

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.04.05

核电用激光熔覆沉积 P280GH 钢的腐蚀性能评价研究

董海涛^{1,2}, 刘会强^{1,2}, 武焕春^{1,2*}

1. 苏州热工研究院有限公司, 江苏 苏州 215004

2. 国家核电站安全及可靠性工程技术研究中心, 江苏 苏州 215004

摘要: 激光熔覆沉积技术(LMD)在航空航天、能源动力及重型机械等领域得到了广泛的应用,但是在核电生产中的应用相对较少,其主要原因之一是激光熔覆沉积的服役评价数据还不充分。本研究以核电厂常用的 P280GH 钢材料为研究对象,在满足核电厂设计标准 RCC-M 对该材料要求的基础上,系统开展了 LMD 制备的 P280GH 碳钢 X、Y、Z 三个方向试样在 316 °C 高温高压水、75 °C 除盐水、点腐蚀和电化学腐蚀的试验评价研究,并传统锻造材料进行对比。结果显示:经过 1 000 h 的高温高压水腐蚀, LMD 材料和锻造材料的所有试样均增重, LMD 试样腐蚀性能无明显各向异性,氧化速率高于锻造材料,但腐蚀速率均较小;在 75 °C 除盐水中的均匀腐蚀试验中显示所有试样的重量损失均随时间延长而增加, LMD 和锻造试样差异较小, LMD 材料无明显各向异性;点腐蚀试验结果显示, LMD 材料的 X 和 Y 向试样的腐蚀速率与锻造材料相当,锻造材料略低, Z 向试样的腐蚀速率最低;所有试样的电化学腐蚀数据无显著差异,其中自腐蚀电位和击穿点位的差异在 4% 以内。综合以上四种腐蚀性能评价的结果, LMD 和锻造 P280GH 钢的耐蚀性相当, LMD 材料仅在均匀腐蚀 1 000 h 实验中表现略逊于锻造材料,且未表现出显著的各向异性。

关键词: 激光熔覆沉积; P280GH 钢; 核电材料; 腐蚀性能; 各向异性

中图分类号: TG17 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2026)04-0043-09

Study on Corrosion Performance Evaluation of Additively Manufactured P280GH Carbon Steel for Nuclear Power Applications

DONG Haitao^{1,2}, LIU Huiqiang^{1,2}, WU Huanchun^{1,2*}

1. Suzhou Nuclear Power Research Institute, Suzhou 215004, China

2. National Engineering Research Center for Nuclear Power Plant Safety & Reliability, Suzhou 215004, China

Abstract: Laser Melting Deposition (LMD) technology has been extensively adopted in sectors including aerospace, energy power, and heavy machinery, while its application in nuclear power production remains relatively limited. The one of core constraint stems from the inadequacy of service performance evaluation data for LMD-fabricated components. Taking P280GH steel, a typical steel for nuclear power plant applications, as the research subject. This study systematically conducted corrosion performance evaluations on LMD-fabricated P280GH carbon steel samples (oriented in X, Y, and Z directions) under four distinct test scenarios: 316 °C high-temperature and high-pressure (HTHP) water, 75 °C demineralized water, pitting corrosion, and electrochemical corrosion. All LMD-fabricated material meet the nuclear power plant design code RCC-M, with comparative analyses implemented against conventionally forged P280GH steel. The test results demonstrated that after 1000 hours corrosion exposure in HTHP water environment, all samples of both LMD and forged materials exhibited weight gain. The LMD samples showed no significant anisotropy in corrosion performance, and their oxidation rate was slightly higher than that of the forged counterparts. Uniform corrosion tests in 75 °C demineralized water indicated that the weight loss of all samples increased with prolonged exposure duration. The corrosion behavior of LMD samples was marginally different from that of forged ones, and no obvious anisotropy was observed in the LMD material. For pitting corrosion

收稿日期: 2025-12-14 修回日期: 2026-03-17

基金项目: 国家自然科学基金(U25B20112)

作者简介: 董海涛(1984—),高级工程师,硕士,主要从事核电材料研发。

通讯作者: 武焕春(1986—),正高级工程师,博士,主要从事核电材料的服役性能评价。E-mail: wuhuanchun1@163.com。

tests, the corrosion rates of AM samples in X and Y directions were comparable to those of forged samples, while the Z-direction samples of the LMD material presented the lowest corrosion rate. No statistically significant differences were detected in the electrochemical corrosion data among all tested samples, as the variations in corrosion potential and breakdown potential were within 4%. Synthesizing the experimental results of the four corrosion performance tests, it is concluded that the corrosion resistance of LMD-fabricated P280GH steel is comparable to that of forged P280GH steel. The LMD material performed slightly inferior to the forged material only in the 1000-hour uniform corrosion test, and it did not exhibit significant anisotropy in terms of corrosion performance.

Keywords: LMD; P280GH steel; nuclear materials; corrosion performance; anisotropy

引用格式:董海涛, 刘会强, 武焕春. 核电用激光熔覆沉积P280GH钢的腐蚀性能评价研究[J]. 电焊机, 2026, 56(4): 43-51.

Citation: DONG Haitao, LIU Huiqiang, WU Huanchun. Study on Corrosion Performance Evaluation of Additively Manufactured P280GH Carbon Steel for Nuclear Power Applications[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(4): 43-51.

0 引言

P280GH钢是工业生产中常用承压钢锻件,常用于管道、容器部件的制备,在能源电力行业应用广泛^[1]。在核电厂中,P280GH钢材料被用于二回路主蒸汽系统,包括整个管路系统、管道、承压设施等各类部件材料^[2]。然而在实际服役过程中会面临高温高压水、系统冷却水及含氯离子介质等复杂腐蚀环境的侵蚀,易发生均匀腐蚀、电化学腐蚀及点腐蚀等多种腐蚀失效形式^[3]。这不仅会导致部件壁厚减薄、力学性能下降,更可能引发泄漏、破裂等重大安全事故。同时,传统铸造、锻造工艺制备P280GH碳钢部件时,往往存在着壁厚复杂结构成型精度低、生产周期长、成本高昂以及几何限制难以满足设计需求等挑战。随着增材制造技术的不断成熟,在核电领域引入这一先进制造技术具有重大意义。

激光熔覆沉积(Laser Melting Deposition, LMD)技术是增材制造领域的常用技术之一,以其逐层熔化、快速凝固的工艺特性,为复杂部件的高效优质制备提供了新的解决方案^[4-6]。该技术通过精确控制激光能量与粉末输送,可实现金属材料的快速成型制造,不仅能显著减少模具开发成本、缩短生产周期,更能通过调控工艺参数细化材料微观组织,为优化材料腐蚀性能提供了工艺调控空间^[7]。

但是,增材制造过程中存在的非均匀温度场、快速冷却速率及层间冶金结合状态等问题,可能导致金属部件内部产生残余应力、微观组织各向异性及微小孔隙等固有特征,这些特征与传统工艺制备的材料存在显著差异,必然会对其腐蚀行为产生复

杂影响^[8-10]。目前,国内外学者开展了大量增材制造材料腐蚀性能研究^[11-13]。Kumari等人^[14]探究了电弧增材制造的高强度低合金(HSLA)钢的工艺、结构与性能关系,其腐蚀分析表明材料存在微弱的各向异性,其电荷转移电阻以及阳极和阴极响应仅有轻微差异。Xie等人^[15]在3.5%氯化钠溶液中通过微观结构表征以及电化学和盐雾腐蚀测试探究了激光铺粉在不同激光功率下的Fe-Mn-Al-C钢材的腐蚀行为。结果表明在激光功率为150 W时,该轻质钢表现出最高密度的小角度晶界以及密集分布的大尺寸 κ 碳化物,这有助于在腐蚀过程中最早形成钝化膜。董征等人^[16]探究了增材制造结构钢的腐蚀行为时发现,在3.5 wt.% NaCl溶液中暴露十二天后的耐腐蚀性能与传统工艺制备的钢材相当。然而,相较于传统材料,关于LMD制备P280GH钢在严苛核电工况下的腐蚀响应及其各向异性的研究较为有限,仍需系统性的实验数据与理论支撑。

本研究基于压水堆核电站的服役环境,以LMD技术制备的P280GH碳钢为研究对象,系统研究了增材制造材料的腐蚀性能,包括316℃高温高压水腐蚀、75℃除盐水均匀腐蚀、电化学腐蚀及点腐蚀试验评价研究,并与传统制造工艺的同种材料进行对比分析,搞清两种的腐蚀行为规律,为该类增材制造材料在核电厂的应用提供数据支撑。

1 材料与试验

1.1 试样制备与微观组织表征

本研究选用核级P280GH锻件制粉作为原料,

针对 LMD 成形过程中的气孔与氧化缺陷, 采用高纯氩气(99.99% Ar)保护罩隔离空气。经无损检测与理化分析优化, 确定最佳工艺参数为: 激光功率(1 800±20) W, 扫描速度(8.0±0.2) mm/s, 送粉速率(8±1) g/min。结合层间打磨与正交扫描策略, 制备

尺寸为 90 mm×90 mm×78 mm 的试样。定义表面铺粉方向为 *X* 轴, 垂直扫描方向为 *Y* 轴, 沉积高度方向为 *Z* 轴。对照传统锻造试样, 所有增材试样均依据核电厂设计手册 RCCM 1152 标准复验合格后方可使用。表 1 为两种制备方式得到的材料化学成分。

表 1 P280GH 碳钢化学成分检测结果(质量分数, %)

Table 1 Chemical composition test results of P280GH carbon steel (wt. %)

制备方式	C	Si	Mn	S	P	Cu	Sn	Ni	Cr	Mo
LMD	0.12	0.18	1.24	<0.01	<0.010	<0.01	<0.01	0.033	0.017	<0.01
锻造	0.16	0.22	1.38	<0.01	0.024	0.012	<0.01	0.017	0.021	<0.01

LMD 制造件金相显示显微组织为铁素体和珠光体, 晶粒组织较为均匀, 三个不同方向的组织大体一致, 差异不显著。常规 P280GH 制造件金相组织为铁素体、珠光体和少量贝氏体, 组织均匀。两种材料的金相组织见图 1a~1d。进一步观察 LMD 制造件的金相抛光态图像(见图 1e、1f), 内部存在微米级气孔缺陷, 这些孔洞呈离散分布, 尺寸多在数微米至数十微米量级, 部分孔洞尺寸相对较大, 可能源于激光熔覆过程中的气体逸出不畅^[16], 这类缺陷会对材料的腐蚀性能产生潜在不利影响。

1.2 腐蚀试验方法

对 LMD 及常规锻造两种工艺制备的 P280GH 碳钢分别开展 316 °C 高温高压水腐蚀试验、75 °C 除盐水均匀腐蚀试验、点腐蚀试验及电化学腐蚀试验, 各试验方案及参数依据核电厂实际服役工况确定。具体如下:

核电站的蒸汽发生器和管道系统等关键部件长时间接触高温高压水。为模拟该工况, 高温高压水腐蚀试验依据 YB/T 5344—2006《铁-铬-镍合金在高温水中应力腐蚀试验方法》^[17] 进行, 试样尺寸统一为 15 mm×15 mm×3 mm, 试验周期设为 100 h、200 h、500 h 及 1000 h 四个时间, 取出后称重并观察形貌。试验环境为除氧处理的 316 °C 高温高压水, 压力为 9 MPa, 以此模拟其设计最高使用温度。

针对核电站冷却水系统中 P280GH 碳钢服役在低杂质除盐水的工况特点^[18], 开展模拟实际工况下的除盐水均匀腐蚀试验, 试样尺寸同样为 15 mm×15 mm×3 mm, 试验周期同样设置为 100 h、200 h、500 h 及 1000 h, 试验环境为 75 °C 除盐水, 试验过程与高温高压水试验一致。

点腐蚀试验参考 GB/T 17897—2016《金属和合金的腐蚀 不锈钢三氯化铁点蚀腐蚀试验方法》^[19], 试样尺寸为 30 mm×25 mm×4 mm, 使用 6% 的 FeCl₃ 溶液, 试验温度为 50 °C, 试验持续时间为 24 h。

电化学试验参考 GB/T 40299—2021《金属和合金的腐蚀 腐蚀试验电化学测量方法适用惯例》^[20], 采用三电极体系装置。试样尺寸为 15 mm×15 mm×5 mm, 所有试样经水砂纸逐级打磨至表面平整后, 依次用去离子水及酒精超声清洗, 吹干后备用, 试验溶液采用 3.5% NaCl 溶液。

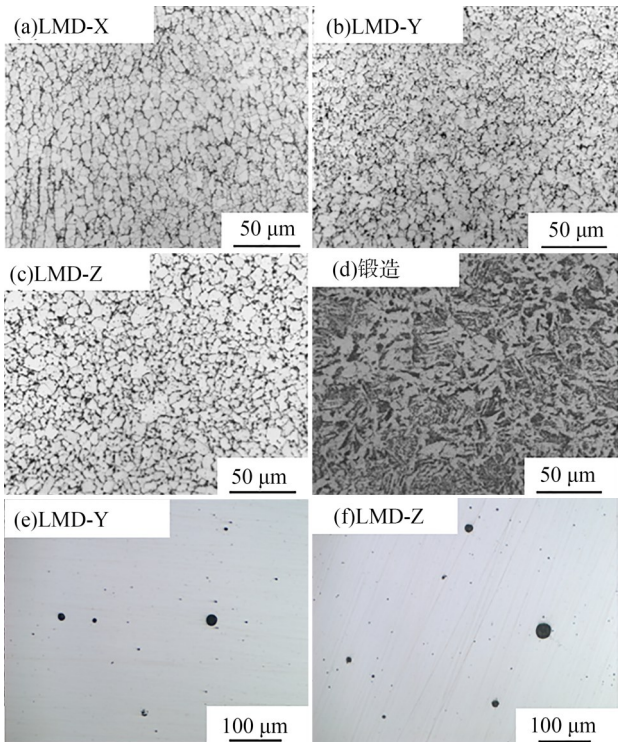


图 1 LMD 和常规锻造 P280GH 钢的金相组织
Fig. 1 Metallographic structures of P280GH steel fabricated by LMD and conventional forging

金相和电化学试样的制备流程为先采用砂纸逐级打磨至1 200#,再以粒度1.5 μm 的金刚石抛光膏完成机械抛光;随后经去离子水、酒精依次清洗并吹干,然后用于试验。抛光后的试样经4%硝酸酒精溶液侵蚀处理后,借助光学显微镜(OM)可观测其金相组织。扫描电镜采用ZEISS Sigma300场发射型设备,用于表征试样的表面形貌,其配套的能谱仪可开展试样表面的成分分析。

2 结果与讨论

2.1 高温高压水腐蚀

图2为LMD制备的P280GH钢X、Y、Z向试样和常规锻造P280GH碳钢材料在316 $^{\circ}\text{C}$ 高温高压水环境下腐蚀不同时间后的重量变化。两种制备方式的材料在高温高压水环境中所有试样均轻微增重,随着时间增加氧化速度变缓,增材制造材料不同方向的差异并不显著,其氧化腐蚀速率较常规锻造材料稍快。碳钢中的Fe元素与蒸汽中的O元素反应,生成 Fe_3O_4 、 Fe_2O_3 等氧化物,这些氧化物会在试样表

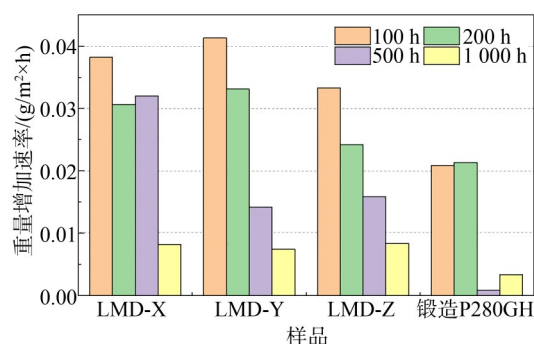
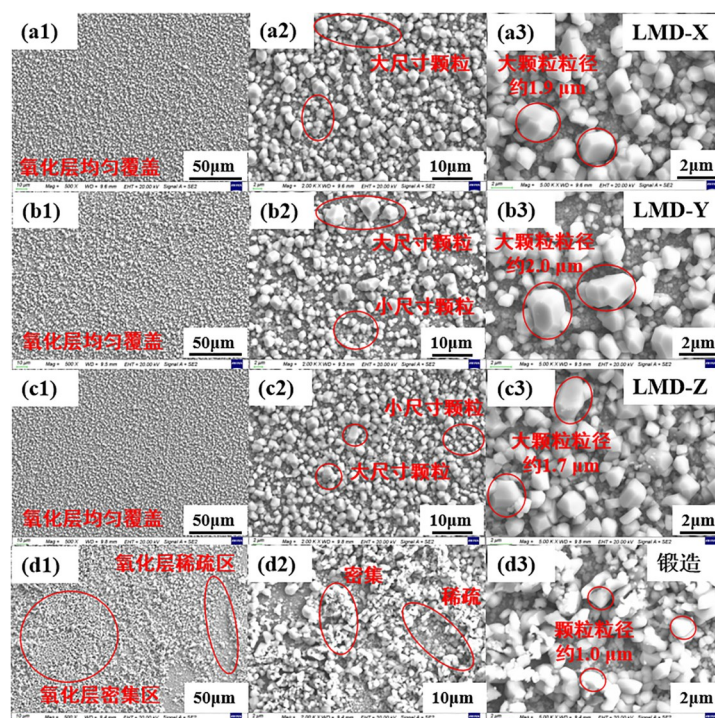


图2 两种材料在316 $^{\circ}\text{C}$ 高温高压水中的腐蚀速率变化

Fig. 2 Corrosion rate of two types of P280GH steel in 316 $^{\circ}\text{C}$ high temperature and high pressure water corrosion test

面沉积,形成一层连续的氧化膜^[21]。同时腐蚀产物膜可能出现周期和随机的形成与脱落^[22]。整体来看,LMD制造的P280GH碳钢在高温高压水环境中的腐蚀程度受腐蚀时间和增材制造方向的影响均不明显,重量增材速率稍高于锻造材料,如1 000 h时为0.007 3~0.008 4 $\text{g}/\text{m}^2\cdot\text{h}$,锻造材料为0.0033 $\text{g}/\text{m}^2\cdot\text{h}$ 。结合图1的金相观察结果可知,包括LMD过程中材料内部形成的离散分布的微米级气孔等缺陷,致使在高温高压水环境下的氧化速度更快。

图3是LMD制备P280GH碳钢三个方向与常



(a1-a3)LMD制备的X向试样;(b1-b3)LMD的Y向试样;(c1-c3)LMD的Z向试样;(d1-d3)锻造P280GH碳钢试样

图3 LMD和锻造制备的P280GH碳钢材料腐蚀1000h的表面形貌

Fig. 3 Surface morphology of P280GH carbon steel material corroded for 1000 hours prepared by LMD and forging

规锻造 P280GH 碳钢在高温高压水腐蚀 1 000 h 后的表面形貌特征。观察可知,LMD 试样的三个方向表面均形成了连续且覆盖均匀的氧化层(见图 3a1~3c1),且 LMD 试样表面的氧化物颗粒形貌与锻造试样高度相似,均由大、小尺寸颗粒混合组成。同时,LMD 试样在不同构建方向上形貌特征基本一致,未表现出明显的各向异性。相比之下,常规锻造试样表面的氧化层分布呈现出一定的不均匀性(见图 3d1),存在明显的氧化层密集区与稀疏区交替现象。即 LMD 工艺形成的氧化膜在表面覆盖的连续性和均匀性上优于常规锻造材料。

氧含量直接反映氧化过程中 Fe 与 O 的反应程度,可表征 Fe_3O_4 、 Fe_2O_3 等氧化产物的生成量与表面氧化程度^[23]。表 2 统计了 LMD 和常规锻造制备的 P280GH 碳钢材料不同腐蚀时间的试样表面能谱分析中的 O 含量。可以看出 LMD 制备的 X、Y、Z 向试样在各腐蚀时间点的 O 含量均处于 22.5% 至 25.2% 之间,常规锻造试样的 O 含量分布在 23.2%~25.3%;同一腐蚀时间下,两种材料不同试样的 O 含量差值不超过 2.1%,各向增材试样与锻造试样的 O 含量水平高度接近。由此可见,增材和常规制备材料在氧化过程中生成的氧化物类型应该是相同的。

表 2 高温高压水腐蚀后试样表面氧含量的统计

Table 2 Statistics of surface oxygen content of samples corroded by high temperature and high pressure water

试样/腐蚀时间(h)	100	200	500	1 000
LMD-X	23.4	24.5	22.5	25.1
LMD-Y	23.1	24.3	23.2	24.7
LMD-Z	23.6	23.5	24.6	25.2
锻造	23.2	24.1	24.5	25.3

2.2 均匀腐蚀

图 4 为 LMD 与锻造 P280GH 碳钢在 75 °C 除盐水中均匀腐蚀的试验结果,所有试样在 100~1 000 h 周期内的重量损失均随时间延长而增加,随着时间的延长锻造材料腐蚀速率有下降趋势,LMD 制造材料不明显。在腐蚀时间 100~500 h,LMD 制备材料三个方向的腐蚀速率与锻造材料近似,如在 500 h 时,均为 $0.049\sim0.055\text{g}/\text{m}^2\cdot\text{h}$ 。随着腐蚀时间延长至 1 000 h,锻造材料的腐蚀速率小于三个方向的 LMD 试样。根据 Hatem 等人^[24]对 LMD 制造金属材料的腐蚀行为的研究,这可能归因于增材制造增材制造

工艺导致材料腐蚀耐久性下降,也可能是试验过程中腐蚀产物脱落所致^[25]。从工程应用评价的角度来看,两种类型试样的腐蚀速率均很小,差异不大,LMD 制备材料三个方向与锻造材料耐蚀性相当。虽然 LMD 制备材料快速凝固形成的微观组织、残余应力和微小空隙,但由于增材制造过程的特殊结构,综合起来对腐蚀性能的影响不显著^[8-10]。

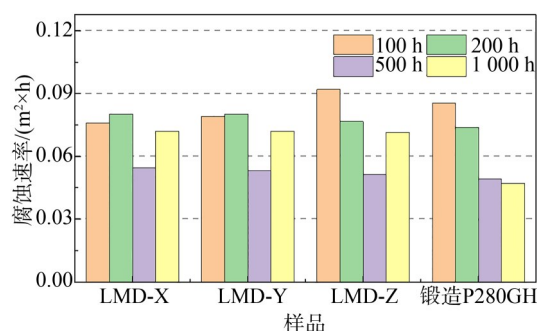


图 4 两种 P280GH 钢在 75 °C 除盐水均匀腐蚀的速率变化

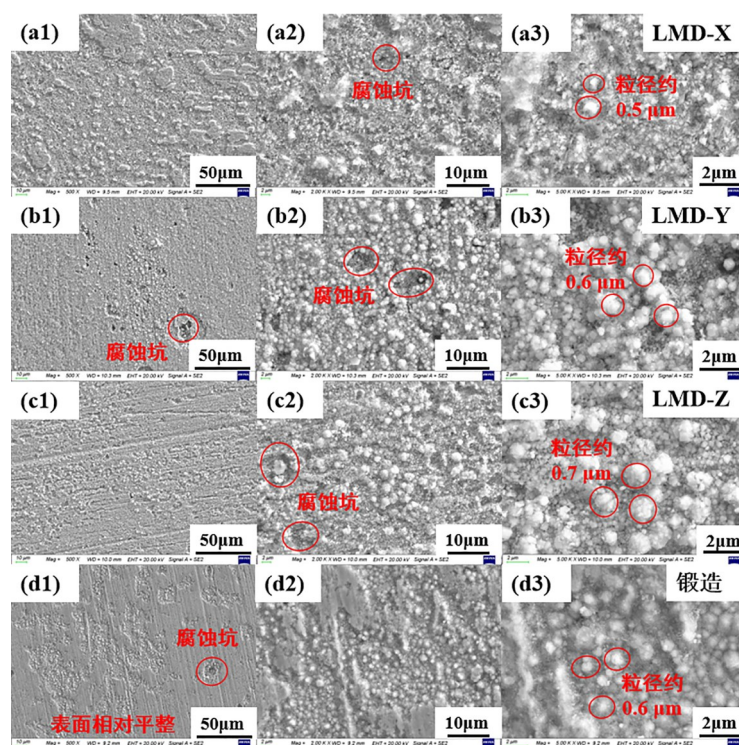
Fig. 4 Corrosion rate of two types of P280GH steel in 75 °C demineralized water

图 5 为 LMD 制备 P280GH 碳钢与锻造 P280GH 碳钢于 75 °C 除盐水中的除盐水均匀腐蚀形貌,可以看到,三个方向的 LMD 试样表面均出现不同程度的腐蚀坑,大颗粒腐蚀产物粒径在 $0.5\sim0.7\text{ }\mu\text{m}$ 。其宏观腐蚀形貌与锻造试样基本一致。

2.3 点腐蚀

图 6 是 LMD 制备的 P280GH 碳钢在 X、Y、Z 三个方向试样与锻造 P280GH 碳钢试样的点腐蚀速率对比结果。由图可知,LMD 制备材料的 X 向、Y 向点腐蚀速率显著高于 Z 向,且略高于常规锻造材料的腐蚀速率,但所有试样的腐蚀速率均在一个量级上。在 LMD 成形过程中,粉末材料经激光熔化后逐层堆积,层间界面(对应 X 向、Y 向受力方向)易因成形工艺特性形成气孔、未熔合等缺陷,此类缺陷为腐蚀介质的渗透提供了通道,成为蚀核形成与腐蚀扩展的薄弱环节;但与此同时,增材制造材料会形成一些如超细晶粒等特殊结构,也在一定程度上优化了增材制造材料的耐蚀性^[24]。因此,本研究中 Z 向材料的耐蚀性优于 X、Y 向。当然,增材制造过程中存在的一些随机缺陷可能会影响腐蚀速率。

图 7 是 LMD 制造的 P280GH 碳钢及锻造材料点蚀试验后的表面形貌。由图 7a1~7a3 可见,X、Y



(a1-a3)LMD制备的X向试样;(b1-b3)LMD的Y向试样;(c1-c3)LMD的Z向试样;(d1-d3)锻造P280GH碳钢试样

图5 LMD和锻造制备的P280GH碳钢材料腐蚀1000 h的表面形貌

Fig. 5 Surface morphology of P280GH carbon steel material corroded for 1000 hours prepared by LMD and forging

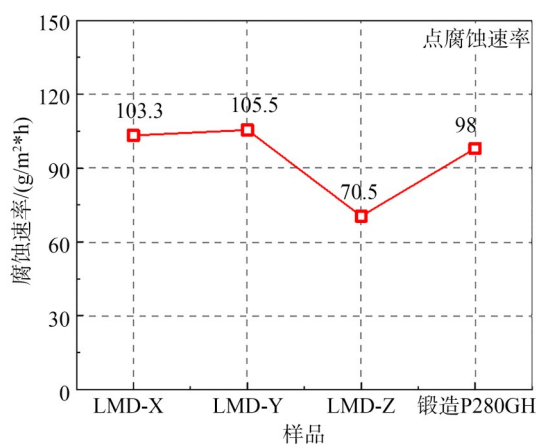


图6 LMD和锻造制备的P280GH碳钢材料的点蚀速率

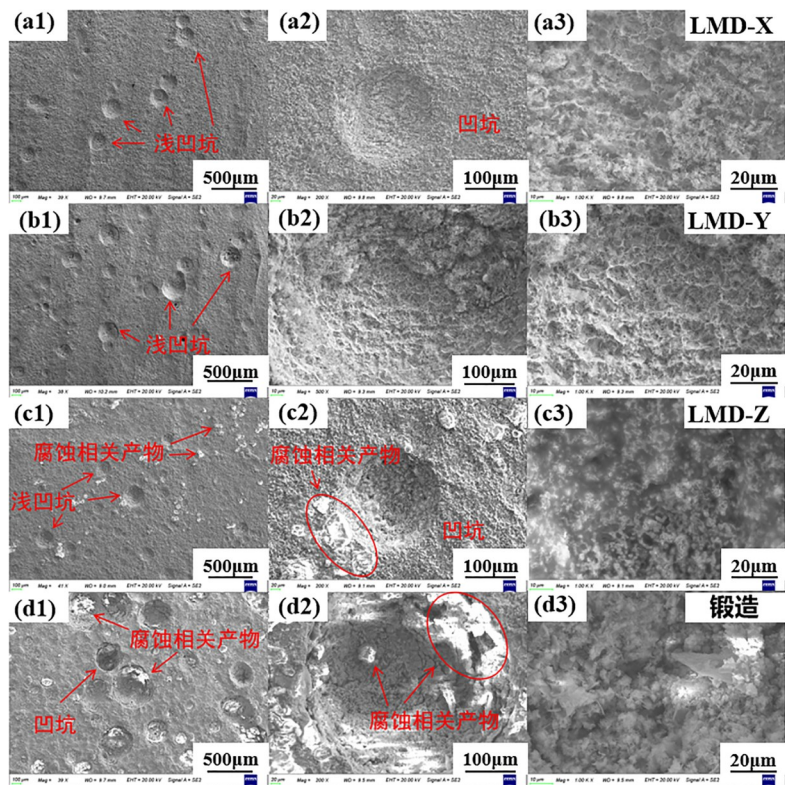
Fig. 6 Pitting corrosion rate of P280GH carbon steel samples prepared by LMD and forging

向表面腐蚀坑分布较均匀,局部存在少量浅凹坑,其坑底相对平滑。图7c1~7c3为Z向表面,腐蚀坑数量较少,表面相对平整,在局部出现较小的腐蚀凹陷。图7d1~7d3为锻造材料腐蚀后的形貌,表面腐蚀坑与X和Y向相似。综合对比可知,LMD制备的P280GH碳钢在Z向展现出较好的耐点蚀性能,X和Y向与锻造材料相当。增材制造材料与传统材料

的点蚀速率在相当的水平上。

2.4 电化学腐蚀

LMD制造和常规锻造P280GH碳钢材料的电化学极化曲线如图8所示,两种制造工艺的材料均没有表现出钝化区域且电化学腐蚀过程相似,即电化学性能相当。这一特征印证了前文高温高压水及除盐水浸泡试验中两者宏观腐蚀速率相近的现象。根据图8得到表4的极化曲线拟合数据,LMD制造材料和常规锻造的P280GH碳钢材料的自腐蚀电位和击穿电位基本一致,差异在4%以内。鉴于碳钢材料缺乏明显的钝化膜击穿平台,本研究统一取腐蚀电流密度达到100 μA 时的电位定义为击穿电位。电化学测试结果表明,LMD工艺并未改变材料基体的电化学活性;这解释了为何在长周期浸泡实验中,增材制造材料与锻造材料表现出相当的耐腐蚀性。同时,电化学性能的均一性也暗示了点蚀试验中观察到的各向异性差异主要源于层间物理缺陷(如气孔)导致的介质渗透加速,而非基体电化学性质的劣化。综上所述,LMD制备的P280GH碳钢在三个方向上与锻造材料具有相当的电化学性



(a1-a3)LMD 制备的 X 向试样; (b1-b3)LMD 的 Y 向试样; (c1-c3)LMD 的 Z 向试样; (d1-d3)锻造 P280GH 碳钢试样

图 7 LMD 和锻造制备的 P280GH 碳钢材料的点腐蚀试样表面形貌

能,其宏观腐蚀行为的细微差异主要受微观物理结构而非电化学活性主导。

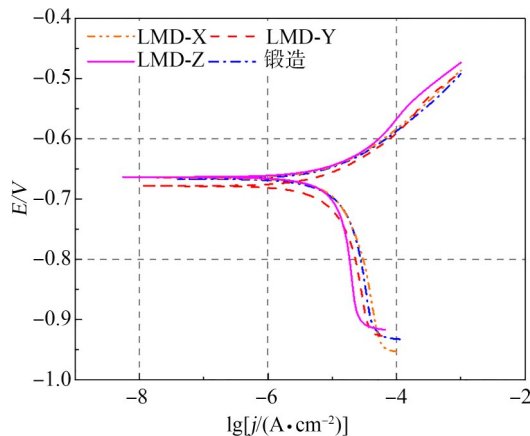


图 8 LMD 和锻造制备的 P280GH 碳钢材料的电化学腐蚀曲线

Fig. 8 Electrochemical corrosion tafel curves of P280GH carbon steel prepared by LMD and forging samples

图 9 所示为 LMD 制造材料三个方向试样与常规锻造 P280GH 钢在电化学腐蚀后的表面形貌,可以看到 LMD 制备的试样在不同方向上和锻造

表 3 P280GH 钢电化学腐蚀数据统计

Table 3 Statistics of electrochemical corrosion fitting data for P280GH carbon Steel			
制造	方向	自腐蚀电位/V	击破电位/V
LMD	X	-0.664 96	-0.583 62
	Y	-0.678 51	-0.590 81
	Z	-0.663 60	-0.567 26
锻造		-0.666 64	-0.587 28

P280GH 钢呈现出相似的腐蚀特征,为随机分布的电化学腐蚀坑,宏观形貌相似。但微观细节特征有一定差异。LMD-X 试样的坑缘陡峭且坑内高度不均。LMD-Y 试样坑形圆小,LMD-Z 试样腐蚀坑边缘平滑过渡、坑底洁净。锻造试样边缘有蜂窝状结构。这些差异反映了 LMD 快速凝固导致的局部组织不均匀性对腐蚀路径的影响,仍存在微观异质性。电化学试验过程中,材料表面虽然形成钝化膜,但在外加电流和电压的作用下薄弱区域会首先被破坏,进一步发生腐蚀。尽管外加电压作用下钝化膜破裂导致电流增大,但不同制备工艺引起的微观异质性未改变整体腐蚀速率趋势。

3 结论

本研究系统评价了激光熔化沉积(LMD)制备的P280GH碳钢在X、Y、Z三个方向的腐蚀性能,并与传统锻造材料进行对比。主要结论如下:

(1)在316℃高温高压水环境下腐蚀1000h过程中,所有试样均轻微增重,增材试样腐蚀性能无明显各向异性;增材制造材料的氧化速率高于锻造材料,但腐蚀速率均较慢;LMD制造试样各方向与锻造试样表面氧含量相近,表面氧化物类型相似。

(2)在75℃除盐水中均匀腐蚀1000h过程中,各试样在重量损失均随时间延长而增加,整体差异较小,如腐蚀时间500h,均为0.049~0.055 g/m²·h;随着时间的延长锻造材料腐蚀速率有下降趋势,LMD制造材料不明显;LMD材料在不同构建方向上的耐蚀性无显著差异。

(3)点腐蚀试验结果显示,LMD制造材料的X和Y向试样的腐蚀速率与锻造材料相当,锻造材料略低;Z向试样的腐蚀速率最低,为70.5 g/m²·h,低于其余三组试样(98.0~105.5 g/m²·h),但所有样品的腐蚀速率仍在一个量级。

(4)电化学测试结果显示,所有试样电化学腐蚀数据无显著差异,自腐蚀电位和击破点位的差距在4%以内。

(5)综合高温高压水、除盐水、点蚀及电化学测试结果可知,LMD成形与锻造P280GH碳钢的整体耐蚀性相当。LMD材料仅在均匀腐蚀1000h实验中表现略逊于锻造材料,且未出现显著的各向异性。

参考文献:

- [1] 成海涛,赵彦芬,郭元蓉,等.我国核电用无缝钢管国产化的新进展[J].钢管,2011,40(01):8-11.
CHENG H T, ZHAO Y F, GUO Y R, et al. New Progress in Localization of Seamless Steel Pipes for Nuclear Power Plants in China[J]. Steel Pipe, 2011, 40(01): 8-11.
- [2] 王龙,尤磊,甄洪栋,等.国产核电站主蒸汽管道P280GH材料断裂韧性试验研究[J].材料开发与应用,2018,33(04):59-64.
WANG L, YOU L, ZHEN H D, et al. Experimental Study on Fracture Toughness of Domestic P280GH Material for Main Steam Pipes of Nuclear Power Plants [J]. Development and Application of Materials, 2018, 33(04): 59-64.
- [3] 朱旺,李艳辉,王琪博,等.高温高压复杂水相环境下缓蚀剂的作用特性及机理[J].工程科学学报,2026,48(01):72-86.
ZHU W, LI Y H, WANG Q B, et al. Action Characteristics and Mechanism of Corrosion Inhibitors in High-Temperature, High-Pressure and Complex Aqueous Environments [J]. Chinese Journal of Engineering Science, 2026, 48(01): 72-86.
- [4] 顾冬冬,张红梅,陈洪宇,等.航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J].中国激光,2020,47(05):32-55.
GU D D, ZHANG H M, CHEN H Y, et al. Laser Additive Manufacturing of High-Performance Metal Material Components for Aerospace Applications [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(05): 32-55.
- [5] Ling W L, Wang X P, Wang L L, et al. Defect formation mechanism of laser additive manufacturing joint for Large-thickness Ti6Al4V titanium alloy with Y₂O₃ Nanoparticles [J]. Optics & Laser Technology, 2023, 157: 108648.
- [6] 宋波,张金良,章媛洁,等.金属激光增材制造材料设计研究进展[J].金属学报,2023,59(01):1-15.
SONG B, ZHANG J L, ZHANG Y J, et al. Research Progress in Material Design for Laser Additive Manufacturing of Metals [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(01): 1-15.
- [7] Guan L, Ye Z X, Yang X Y, et al. Pitting resistance of 316 stainless steel after laser shock peening: Determinants of microstructural and mechanical Modifications [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 294: 117091.
- [8] 刘旭,涂燕玲,胡碧艳,等.激光熔化沉积成形Cu-Al-Mn-Ti形状记忆合金组织与性能研究[J].有色金属材料与工程,2023,44(05):60-67.
LIU X, TU Y L, HU B Y, et al. Microstructure and Properties of Cu-Al-Mn-Ti Shape Memory Alloys Fabricated by Laser Melting Deposition [J]. Nonferrous Metal Materials and Engineering, 2023, 44(05): 60-67.
- [9] 董逸君,王勇刚,李东亚,等.激光熔化沉积AlSi10Mg铝合金修复层的组织与性能[J].机械工程材料,2024,48(12):65-71.
DONG Y J, WANG Y G, LI D Y, et al. Microstructure and Properties of Repair Layer of AlSi10Mg Aluminum Alloy Prepared by Laser Melting Deposition [J]. Mate-

- rials for Mechanical Engineering, 2024, 48(12):65–71.
- [10] 陈忠兵,鲁立,齐铂金,等. 690 合金 UFP-TIG 堆焊层在模拟压水堆一回路水中的应力腐蚀性能[J]. 电焊机, 2025, 55(06):1–9.
- CHEN Z B, LU L, QI B J, et al. Stress Corrosion Properties of UFP-TIG Surfacing Layer of 690 Alloy in Simulated Primary Loop Water of Pressurized Water Reactor[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(06):1–9.
- [11] Jeon S H, Kim S T, Choi M S, et al. Effects of cerium on the compositional variations in and around inclusions and the initiation and propagation of pitting corrosion in hyperduplex stainless steels[J]. Corrosion Science, 2013, 75:367–375.
- [12] Chiniforush E A, Gholizadeh T, Jandaghi M R, et al. Investigation of travel speed effects on microstructure and corrosion behavior of duplex stainless steel in wire-based DED additive manufacturing[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 37:1486–1504.
- [13] Revilla R I, Baert K, Graeve I D. Synergistic effect of microstructure and etching on surface chemistry, passivity, and corrosion resistance of additively manufactured 316 L stainless steel[J]. Corrosion Science, 2025, 255:113147.
- [14] Kumari N, Kanishka K, Acherjee B. Investigation of anisotropy in wire arc additively manufactured HSLA steel: Microstructural, mechanical, and corrosion analysis[J]. Structures, 2025, 81:110184.
- [15] Xie Tian, Xiao Le, Wang Yanyang, et al. Corrosion behavior in novel lightweight steel produced by additive manufacturing using electrochemical methods and neutral salt spray test[J]. Corrosion Science, 2025, 253:112996.
- [16] Dong Zheng, Torbati-Sarraf H, Huang Cheng, et al. Microstructure and corrosion behaviour of structural steel fabricated by wire arc additive manufacturing (WAAM) [J]. Materials & Design, 2024, 244:113158.
- [17] 全国钢标准化技术委员会. 铁-铬-镍合金在高温水中应力腐蚀试验方法: YB/T 5344–2006[S]. 中国标准出版社, 2006.
- [18] Physico-chemical evaluation of corrosion inhibitors for carbon steel used in the process cooling water systems
- [19] 全国钢标准化技术委员会(SAC/TC 183). 金属和合金的腐蚀 不锈钢三氯化铁点腐蚀试验方法: GB/T 17897—2016[S]. 中国标准出版社, 2016.
- [20] 全国钢标准化技术委员会(SAC/TC 183). 金属和合金的腐蚀 腐蚀试验电化学测量方法适用惯例: GB/T 40299—2021[S]. 中国标准出版社, 2021.
- [21] Zhao Z J, Cao B Q, Jin D, et al. Research on corrosion of carbon steel in simulated boiler steam–water system [J]. Journal of Physics: Conference Series, 2023, 2539(1):012024.
- [22] Ishida K, Wada Y, Shimaoka T, et al. Flow accelerated corrosion of carbon steel containing chromium under water chemistry conditions of boiling water reactor applying mitigation techniques of corrosive Environment [J]. Journal of Nuclear Science and Technology, 2021, 59(6):709–724.
- [23] Royani A, Prifiharni S, Priyotomo G, et al. The Corrosion Performance of Low Carbon Steel in Feedwater for Cooling Water Systems [C]//The 4th International Seminar on Metallurgy and Materials, 2021.
- [24] Ma H Q, Wu C B. Additive manufacturing defects and its impact on metal corrosion: A review[J]. Journal of Physics: Conference Series, 2025, 3061(1):012014.