

双相不锈钢水下湿法激光焊接接头组织及其失效行为

尤家玉¹, 胡晨珂², 张振海¹, 王晓强¹, 李永清¹, 蔡志海³, 李竹影¹

(1. 海军工程大学, 湖北 武汉 430033)

(2. 中部战区联勤保障部队, 湖北 武汉 430033)

(3. 陆军装甲兵学院, 北京 100072)

摘要: 针对水下湿法激光焊接有效水深小、焊缝质量不高问题, 使用一种自主设计制备的助焊剂, 利用激光焊接系统在 6 mm 模拟海水中采用湿法焊接方式成功连接了 5 mm 厚的 0Cr25Ni6Mo3N 双相不锈钢。焊接后利用金相显微镜观察了焊接接头顶部、中部、底部焊缝 (FZ) 和热影响区 (HAZ) 的微观组织, 分析组织演变机理。计算焊接接头各区域奥氏体相比例, 发现大部分区域奥氏体明显减少, 偏离母材平衡数值, 结合各区域组织形貌特征分析了这一问题的原因, 给出了促进奥氏体生长、保持两相比例平衡的建议。实验后对焊缝拉伸断裂类型和摩擦磨损失效行为进行了分析, 测得试样平均拉伸强度为 810.7 MPa, 达到母材 (BM) 拉伸强度的 95.3%, 平均伸长率为 34.4%, 断口微观组织显示有明显解理台阶和部分韧窝, 失效机制为混合断裂; 焊缝平均稳定摩擦系数约为 0.557, 减摩性优于母材, 磨损失效机制为三体磨粒磨损。

关键词: 双相不锈钢; 湿法激光焊接; 组织演变; 奥氏体相比例; 拉伸失效; 磨损失效

中图分类号: TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)08-2314-07

0Cr25Ni6Mo3N 钢为超低碳双相不锈钢, 兼具铁素体和奥氏体的优点, 具有比铁素体不锈钢和奥氏体不锈钢更好的耐蚀性能和更高的韧塑性, 被广泛应用到船舶制造、海洋工程建设、核能装备用材和强腐蚀性工作环境 (海水、酸性介质) 中^[1]。这些装备设施常年遭受海风侵蚀、海水腐蚀和潮汐等自然力量的冲击磨损, 检修和维护是保证其良好工作状态的必要条件。随着服役时间的增长, 关键结构和部件长期处于有腐蚀性的水环境中, 会出现不同程度的开裂、老化, 给主体设施安全运行带来威胁, 因此有必要在水下进行检修保养。焊接是工程制造和维修的重要手段, 有研究表明^[2-3], 水下焊接已被用于海洋工程结构和核设施的维修工作。目前, 对于不锈钢的焊接报导多为陆上常规条件下的研究, 水环境的复杂性决定了不锈钢水下焊接作业的有关实验和理论较少, 还需要进一步探索。

水下焊接主要分为干法焊接、局部干法焊接和湿法焊接^[4], 其中水下湿法焊接装置最为简便, 操作便利, 适应复杂环境能力强, 几乎可以适用于所有具有复杂几何结构的工程设施, 经济效益最高, 但是焊接

质量往往不尽如人意。虽然近些年对水下湿法焊接专用焊丝投入了大量研究, 在一定条件下能够获得质量较高的焊缝, 但湿法焊接仍然是 3 种方法中难度最大的, 尤其是湿法激光焊接的相关报道十分有限。近些年研究者们对水下激光焊接进行的大量研究主要集中在局部干法焊接^[1,5-6], 为数不多的水下湿法激光焊接的研究多为报道湿法焊接存在的问题, 着力解决这些问题的文献则少之又少。清华大学的张旭东等人^[7]在研究水下 Nd:YAG 激光焊接焊缝质量与激光传输的关系时发现水下湿法激光焊接中产生了一种蓝色等离子体, 这种等离子体可能是汽化的水在高功率激光的作用下形成的。结果表明 5 mm 以内深的水对激光能量的吸收对焊接过程的影响不大, 但是这种等离子体对激光束有很强的屏蔽作用, 作用于母材的热输入被大幅削弱, 导致水深达到 3 mm 及以上时焊缝熔深大幅减小, 从而严重影响焊接过程。印度理工学院的 Parag 等人^[8]研究了水射流辅助 304 不锈钢水下湿法激光焊接焊缝的组织与硬度, 发现焊接过程中产生了类似的紫色等离子体, 认为这种等离子体是阻碍激光能量传输的主

收稿日期: 2023-08-15

基金项目: 国家自然科学基金 (52130509)

作者简介: 尤家玉, 男, 1995 年生, 博士生, 海军工程大学, 湖北 武汉 430033, E-mail: yu958268@163.com

要因素。提出采用水射流辅助焊接的方法可以迫使等离子体随水流离开焊接区域, 实验结果显示湿法激光焊接的有效作用水深有明显增加, 可在 15 mm 以内的水深环境实现焊接过程。在这篇报道之前, 天津大学的姚杞^[9]采用了类似的方法研究了 304 不锈钢的湿法激光焊接问题。姚杞认为湿法焊接时产生的气泡对激光束有散射作用, 影响了能量传输。提出侧吹水流的方法使得气泡随水流移动离开激光束传播路径, 如图 1 所示, 实验结果显示有效作用水深可达 30 mm。以上研究出发点不同, 却采用了相似的方法, 但实验结果不尽相同, 这可能与激光器种类、施加水流速度、焊接工艺参数等因素有关。Guo 等^[10]研究了不同焊接参数下水下湿法激光焊接可以正常工作的水深。实验发现激光功率对可用水深的影响最大, 其次是焊接速度, 而焦点位置对可用水深的影响较小。更高的功率密度(大功率、低焊接速度)可以在更大的水深条件下实现焊接, 较小的激光功率密度可以实现焊接的有效水深大致保持在 7 mm 左右; 高功率密度的焊接有效水深可达 20 mm, 但该研究仅展示有 8 mm 以内水深的焊缝表面形貌和横截面形貌。秦航^[11-12]等分别研究了水下湿法激光焊接 45 钢和 TC4 钛合金的焊缝成形与性能, 发现更大的功率有利于获得成形良好的焊缝; 离焦量为 -2 mm 时形成的焊缝深宽比最大, 更容易形成深熔焊; 水深增加会导致焊缝成形变差, 当水深超过 6 mm 时, 不能形成连续焊缝。该研究表征 4 mm 水深条件下的焊缝硬度和拉伸强度, 2 种金属焊缝均出现硬化现象, 硬度远高于各自的母材; 45 钢焊缝拉伸强度达到母材的 94.8%, 而 TC4 钛合金焊缝拉伸强度仅为母材的 34.8%, 两种焊缝拉伸失效类型均为脆性断裂, 塑性严重下降。

综上所述水下湿法激光焊接存在可操作水深小、实现高质量焊接难度大、焊缝性能较差等问题。正因如此, 目前关于这一研究方向的报道很少, 为数不多的报道对实验现象描述多, 对焊缝组织结构表征多, 而对评价焊缝质量有决定性意义的机械性能表征少。水下湿法激光焊接技术距离应用到工程实际中还需要更多的学者投入更大的努力。

针对上述水下湿法激光焊接存在的问题, 本研究首先验证了 0Cr25Ni6Mo3N 双相不锈钢在模拟海水中湿法激光焊接的可行性, 针对水深 6 mm 焊接质量差、焊缝不连续问题, 借鉴了工业炼钢造渣方法、药芯焊丝设计原理和自蔓延焊接理念等冶金工业技术经验, 自主设计制备了一种湿法焊接助焊剂, 在 6 mm 水深下对 0Cr25Ni6Mo3N 双相不锈钢进行了湿法激光焊接。观察分析焊缝金属组织结构, 为了掌握焊接

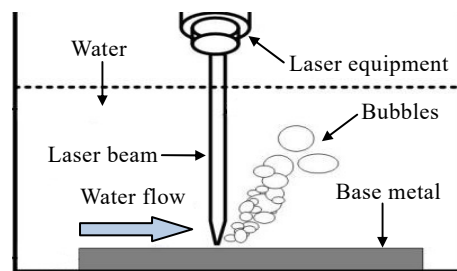


图 1 侧吹水流辅助激光焊接示意图

Fig.1 Schematic of flowing water assisted laser welding^[9]

接头的可靠性, 测试焊缝拉伸强度和耐磨性与母材进行对比, 分析焊缝拉伸断裂和磨损失效机制。截至目前, 关于水下湿法激光焊接接头组织性能表征的研究均不超过 4 mm 水深, 本研究的实验方法可为水下湿法激光焊接技术的进一步研究提供参考价值 and 数据支撑。实验结果对于当前关注较多的局部干法激光焊接技术也有借鉴意义, 采用局部干法焊接时或许无需将水全部排出也可获得质量较高的接头, 可降低对设备的要求以节约作业成本。

1 实验

试验用钢为 0Cr25Ni6Mo3N 双相不锈钢板材, 用于实验的尺寸为 5 mm×80 mm×160 mm, 化学成分和部分机械性能分别如表 1 和表 2 所示, 微观组织形貌如图 2 所示。实验使用的激光设备是中国锐科公司生产的型号为 ZGWM-1GX-3000F 的国产光纤激光器, 最大功率 3 kW, 激光束聚焦光斑直径为 460 μm, 激光波长为 1070 nm, 激光器输出透镜系统焦距为 460 mm。图 3 为水下湿法激光焊接示意图, 实验所用的模拟海水是质量分数为 3.5% 的氯化钠溶液。焊接工艺参数如表 3 所示, 焊接方式为等厚平板对接焊, 本焊接实验未开坡口, 不使用焊丝, 焊接前将自制助焊剂均匀涂覆于母材表面, 涂覆厚度 1 mm。助焊剂成分为碳酸钙、氟化钙、三氧化二铁、铝, 所用材料形式均为粒度 48 μm 的粉末。

实验完成后, 采用线切割方法沿垂直于焊接方向加工焊缝, 切割 10 mm×10 mm×5 mm 的金属块, 制备标准金相试样, 使用 Beraha II 试剂(60 mL H₂O+30 mL HCl+1 g K₂S₂O₅) 腐蚀 5~10 s。利用 OLYMPUS 金相显微镜(OM)观察、拍摄焊缝横截面微观组织形貌, 然后使用 Image-Pro 软件统计计算图片中的各区域尺寸和各相面积占比; 拉伸试验在 LGS100K 型万能试验机上进行, 试样尺寸示意图如图 4 所示, 焊缝置于试样中部, 为保证测试结果准确性, 避开焊缝两端从焊缝中部制取 3 个拉伸试样进行测试; 拉伸测试后利

表 1 0Cr25Ni6Mo3N 双相不锈钢化学成分

Table 1 Chemical composition of 0Cr25Ni6Mo3N duplex stainless steel (ω/%)

C	Si	N	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	Fe
0.03	0.6	0.2	1.5	3.2	5.7	0.0	24.6	Bal.

表 2 0Cr25Ni6Mo3N 双相不锈钢机械性能

Table 2 Mechanical properties of 0Cr25Ni6Mo3N duplex stainless steel

Tensile strength/ MPa	Yield strength/ MPa	Elongation/ %	Hardness, HV/MPa	Impact energy/J
852	677	≥32.5	2509	≥27

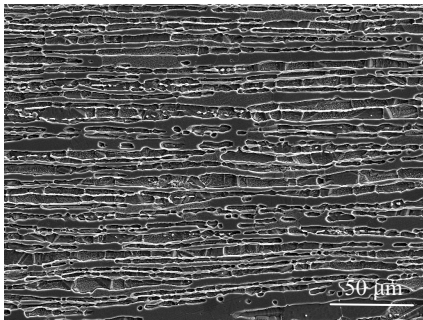


图 2 母材微观组织

Fig.2 Microstructure of base metal

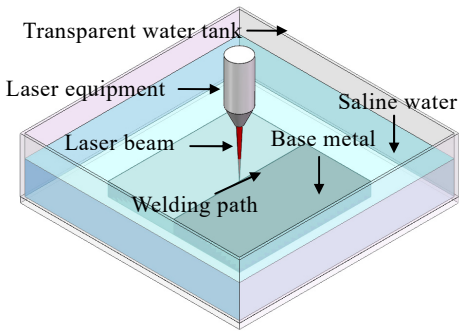


图 3 水下湿法激光焊示意图

Fig.3 Schematic of underwater wet laser welding experiment set

表 3 焊接工艺参数

Table 3 Welding parameters

Laser power, <i>P</i> /W	Welding speed, <i>V</i> /mm·s ⁻¹	Defocus quantity, Δf /mm	Water depth, <i>H</i> /mm
3000	10	-2	6

用 Zeiss-MERLIN Compact 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察、拍摄断口形貌; 利用 SFT-2M 型销盘式摩擦磨损试验机测试焊缝耐磨性, 选用摩擦副为直径 $\Phi=4$ mm 的 GCr15 磨球, 测试条件为: 室温, 外加载荷 5 N, 往复频率 2 Hz, 往复距离 5 mm, 持续时间 30 min。

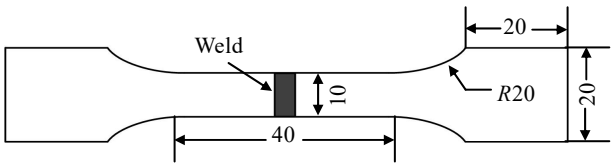


图 4 拉伸试样尺寸

Fig.4 Size of tensile specimen

2 结果与分析

2.1 焊缝成形

图 5a 为不使用助焊剂直接进行湿法激光焊接后的焊缝成形表面。焊接过程中可以观察到有断续的火花出现, 激光束未能持续作用在母材上, 不能形成焊缝, 只在焊接路径上形成焊点, 部分焊点勉强能够相连。Guo 等^[5]认为“光束通道”是实现水下湿法激光焊接的关键, 当光束通道稳定存在时焊接过程才能连续进行。针对这一问题本实验中使用了一种自主设计制备的助焊剂, 以期提高湿法焊接质量。助焊剂中的铝和三氧化二铁在焊接时由激光诱导发生铝热反应, 释放大热量, 为焊接熔池提供额外热输入。碳酸钙在焊接时受热分解产生二氧化碳气体, 排开熔池附近水分逸出, 形成短暂的局部干燥空间, 有助于减轻激光诱导空化^[13]等破坏性影响, 为激光传输提供良好条件。水在焊接过程中吸收大量热, 部分分解为氢和氧, 氢元素是焊接的大敌, 氢脆现象对众多结构件可靠性造成了严重威胁^[14]。因此助焊剂中添加了氟化钙成分, 用于吸收氢元素以期改善氢脆现象。助焊剂涂覆于母材表面隔开水分, 反应产物漂浮于熔池表面有助于保护熔池不被水分入侵^[15]。使用助焊剂后, 焊缝表面形貌如图 5b 所示。可以看出焊缝成形良好, 整体尺寸均匀, 表面无明显缺陷。焊接时可以观察到助焊剂持续强烈燃烧, 焊接全程激光束连续稳定输出, 表明焊接过程是连续稳定的, 焊缝质量比未使用助焊剂的焊缝有明显提高。这个观察结果说明使用该助焊剂在湿法焊接过程中焊缝获得了良好的保护。

2.2 焊缝组织形貌

图 6 为图 5b 所示焊缝的横截面金相照片, 母材显微组织由铁素体 (α) 相和奥氏体 (γ) 相组成, 铁素体占比约为 47.9%, 奥氏体占比约为 52.1%, $\alpha:\gamma$ 约为 1:1.1, 两相呈条带状交错均匀分布。焊缝整体呈典型的“杯状”, 焊缝熔宽 1.97 mm, 已知实验板材厚度为 5 mm, 可得焊缝深宽比达 2.54, 具有激光焊接深熔焊的特点。“杯身”较窄且均匀, 接近底部位置略有收缩, 平均宽度约为 1.04 mm。图 6 中 a、c、e 分别是焊缝 (FZ) 顶部、中部和底部中心区域显微组织,

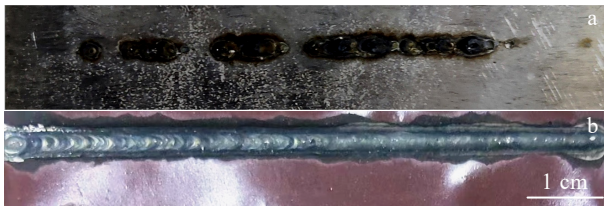


图5 焊缝表面形貌

Fig.5 Surface morphologies of the weld without (a) and with flux (b)

图6中b、d、f分别是接头顶部、中部和底部热影响区(HAZ)及焊缝边缘显微组织。a区为焊缝顶部中心区域,晶粒尺寸明显小于其他区域,奥氏体含量约为57.4%,高于母材中的奥氏体含量,主要以粗晶界奥氏体形式存在。b区为焊缝顶部热影响区,平均宽度约为181 μm ,奥氏体含量明显减少,约为25.5%,以晶界奥氏体为主,晶内奥氏体和魏氏体占比很少。c区和e区分别为焊缝中部和底部中心区域,二者显微形貌十分相似,铁素体被晶界奥氏体分割均形成等轴晶,内部有较多晶内奥氏体生成,有少量魏氏体沿晶界奥氏体生长向铁素体内部延伸;c区奥氏体含量为47.6%,e区奥氏体含量为41.5%,均低于母材奥氏体含量。d区和f区中的热影响区形貌相似,平均测量

宽度分别为37和41 μm ,考虑到测量误差可以认为二者宽度是相等的,远小于顶部热影响区宽度,奥氏体含量分别是d区27.8%、f区29.2%。然而两区域图片显示的焊缝边缘形貌有较大差异,其中f区焊缝边缘铁素体呈现明显的粗大柱状晶特征,晶粒沿熔合线排列并沿垂直于熔合线的方向生长,奥氏体含量为33.5%;d区铁素体形貌不规则,被大量生长方向不一致的奥氏体分割,但晶界奥氏体析出的不充分导致这种分割是不完全的,最终形成的组织形貌停留在柱状晶向等轴晶转变的过程中,奥氏体含量为38.8%。热影响区和焊缝的边界即熔合线较为清晰,而和母材相互交错、边界不明显。这是因为靠近母材的部分能够吸收到的热量有限,导致母材组织相变不完全,一部分奥氏体发生了转变成为铁素体,另一部分没有发生转变保持了奥氏体形态,因此在交界处形成母材组织和热影响区组织交错分布的形貌。在焊缝底部出现了两处黑色孔洞。这是因为板材的背面没有助焊剂保护,焊接时液态金属遭受到周围水分的入侵,凝固后形成气孔。孔洞仅存在于焊缝最底部,即焊缝背面表层,没有深入到焊缝内部,因此对焊缝性能的影响不大。

各区域奥氏体相占比如图7所示。可以看出,热影响区奥氏体相占比明显小于焊缝区域,焊接时热影响区温度紧邻熔化温度,奥氏体在高温下发生相变向

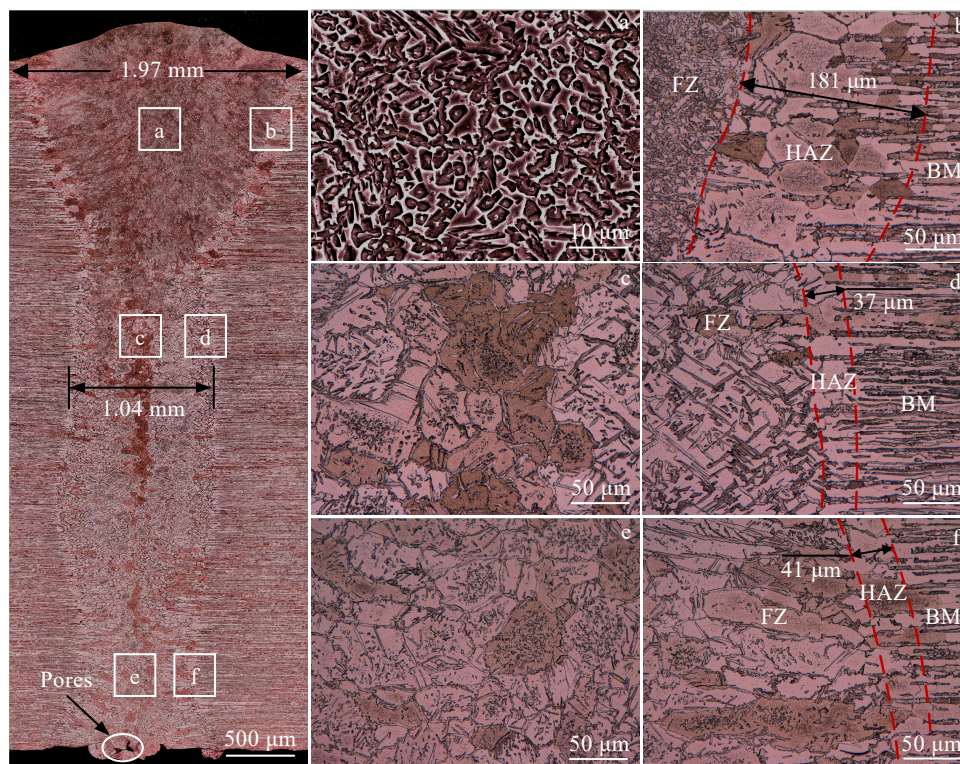


图6 图5b中焊缝横截面组织形貌

Fig.6 Cross-sectional microstructure of the weld in Fig.5b

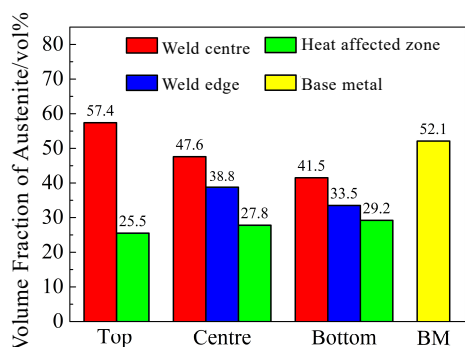


图 7 各区域奥氏体相占比

Fig.7 Proportion of austenite in different regions

铁素体转变, 导致铁素体增多。焊接接头奥氏体含量与母材相比, 除焊缝顶部中心区域增加外, 其他各区域出现不同程度的下降, 所有区域双相比比例均偏离母材平衡比例, 其中热影响区最为严重, 奥氏体占比已不足双相不锈钢一般生产要求的“单一相含量至少达到 30%”。保持双相比比例的平衡对双相不锈钢而言非常重要, 焊接接头大部分区域出现奥氏体明显减少的问题有待解决。这一现象可能是因为湿法激光焊接过程在水的加速冷却影响下熔池冷却迅速、结晶时间短导致铁素体向奥氏体转变达不到平衡状态, 相变过程不充分。基于以上分析, 解决奥氏体减少问题可以从以下 2 个方面考虑: 一是适当降低焊接速度, 或给予熔池额外的热输入, 以延长熔池液态金属结晶时间; 二是添加奥氏体稳定剂或有利于促进奥氏体生长的形核元素, 如镍元素等。

2.3 拉伸失效分析

图 8 为拉伸试样应力-应变曲线和断裂位置, 两个试样断裂在热影响区, 抗拉伸强度分别为 810.5、810.9 MPa, 伸长率分别为 33.3%、35.5%; 一个试样完全断裂在母材上, 抗拉伸强度为 850.8 MPa, 伸长率为 40.5%。这一现象说明热影响区平均抗拉强度为 810.7 MPa 低于母材, 达到母材的 95.3%, 焊缝抗拉强度有可能高于母材, 但需要制备、测试全焊缝试样进行验证。平均伸长率为 34.4%, 达到母材的 84.9%。图 9 为热影响区断口微观形貌, 断口呈现明显解理台阶, 属于脆性断裂特征; 还发现有少部分韧窝, 属于韧性断裂特征, 因此接头拉伸断裂失效机制是以脆性断裂为主的混合断裂。

2.4 磨损失效分析

图 10 为摩擦系数-时间曲线, 在磨损前期, 母材和焊缝的摩擦系数呈现出缓慢上升的趋势, 约 820 s 后趋于稳定, 最终母材摩擦系数稳定于 0.6 附近, 平均值为 0.604; 焊缝摩擦系数稳定于 0.55 附近, 平均值为 0.557。焊缝的摩擦系数较小说明焊缝的减摩性优

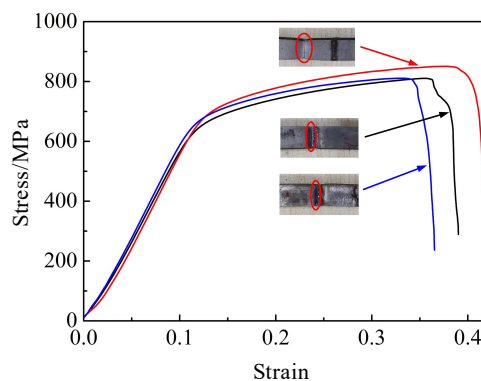


图 8 试样拉伸应力-应变曲线和断裂位置

Fig.8 Tensile stress-strain curves and fracture positions of specimens

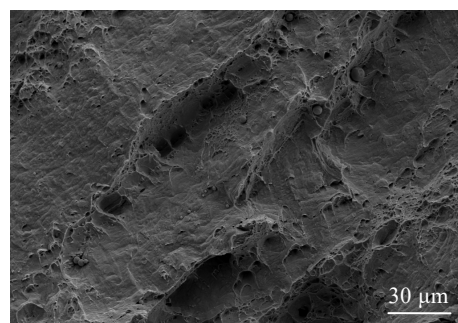


图 9 热影响区断口形貌

Fig.9 Morphology of the fracture in HAZ

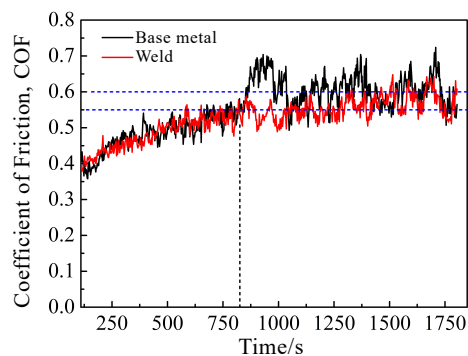


图 10 母材的焊缝的摩擦系数-时间曲线

Fig.10 COF-time curves of base metal and weld

于母材。在磨损前期, 由于金属表面粗糙度较大, GCr15 磨球与金属间的实际接触面积随着磨痕的加深而逐渐增大, 导致摩擦系数上升。随着实验的进行磨痕宽度及深度趋于稳定, GCr15 球与金属间的实际接触面积达到最大, 摩擦因素趋于稳定, 此时进入稳定磨损阶段。

图 11 为焊缝的磨痕形貌。由磨痕形貌可以看出, 焊缝的磨痕表面呈现出明显的平行分布的犁沟形貌, 大量磨损物质堆积在磨痕两端, 同时还有部分磨损物

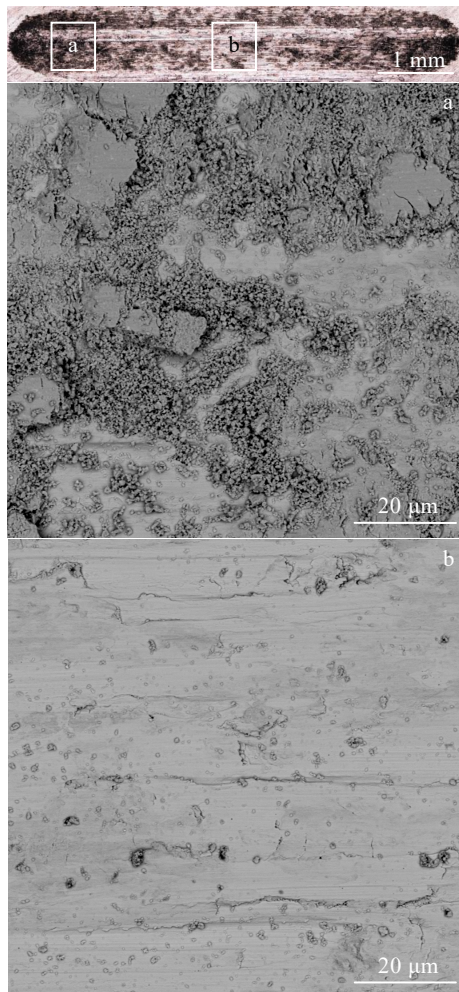


图 11 焊缝磨痕形貌

Fig.11 Morphologies of the weld abrasion marks: (a) end of the weld abrasion marks and (b) center of the abrasion marks

质较为集中地分散黏着在磨痕中部。在摩擦过程中，试样表面产生的磨屑堆积在摩擦表面，充当第三体磨粒^[6]，在循环碾压过程中使金属表面发生磨粒磨损，从而产生了犁沟和大量磨屑^[17]。因此，焊缝磨损机制为三体磨粒磨损。

3 结 论

1) 使用自主设计的助焊剂在 6 mm 水深实现高质量的湿法激光焊接，焊缝无气孔和裂纹等明显缺陷，可实现焊缝深宽比达 2.5 以上的深熔焊。

2) 焊接接头组织主要由奥氏体和铁素体（等轴状或柱状）组成，焊接接头各区域两相比比例不同程度地偏离母材比例，热影响区最为严重，奥氏体含量不足 30%。

3) 焊接接头热影响区平均拉伸强度为 810.7 MPa，达到母材的 95.3%，平均伸长率为 34.4%，达到母材

的 84.9%，断裂位置为热影响区，断裂类型是以脆性断裂为主的混合断裂；焊缝摩擦系数为 0.557，小于母材的 0.604，减摩性优于母材，磨损失效机制为三体磨粒磨损。

参考文献 References

- [1] Wang K, Jiao X D, Zhu J L et al. *Advances in Mechanical Engineering*[J], 2022, 14(1): 1
- [2] Abhiram V, Radhika N. *Advances in Materials and Processing Technologies*[J], 2023, 9(4): 1
- [3] Fan Y, Liu T G, Xin L et al. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2021, 544(2): 152693
- [4] Sun G F, Wang Z D, Lu Y et al. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*[J], 2022, 35(1): 42
- [5] Guo N, Cheng Q, Zhang X et al. *Materials*[J], 2019, 12(17): 2703
- [6] Fu Y L, Guo N, Cheng Q et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(6): 15648
- [7] Zhang X D, Chen W Z, Ashiida E et al. *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2004, 41(5): 717
- [8] Parag M S, Suvradip M, Muvvala G. *Optik*[J], 2021, 242(19): 167272
- [9] Yao Qi(姚 杞). *Study on Underwater Laser Welding of Stainless Steel*(不锈钢水下激光焊接研究)[D]. Tianjin: Tianjin University, 2014
- [10] Guo N, Xing X, Zhao H Y et al. *Materials & Design*[J], 2017, 115(3): 112
- [11] Qin Hang(秦 航), Cai Zhihai(蔡志海), Zhang Ping(张 平) et al. *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2019, 32(3): 130
- [12] Qin Hang(秦 航), Cai Zhihai(蔡志海), Zhu Jiale(朱加雷) et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2019, 40(12): 143
- [13] Lu B W, Cui X F, Jiang L P et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 359(3): 125
- [14] Zhou Chao(周 超), Li Haixin(李海新), Yang Zhenlin(杨振林) et al. *Welding & Joining*(焊接)[J], 2021, 65(6): 34
- [15] Feng X R, Cui X, Zheng W et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2019, 114(6): 140
- [16] Zhan X H, Yi P, Liu Y C et al. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*[J], 2020, 34(7): 1382
- [17] Ma Wenlin(马文林), Zhao Jian(赵 健), Wang Fubo(王府伯). *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2023, 43(3): 3

Microstructure and Failure Behavior of Duplex Stainless Steel Welds by Underwater Wet Laser Welding

You Jiayu¹, Hu Chenyu², Zhang Zhenhai¹, Wang Xiaoqiang¹, Li Yongqing¹, Cai Zhihai³, Li Zhuying¹

(1. Naval University of Engineering, Wuhan 430033, China)

(2. People's Liberation Army Joint Logistics Support Force, Wuhan 430033, China)

(3. Army Academy of Armored Forces, Beijing 100072, China)

Abstract: In order to improve the quality of underwater wet laser welding, a self-designed flux were applied to the work of underwater wet laser welding 5 mm thick 0Cr25Ni6Mo3N duplex stainless steel in 6 mm depth simulated seawater. After welding, the microstructure of the top, middle, bottom weld and heat-affected zone of the welded joint was observed by metallographic microscope, and the mechanism of microstructure evolution was deduced. The austenite phase ratio in each area of the welded joint was calculated. It is found that the austenite phase in most areas is significantly reduced, which deviates from the balance value of the base metal. The reason for this problem is analyzed in combination with the microstructure and morphology characteristics of each area. Suggestions are given to promote the growth of austenite and to maintain the balance of phases. After the experiment, the failure analysis of the tensile fracture type and friction and wear behavior of the weld were carried out. The results show that the average tensile strength of the sample is 810.7 MPa, which is 95.3% of the tensile strength of base metal, and the average elongation of these samples is 34.4%. The microstructure of the fracture shows obvious cleavage step and some dimples, which belongs to the mixed fracture type. The coefficient of friction of the weld is about 0.557, and the friction reduction is better than that of the base metal. The wear failure mechanism is three-body abrasive wear.

Key words: duplex stainless steel; underwater wet laser welding; microstructure evolution; austenite phase ratio; tensile failure; wear failure

Corresponding author: Li Zhuying, Ph. D., Professor, School of Ships and Oceans, Naval University of Engineering, Wuhan 430033, P. R. China, E-mail: 20001102@nue.edu.cn