

316L 双层排水罩局部干法水下激光焊接接头组织演变及力学性能研究

张恒泉¹, 周晓辉^{2,3}, 魏连峰¹, 孙超¹, 龙绍军¹, 刘福运^{2,3}, 檀财旺^{2,3*}, 宋晓国^{2,3}

¹中国核动力研究设计院, 四川 成都 610213;

²山东船舶技术研究院, 山东 威海 264209;

³哈尔滨工业大学(威海)山东省特种焊接技术重点实验室, 山东 威海 264209

摘要 采用自主搭建的双层排水罩局部干法装置对 3 mm 厚 316L 不锈钢进行激光焊接, 对比陆地焊接条件研究了排水气压对焊接接头的影响, 并基于优化的排水气压分析了水深对焊接接头成形及组织性能的影响, 实现了表面成形美观、无气孔裂纹缺陷的焊缝。实验结果表明: 在陆地条件下进行激光焊接时, 焊缝内部无缺陷, 接头抗拉强度可达 595 MPa, 拉伸试样断于母材处。通过 Schaeffler 相图及铬当量和镍当量计算, 得出凝固焊缝组织由奥氏体和少量铁素体组成。当排水气压为 0.3 MPa 时, 焊缝无法有效熔透, 焊缝中易产生气孔缺陷, 且焊缝内生成了魏氏奥氏体, 接头的抗拉强度仅为 347 MPa; 随着排水气压增大至 0.5 MPa, 接头抗拉强度显著提高至 584 MPa。当水深较大时, 由于冷却速度过快, 焊缝中易生成脆性的魏氏奥氏体, 弱化了接头的力学性能。与陆地条件相比, 水下焊接时焊缝中形成了明显的树枝晶, 且枝晶宽度在 35 mm 水深时减小至 26.5 μm 。当水深增大至 35 mm 时, 接头的强度和塑性有所下降, 试样断于焊缝处, 韧窝尺寸较小, 试样的变形能力较差。水下激光局部干法焊接及修复具有较好的可行性和较为广阔的应用前景。

关键词 激光技术; 不锈钢; 水下局部干法; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG456.7 文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL221065

1 引言

目前, 核电工程中设备部件的组装主要依靠焊接技术, 焊接技术对核电设备的建造及核电站的运行维修起着非常重要的作用^[1]。日本发生福岛核事故后, 世界各国都对其在役核电设备的修复技术提出了更高要求。对于核电设施在役维修而言, 为了降低核辐射的影响, 常常需要进行水下焊接维修作业^[2]。目前水下焊接及修复技术主要有钨极氩弧焊、熔化极氩弧焊以及激光焊接方法。电弧焊的焊炬较为复杂, 可达性不足, 往往需要人工操作, 从而限制了其在水下的应用, 特别是其在核电焊接及修复领域的应用。相比之下, 激光束由于可以通过光纤远距离传输, 柔性好, 可达性好^[3], 特别适合远程核电修复及自动化焊接^[4]。

通常采用的水下激光焊接方法按环境可以分为湿法、干法以及局部干法。其中: 湿法焊接中激光能量的衰减比较严重^[5], 而且容易出现焊接缺陷; 干法焊接的成本较高, 而且焊接难度较大; 局部干法相对来说焊接质量较好, 而且成本较低, 具有较广阔的工业应用前景。Zhang 等^[6]通过检测水下局部干法激光焊接中的光学信

号, 分析了其与焊接稳定性之间的关系, 并基于此物理现象确认了喷嘴结构局部干腔的干燥程度主要受气体流量的影响。姚杞等^[4]针对 1 mm 厚 304 不锈钢进行了水下单层排水气罩的焊接工艺分析, 结果发现: 在 30 mm 水深下, 随着气体流量由 10 L/min 增大至 25 L/min, 焊缝熔宽增大至 1.72 mm, 而熔深则由 0.97 mm 减小至 0.39 mm。单层排水气罩装置需要使用较多的氩气, 极大地增加了成本, 鉴于此, 邢霄^[7]依据流体动力学计算设计了双层保护装置, 利用压缩空气排水, 同时利用氩气实施焊接区域保护; 结果表明, 在 20 mm 水深下, 采用单层排水装置需要 30 L/min 的氩气实现局部干燥, 而采用双层排水罩仅需要 5 L/min 的氩气。此外, 邢霄还探索了焊接工艺参数对焊缝表面成形的影响, 结果显示, 随着离焦量从 -2 mm 增加至 2 mm, 焊接飞溅被有效抑制, 获得了成形质量较好的焊缝。Guo 等^[8]针对 304 不锈钢水下激光局部干法焊接设计了双层排水装置, 并探究了功率和焊接速度对接头形貌和力学性能的影响, 结果显示: 采用该双层排水装置可以获得无缺陷焊缝, 接头强度可达到 610 MPa。另外, 该团队基于双层排水装置, 针对 TC4 钛合金的局部干法激光焊接

收稿日期: 2022-07-19; 修回日期: 2022-08-21; 录用日期: 2022-09-27; 网络首发日期: 2022-10-20

通信作者: *tancaiwang@hitwh.edu.cn

优化了热输入和离焦量,获得了成形质量和力学性能较好的接头,接头抗拉强度可达 846.2 MPa^[9]。

综上所述,目前关于水下激光局部干法焊接的研究多关注于装置设计、激光焊接工艺参数优化、焊接成形优化与缺陷抑制,而关于局部干法激光焊接时的排水工艺,尤其是双层排水装置的焊接工艺特点对焊接成形及组织演变的研究尚不充分。因此,本课题组针对 316L 不锈钢水下局部干法激光焊接设计了双层排水的局部干法焊接装置,并先进行了陆地条件下的焊接试验,然后在相同的激光焊接工艺下探究了不同排水气压对焊接的影响,进而在获得的较适宜的保护气压下探究了水深对焊接过程的影响,此外还对比分析了各条件下焊缝组织的演变规律及拉伸性能。本研究结果对水下局部干法激光焊接装置的设计以及基于双层排水装置的局部干法水下激光焊接工艺优化具有重要的指导意义。

2 试验方法及设备

2.1 试验材料

试验母材为 316L 不锈钢,其化学成分如表 1 所示。焊接试样的尺寸为 300 mm×150 mm×3 mm,无预留坡口和间隙。试验中采用的焊接形式为平板对接。为了实现焊接区域的局部干燥,采用自主设计的双层排水局部干法装置分别向焊接局部区域通入高压空气,以排空水分;同时采用纯度为 99.9% 的氩气对焊接区域进行保护。

2.2 试验方法

本研究采用的焊接系统由光纤激光器(IPG YLS-6000)和一套自主设计的局部干法保护排水装置组成。焊接前,先用乙醇和丙酮对母材表面进行擦拭,去除其表面的油污,然后对母材表面进行打磨,去除其表面的氧化膜层。焊接时,激光垂直入射至工件的对接处。焊接保护气由内层保护气口进入,以实现对接区域的保护,高压空气由外层压缩气体入口进入,以实现焊接局部区域的排水,如图 1(a)所示。局部干法装置示

表 1 母材的化学成分

Table 1 Chemical compositions of base material (BS)

Element	Mass fraction /%
C	0.018
Cr	16.82
Ni	9.73
Si	0.274
Mo	2.75
Mn	1.5
Fe	Bal.

意图如图 1(b)所示,上层连接的 4 根气管为保护气管,下层 4 根气管为高压气体气管。焊接开始前需要在焊接起始点停留 10 s 并保持高压空气、保护气体(氩气)通入,以排干水分并形成相对稳定的保护环境。经过前期对激光工艺参数的探索,确定焊接过程中的部分工艺参数保持不变,即:激光离焦量 0 mm,保护气流量 20 L/min,激光功率 2400 W,焊接速度 1.2 m/min。本研究采取的其他工艺参数如表 2 所示。首先进行陆地焊接试验(即水深为 0 mm),而后的不同排水气压下的对照组均为 25 mm 水深下的焊接试验,不同水深对照组均为 0.5 MPa 排水气压下的焊接试验。

表 2 水下激光焊接试验工艺参数

Table 2 Experimental parameters used during underwater laser welding process

Parameter	Value
Drainage air pressure /MPa	0.3
	0.4
	0.5
Water depth /mm	0
	15
	25
	35

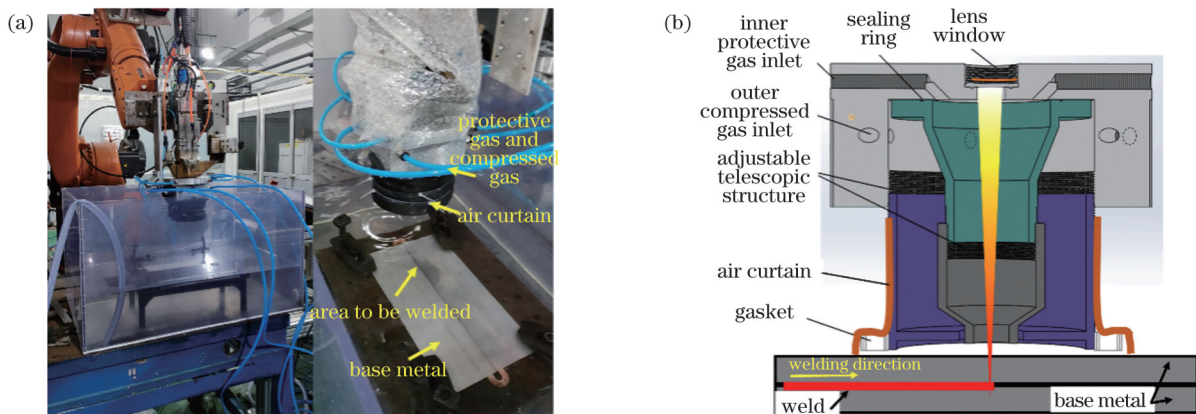


图 1 焊接试验装置及焊接过程示意图。(a)焊接试验装置照片;(b)局部干法装置及焊接过程示意图

Fig. 1 Welding experimental set-up and schematic of welding process. (a) Photo of welding experimental set-up; (b) underwater local dry device and schematic of welding process

焊接后对焊缝形貌进行拍摄,随后分别加工金相试样及拉伸试样,试样的尺寸如图 2 所示。对金相试样进行镶嵌、打磨、抛光后,采用 10% 草酸溶液在恒压 15 V 下进行 90 s 的金相腐蚀,然后使用 DSX 510 光学显微镜(OM)进行焊缝组织观察。另外,为了分析焊

缝组织的演变,采用 JMatPro 软件进行平衡相图计算。拉伸试验以 1.5 mm/min 的拉伸速度在万能试验机(CSS-44300)上进行。拉伸结束后,采用 Zeiss MERLIN Compact 场发射扫描电镜(SEM)进行断口观察和分析。

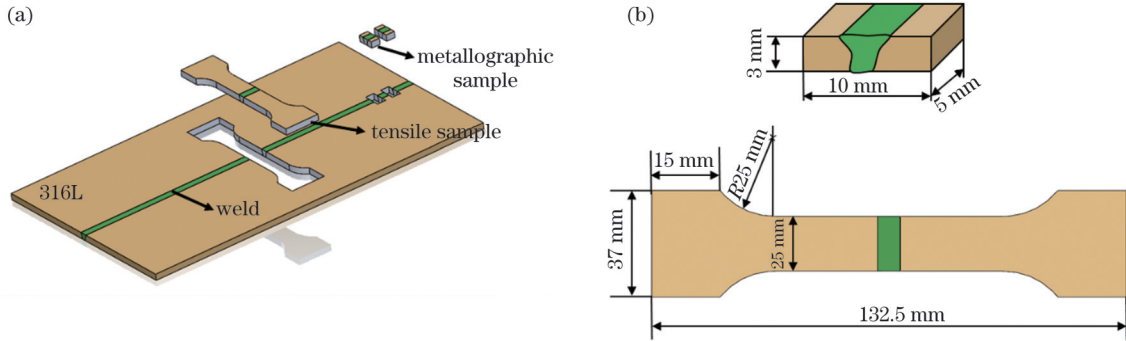


图 2 取样示意图及试样尺寸。(a)取样示意图;(b)金相及拉伸试样尺寸

Fig. 2 Schematic of sampling and sample dimension. (a) Schematic of sampling; (b) dimensions of metallographic and tensile samples

3 试验结果与讨论

3.1 焊缝成形

不同焊接工艺条件下获得的焊缝正反面形貌如图 3 所示。在陆地条件下,316L 不锈钢激光焊后焊缝表面成形均匀美观,表面无飞溅,且熔透状态均匀。随后,在相同的焊接工艺参数下,研究 25 mm 水深下不同排水气压对焊缝成形的影响。当排水气压为 0.3 MPa 时,由于气体压力不足,排水不充分,水汽易进入焊接区域,增大了焊缝的冷却速度,降低了激光对焊缝的有效热输入,从而导致熔化不充分,出现未焊透缺陷。随着

焊接的进行,由于存在一定的热积累效应,后部焊道得以焊透^[10]。当排水气压增大至 0.4、0.5 MPa 时,排水干燥效果明显改善,焊缝表面成形较为美观。

进一步研究了在排水效果较好的 0.5 MPa 排水气压下,不同水深对焊接质量的影响,结果发现不同水深下焊缝表面成形均较为美观。但在 35 mm 水深下,焊缝背部局部表面较为粗糙,焊道变窄。这说明焊接过程不稳定,推测此深度下的保护气压稍小,虽然可以对焊接区域进行保护,实现有效熔透,但若继续增大水深就容易产生缺陷。限于试验条件无法开展更大水深下的试验探究,将在后续工作中继续完善设备及试验条件。

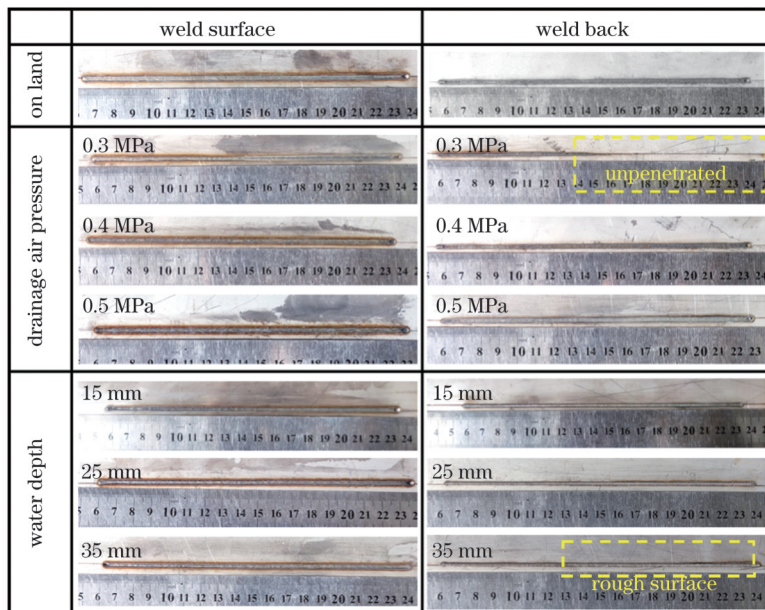


图 3 不同参数下 316L 不锈钢激光焊缝表面的宏观成形

Fig. 3 Forming of 316L stainless steel laser weld surfaces under different parameters

不同工艺参数下获得的焊缝截面形貌如图 4 所示。由图 4(a)可以发现陆地焊接时焊缝截面上无明显

的气孔、裂纹等缺陷。在不同排水气压下的试验中发现:当排水气压较小时,焊缝中存在气孔;当排水气

压增大至 0.5 MPa 时,焊缝中未发现显微气孔。另外,在不同水深的试验下均实现了焊缝的有效熔透且无明显的下塌和余高。当水深增加至 35 mm 时,焊缝中出现了气孔。在图 3 中可以发现 35 mm 水深下的焊缝表面成形出现了波动,表示在此水深下焊接过程

不稳定,导致焊缝局部出现了气孔。另外,在本试验的所有焊接工艺参数下,均有效避免了裂纹的形成。为了进一步研究工艺参数对焊缝截面成形特征的影响,提取了焊缝截面面积(熔化面积),如图 4 中的虚线所示。

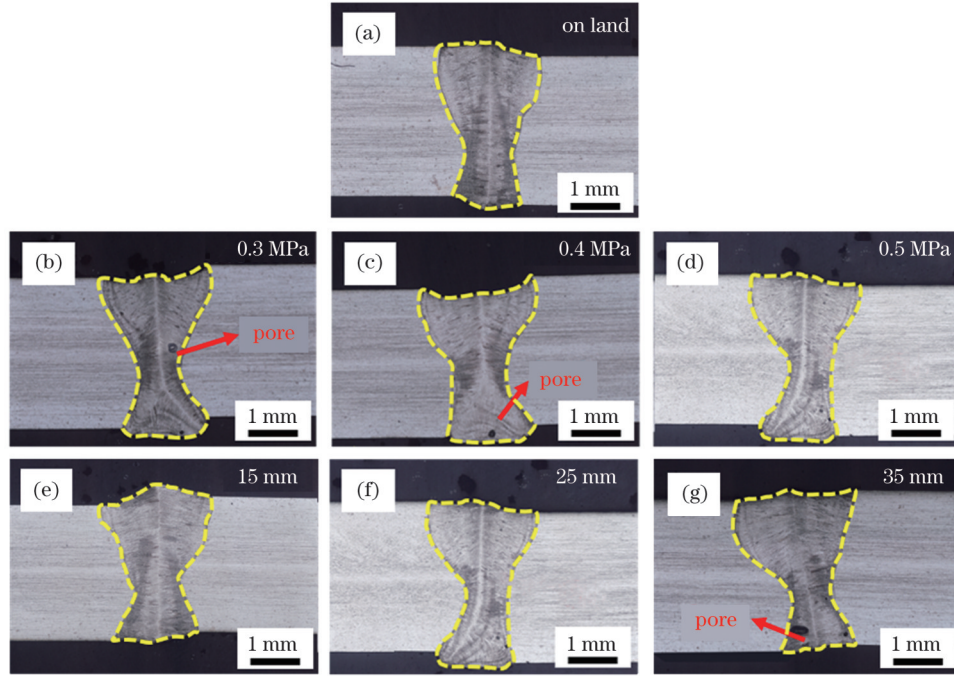


图 4 不同参数下焊缝的截面形貌

Fig. 4 Cross-sectional morphologies of welds under different parameters

分析图 5 可以发现,在相同的焊接工艺下,陆地条件下的焊缝截面面积(5.24 mm²)明显高于其他水下局部干法环境下的焊缝截面面积。这表明陆地条件下的激光对焊缝具有最大的有效热输入量,同时说明在水下环境中进行焊接时存在较明显的激光能量损失,也说明了水环境导致的大冷却速度使得激光在水下的有效熔化能力下降。另外,随着排水气压增大,焊缝截面面积呈现增大趋势。这是因为排水气压的增大使得排水更加充分,有效减少了焊接区域的水汽,并且降低了

焊缝的冷却速度;同时,激光能量容易受水汽吸收、折射等的影响,导致激光能量在焊接区域衰减^[11],而增大排水气压可使水汽减少,有效提高激光能量的利用率,增大了热输入,从而导致焊缝截面面积增大。此外,随着焊接水深增加,焊缝截面面积减小,水深为 35 mm 时焊缝截面面积为 4.7 mm²,相比陆地条件下焊接的焊缝截面面积减小了 10.3%。

3.2 焊接接头的显微组织

为了进一步对焊缝的组织演变过程进行分析,采用平衡相图以及 Schaeffler 组织预测图进行分析。图 6(a)、(b)分别为 JMatPro 计算得到的本试验材料的焊缝平衡相图以及对应的焊缝成分 Schaeffler 组织预测图。由图 6(a)可以看出,在平衡状态下,焊缝的组织演变为:高温液相(L)转变成 δ-铁素体,当 δ-铁素体的质量分数达到 42.4% 时,温度为 1424 °C,熔池由 L 和 δ-铁素体组成,奥氏体开始析出,并逐渐转化为全奥氏体组织,完全冷却后焊缝中析出部分 Laves 相。然而,水下局部干法激光焊接熔池的凝固过程为非平衡过程,激光焊接的冷速较快,焊缝的冷速介于其在空气和水中的冷速之间,属于典型的非平衡凝固,而且冷速接近淬火条件。Schaeffler 组织预测图常被用于预测焊缝组织类型和组织含量^[12]。计算 Schaeffler 组织预测图的公式为

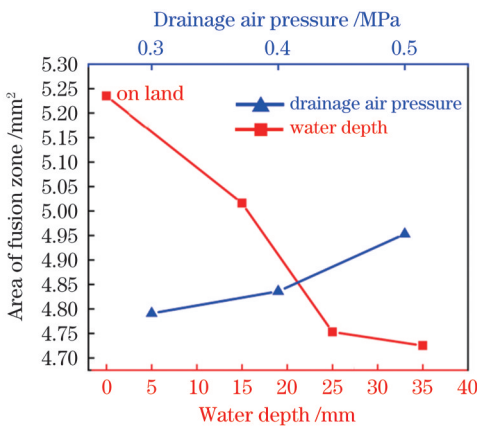


图 5 不同参数下的焊缝截面形貌特征

Fig. 5 Characters of weld cross-sectional morphology under different parameters

$$w(\text{Cr}_{\text{eq}}) = w(\text{Cr}) + w(\text{Mo}) + 1.5w(\text{Si}) + 0.5w(\text{Nb}), \quad (1)$$

$$w(\text{Ni}_{\text{eq}}) = w(\text{Ni}) + 30w(\text{C}) + 0.5w(\text{Mn}), \quad (2)$$

式中： $w(\text{Cr}_{\text{eq}})$ 和 $w(\text{Ni}_{\text{eq}})$ 分别为铬当量和镍当量； $w(\text{Cr})$ 、 $w(\text{Mo})$ 、 $w(\text{Si})$ 、 $w(\text{Nb})$ 、 $w(\text{Ni})$ 、 $w(\text{C})$ 、 $w(\text{Mn})$

分别为 Cr、Mo、Si、Nb、Ni、C、Mn 元素的质量分数。图 6(b) 中的红点处是根据焊缝元素组成和式(1)~(2) 计算得到的焊缝组织的组成, 计算结果为： $w(\text{Cr}_{\text{eq}}) = 19.98\%$ ， $w(\text{Ni}_{\text{eq}}) = 11.02\%$ 。可以看到, 在本研究条件下, 焊缝凝固后的组织为奥氏体+部分铁素体。

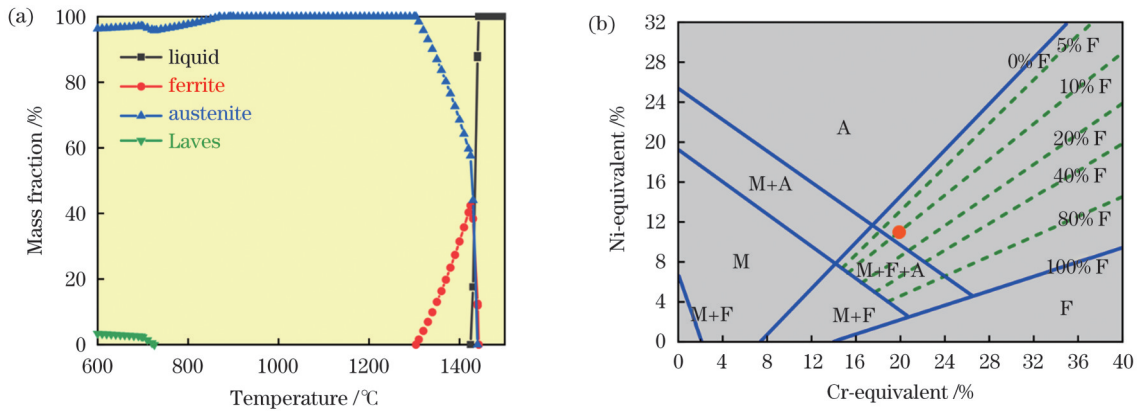


图 6 焊缝的平衡相图及 Schaeffler 图。(a) 焊缝的平衡相图；(b) Schaeffler 图^[13]

Fig. 6 Equilibrium phase diagram of weld and Schaeffler diagram. (a) Equilibrium phase diagram of weld; (b) Schaeffler diagram^[13]

图 7 为不同焊接工艺下焊缝的微观组织形貌。为对比分析, 根据图 7 测量了不同焊接条件下典型树枝晶的一次枝晶的长度和宽度, 测量结果如表 3 所示。由图 7 可以看到 316L 母材为典型的奥氏体组织, 在奥氏体边界上有沿轧制方向分布的铁素体板条。由图 7(b) 可以发现: 在陆地焊接条件下, 焊缝为奥氏体组织, 在奥氏体边界上残余有少量初生 δ -铁素体未完全转变^[14]; 相比于水下焊接条件下的柱状晶(枝晶宽度较小而长度方向较长, 取向性明显), 陆地焊接条件下柱状晶的生长趋

势并不明显(枝晶宽度为 $65.9 \mu\text{m}$, 长度为 $142.6 \mu\text{m}$)。

表 3 晶粒尺寸测量结果

Table 3 Measured grain size

Welding condition	Dendrite width / μm	Dendrite length / μm
On land	65.9	142.6
0.3 MPa	45.6	153.8
0.5 MPa	37.1	383.3
25 mm	37.1	383.3
35 mm	26.5	413.7

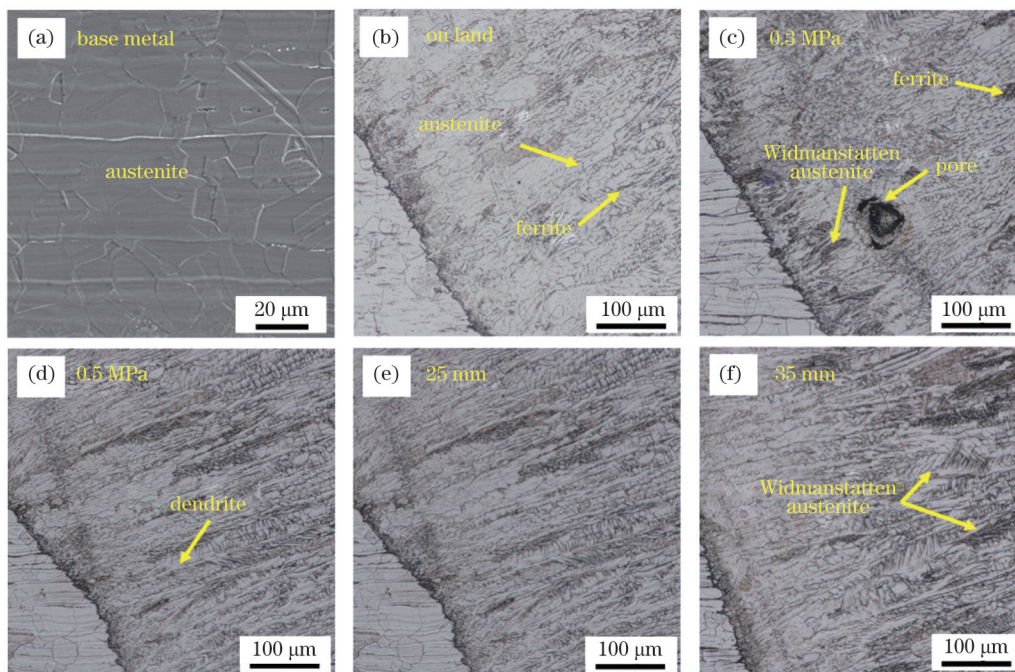


图 7 不同参数下母材及焊缝的微观组织

Fig. 7 Microstructures of BM and weld under different parameters

图 7(c)、(d)显示了排水气压对微观组织的影响。当排水气压为 0.3 MPa 时,由于排水不充分,焊接时焊缝的冷速较快,水汽进入焊缝的机会增加,而且快速冷却时水汽来不及逸出而形成了气孔。焊缝的微观组织以奥氏体为主导,局部有铁素体沿奥氏体边界分布。另外,由于冷速较快,部分奥氏体形成时沿原始 δ -铁素体晶界平行向晶内生长,形成了大量魏氏奥氏体,严重弱化了接头的性能^[15]。当排水气压为 0.5 MPa 时,排水效果较好,冷速相对较慢,在初生 δ -铁素体处易形成胞状奥氏体,熔池凝固时由熔池边界联生结晶,树枝晶的长宽比 10.3:1,形成了明显的奥氏体柱状晶,并且柱状晶垂直于熔池边界向内部生长。

图 7(e)、(f)显示了不同水深下焊缝微观组织的变化。相比于陆地焊接,水下局部干法焊接得到的焊缝均表现出较明显的树枝晶生长趋势。这是由于水下环境具有的较高冷速和低热输入特性导致焊缝凝固边界的过冷度较大,促进了熔池边界处的形核,因而晶粒密

度较大^[16],枝晶宽度显著减小至 26.5 μm ;同时,较高的冷速又进一步促进了晶粒垂直于边界向熔池内部生长,导致生成的树枝晶更长,长度可达 413.7 μm 。此外还可以发现随着水深增加至 35 mm,焊缝中形成了魏氏奥氏体。

3.3 焊接接头的力学性能

对各参数下的焊接接头试样进行拉伸性能测试,试样拉断后的宏观形貌如图 8 所示。陆地条件下的焊缝强度高于母材,试样断裂于母材处,说明焊接质量较好。对比图 8(b)~(d)可以发现:在排水气压较小(0.3、0.4 MPa)时,接头的焊接性能较弱,接头断于焊缝处;当排水气压增大至 0.5 MPa 时,焊接性能较好,拉伸试样断于热影响区(HAZ)。此外,对比不同水深下拉伸试样断裂后的宏观形貌可以发现:在 15 mm 水深下焊接的接头强度合格,试样断于母材处,而在水深增大至 35 mm 时焊接的接头断于焊缝处,焊接质量相对较差。

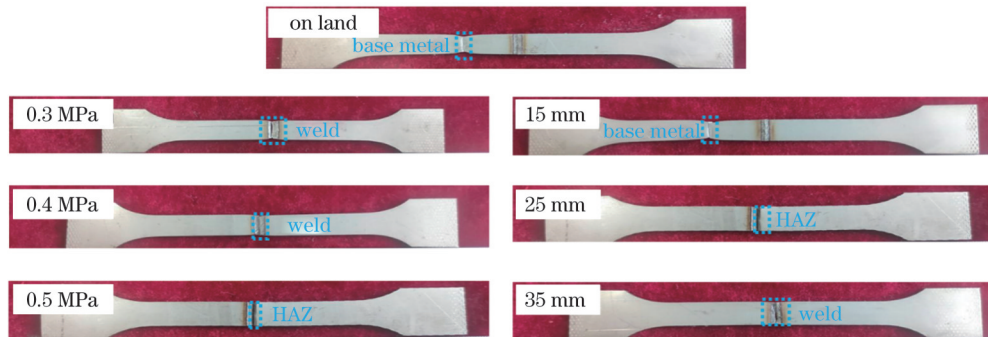


图 8 拉断后的焊接接头试样

Fig. 8 Welded joint samples after tensile fracture

图 9 为各试样的拉伸测试曲线。可以看出,在陆地条件下焊接的接头的抗拉强度为 595 MPa,延伸率为 57.6%。对比不同排水气压下的接头的拉伸性能发现:在 0.3 MPa 排水气压下焊接的接头的拉伸性能较差,其抗拉强度仅为 347 MPa,且延伸率仅为 4.7%,塑性较差;随着排水气压增加,接头

的抗拉强度提高至 584 MPa,延伸率达到 48.5%。此外,在水深较小(15 mm)时,焊缝的强度高于母材,试样的抗拉强度高达 600 MPa,延伸率可达到 60%;当水深增大至 35 mm 时,试样的抗拉强度为 547 MPa,接头强度系数为 91%,延伸率为 31.8%。这是因为当水深增大至 35 mm 时,焊缝内存在气孔

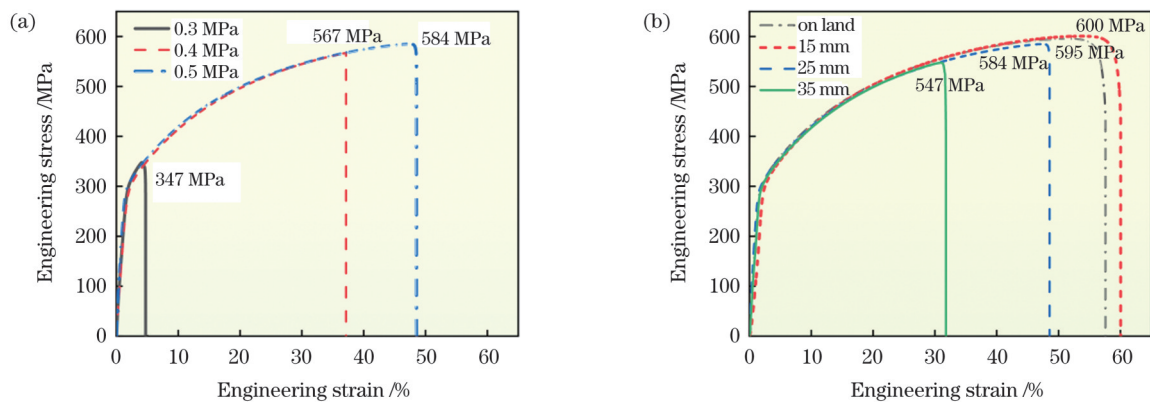


图 9 焊接接头试样的拉伸曲线。(a)不同排水气压下的焊接接头试样;(b)不同水深下的焊接接头试样

Fig. 9 Tensile curves of welded joint samples. (a) Joint samples welded at different drainage air pressures; (b) joint samples welded at different water depths

缺陷以及脆性的魏氏奥氏体组织,弱化了接头的拉伸性能。

进一步对拉伸后的断口进行形貌观察,分析接头的断裂机制。图 10 为各接头的宏观断口形貌,可以明显发现:在 0.3 MPa 排水气压下,断口上呈现出两个特

征区域,这两个区域分别表现为塑性断裂和脆性断裂特征;在排水气压较大时,断口均表现为塑性断裂特征;在不同的水深下,试样基本呈塑性断裂特征;在 35 mm 水深下,断口上存在尺寸较大的条形气孔,气孔弱化了接头的拉伸性能。

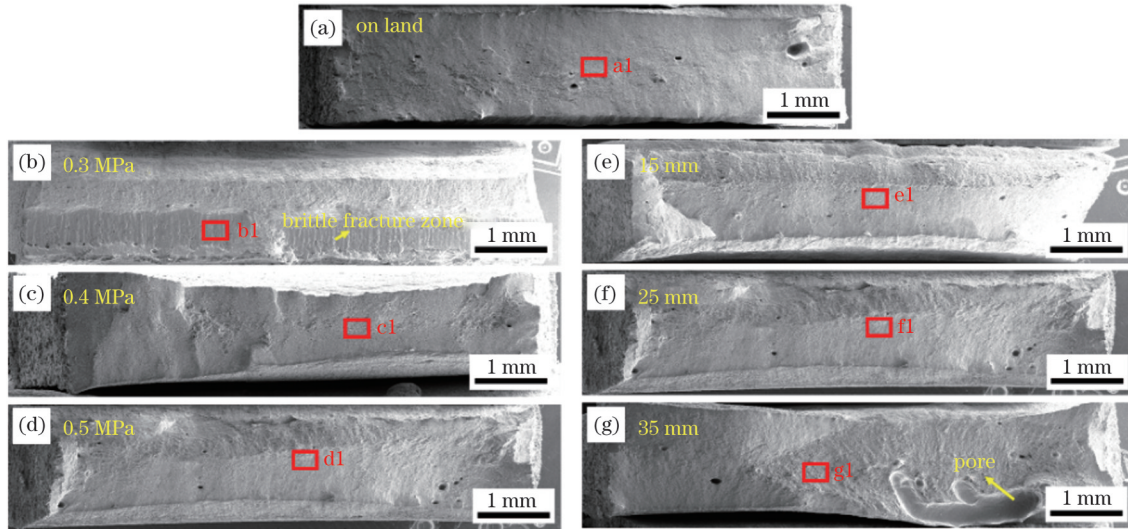


图 10 拉伸试样的宏观断口

Fig. 10 Macro-fracture surfaces of tensile samples

图 11 为图 10 所示断口中方框处的局部放大形貌。在陆地条件下,微观断口为典型的细小等轴韧窝形貌^[17]。当排水气压为 0.3 MPa 时, b1 区域呈现明显的脆性断裂特征,断口为典型的沿晶断裂,此时裂纹沿晶界迅速扩展。这主要是因为此时的焊缝组织中存

在较多的脆性魏氏奥氏体组织。当排水气压增加至 0.4 MPa 和 0.5 MPa 时,断口全部呈现韧性断裂特征^[18],并且 0.4 MPa 排水气压下的断口中含有较多微裂纹,而 0.5 MPa 排水气压下的断口上则未出现微裂纹。这表明 0.4 MPa 下的接头在拉伸时,焊缝内产生

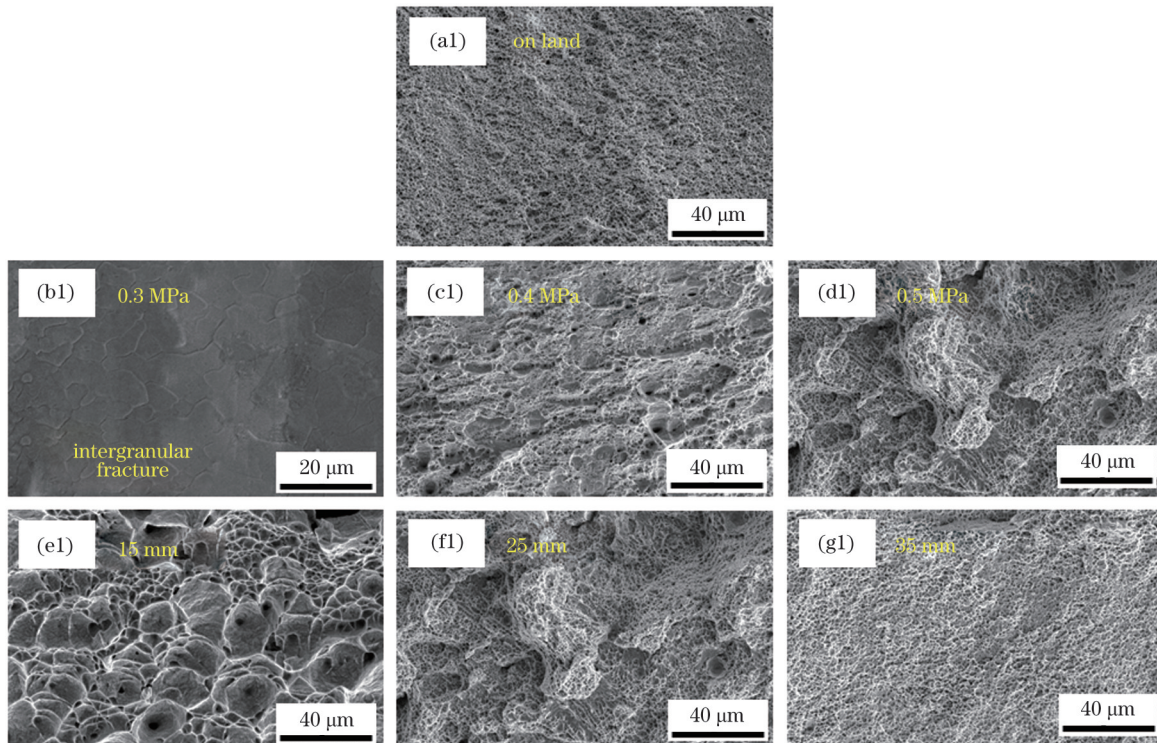


图 11 拉伸断口的微观形貌

Fig. 11 Micro-morphologies of tensile fracture surfaces

的微孔更容易聚集形成微裂纹,而且这种微裂纹会进一步扩展成为较大尺寸的裂纹,并在遇到晶界后沿晶界扩展。微孔形成后,接头抵抗裂纹形成和进一步扩展的能力较差,导致接头的强度和塑性较弱。

此外,对不同水深下接头的断口形貌进行观察可以发现,15 mm 水深下的接头与陆地条件焊接时的接头一样断于母材,接头具有较好的强塑性,断口呈现出典型的韧窝特征。从断口上的韧窝来看,15 mm 水深下的韧窝尺寸明显大于陆地焊接条件下的,说明该水深下接头的塑性更好,变形能力更强^[19],这与拉伸曲线结果相符。当水深增加至 35 mm 时,断口较为平整,且韧窝尺寸小。这表明该参数下焊接试样的变形能力较差,承受拉伸载荷时无法持续变形而较早地断裂,导致其韧窝尺寸较小,接头的延伸率较低。

图 12 为焊接接头的拉伸断裂路径。在陆地条件下焊接时,材料对裂纹扩展的抵抗能力较强,使裂纹扩展方向偏转了 80° 。在 15 mm 水深下焊接时,焊缝质量较好,接头仍断于母材,断裂路径出现多次偏转,材料

同样具有较好的阻止裂纹扩展的能力。当水深进一步增大至 25 mm 时,裂纹扩展方向发生了比较明显的变化,裂纹从焊缝热影响区底部萌生后垂直向上扩展,在焊缝中部发生偏转,沿最大切应力方向迅速扩展并引起试样断裂,该方向与树枝晶生长方向一致,因而裂纹易沿晶界迅速扩展。当水深进一步增大至 35 mm 时,如图 12(d) 所示,焊缝组织中存在较多脆性魏氏奥氏体组织,导致底部的裂纹萌生区和扩展区减小,试样较早地沿最大切应力方向于焊缝处发生断裂。

对比不同排水气压下焊接接头的断裂路径可以发现,当排水气压为 0.3 MPa 时,焊缝内存在气孔缺陷及严重的魏氏奥氏体组织,底部很小的区域为裂纹萌生区和扩展区,导致接头抵抗裂纹的能力较差,裂纹迅速扩展,从而表现出图 10 所示的脆性断裂特征。随着排水气压增大,焊缝的冷速减慢,魏氏奥氏体组织难以生成,焊缝抵抗裂纹扩展的能力提高,试样具有较大的裂纹萌生区和扩展区,因而最大切应力作用下的失稳扩展较难形成。

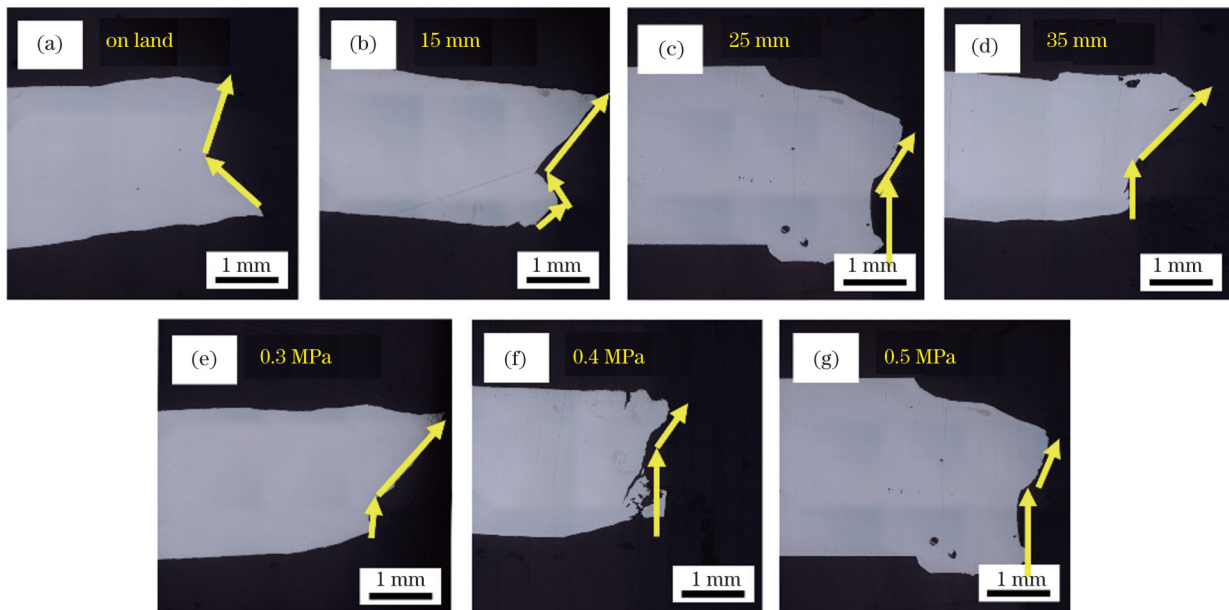


图 12 焊接接头的拉伸断裂路径

Fig. 12 Tensile fracture path of welded joints

4 结 论

本课题组采用自主搭建的局部干法激光焊接系统对 316L 不锈钢进行了激光焊接工艺探究,并对比分析了不同参数下接头的成形、组织和拉伸性能,得到的结论如下:

1) 在 0.3 MPa 排水气压下难以实现 25 mm 水深的焊接熔透,当排水气压增大至 0.5 MPa 时,焊缝成形美观且无表面飞溅;在 0.5 MPa 排水气压下,可以在 35 mm 以内的水深下实现焊缝成形。

2) 同陆地条件下的焊缝截面面积相比,水下焊接试样的焊缝截面面积较小;随着排水气压增大,焊缝截

面面积逐渐增加;随着水深增加,焊缝截面面积减小。

3) 在焊缝微观组织方面,相比于陆地焊接,水下局部干法焊接的冷速较快,导致焊缝内出现了魏氏奥氏体组织,尤其是在较大水深(35 mm)下焊接时,排水保护效果较差,冷速较快,焊缝内形成了明显的树枝晶,并且枝晶间距更小;同时,水下焊接过程不稳定,焊缝中容易产生气孔缺陷。

4) 0.3 MPa 的排水气压不足以完全排水,保护不充分,焊缝的力学性能较差,抗拉强度仅为 347 MPa,延伸率仅为 4.7%,拉伸断口表现为韧窝形貌的塑性区和沿晶脆性区。随着排水气压增大至 0.5 MPa,接头的强度和塑性明显提高,抗拉强度和延伸率分别达到

584 MPa 和 48.5%, 接头断裂在热影响区, 断口呈塑性特征, 且切窝尺寸明显增大, 变形能力提高。在 0.5 MPa 排水气压下, 当水深不超过 15 mm 时, 拉伸试样断裂于母材; 当水深增大至 35 mm 时, 试样的抗拉强度和延伸率下降, 断口的宏观形貌较为平整, 且微观切窝尺寸更小, 表明其变形能力较差。

参 考 文 献

- [1] Marx F J, Lott R G, Boggess C L, et al. Aging management of nuclear power plant reactor internals[C] // Proceedings of 17th International Conference on Nuclear Engineering, July 12-16, 2009, Brussels, Belgium. New York: ASME, 2010: 137-144.
- [2] Vallance C A, Jackson M, Wilkins K. Radiation safety management for manned underwater operations at nuclear facilities [C] // Proceedings of 12th International Conference on Nuclear Engineering, April 25-29, 2004, Arlington, Virginia, USA. New York: ASME, 2008: 21-28.
- [3] 王瑜, 舒乐时, 耿韶宁, 等. 汽车车身激光焊接技术的现状与发展趋势[J]. 中国激光, 2022, 49(12): 1202004.
Wang Y, Shu L S, Geng S N, et al. Status and development trend of laser welding technology for automotive body[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(12): 1202004.
- [4] 姚杞, 罗震, 李洋, 等. 不锈钢水下激光焊接焊缝成形与力学性能[J]. 上海交通大学学报, 2015, 49(3): 333-336.
Yao Q, Luo Z, Li Y, et al. Weld forming and mechanical property of stainless steel underwater laser welding[J]. Journal of Shanghai Jiao Tong University, 2015, 49(3): 333-336.
- [5] 周田华, 陈卫标, 贺岩, 等. 通过海气界面的上行激光光场分布[J]. 中国激光, 2010, 37(8): 1978-1982.
Zhou T H, Chen W B, He Y, et al. Beam spatial distribution of upward laser through sea-air interface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(8): 1978-1982.
- [6] Zhang X D, Ashida E, Shono S, et al. Effect of shielding conditions of local dry cavity on weld quality in underwater Nd: YAG laser welding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 174(1/2/3): 34-41.
- [7] 邢霄. 304 不锈钢水下激光焊接排水装置设计及焊接工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017.
Xing X. Design on draining water device and its welding procedure research in underwater laser welding of 304 stainless steel[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.
- [8] Guo N, Fu Y L, Xing X, et al. Underwater local dry cavity laser welding of 304 stainless steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 260: 146-155.
- [9] Fu Y L, Guo N, Zhu B H, et al. Microstructure and properties of underwater laser welding of TC4 titanium alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 275: 116372.
- [10] Fu Y L, Guo N, Cheng Q, et al. Underwater laser welding for 304 stainless steel with filler wire[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 15648-15661.
- [11] 施项中. TC4 钛合金水下激光焊接工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
Shi X Z. Welding procedure research in underwater laser welding of TC4 titanium alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.
- [12] Zhou X H, Zhao H Y, Liu F Y, et al. Influence of energy ratio on microstructure and mechanical properties in the transition zone of hybrid laser-MIG welded AH36/316L dissimilar joints[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15: 4487-4501.
- [13] Zhang J X, Huang Y Q, Fan D, et al. Microstructure and performances of dissimilar joints between 12Cr2Mo1R steel and 06Cr18Ni11Ti austenitic stainless steel joined by AA-TIG welding [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 60: 96-106.
- [14] 张国伟, 肖荣诗. 60 mm 厚 304 不锈钢板超窄间隙光纤激光焊接接头组织性能研究[J]. 中国激光, 2014, 41(8): 0803007.
Zhang G W, Xiao R S. Microstructure and mechanical property of 60 mm-thick 304 stainless steel joint by ultra-narrow gap fiber laser beam welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2014, 41(8): 0803007.
- [15] Nawaz K W, Rahul C. Effect of filler metal on solidification, microstructure and mechanical properties of dissimilar super duplex/pipeline steel GTA weld[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 803: 140476.
- [16] 张迪, 赵琳, 刘奥博, 等. 激光能量对激光焊接接头熔化形状、气孔和微观组织的影响及其调控方法[J]. 中国激光, 2021, 48(15): 1502005.
Zhang D, Zhao L, Liu A B, et al. Understanding and controlling the influence of laser energy on penetration, porosity, and microstructure during laser welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(15): 1502005.
- [17] 李俐群, 陶汪, 朱先亮. 厚板高强度钢激光填丝多层焊工艺[J]. 中国激光, 2009, 36(5): 1251-1255.
Li L Q, Tao W, Zhu X L. Wire filling laser multilayer welding of high strength steel thick plate[J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(5): 1251-1255.
- [18] 刘金钊, 颜廷艳, 康绪枫, 等. 激光功率对双激光束双侧同步焊接 TC4 钛合金 T 型接头断裂性能的影响机理[J]. 中国激光, 2021, 48(18): 1802007.
Liu J Z, Yan T Y, Kang X F, et al. Influence of laser power on fracture properties of TC4 titanium alloy T-joint manufactured using dual-laser-beam bilateral synchronous welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(18): 1802007.
- [19] 秦浩, 雷正龙, 陈彦宾, 等. 低合金高强度钢激光-MAG 复合多层焊接头力学性能[J]. 中国激光, 2011, 38(10): 1003005.
Qin H, Lei Z L, Chen Y B, et al. Mechanical properties of laser-MAG hybrid welding on low alloy high strength steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(10): 1003005.

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of 316L Joints Welded by Local Dry Underwater Laser with Double Layer Drainage

Zhang Hengquan¹, Zhou Xiaohui^{2,3}, Wei Lianfeng¹, Sun Chao¹, Long Shaojun¹, Liu Fuyun^{2,3},
Tan Caiwang^{2,3*}, Song Xiaoguo^{2,3}

¹Fourth Institute of Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610213, Sichuan, China;

²Shandong Institute of Shipbuilding Technology, Weihai 264209, Shandong, China;

³Shandong Key Laboratory of Special Welding Technology, Harbin Institute of Technology at Weihai, Weihai 264209, Shandong, China

Abstract

Objective Welding technology is essential for equipment assembly and repair in nuclear-power engineering. To reduce the influence of nuclear radiation, it is necessary to perform underwater welding and repair of in-service nuclear power facilities. Commonly used methods include argon tungsten arc and laser welding. Owing to the long transmission distance and good accessibility of laser welding, it has application significance. Underwater welding is divided into wet, dry, and local dry methods. The local dry method exhibits good quality, low cost, and good prospects. Therefore, in this study, underwater local dry equipment is designed and developed to evaluate the influence of laser welding parameters on the microstructure and properties and to provide technical guidance for underwater welding and repair of nuclear power equipment.

Methods In this study, independently designed double-layer drainage was used in the local dry underwater laser welding of 316L stainless steel with a thickness of 3 mm. First, the appropriate welding parameters were obtained on land, and the influence of the drainage air pressure on the welding quality was explored under these laser welding parameters. Finally, the welding quality at different water depths was evaluated, and the weld seam forming quality, microstructure distribution, microstructure evolution, and mechanical properties of the joint were analyzed.

Results and Discussions In terms of the weld formation, compared with welding on land, the effective heat input was decreased owing to insufficient drainage under a low drainage air pressure of 0.3 MPa and a water depth of 35 mm. Thus, the base material hardly melted under these parameters (Fig. 3), and pores were found in the weld (Fig. 4), resulting in unstable weld surface formation. With an increase in water depth, the area of the fusion zone was reduced to 4.7 mm². In terms of the microstructure, typical austenite and δ -ferrite were formed in the weld (Fig. 7), which is consistent with the Schaeffler diagram (Fig. 6). Compared with observations for welding on land, evident dendrites with larger sizes and spacings were formed in the weld with increasing water depth. Widmanstatten austenite was obtained under a low drainage air pressure of 0.3 MPa and water depth of 35 mm owing to the higher cooling rate of the molten pool. The tensile strength of the welded joints obtained by welding on land was 595 MPa, and fractures occurred in the base metal (Fig. 9). A poor tensile strength was obtained when the drainage air pressures were 0.3 and 0.4 MPa, whereas a high tensile strength (584 MPa) was obtained under 0.5 MPa. The fracture surface of the tensile specimen obtained under 0.3 MPa of drainage air pressure was dominated by intergranular fracture morphology, indicating a brittle fracture mode and poor ductility (Fig. 11). However, the fracture surface of the specimen under 0.4 and 0.5 MPa presented dimples and micro-crack morphology, indicating better tensile properties. Additionally, a fracture of the welded joint at a water depth of 15 mm occurred in the base metal. With a continuous increase in water depth, the tensile strength and ductility decreased to 547 MPa and 31.8%, respectively.

Conclusions High-quality underwater welding of 316 L stainless steel was achieved using an independently designed local dry device. By adjusting the welding parameters, we deduced that the best drainage effect was achieved at a drainage air pressure of 0.5 MPa. Meanwhile, the base metal was melted, and the mechanical properties of the welded joints were satisfactory. The area of the fusion zone increased with an increase in drainage air pressure. The microstructure of the weld consisted of austenite and ferrite. The heat-affected zone was barely formed owing to the high cooling rate of the molten pool. The highest tensile strength of 584 MPa was obtained at a drainage air pressure of 0.5 MPa. With an increase in water depth, larger dendrites and greater dendrite spacing were obtained owing to the higher cooling rates. Moreover, Widmanstatten austenite was formed at a water depth of 35 mm. The tensile strength of the welded joints was 547 MPa (90% of the joints were welded on land). At a water depth of 15 mm, the fracture of the joint occurred in the base metal, achieving satisfactory properties, including good tensile strength and ductility.

Key words laser technique; stainless steel; local dry underwater; microstructure; mechanical property