~ 2 kJ·mm^{-1} 区间内, 通常能够获得较为理想的焊接效果. 当热输入不足时, 容易出现未完全熔合以及成形不良等缺陷[10-11]. 而热输入过大则可能导致电弧稳定性减弱、熔滴过渡不畅以及晶粒显著粗化, 影响焊接接头的性能. 此外, 为减弱水下环境的不利影响, 研究者通过调整焊条药皮成分来改善水下增材修复层的质量[12-13]. 例如, 金红石涂层电极可降低扩散氢含量、减少微裂纹与孔隙数量, 从而提升增材修复接头的致密性与可靠性[13]. 此外, 通过在焊条中引入适量 Ni 进行合金化, 可在增材修复层中形成大量针状铁素体 (acicular ferrite, AF), 从而同时提高其塑性与韧性[14]. 然而, 针对水下增材修复中耐磨焊条的材料设计及其对修复层性能的系统研究仍较为有限.

文中以 Q235 钢为基体、0Cr13 不锈钢为焊芯, 采用自主研制的水下修复焊条制备水下多层堆焊修复层, 对比分析了稀土元素添加前后堆焊层的微观组织、硬度及耐磨性能演变规律, 旨在揭示稀土元素对水下多层堆焊修复层微观组织与耐磨机制的调控机理, 为海洋及水工金属结构的原位水下修复提供工艺参考与理论支撑.

1　试验方法

试验所用基材为 Q235 钢, 其尺寸为 200 mm × 50 mm × 25 mm. 试验采用的焊条焊芯为 0Cr13, 直径 2.7 mm, 长度 360 mm. 二者化学成分如表 1 所示. 采用水下 SMAW 方法在水深 500 mm 的水箱中进行多层多道堆焊层制备, 每道焊缝堆焊 3 层, 试验平台如图 1 所示. 焊接电源选用 Panasonic YK-305AA 焊机, 该设备的电流输出范围为 60 ~ 300 A, 额定输出电压为 32 V, 焊接工艺参数如表 2 所

表 1　试验材料化学成分 (质量分数, %)

Table 1　Chemical composition of experimental materials

材料	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Ti	Cu	Fe
Q235	0.137	0.165	0.466	0.021	0.027	0.016	0.006	0.005	0.064	余量
0Cr13	0.08	0.6	0.8	12	—	0.035	0.03	—	—	余量

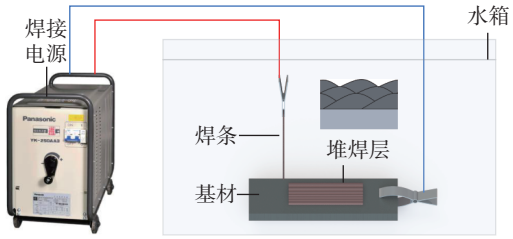


图 1 焊接试验平台示意图

Fig. 1 Schematic diagram of welding test platform

示. 为获得最佳焊接效果, 焊接电流选用 140 A[15].

采用两种成分的合金进行水下湿法焊接试验, 药皮成分配比如表 3 所示. 其中, 不含稀土硅铁合金的配方为 RE0, 含有稀土硅铁合金的配方为 RE1.

表 2 焊接工艺参数

Table 2 Welding experiment paraments

样品	焊接电流 I/A	焊接电压 U/V	焊接速度 v/(mm·s^{-1})
RE0	140	24	2
RE1	140	24	2

表 3 焊条药皮化学成分 (质量分数, %)

Table 3 Chemical composition of electrode coating

样品	还原铁粉	海泡石矿	钾长石	水玻璃	金红石	萤石	锰粉	纤维素	$AlSi_{12}$	硅铁合金	稀土硅铁合金
RE0	8.33	2.5	4.17	25.83	37.5	8.33	2.5	4.17	2.5	4.17	0
RE1	8.33	2.5	4.17	25.83	37.5	8.33	2.5	4.17	2.5	1.67	2.5

采用线切割方法, 从每种工况下焊接的堆焊层上分别切割 4 个尺寸为 10 mm × 10 mm × 5 mm 的试件. 使用 80 ~ 2 000 目的 SiC 砂纸对样品进行打磨. 用 0.5 μm 金刚石膏抛光, 制备标准金相样品. 采用常规金相试样制备方法观察堆焊层的显微组织. 将样品在腐蚀液 (25 g $FeCl_3$ + 25 ml HCl + 100 ml H_2O) 中蚀刻 10 s. 使用 DYJ-201C 光学显微镜对堆焊层各层的微观组织进行观察. 利用维氏 HVS-1000M 硬度计测量堆焊层各层的硬度, 试验施加 5 N 的载荷, 停留时间为 10 s.

在室温 (25 ℃) 下进行摩擦磨损试验, 试验采用直径 4 mm 的 Si_3N_4 对磨球, 施加 5 N 载荷. 往复速度 200 次/min, 滑动距离 4 mm, 持续时间 30 min. 完成摩擦磨损试验后, 使用 VHX-700 F 超景深显微镜 (super depth field microscope, SDFM) 观察磨痕. 分别使用扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 和能谱仪 (energy disperse spectroscopy, EDS) 对磨痕微观形貌和化学元素分布进行表征. 磨损率计算方法为[16-17]

$$W = \frac{V}{F \cdot S} \tag{1}$$

式中: V 表示磨损体积 (单位为 μm^3); F 表示施加载荷 (单位为 N); S 表示滑动总距离 (单位为 m). 磨损体积 V 可以用 SDFM 量化, 计算公式为

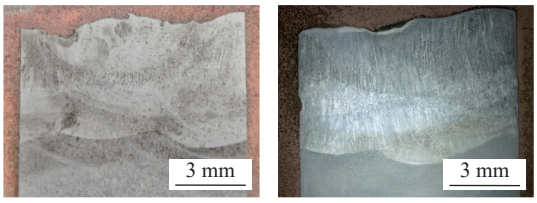
$$V = A \cdot D \tag{2}$$

式中: A 为磨损横截面的面积 (单位为 μm^2); D 为来回移动的距离 (单位为 μm).

2 结果与讨论

2.1 微观组织分析

两种堆焊层的宏观截面图如图 2 所示. RE0 与 RE1 堆焊层均观察到良好的冶金结合, 未表现出明显的裂纹、空隙或其他缺陷.



(a) RE0 (b) RE1

图 2 堆焊层宏观截面图

Fig. 2 Macroscopic cross-sectional views of surfacing layers. (a) RE0; (b) RE1

图 3 为堆焊层的金相图, 其中图 3(a) ~ (c) 为 RE0 由顶层至底层的各层微观组织金相图, 各堆焊层均未见明显缺陷. 从图 3(a) 中可以看出, RE0 顶层的微观组织以板条马氏体和 δ 铁素体为主, 受水环境快速冷却作用的影响, 板条马氏体及 δ 铁素体均沿着冷却速度最快的方向生长, 形成柱状晶粒. 其中板条马氏体尺寸更细, 且更倾向于在 δ 铁素体边界处形核并呈局部聚集, 导致组织空间分布不均. 如图 3(b) 所示, RE0 中层的微观组织仍由柱状的板条马氏体及 δ 铁素体组成, 但由于受到顶层焊接热输入的影响, 其中的板条马氏体体积分数明显较顶层增大. RE0 底层的微观组织较顶层与中层

的差别较大, 如图 3(c) 所示. 底层在其自身成形后, 又连续经历中层与顶层两次热循环再热, 先前板条马氏体发生回复与碳化物弥散析出, 呈现回火马氏体特征. 此外, 底层在受到顶层焊接热输入的同时, 被中层堆焊层金属覆盖, 其散热路径由直接与水接触的强对流冷却, 转为以金属内部传导为主的扩散冷却, 为回火反应提供更充分的时间窗口, 因此更易形成以回火马氏体为主的组织[18].

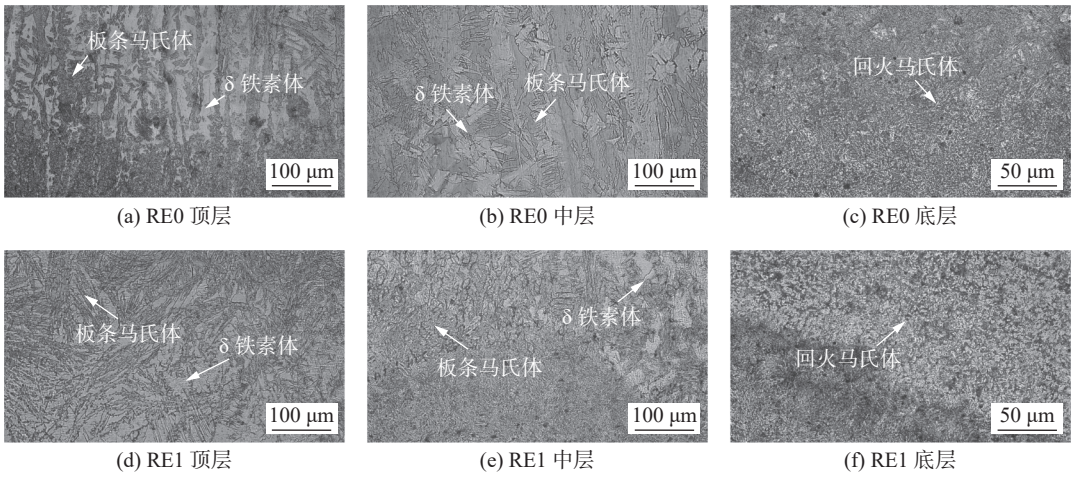


图 3　堆焊层不同层的金相图

Fig. 3　OM images of different layers in surfacing layers. (a) top layer of RE0; (b) middle layer of RE0; (c) bottom layer of RE0; (d) top layer of RE1; (e) middle layer of RE1; (f) bottom layer of RE1

图 3(d) ~ (f) 为 RE1 由顶层至底层的各层微观组织图. 其顶层的微观组织仍以柱状板条马氏体及 δ 铁素体为主. 其平均晶粒大小如表 4 所示, δ 铁素体的晶粒明显减小, 导致平均晶粒尺寸相较于 RE0 更小. 稀土可作为形核剂, 促进晶粒细化, 优化各相分布, 并有效抑制团聚现象[19]. 更多的板条马氏体在 δ 铁素体晶界处形核生长, 细化晶粒的同时, 分布更加均匀. RE1 中层的微观组织如图 3(e) 所示, 其基本相组成为板条马氏体及 δ 铁素体, 与 RE0 中层相似, 但 δ 铁素体尺寸进一步减小, 且呈更离散分布, 在稀土诱导的组织细化与后续焊道再热共同作用下, 先前形成的马氏体发生更充分的回火与形貌均匀化. RE1 底层形貌如图 3(f) 所示, 以回火马氏体为主, 且相较 RE0 底层组织更细小均匀. 除后两层焊接带来的重复回火热循环外, 稀土的加入在一定程度上抑制再热阶段的组织粗化并促进回火产物更均匀析出, 从而使底层回火马氏体进一步细化, 组织更稳定.

表 4　堆焊层各层平均晶粒等效圆直径 (μm)

Table 4　Average equivalent circular diameter of grains of each layer in surfacing layers

样品	顶层	中层	底层
RE0	289.72	46.85	7.33
RE1	39	29.87	6.33

为进一步明确稀土元素在堆焊层中的存在状态, 对 RE1 堆焊层进行了 EDS 面扫描分析, 结果如图 4 和表 5 所示. EDS 结果表明, RE1 堆焊层中稀土元素主要为 Tb 元素, 其含量为 2.7%. Tb 元素在堆焊层中总体呈弥散分布, 未见明显的大尺度偏聚现象. 这说明其能够较稳定地参与熔池凝固及后续

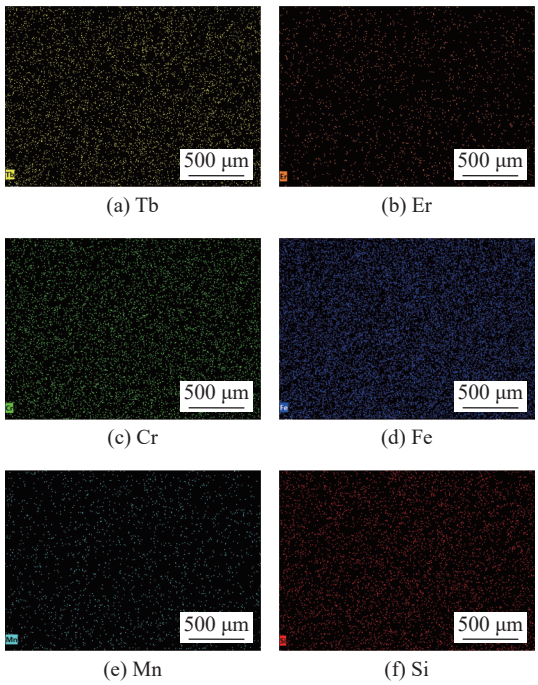


图 4　RE1 堆焊层面扫描分析

Fig. 4　Map spectrum analysis of RE1 surfacing layer. (a) Tb; (b) Er; (c) Cr; (d) Fe; (e) Mn; (f) Si

组织形成过程，其细化作用主要表现为对整体凝固行为和组织演化路径的调控.稀土元素的存在会改变局部成分分布及夹杂物特征，使堆焊层在凝固过程中获得更多潜在形核位置，进而提高形核率、抑制粗大柱状晶连续生长.同时，使组织表现出更高的离散性和均匀性.

表 5 RE1 堆焊层化学成分 (质量分数，%)
Table 5 Chemical composition of RE1 surfacing layer

Tb	Er	Cr	Fe	Mn	Si
2.70	0.34	13.56	81.59	0.40	1.41

2.2 性能分析

图 5 为 RE0 及 RE1 堆焊层不同位置的显微硬度分布.添加稀土后的 RE1 在顶层、中层与底层的显微硬度平均值均高于 RE0，表明稀土合金化对堆焊层具有显著的强化作用.同时，RE1 在同一测量区域内的硬度波动范围更小，这与其显微组织更加细化且分布更均匀一致.稀土加入后，δ 铁素体晶粒显著细化并趋于离散，板条马氏体在 δ 铁素体晶界处更易形核且分布更均匀.结合表 4 可知，RE1 各层平均晶粒尺寸均小于 RE0，晶粒细化是硬度整体提升的重要原因.硬度最大值均出现在底层堆焊层，这可归因于两组样品的底层晶粒最细.RE1 的硬度最大值为 485.7 $HV_{0.5}$，较 RE0 的硬度最大值 410.4 $HV_{0.5}$ 提升了 18.3%.硬度的提升有助于减少其在磨损过程中的材料损耗，提升其在磨损时的耐久性[20].

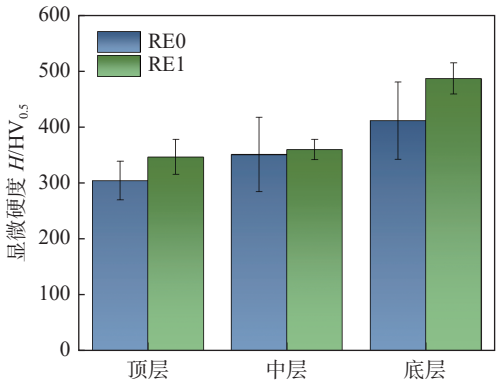


图 5 堆焊层各层显微硬度
Fig. 5 Microhardness of each layer in the surfacing layer

进一步对各堆焊层表面进行摩擦磨损测试，图 6 中显示了不同堆焊层的磨损试验结果.摩擦系数曲线如图 6(a) 所示.测试开始时，RE0 与 RE1 的摩擦系数经历急剧上升阶段，随后达到稳定状态.RE1 的摩擦系数低于 RE0，其平均摩擦系数为 0.75，较 RE0 的 1.15 降低 34.8%.稀土氧化物具有良好的润滑作用，从而使其摩擦系数降低[21].一般地，较低的摩擦系数其磨损率相对较低[22-24].

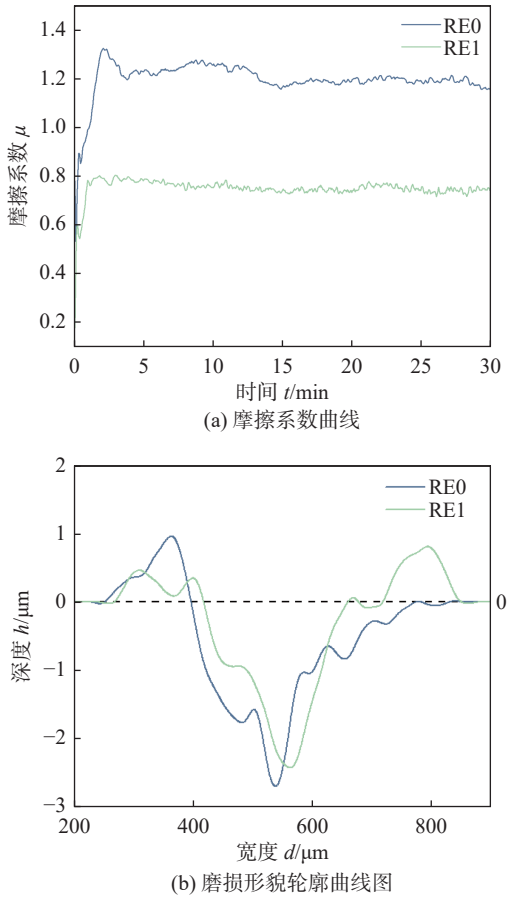


图 6 磨损试验结果
Fig. 6 Wear test results. (a) coefficient of friction curve; (b) curve graph of wear morphology profile

磨损轨迹的三维形貌如图 7 所示，RE0 及 RE1 的磨损深度分别为 12.06 μm 及 10.60 μm，RE1 磨损轨迹的深度较 RE0 更浅.同时，图 6(b) 显示了磨损形貌轮廓曲线.通过式 (1)、(2) 计算得到 RE0 及 RE1 的磨损率分别为 22.25 $\mu m^3/s{\cdot}N$ 及 16.14 $\mu m^3/s{\cdot}N$.RE1 的磨损率较 RE0 降低 27.5%，较低的磨损率可归因于低摩擦系数及高硬度.稀土元素的加入抑制了硬度更低的 δ 铁素体并促进较硬马氏体的形核与生长.

使用 SEM 对磨损轨迹进行观察，得到的磨痕表面形貌如图 8 所示.从图 8(a) 可以看出，RE0 的磨损轨迹中存在较多平行的沟槽，并伴随有大面积的剥落产生.坑槽内积聚了大量白色碎屑，这些碎屑附着于表面，是由高温高压条件下摩擦生成的氧化物组成，能够填充滑动界面间的凹槽，进而加剧三体磨料磨损[25].此外，在剥落边缘处可观察到裂

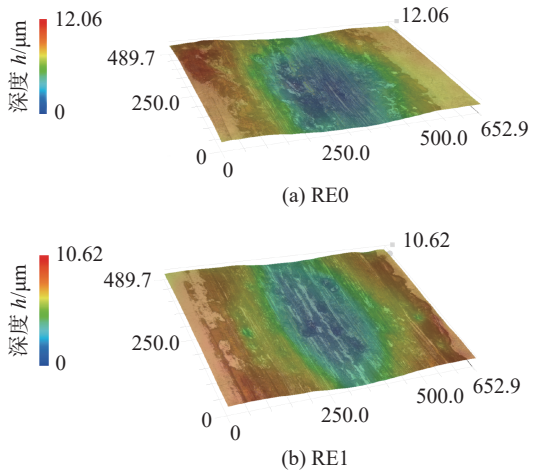


图 7　磨痕三维形貌图

Fig. 7　Three-dimensional topography of wear marks. (a) RE0; (b) RE1

纹萌生与扩展痕迹，表明在循环剪切应力作用下，表层发生局部疲劳损伤并导致分层剥落. RE0 的磨损机制以氧化磨损、黏着磨损与疲劳磨损为主，并伴随明显的磨粒磨损.

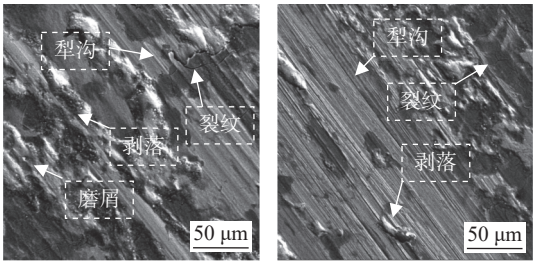


图 8　磨痕表面形貌图

Fig. 8　Surface morphology diagram of wear marks. (a) RE0; (b) RE1

图 8(b) 为 RE1 的磨痕表面形貌图. 与 RE0 类似，RE1 同样可见犁沟特征，但其沟槽深度更浅更均匀，剥落坑的面积与剥落片尺寸明显减小，裂纹长度与密度也显著降低. 这说明稀土加入后，材料表层的抗犁削能力与抗分层剥落能力均得到提升. 一方面，RE1 具有更细小均匀的马氏体及 δ 铁素体组织，具备更高的显微硬度，使得磨粒对表面的切削作用受抑，沟槽更浅；另一方面，稀土氧化物在摩擦过程中可参与生成具备一定承载与减摩效应的摩擦层，减小真实接触面积，降低界面剪切阻力，进而抑制材料剥落与裂纹扩展.

对磨痕表面进行 EDS 面扫描分析，图 9 为 RE1 磨痕的面扫描结果. 在磨痕轨迹中，Fe 元素及稀土元素信号相较未磨损区更弱 (分布更浅)，而 O 元素、Si 元素在磨损轨迹内呈现明显富集. 该现象表明磨损轨迹表面被一层以氧化物为主的混合层覆盖. 在持续摩擦过程中，生成的氧化膜被循环再剪切再氧化，氧化磨屑不断生成并在轨迹内被反复压实，导致 O 在磨痕内集中. Si 在轨迹内富集通常与磨屑在沟槽区的滞留和压实有关，基体与 Si_3N_4 磨球之间发生了材料转移现象，表现为黏着磨损与氧化磨损共同作用[26]. 由于该反应层位于磨损轨迹的上部，该范围内 Fe 元素及稀土元素的相对信号被遮蔽，从而表现为磨损轨迹内 Fe 与稀土分布变浅. 结合 SEM 形貌可知，RE1 更易形成相对连续且稳定的摩擦反应层，使其在摩擦过程中起到一定隔离与承载作用，从而降低黏着撕裂及疲劳分层剥落的发生概率. 最终使 RE1 的磨损机制趋向于以氧化磨损为主，伴随轻微磨粒磨损及黏着磨损；而 RE0 由于剥落与裂纹更显著，三体磨料作用更强，其黏着磨损与疲劳磨损耦合更为突出.

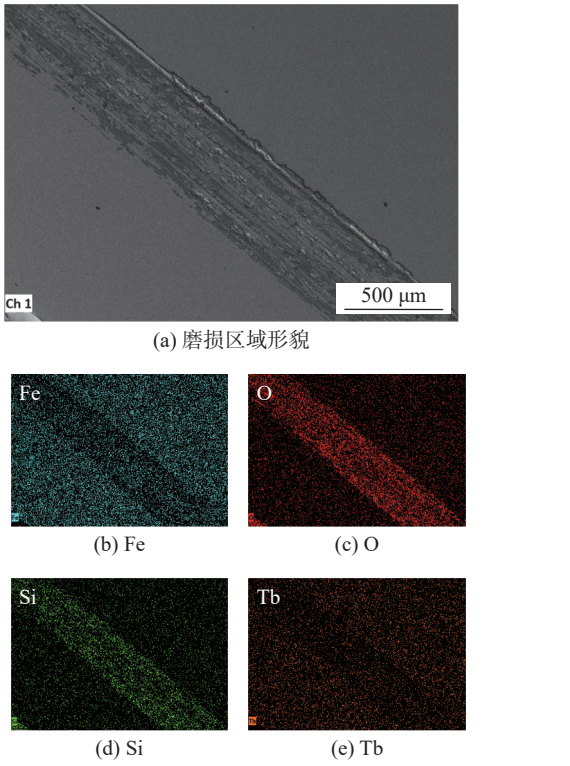


图 9　磨损轨迹面扫描分析

Fig. 9　Map spectrum analysis of wear track surface. (a) morphology of the wear area; (b) Fe; (c) O; (d) Si; (e) Tb

3　结论

(1) 稀土元素的添加抑制了水下堆焊层 δ 铁素体晶粒的长大，促进马氏体在 δ 铁素体晶界位置的形核长大，使得组织分布更加均匀.

(2) 硬度峰值均出现在底层，主要是由于底层平均晶粒尺寸最小，组织细小均匀，晶界强化效应显著，材料承载能力得以提升；同时稀土元素提高了硬质马氏体相占比，RE1 最大硬度达到 485.7 $HV_{0.5}$.

(3) RE1 的摩擦系数 0.75，磨损率为 16.14 $\mu m^3/s \cdot N$，较 RE0 更低. RE1 硬度更高且更易形成相对稳定的摩擦氧化膜，使犁沟更浅，剥落与裂纹显著减轻，磨损机制以氧化磨损为主，磨粒与疲劳剥落受到抑制，从而表现为更低的磨损率.

参考文献

[1] CHEN J, QIAO Y, ZHAO J, *et al*. Research status and prospects of novel technology in underwater wet arc welding/laser cladding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2025, 148: 273 − 296.

[2] 李志刚, 魏成法, 刘德俊, 等. 高压水下湿法焊接电弧等离子体介质击穿机制 [J]. 焊接学报, 2023, 44(8): 49 − 56,132.
LI Zhigang, WEI Chengfa, LIU Dejun, *et al*. Mechanism on dielectric breakdown of arc plasma in high pressure underwater wet welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2023, 44(8): 49 − 56,132.

[3] TOMKOW J, CZUPRYŃSKI A, FYDRYCH D. The abrasive wear resistance of coatings manufactured on high-strength low-alloy (HSLA) offshore steel in wet welding conditions[J]. Coatings, 2020, 10: 219.

[4] HERNANDEZ G A L, PALACIOS O M R, COSTA S P, *et al*. Underwater welding: Evaluation of the structural characteristics of the fusion zone generated in an A36 structural steel welded by FCAW-S[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2025, 137: 1 − 19.

[5] ZHANG X, GUO N, DING Y, *et al*. A novel approach of ultra-low diffusible hydrogen welding wire for underwater wet flux-cored arc welding: a spontaneous barrier of molten slag[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 5669 − 5674.

[6] LI H, HU C, HU J, *et al*. Underwater wet welding of high-strength low-alloy steel using self-shielded flux-cored wire with highly exothermic Al/CuO mixture[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2024, 328: 118404.

[7] GONZALEZ R H A, BASTOS B E A, CASADIEGO M L P, *et al*. Influence of heat input on the weldability of ASTM A131 DH36 fillet joints welded by SMAW underwater wet welding[J]. Sustainability, 2023, 15: 11222.

[8] 杜永鹏, 郭宁, 吴程皞, 等. 焊缝余高变异系数在水下湿法焊接质量评估过程中的应用 [J]. 焊接学报, 2020, 41(2): 24 − 27,32,98.
DU Yongpeng, GUO Ning, WU Chenghao, *et al*. Study on the application of the weld reinforcement variation coefficient in underwater wet welding quality evaluation[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(2): 24 − 27,32,98.

[9] 严春妍, 顾正家, 聂榕圻, 等. X80 管线钢水下湿法多道焊残余应力分析 [J]. 焊接学报, 2024, 45(3): 15 − 21,130.
YAN Chunyan, GU Zhengjia, NIE Rongqi, *et al*. Residual stress analysis in multi-pass underwater wet welded X80 pipeline steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2024, 45(3): 15 − 21,130.

[10] CISQUINI P, LOBO E J S, MORENO-URIBE A M, *et al*. Corrosion resistance of underwater wet welds produced with a new oxyrutile electrode: influence of polarity, welding current, and depth[J]. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2024, 46(10): 601.

[11] SUROJO E, WICAKSANA N I, SAPUTRO Y C N, *et al*. Effect of welding parameter on the corrosion rate of underwater wet welded SS400 low carbon steel[J]. Applied Sciences, 2020, 10: 5843.

[12] SANTOS V R, MONTEIRO M J, RIZZO F C, *et al*. Development of an oxyrutile electrode for wet welding[J]. Supplement to the Welding Journal, 2012, 91: 319 − 328.

[13] SANTOS V R, BRACARENSE A Q, PESSOA E C P, *et al*. Development of oxyrutile low alloy ferritic electrode for wet welding[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 21: 1223 − 1247.

[14] GUO N, LIU D, GUO W, *et al*. Effect of Ni on microstructure and mechanical properties of underwater wet welding joint[J]. Materials & Design, 2015, 77: 25 − 31.

[15] WU Y, YANG K, CHENG X, *et al*. Microstructure and corrosive-wear resistance of surfacing layers for underwater wet welding[J]. Materials Today Communications, 2024, 39: 108675.

[16] JU J, ZAN R, SHEN Z, *et al*. Remarkable bioactivity, bio-tribological, antibacterial, and anti-corrosion properties in a Ti-6Al-4V-xCu alloy by laser powder bed fusion for superior biomedical implant applications[J]. Chemical Engineering Journal, 2023, 471: 144656.

[17] GUO H, SUN X, WANG X, *et al*. Effect of Swing-CMT welding parameters on friction and wear properties and electrochemical corrosion performance of Babbitt alloy ZChSnSb11-6[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 3863 − 3875.

[18] TOMKOW J, FYDRYCH D, ROGALSKI G. Role of bead sequence in underwater welding[J]. Materials, 2019, 12(20): 3372.

[19] 王永东, 杨在林, 胡海亭, 等. 稀土对氩弧熔覆复合涂层组织和性能的影响 [J]. 焊接学报, 2017, 38(12): 65 − 68,132.
WANG Yongdong, YANG Zailin, HU Haiting, *et al*. Effect of rare earth on microstructure and properties of argon arc cladded composite coatings[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2017, 38(12): 65 − 68,132.

[20] MAHADE S, MULONE A, BJORKLUND S, *et al*. Investigating

load-dependent wear behavior and degradation mechanisms in Cr_3C_2-NiCr coatings deposited by HVAF and HVOF[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 4595 − 4609.

[21] DU J, LI F, LI Y, *et al*. The influence of nano-CeO_2 on tribological properties and microstructure evolution of Cr_3C_2-NiCrCoMo composite coatings at high temperature[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 428: 127913.

[22] CHAUHAN H R, SALADI S, VARIYA S, *et al*. Role of micro- and nano-CeO_2 reinforcements on characteristics and tribological performance of HVOF sprayed Cr_3C_2-NiCr coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 467: 129684.

[23] ZHANG Z, YANG Q, YU Z, *et al*. Microstructure and performance of Ti-based wear-resistant laser cladding coatings with rare-earth oxides[J]. Materials Letters, 2023, 350: 134856.

[24] KAYALI Y, YALCIN Y, TALAŞ Ş. Electro-spark deposition coating of AISI 4140 and AISI 1040 steels by WC, Ni and M42 electrodes and their wear properties[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2023, 33: 11558 − 11568.

[25] XING X, WANG H, LU P, *et al*. Influence of rare earths on electrochemical corrosion and wear resistance of RE-Cr/Ti pack coatings on cemented 304 stainless steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 291: 151 − 160.

[26] 张新涛, 李淑琪, 夏佃秀, 等. 微粒子喷丸强化对 GCr15 轴承钢微动摩擦磨损性能的影响 [J]. 表面技术, 2025, 54(21): 237 − 250,262.
ZHANG Xintao, LI Shuqi, XIA Dianxiu, *et al*. Effect of fine particle bombardment on the fretting wear performance of GCr15 bearing steel[J]. Surface Technology, 2025, 54(21): 237 − 250,262.

作者简介: 吴溢凡，博士研究生；主要研究方向为水下焊接技术；Email：yifwu@hhu.edu.cn.
杨可 (通信作者)，博士，教授；Email：yangke_hhuc@126.com.

（编辑：　赵佳欣）