



金属学报
Acta Metallurgica Sinica
ISSN 0412-1961, CN 21-1139/TG

《金属学报》网络首发论文

题目：激光熔化沉积制备 316L 不锈钢的电化学腐蚀及空化腐蚀性能
作者：蒋华臻，彭爽，胡琦芸，王光义，陈启生，李正阳，孙辉磊，房佳汇钰
收稿日期：2022-08-15
网络首发日期：2023-03-16
引用格式：蒋华臻，彭爽，胡琦芸，王光义，陈启生，李正阳，孙辉磊，房佳汇钰. 激光熔化沉积制备 316L 不锈钢的电化学腐蚀及空化腐蚀性能[J/OL]. 金属学报. <https://kns.cnki.net/kcms/detail/21.1139.TG.20230315.0901.042.html>



网络首发：在编辑部工作流程中，稿件从录用到出版要经历录用定稿、排版定稿、整期汇编定稿等阶段。录用定稿指内容已经确定，且通过同行评议、主编终审同意刊用的稿件。排版定稿指录用定稿按照期刊特定版式（包括网络呈现版式）排版后的稿件，可暂不确定出版年、卷、期和页码。整期汇编定稿指出版年、卷、期、页码均已确定的印刷或数字出版的整期汇编稿件。录用定稿网络首发稿件内容必须符合《出版管理条例》和《期刊出版管理规定》的有关规定；学术研究成果具有创新性、科学性和先进性，符合编辑部对刊文的录用要求，不存在学术不端行为及其他侵权行为；稿件内容应基本符合国家有关书刊编辑、出版的技术标准，正确使用和统一规范语言文字、符号、数字、外文字母、法定计量单位及地图标注等。为确保录用定稿网络首发的严肃性，录用定稿一经发布，不得修改论文题目、作者、机构名称和学术内容，只可基于编辑规范进行少量文字的修改。

出版确认：纸质期刊编辑部通过与《中国学术期刊（光盘版）》电子杂志社有限公司签约，在《中国学术期刊（网络版）》出版传播平台上创办与纸质期刊内容一致的网络版，以单篇或整期出版形式，在印刷出版之前刊发论文的录用定稿、排版定稿、整期汇编定稿。因为《中国学术期刊（网络版）》是国家新闻出版广电总局批准的网络连续型出版物（ISSN 2096-4188，CN 11-6037/Z），所以签约期刊的网络版上网络首发论文视为正式出版。

激光熔化沉积制备 316L 不锈钢的电化学腐蚀及空化腐蚀性能

蒋华臻¹ 彭爽² 胡琦芸^{1,3} 王光义²
陈启生^{1,3*} 李正阳^{1,3**} 孙辉磊^{1,4} 房佳汇钰^{1,3}¹ 中国科学院力学研究所 宽域飞行工程科学与应用中心 北京 100190² 南京航空航天大学 材料科学与技术学院 南京 210016³ 中国科学院大学 工程科学学院 北京 100049⁴ 河北科技大学 机械工程学院 石家庄 050018

摘要 利用激光熔化沉积(LMD)制备了 316L 不锈钢样件,系统研究了激光功率、扫描策略、重熔及打印方向对成形件电化学腐蚀及空化腐蚀性能的影响,并与锻造 316L 的腐蚀与空化腐蚀特性进行了比较。用开路电位测量法和动电位极化法测试了各沉积态试样在 3.5%NaCl 溶液中的耐蚀性能,并分析了不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢样品的空化腐蚀性能。与锻造 316L 的均匀等轴晶显微结构相比,打印态 LMD-316L 具有与工艺参数相关的非平衡微结构,即:大小角度晶界、晶粒、胞/枝晶亚结构、与工艺相关的缺陷等,LMD-316L 不锈钢的晶粒尺寸远大于锻造 316L,提高激光功率、打印方向从水平方向变为垂直打印时,材料的晶粒尺寸和枝晶臂间距均呈增大趋势,然而,重熔和 90°旋转扫描策略处理后,材料的晶粒尺寸和枝晶臂间距变化趋势明显不同,显微硬度测试结果表明枝晶臂间距相比晶粒尺寸能够更好地解释显微硬度的变化规律。这种显著的微结构差异也导致了 LMD-316L 不锈钢的电化学及空化腐蚀性能明显不同于锻造 316L。电化学腐蚀测试结果表明 LMD-316L 不锈钢的耐腐蚀性能远优于锻造 316L,不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢样件的极化电阻 R_p 相比锻造 316L 提高了 2~98 倍,而腐蚀电流密度 i_{corr} 降低了 1~2 个数量级;超声振动空化系统测试结果表明 LMD-316L 不锈钢的抗空蚀能力优于锻造 316L,但 LMD-316L 内孔洞、晶界等作为应力集中源会优先发生空化损伤,并在随后的空化腐蚀进程中呈现“突出状”并逐渐消失形成大量切窝。材料的抗空化腐蚀能力主要取决于其局部力学性能,LMD-316L 不锈钢的硬度显著高于锻造 316L,因此其抗空蚀能力显著提高,然而由于 LMD-316L 不锈钢内部存在不均匀的微组织和与工艺相关的孔洞缺陷,导致 LMD-316L 不锈钢的显微硬度云图呈现空间不均匀分布的特点,因而 LMD-316L 不锈钢空化后的表面形貌在某些局部区域存在较为严重的空化损伤。

关键词 增材制造,激光直接能量沉积,316L 不锈钢,腐蚀,空化腐蚀,显微硬度

中图分类号 TH16

Corrosion and Cavitation Erosion Resistance of 316L Stainless Steels Produced by Laser Metal Deposition

JIANG Huazhen¹, PENG Shuang², HU Qiyun^{1,3}, WANG Guangyi², CHEN Qisheng^{1,3},
LI Zhengyang^{1,3}, SUN Huilei^{1,4}, FANG Jiahuiyu^{1,3}

¹ Wide Field Flight Engineering Science and Application Center, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China

² Department of Material Science and Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing, 210016, China

³ School of Engineering Science, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China

⁴ School of Mechanical Engineering, Hebei University of Science & Technology, Shijiazhuang 050018, China

Correspondent: CHEN Qisheng, professor, Tel: (010) 82544092, E-mail: qschen@imech.ac.cn

LI Zhengyang, associate professor, Tel: (010)82544258, E-mail: zyli@imech.ac.cn

Supported by the National Natural Science Foundation of China (No.11772344)

Manuscript received 2022-08-15, in revised form 2022-09-22

ABSTRACT Corrosion and cavitation erosion behavior are important indicators for evaluating the performance and reliability of hydraulic machinery. Laser metal deposition (LMD), as an important technique

资助项目 国家自然科学基金项目 No.11772344

收稿日期 2022-08-15 **定稿日期** 2022-09-22

作者简介 蒋华臻,男,1992年生,博士

通讯作者 陈启生, qschen@imech.ac.cn, 主要从事激光增材制造、计算传热学、晶体生长及过程模型化等研究

李正阳, zyli@imech.ac.cn, 主要从事金属材料的润滑与摩擦、磨损与疲劳、激光增材制造等研究

DOI 10.11900/0412.1961.2022.00382

for both surface modification and complex component fabrication, is proved to be an effective way to enhance the mechanical properties of materials. In the present study, 316L stainless steel (316L SS) samples were fabricated by laser metal deposition, and the effects of laser power, scanning strategy, surface remelting, and build direction on the electrochemical corrosion and cavitation erosion resistance of the LMD-produced samples were systematically studied. The obtained results were compared with that of a wrought counterpart. The corrosion resistance of LMD-produced samples in 3.5%NaCl solution was tested by open circuit potential measurement and potentiodynamic polarization tests. Also, the cavitation erosion resistance of LMD-produced samples accordingly to different process parameters was studied. The microstructure of forged 316L sample is characterized with uniformly distributed equiaxed grains, while the LMD-produced samples exhibit a process-dependent non-equilibrium microstructure consisting of high/low angle grain boundaries, tortuous grains, cellular/dendritic substructures, and processing-related defects. The grain size of LMD-produced 316L sample is much larger than that of forged 316L. Increasing the laser power or changing the sample from horizontally built to vertically built, both the grain size and dendritic arm spacing of the material tend to increase. However, when remelting and 90° rotation scanning strategy was adopted, the change tendency of grain size and dendritic arm spacing of the material is obviously different. Microhardness test results show that the dendritic arm spacing can better match the microhardness evolution than that of grain size. This microstructural difference also leads to a significantly different electrochemical and cavitation erosion performance with that of forged 316L. The electrochemical corrosion test shows that the corrosion resistance of LMD-produced 316L sample is much better than that of forged 316L, namely, the polarization resistance R_p of the LMD-produced 316L sample under different processing is increased by about 2-98 times, whereas the corrosion current density i_{corr} is reduced by 1-2 orders of magnitude. The test results of ultrasonic vibration cavitation system show that the cavitation erosion resistance of LMD-produced 316L is better than that of forged 316L. However, stress concentration may be induced in local areas, such as pores and grain boundaries, which in turn, facilitate preferentially cavitation damage in these areas. Also, it appeared to be protrusion topography and gradually disappeared to form a large number of dimples in the subsequent cavitation erosion process. The cavitation erosion resistance of the material mainly depends on its local mechanical properties. The microhardness test results show that the hardness of LMD-316L is significantly higher than that of the forged sample, so its cavitation erosion resistance is significantly improved. However, due to the heterogeneous microstructure and process-related pore defects formed in the LMD-produced samples, the microhardness contour exhibits a spatially non-uniform distribution characteristic; hence the surface morphology of LMD-produced 316L sample is seriously eroded in some local areas after cavitation.

KEY WORDS additive manufacturing, laser metal deposition, 316L stainless steel, corrosion behavior, cavitation erosion, microhardness

空化是水环境中由局部压力波动引起的一种常见现象，它的特点是在非常小的区域内存在高压、高应变率的相互作用。空化腐蚀通常发生在高速流动的流体和局部压力突然变化的情况下，比如流体以相对较高的速度通过泵、阀等液压系统中的流体元件时，流体压力在机械元件的表面下降，如果局部压力低于饱和水汽压力就会产生空化泡。当这些气泡从低压部分运动到高压部分时，它们就会崩溃，气泡崩塌产生的激波和喷射流则会对机械元件表面造成空化损伤^[1-3]。在非腐蚀性的环境中，这种高速率的冲击本质上是一个机械过程，类似于冲击载荷或高振幅低周疲劳的作用^[2]，这种冲击作用会在材料表面引发局部塑性变形、脆性断裂并使材料发生质量损失，导致工程构件的使用寿命显著降低^[2,3]。然而，在腐蚀性水溶液中(如海洋环境)，这些构件会同时承受机械载荷和电化学腐蚀的作用，因此，对于在恶劣环境下使用的流体机械构件，必须同时考察其电化学和空化腐蚀性能。

316L作为一种低碳奥氏体不锈钢，是少数商业上可打印的钢铁材料之一，同时也是国际上热核实验反应堆中真空容器和制造液体火箭发动机喷油器的关键材料，在航空航天、生物医疗、核电工业等关键领域有广泛的应用^[4-7]。增材制造(AM)作为一种变革性的制造技术，它最大的优势在于其可以直接成形形状复杂的构件。由于高能密度热源熔化粉末形成的熔池内冷却速率可达 $10^5 \sim 10^7$ K/s^[5,8,9]，材料的微观组织与传统制备方

法得到的微结构存在显著的差异^[5,10]: 选区激光熔化成形 316L (SLM-316L) 不锈钢中形成了一种新的跨尺度结构, 它由百微米尺度的熔池、几十微米到百微米的晶粒、亚微米尺度的胞结构、几十纳米的氧化物颗粒等构成。然而, SLM 和激光熔化沉积(LMD)的冷却速率相差约 3 个数量级, 所形成的跨尺度层级结构在具体每一个微结构尺度上也存在数量级的差异, 如 LMD-316L 不锈钢的熔池、晶粒尺寸和胞/枝晶结构尺寸分别为几毫米、500 μm ~2.5 mm 和 2~20 μm , 而相应 SLM-316L 的特征尺寸分别为约 100 μm 、百微米和小于 1 μm ^[8-12]。这导致 SLM 与 LMD 制备的 316L 材料宏观力学性能也存在较大的区别: 大量的文献^[9,10,13-15]报道了通过调控工艺参数可以制备高强高韧的 SLM-316L 不锈钢, 然而, 除了少数文献^[16,17]外, 大多数文献的研究结果都表明 LMD-316L 不锈钢的力学性能通常表现为强度大幅提高, 而延伸率明显降低^[18-20]。因此, 尽管 SLM 与 LMD 在技术原理上有诸多相似之处, 其制备的材料微结构差异也可能导致不同的力学性能响应。

由于 316L 不锈钢具有较高的应变硬化能力、良好的焊接性以及较强的耐腐蚀性, 因此其对空化腐蚀也具有较高的抵抗能力, 可用于有空化泡存在的液体环境中^[3]。近年来, AM-316L 被应用于生产重量轻、体积小的液压元件^[21,22], 部分流体机械元件在高旋转速度和具有腐蚀性的介质中工作, 因此材料的电化学和空化腐蚀性能显得尤为重要。关于 SLM-316L 和 LMD-316L 不锈钢的电化学腐蚀性能已有较多报道^[15,16,23-25]: 一些研究工作^[6,16]表明, 由于 AM-316L 不锈钢不可避免地存在各种缺陷, 导致其耐腐蚀性弱于锻造 316L; 而有些研究工作^[24,25]却表明 AM-316L 的特殊微结构使得其比锻造 316L 具有更好的耐点蚀性能和更低的稳态点蚀速率。Ziętala 等^[16]的研究结果表明, LMD-316L 不锈钢胞结构壁面上形成了 δ 铁素体相, 这种相结构不会出现在传统冶金方法制造的 316L 不锈钢中, 他们指出 δ 铁素体相的形成是打印态材料力学性能和耐腐蚀性能提高的主要原因; 通过改变工艺参数调控材料内部的初始位错密度^[23]或使用后处理手段改变打印态材料内部的非平衡微结构(如亚晶、小角度晶界比例和缺陷大小)可以显著影响材料的钝化膜厚度和腐蚀电位^[6,15]。这些研究结果充分表明, AM-316L 的耐腐蚀性能是与工艺参数高度相关的, 可以通过工艺相关的微结构调控获得优于锻件的耐腐蚀性能。然而, 现有的关于 AM-316L 不锈钢的空化腐蚀性能研究还较少, 主要集中在 SLM-316L 不锈钢^[3,21]: 材料的空化损伤破坏主要有 2 个典型的过程, 首先是材料表面逐渐积累塑性变形, 此时不发生显著的质量损失, 空化腐蚀处于孕育期阶段; 其次是在空化泡的反复作用下, 材料表面的应力集中区发生疲劳损伤和裂纹扩展, 导致材料发生以疲劳为主的表面损伤, 此时空化腐蚀处于侵蚀阶段。Hardes 等^[3]指出 SLM-316L 不锈钢的晶粒尺寸比相应铸件和热锻件更加细小且位错密度更高, 因而材料的硬度和屈服强度提高, 导致孕育期空化侵蚀阶段材料的表面完整性相对较好。然而 SLM-316L 不锈钢内部不可避免地存在各种冶金缺陷, 这些位置处会发生明显的空化质量损失。在空化侵蚀的进程中, 材料表面沿着激光扫描轨迹的位置会优先形成凸起, 它的存在增加了后续空化泡冲击材料表面的可能性, 对材料的抗空化侵蚀性能是不利的。Ding 等^[21]的研究进一步指出孔洞缺陷的比例和晶粒的形貌(柱状晶和棋盘胞状晶粒结构)对 SLM-316L 不锈钢的空化侵蚀能力有较大影响, 材料内部的缺陷比例越高, 其抗空化腐蚀的能力越低; 当微结构以棋盘胞状晶占主要比例时, 材料的抗空化腐蚀能力较低。值得注意的是, 韧性材料和脆性材料在孕育期和侵蚀期的变形行为是不同的^[3], 鉴于 LMD-316L 不锈钢的延伸率通常比 SLM-316L 的低^[18-20], 材料的空化腐蚀行为可能与 SLM-316L 有所不同, 然而, 现有的 AM-316L 研究主要集中在电化学腐蚀性能^[15,16,23-25], 且空化腐蚀性能的研究主要集中在韧性较好的 SLM-316L 不锈钢, 系统研究工艺参数(如激光功率、扫描策略、打印方向、重熔处理等)相关的微结构变化对 LMD-316L 不锈钢电化学腐蚀和空化腐蚀性能的影响则较为不足。

因此, 本工作利用 LMD 技术制备不同工艺参数下的 316L 样件, 分析激光功率、扫描策略、重熔及打印方向对成形件微结构的影响, 重点研究不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢的电化学和空化腐蚀性能的演化规律, 并与锻造 316L 材料进行对比, 旨在探索 LMD-316L 不锈钢电化学腐蚀的演变规律, 确定有利于抗空化腐蚀的微观结构特征, 为评估 LMD-316L 不锈钢的耐蚀性和材料抗空化腐蚀的适用性提供参考。

1 实验方法

1.1 实验材料及成形工艺参数

LMD 实验材料为利用气雾化方法生产的商用 316L 粉末, 粒径为 50~150 μm (图 1a), 名义化学成分(质量分数, %)为: Cr 19.30 \pm 0.5, Ni 11.15 \pm 0.65, Mo 1.70 \pm 0.2, Mn 0.6 \pm 0.3, Si 1.4 \pm 0.1, C \leq 0.03, P \leq 0.04, S \leq 0.01, Fe 余量。利用激光熔化沉积设备进行 316L 试样的制备, 相关设备的细节信息参见文献[26]。实验开始前, 利用 DZF-6020 型真空干燥箱对实验所用粉末进行 120 $^{\circ}\text{C}$ 、5 h 的烘干处理, 以保证粉末良好的流动

性。沉积前利用 200#砂纸对锻造 316L 基板(尺寸为 150 mm × 150 mm × 15 mm)的上表面进行打磨,并用脱脂棉蘸取 75%的酒精溶液进行表面清洗,烘干后备用。

为了研究不同工艺参数下成形件的电化学腐蚀及空化腐蚀性能,设计了不同的工艺参数组合,见表 1。其中,实验编号 No.1~No.3 考察激光功率的影响,编号 No.1 和 No.4 考察表面重熔的影响,编号 No.1 和 No.5 考察扫描策略的影响,而编号 No.1 和 No.6 考察打印方向的影响(图 1c)。其它重要工艺参数如光斑尺寸、送粉速率、搭接率分别固定为 2.0 mm、12.9 g/min 和 50%。每种工艺打印 5 个尺寸为 10 mm × 10 mm × 5 mm 的实验块,采用蛇形往复扫描策略(图 1b),起始角度为与 x 方向平行,相邻层间的激光扫描方向相对旋转角度见表 1。图 1c 为成形件的不同打印方向和被测试试样表面的示意图,除编号 No.6 的试样测试面为平行于打印方向的侧表面外,其余试样的测试面均为垂直于打印方向的上表面。

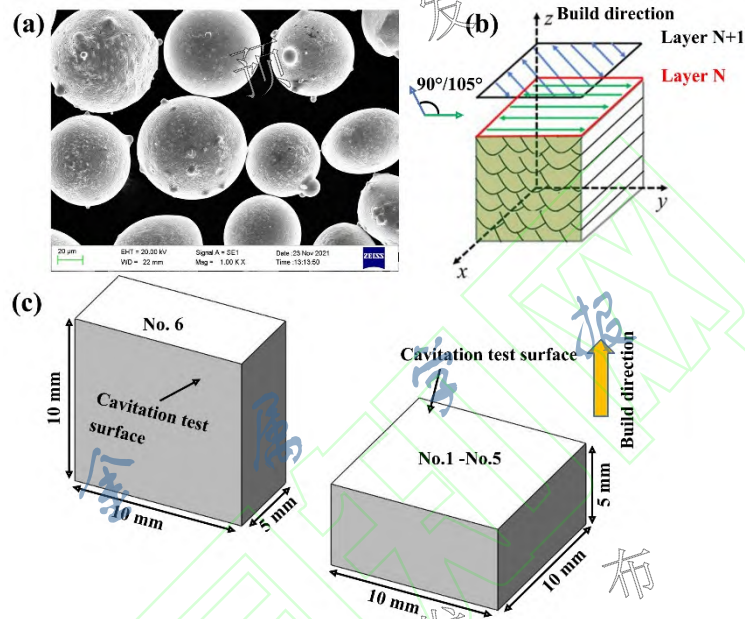


图 1 实验细节信息

Fig.1 Experimental details in the study

- (a) image showing the as-used powder
- (b) scanning strategy used in the study
- (c) sketch of build orientation and test surface for laser metal deposition (LMD)-produced samples

表 1 实验所用的工艺参数及其对应的样品编号

Table 1 Sample notations according to different process parameters

Sample No.	Laser power / W	Scanning speed / (mm·s ⁻¹)	Scanning strategy	Build orientation (Z axis)/ mm
1	1200	6.0	105° rotation	5
2	1400	6.0	105° rotation	5
3	1600	6.0	105° rotation	5
4	1200	6.0	Surface remelting for every two layers	5
5	1200	6.0	90° rotation	5
6	1200	6.0	105° rotation	10

1.2 电化学腐蚀及空化腐蚀测试

在进行电化学及空化腐蚀试验之前,对所有试样的待测面依次用 200#、400#、800#、1000#、1200#、1500#、2000#、3000#耐水砂纸进行打磨,最后用 1.5 μm 的金刚石悬浮液抛光至镜面^[9, 27],然后放置在 75%酒精溶液中超声清洗并烘干后备用。采用 CHI660E 电化学工作站在室温下对不同成形工艺下的试样进行耐腐蚀性测试,用硅橡胶密封被测试试样,电化学测试溶液为 3.5%NaCl (质量分数)溶液,阳极为被测试试样,阴极为铂电极,参比电极为饱和甘汞电极。开路电位(OCP)测试时间为 3600 s,当开路电位稳定后进行动电位极化测试,阴极初始电位比被测试样对应的腐蚀电位低 0.6~0.7 V,扫描速率为 0.001 V/s。采用超声振动系统对各工艺下制备的 LMD-316L 试样进行空化腐蚀实验,设备工作原理如图 2 所示,采用的超声振动频率和振幅分别为 20 kHz 和 6 μm,输出功率为 500 W。超声波探头顶端与被测试样相对的材料为不锈钢,按照文献^[3, 21]推荐的值将试

样与探头顶端之间的距离调整为 0.5 mm。空化腐蚀实验在 3.5%NaCl 水溶液中进行，温度保持为 25℃，每 30 min 更换一次 NaCl 水溶液。每个样品在空化实验结束后，利用 75%酒精溶液进行超声清洗，烘干后储存。

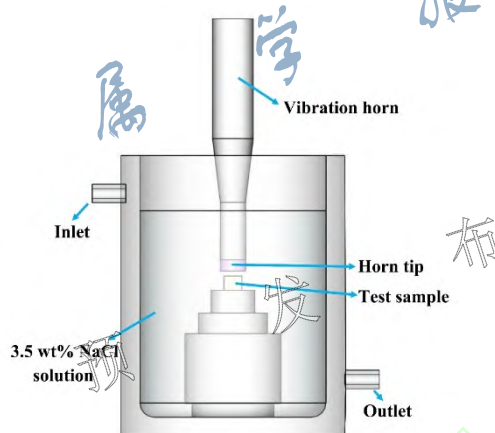


图 2 超声空化腐蚀设备原理图

Fig.2 Schematic of the ultrasonic cavitation erosion equipment

1.3 微结构表征及显微硬度测试

对于打印态的 LMD-316L 不锈钢，将抛光至镜面的试样放置在 VHX-5000 光学显微镜(OM)下进行观察，根据拍摄的抛光截面信息，利用金相法测量成形件的致密度，该方法根据灰度的不同来区分缺陷，利用金相处理软件 Image-Pro Plus 6.0 统计缺陷所占总面积的分数，致密度的具体计算过程参见文献[9]。随后，用自制的酸性水溶液(2%HF + 8%HNO₃ + 90%H₂O，体积比)在室温下对试样腐蚀约 30 min，利用 ULTRA 55 扫描电子显微镜(SEM)观察打印态材料的微观结构，为量化不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢微结构尺寸，针对每个试样使用 Image-Pro Plus 6.0 软件测量至少 20 个位置的二次枝晶臂间距，取平均值作为该工艺的测量值。利用线切割对购置的商业锻造 316L 基板进行切割(切割块体尺寸为：10 mm × 10 mm × 5 mm)，块体试样用于微结构表征和腐蚀实验。块体锻造 316L 经过标准的研磨、抛光流程后，同样用自制的酸性水溶液腐蚀，先利用 OM 观察样品的腐蚀情况，无明显划痕且可观察到晶界后再利用 SEM 进行观察。用 EOL JSM-7900F 电子背散射衍射(EBSD)对不同工艺参数下 LMD-316L 和锻造 316L 的晶粒形貌和尺寸进行观察与统计，测试时所有被观察的样品均倾斜 70°，加速电压为 20 kV，扫描步长为 2 μm。使用 TSL-OIM 分析软件处理 EBSD 数据，其中晶粒取向差介于 2°~10°之间的晶界为小角度晶界(low angle grain boundaries, LAGBs)，而大于 10°的晶界为大角度晶界(high angle grain boundaries, HAGBs)^[10,28]。对于空化腐蚀后的试样，首先利用 SU8100 场发射扫描电子显微镜(SEM)对试样的空化损伤情况进行观察，然后利用 ZYGONexView 三维白光干涉表面形貌仪对空化腐蚀后的表面粗糙度进行量化，该设备的垂直分辨率为 0.1 nm。最后，为了阐明不同工艺参数下试样的空化腐蚀性能差异，利用 Everone MH-6 显微硬度计在打印态试样的中部位置按照 125 μm 的间距分别沿着 x 和 y 方向等间距地进行测量，其中 x 方向 40 个测试点，y 方向 5 个测试点，载荷 9.8 N，加载时间 15 s，每个试样的硬度云图由 200 个硬度数据组成。

2 结果与讨论

为了更好地了解 LMD-316L 不锈钢耐腐蚀性及空化腐蚀性能随工艺参数的变化，对锻造 316L 的微结构、耐腐蚀性及空化腐蚀性进行了表征与测试，并将其结果与打印态 LMD-316L 不锈钢的微结构、耐腐蚀性和空化腐蚀性能进行对比。图 3 为锻造 316L (wrought 316L)不锈钢的微观结构，可以看出其晶粒为典型的等轴晶结构(图 3a 和 b)，平均晶粒尺寸为(19.26 ± 8.76) μm (图 3c)，大角度晶界的比例为 97.3%，其中约有 40%的晶界取向差在 58.2°~61.3°之间。研究^[14]表明，对于低层错能的 316L 不锈钢材料，60°的取向差界面是 $\Sigma 3$ 孪晶界，位错与这些连贯的孪晶界面相互作用，在提高材料强度的同时还可以保持较好的韧性，这是因为这些连续的孪晶界不仅可以作为位错的源/汇，还可以阻止位错从孪晶的一侧运动到另一侧，此外，它可以作为滑移面，在滑移面上可发生位错的滑移和堆积。因此，沿着孪晶界面的位错滑移可以有效地释放位错与孪晶交互产生的应力集中^[29]。图 3e 为锻造 316L 的显微硬度测试结果。可以看出，整个测试区域的显微硬度分布较为均匀，为 179.6~217.3 HV₁，平均显微硬度为(196.4 ± 5.7) HV₁，略低于文献^[30]中报道的商业锻造 316L 硬度(214.8 ± 10.2) HV。

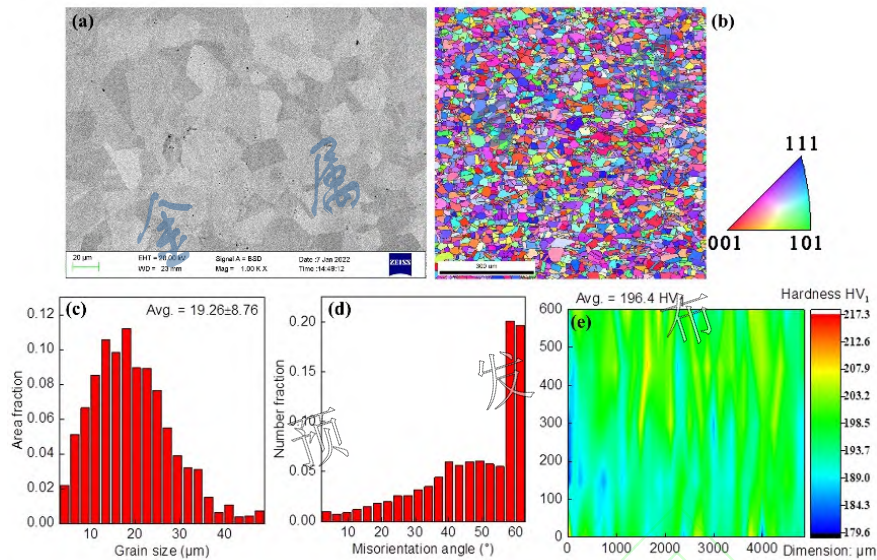


图 3 锻造 316L 不锈钢的微观结构

Fig.3 Microstructure of wrought 316L stainless steel (SS)

- (a) SEM image (b) EBSD IPF image (c) grain size distribution
 (d) misorientation angle distribution (e) micro-hardness contour

2.1 孔隙及致密度

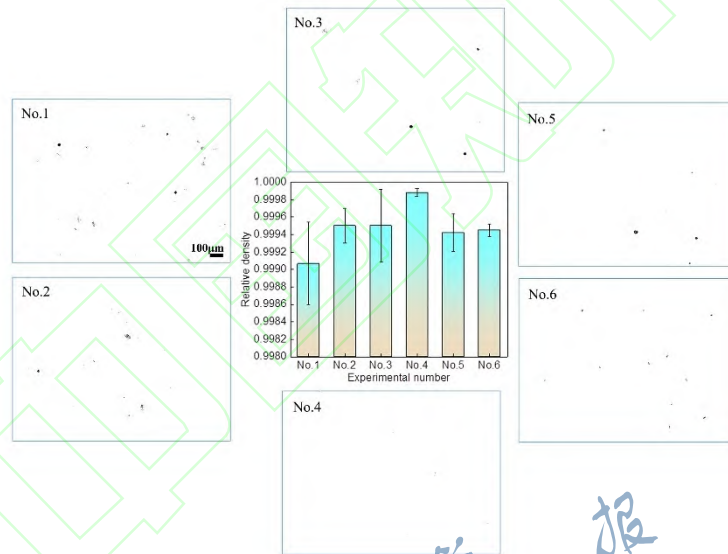


图 4 不同工艺参数下的 LMD-316L 不锈钢成形件致密度及相应的典型缺陷形貌图

Fig.4 Relative densities of LMD-316L SS fabricated by different process parameters and the representative defects images

图 4 为不同工艺参数下成形件的致密度测量结果和相应的代表性缺陷 OM 像。可以看出，所有工艺制备的 316L 材料致密度均值都超过了 99.9%，这与使用 SLM 方法制备的 316L 材料致密度相当，一般认为成形件致密度达到 99% 为高致密度零件^[9,10,31]。可以看出：① 提高激光功率，致密度有增加的趋势(图 4, No.1、No.2、No.3)，这是因为激光功率的大小直接决定熔池的峰值温度，激光功率越大，熔池内的峰值温度越高^[32]，因而粉末会熔化的更加充分，材料更加致密，这在 SLM-316L 不锈钢随激光功率变化的研究^[9,33]中也得到了类似的规律；② 重熔可以使得 LMD-316L 不锈钢的致密度提高(图 4, No.1 和 No.4)，这是因为重熔可以有效地使孔洞缺陷有更多的几率从熔池中逃逸出来，而且重熔可以降低成形件表面粗糙度进而使粉末熔化的更加充分，促使缺陷含量降低^[34,35]；③ 相比 105° 旋转扫描策略，采用 90° 旋转扫描策略有助于提高成形件的致密度(图 4, No.1 和 No.5)。Saboori 等^[36]研究指出通过调控相邻两层之间的旋转角度可以显著改变熔池内的冷却速率，使得最终材料的微结构及力学性能有较大的差异。因此，可以推断通过调控相邻层之间的旋转角度可以改变成形件的热积累程度，进而影响最终材料的致密度、微结构和力学性能；④ 垂直打印的样品致

密度略高于水平打印的试样(图 4, No.1 和 No.6), 这与 Ronneberg 等^[37]SLM-316L 的研究结果一致, 而 Ding 等^[21]的研究结果却表明孔隙率在水平和垂直打印的 SLM-316L 试样中几乎无差别。缺陷作为应力集中源是材料发生过早断裂失效的重要原因, 然而, 文献中报道的关于打印方向对成形件延伸率影响的结果似乎是矛盾的: 一些研究^[38]认为沿水平方向打印的 316L 材料延伸率高于相应沿着垂直方向打印的材料, 而一些研究^[16,39-41]则认为沿着垂直方向打印的试样延伸率更高。进一步分析可以发现这些研究工作中所用的实验设备、制备的试样尺寸和打印参数是不同的, 这些因素均会导致成形件的致密度发生变化, 下面将通过显微组织观察的手段分析不同工艺参数下材料的微结构变化规律。

2.2 显微组织及硬度

图 5 为不同工艺参数下制备的 LMD-316L 不锈钢的 SEM 像。可以看出, 不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢的显微组织是柱状树枝晶和胞晶的混合组织, 其中树枝晶占据主要比例, 这与文献^[42]中报道的结果是一致的。从图中还可看出, 随着功率的增加(图 5a~c, No.1~No.3), 材料的二次枝晶臂间距呈增加的趋势, 平均尺寸分别为 (2.57 ± 0.43) 、 (3.38 ± 0.83) 和 $(3.77 \pm 0.71) \mu\text{m}$; 每 2 层重熔一次打印时, 材料的二次枝晶臂间距变大, 为 $(3.84 \pm 0.74) \mu\text{m}$ (图 5a 和 d); 相比 105° 旋转扫描, 90° 旋转扫描打印所得材料的二次枝晶臂间距更加粗大, 为 $(4.29 \pm 0.56) \mu\text{m}$ (图 5a 和 e); 垂直打印的试样二次枝晶臂间距为 $(5.13 \pm 0.79) \mu\text{m}$, 高于水平打印的试样(图 5a 和 f)。众所周知, 冷却速率决定了材料最终微结构尺寸, 冷却速率越大, 材料的二次枝晶臂间距越小^[8,9], 根据二次枝晶臂间距和冷却速率的关系^[43], 估算了样品 No.1~No.6 的冷却速率, 分别为: 8.99×10^3 、 2.98×10^3 、 1.93×10^3 、 1.79×10^3 、 1.15×10^3 和 $5.64 \times 10^2 \text{ K/s}$ 。因此, 通过调控工艺参数或扫描策略控制熔池内的冷却速率, 进而控制二次枝晶臂间距是可行的。图 6 为不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢的 EBSD 图, 相应的晶粒尺寸分布及晶粒取向差分布分别见图 7 和 8。可以看出, 晶粒尺寸随着工艺参数的变化更加复杂, 不同工艺参数下的材料均由曲折晶界组成的长条状晶粒和细小的晶粒组成, 这是增材制造材料区别于传统方法制造材料所独有的特征^[44,45]。虽然 1400 W 下的平均晶粒尺寸相比 1200 W 的略小, 但考虑到测量误差和晶粒尺寸分布, 整体上看, 晶粒仍然表现出粗化的趋势, 随着功率从 1200 W 提高到 1600 W, LMD-316L 不锈钢的平均晶粒尺寸增大了 2 倍(图 6 和 7a~c), 以往的研究^[8,46]也表明晶粒尺寸随着激光功率的增加而增大; 重熔后表层材料经历了短时熔化再结晶, 在晶粒图中观察到大量的细小晶粒(图 6d), 这可能是因为这些细小的形核晶粒没有足够的保温时间导致的^[28]; 相邻层旋转角度从 405° 调整到 90° 后, 平均晶粒尺寸从 91.84 μm 降至 68.23 μm , Saboori 等^[36]研究表明通过调整相邻层的旋转角度会改变 LMD-316L 不锈钢的微观结构尺寸, 因此可以推断, 本工作中相邻层间采用 2 种扫描角度时, 熔道在后续的成形过程中热积累会有显著差别, 进而影响最终凝固后材料的晶粒尺寸; 垂直打印的试样表现出典型的外延生长晶粒结构特征^[28, 31], 并随相邻层间扫描角度的变化而有一定角度的偏转, 这主要是由晶粒的择优取向导致的, 晶粒一般总是沿着最大温度梯度的方向生长^[47]。就晶粒尺寸分布、晶粒取向差分布和平均晶粒尺寸而言, 水平和垂直打印的试样没有太大区别(图 6~8 中分图(a)和(f))。与锻造 316L 晶粒取向差分布以大量 $\Sigma 3$ 孪晶界为主不同, 各工艺下的 LMD-316L 不锈钢晶粒取向差分布呈现正态分布的特征, 且小角度晶界的比例显著高于锻造 316L (图 3d 和 8)。

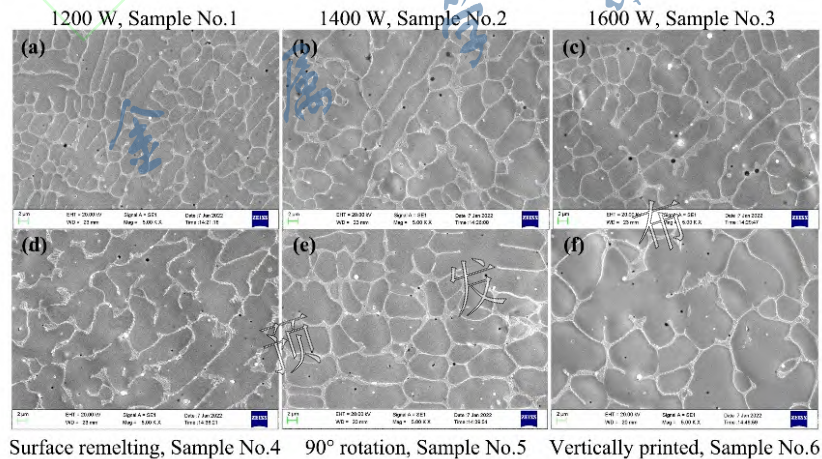


图 5 不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢的 SEM 像

Fig.5 SEM images of LMD-316L stainless steel (SS) fabricated by different process parameters

(a) No.1 (b) No.2 (c) No.3 (d) No.4 (e) No.5 (f) No.6

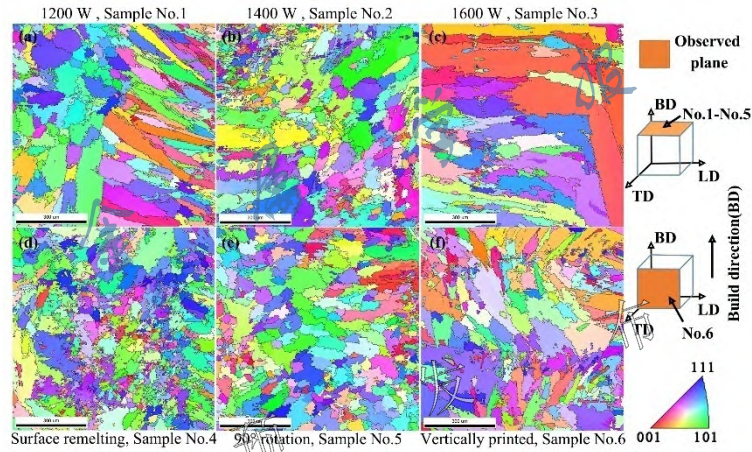


图 6 不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢的 EBSD 图

Fig.6 EBSD images of LMD-316L SS fabricated by different process parameters.

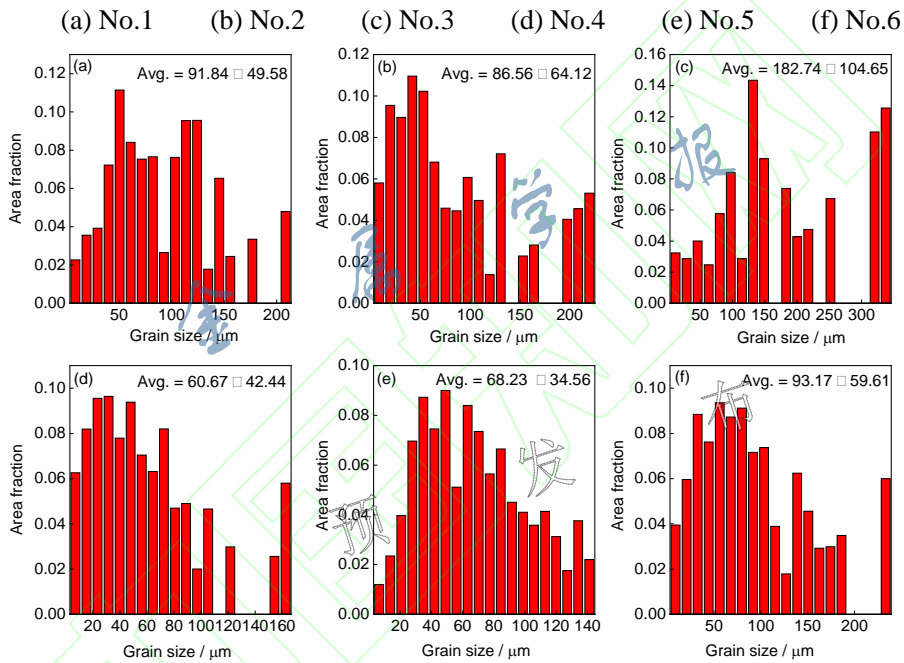


图 7 不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢的晶粒尺寸分布图

Fig.7 Grain size distributions of LMD-316L SS fabricated by different process parameters

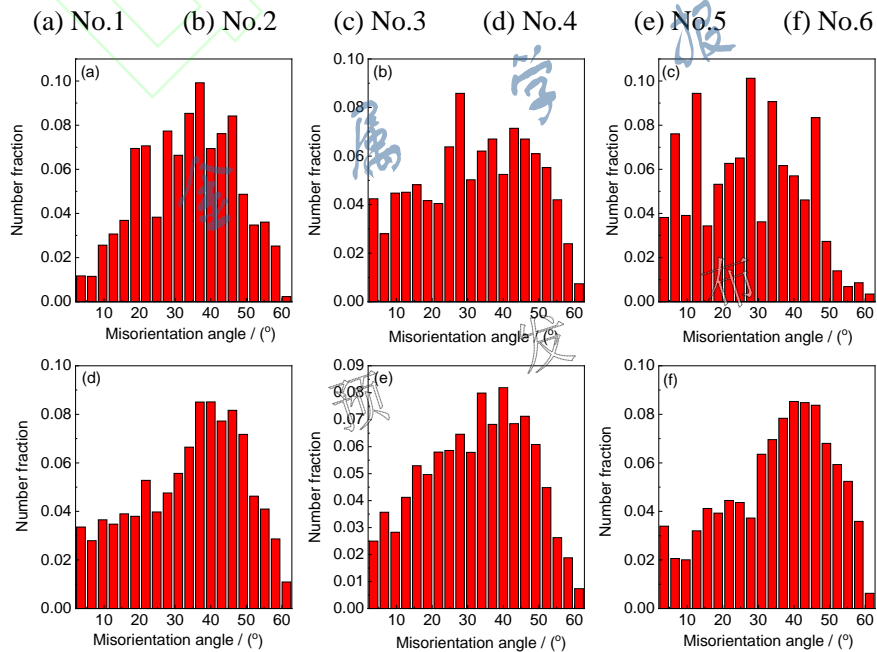


图 8 不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢的晶粒取向差分布

Fig.8 Misorientation angle distribution of LMD-316L SS fabricated by different process parameters

(a) No.1 (b) No.2 (c) No.3 (d) No.4 (e) No.5 (f) No.6

微结构的变化会导致材料力学性能的变化。图 9 为各工艺下的硬度分布云图，相应的硬度数据列于表 2。随着激光功率的增加，LMD-316L 不锈钢的平均显微硬度从 355.4 HV₁ 降低到 325.5 HV₁ (图 9a-c 和表 2)，相比 No.1 试样，重熔和 90° 旋转扫描均会降低试样的显微硬度(图 9a、d、e 和表 2)；垂直打印的试样相比水平打印的试样显微硬度显著降低(图 9a、f 和表 2)，降幅约 12.8%，这与文献^[40]中报道的结果较为一致，即：沿水平方向打印的试样比沿垂直方向打印的试样强度高约 10%。值得注意的是，虽然不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢的晶粒尺寸显著大于锻造 316L，但是其显微硬度明显高于锻造 316L(图 3e、9 和表 2)。进一步分析发现：LMD-316L 不锈钢硬度的变化与二次枝晶臂间距的变化具有明显的关联，即：枝晶臂间距增大会导致显微硬度的下降，然而显微硬度与晶粒尺寸的变化没有明显关系(图 5、6、9)，这预示着使用二次枝晶臂间距可能会更好地预测 LMD-316L 不锈钢的力学性能。虽然关于 AM-316L 材料屈服强度的预测目前还存在争议^[7]，但是现有研究^[10,28,48]表明使用晶粒内部的胞结构/二次枝晶臂间距能更好地预测 AM-316L 力学性能的变化。

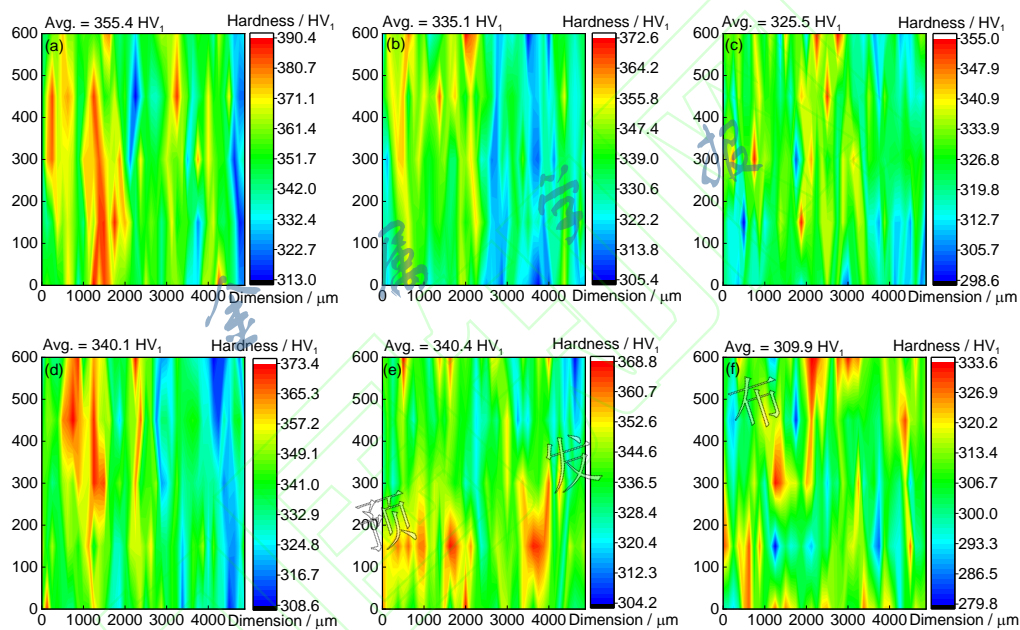


图 9 不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢的显微硬度分布云图

Fig.9 Microhardness contour for LMD-316L SS fabricated by different process parameters

(a) No.1 (b) No.2 (c) No.3 (d) No.4 (e) No.5 (f) No.6

表 2 不同工艺参数下 LMD-316L 不锈钢试样的显微硬度

Table 2 Microhardnesses of LMD-316L SS samples fabricated by different process parameters

Sample No.	Minimum hardness	Maximum hardness	Average hardness / HV ₁
1	313.1	390.2	355.4 ± 15.7
2	305.6	372.4	335.1 ± 13.2
3	298.7	354.8	325.5 ± 10.5
4	308.7	373.2	340.1 ± 13.6
5	304.3	368.7	340.4 ± 11.9
6	279.9	333.6	309.9 ± 10.7

2.3 电化学腐蚀行为

图 10 为不同工艺参数制备的 LMD-316L 和锻造 316L 不锈钢在 NaCl 溶液中的开路电位(E_{ocp})随时间的变化规律。可以看出，所有被测试样的开路电位均随着时间的推移而呈现先增加(由负值往正值变化)后逐渐稳定的趋势，这表明试样在 NaCl 溶液中自主形成了钝化膜^[44]，钝化膜的形成起到了进一步阻抗腐蚀的作用。与锻造 316L 相比，LMD-316L 在开路电位曲线中显现出多个小的尖峰，个别试样出现了明显的峰谷，这表明 LMD-316L 在 E_{ocp} 达到稳定前存在击穿和再钝化的过程^[44]。观察 3600 s 对应的开路电位，可以发现

No.1~No.4 的 E_{ocp} 明显高于锻造 316L, 90° 旋转扫描打印(No.5)的试样与锻造 316L 的 E_{ocp} 非常接近, 而垂直打印的试样(No.6)的 E_{ocp} 低于锻造 316L。图 11 为各工艺下的 LMD-316L 不锈钢动电位极化曲线测试结果, 腐蚀电位 E_{corr} 和点蚀电位 E_{pit} 在图中也进行了标注, 相应的电化学参数列于表 3。可以看出: LMD-316L 的极化电阻 R_p 相比锻造 316L 提高了 2~98 倍, 而腐蚀电流密度 i_{corr} 下降了至少 1 个数量级。就腐蚀电位 E_{corr} 而言, No.1~No.3 均明显高于锻造 316L, 而 No.4~No.6 的 E_{corr} 与锻造 316L 的相差不大。除了 No.6 外, 材料的 E_{ocp} 变化规律和 E_{corr} 一致, No.6 的 E_{ocp} 和 E_{corr} 变化规律不一致可能是开路电位在测试时间内不稳定造成的。进一步比较各工艺下材料的 E_{pit} , 可以发现 No.1 和 No.3 没有发生明显的点蚀, No.2 和 No.4 的 E_{pit} 明显高于锻造 316L, 但 No.5 和 No.6 的 E_{pit} 明显低于锻造 316L, 这表明 LMD-316L 在某些工艺下易发生点蚀。Kazempour 等^[24]的研究指出 SLM-316L 具有比锻造 316L 更强的耐点蚀性能且其亚稳态点蚀速率也更低, 材料内部的工艺缺陷在早期并不影响合金的点蚀电位, 本工作 No.1~No.4 的测试结果与 Kazempour 等^[24]的研究规律一致。然而, 由于材料微结构的显著变化(图 5 和 6), No.5 和 No.6 在保持较小的腐蚀速率下点蚀电位相比锻造 316L 明显降低。总的来讲, 在考虑材料的 E_{corr} 和 i_{corr} 条件下, LMD-316L 相比锻造 316L 的腐蚀电位更高而腐蚀速率更小, 其耐腐蚀性大幅提高。最近有研究表明 AM-316L 不锈钢的耐腐蚀性与其材料的微结构变化密切相关^[16, 23], 其中具有高位错密度的亚稳态胞/枝晶结构对 AM-316L 不锈钢的耐腐蚀性具有显著影响, 大量的研究已表明打印态的 316L 处于高应力状态^[10, 15], 亚稳态的胞结构/枝晶壁面上存在大量的位错网络结构^[13, 23], 提高扫描速率亦即降低输入到熔池内的能量密度可使材料的一次/二次枝晶臂间距减小^[8, 9, 13, 42], 进而提高壁面上的位错密度^[23, 49]。Nie 等^[25]指出 LMD-316L 内大量的小角度晶界和较高的位错密度促使材料表面形成更致密且更厚的钝化膜, 从而能够获得比锻造 316L 更好的耐腐蚀性能。本工作的微结构表征已证实提高激光功率、重熔处理、 90° 旋转扫描打印和垂直方向打印均会导致 LMD-316L 的二次枝晶臂间距变大(图 5), 并进一步导致材料内部初始位错密度的降低^[23, 49], 因而材料的极化电阻降低而腐蚀电流密度提高(图 11 和表 3)。这表明打印态 LMD-316L 不锈钢的耐腐蚀性与其内部的亚结构尺寸(二次枝晶臂间距)可能直接相关, 二次枝晶臂间距的增大会导致耐腐蚀性的降低。然而, 与锻造 316L 相比, 所有工艺下的 LMD-316L 小角度晶界比例均高于锻造 316L (图 3d 和图 8), 且 LMD-316L 的初始位错密度高于锻造 316L^[25], 这可能是本工作 LMD-316L 耐腐蚀性相比锻造 316L 大幅提高的原因。

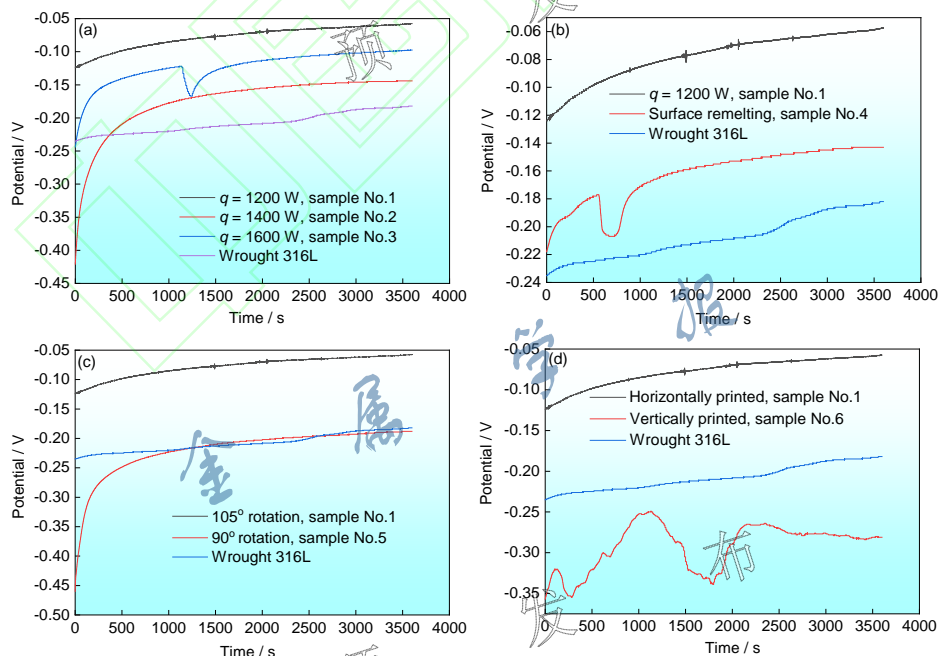


图 10 不同工艺参数制备的 LMD-316L 不锈钢在 3.5%NaCl 溶液中的开路电位随时间的变化规律

Fig.10 Open-circuit potential (OCP) of 316L SS measured in 3.5%NaCl solution for samples produced by different processing parameters

(a) laser power (q) (b) surface remelting (c) scanning strategy (d) printing direction

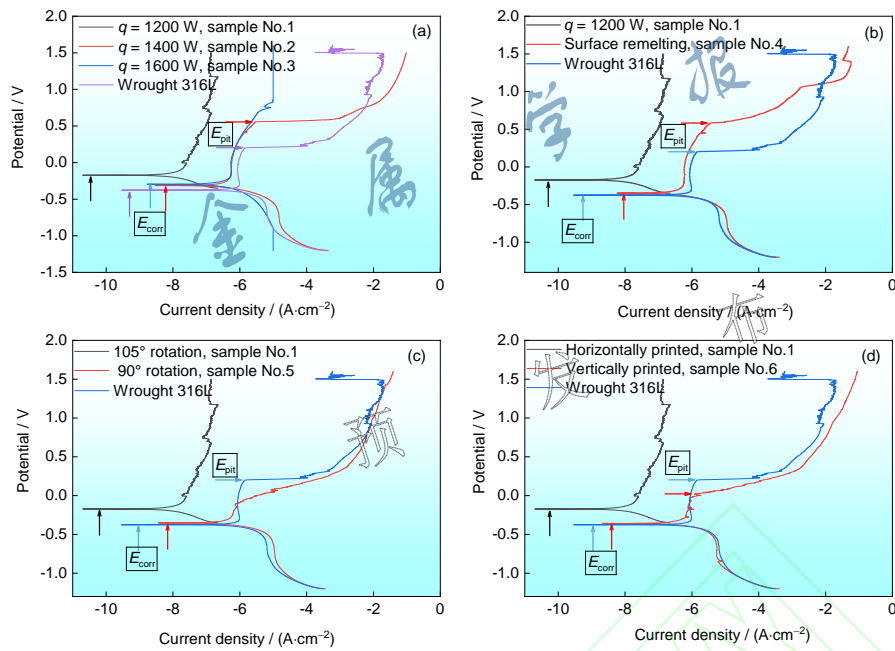


图 11 不同工艺参数制备的 LMD-316L 不锈钢在扫描速率为 0.001 V/s 时的动电位极化曲线

Fig.11 Potentiodynamic polarization curves of LMD-316L SS produced by different processing parameters measured at a scan rate of 0.001 V/s. Note that the abscissa is shown in logarithm

(a) laser power (b) surface remelting (c) scanning strategy (d) printing direction

表 3 LMD-316L 不锈钢在 3.5%NaCl 溶液中的电化学参数

Table 3 Electrochemical parameters of LMD-316L SS in 3.5%NaCl solution (These parameters are obtained from its corresponding potentiodynamic polarization curves)

Sample No.	Polarization resistance R_p	Anodic Tafel slope b_a	Cathodic Tafel slope b_c	Corrosion current density i_{corr}
1	3100745.5	334.56	153.52	1.475×10^{-8}
2	87315.4	1335.11	126.57	5.757×10^{-7}
3	119891.4	415.8	181.55	4.583×10^{-7}
4	75209.7	2475.24	134.93	7.398×10^{-7}
5	62532.5	593.47	90.93	5.483×10^{-7}
6	66780.6	976.56	135.33	7.739×10^{-7}
Wrought 316L	31502.4	23809.52	167.42	2.294×10^{-6}

2.4 空化腐蚀行为

对不同工艺参数下 LMD-316L 及锻造 316L 在超声振动系统中进行 4h 的空化腐蚀实验, 图 12~18 中的(a)、(c)分图分别为锻造 316L 和试样 No.1~No.6 试样在暴露 0.5 和 4h 空化实验后的典型表面 SEM 像。可以看出, 所有试样的表面在经过空化腐蚀后均变得更加粗糙, 在空化实验的早期, 所有试样表面均形成了条带状凸起(图 12~18 中分图(a)), 随着空化实验时间的延长, 各试样表面粗糙度进一步增加, 表面形貌出现了大量的韧窝(图 12~18 中分图(c)), 这种韧窝形貌与文献报道的拉伸断口中出现的韧窝非常相似^[16,18], 这表明所有被空化腐蚀的试样在空化泡的作用下发生了严重的材料损伤和塑性变形。观察试样表面还可以发现: 试样表面的凸起优先发生在晶界和未熔缺陷位置, 这是因为在塑性变形过程中位错倾向于沿着晶界堆积以抵抗塑性变形^[29], 在晶界处更容易发生空化损伤, 这与空化腐蚀作用下的疲劳过程有关^[21]; 而缺陷(如未熔缺陷或气孔缺陷等)的边缘在空化泡的作用下易引起应力集中, 是产生裂纹继而发生裂纹扩展的高发区^[50], 对增材制造零件的力学性能是不利的^[9,28,47,50], 会导致材料在空化泡的冲击作用下发生撕裂而造成质量损失^[3,21]。Ding 等^[21]研究表明 SLM-316L 不锈钢在空化腐蚀过程中材料的晶界会优先发生塑性变形, 并认为沿晶界发生空化损伤的区域不仅会造成应力集中, 还会导致空化泡在晶界附近溃灭, 促使在晶界附近形成沟壑/凸起, 这与本工作图 12~18 中的分图(a)和(c)观察到的结果是一致的。图 12~18 中分图(b)和(d)分别为使用三维白光干涉表面形貌仪测量锻造 316L 和样品 No.1~No.6 试样在暴露 0.5 和 4h 的典型表面形貌, 图中几乎未变形的部分用绿色表示, 而凹陷的区域和凸起区域分别用蓝色和红色表示。可以看出锻造 316L 不锈钢的变形较为均匀(图 12b),

经过 4 h 的空化腐蚀后试样表面出现了大量的凹坑和凸起(图 12d), 这是典型的侵蚀空化损伤, 这与 LMD-316L 不锈钢的空化行为有显著区别(图 13~18 中分图(b)和(d)): LMD-316L 不锈钢的表面形貌非常不均匀, 有的区域出现了密集的凸起, 而有的区域出现了明显的凹陷, 且这两种形貌分布较为分散(图 13~18 中分图(b)), 经过 4 h 的空化腐蚀后, LMD-316L 不锈钢并不像锻造 316L 形成大量明显的凸起, 其表面形貌分布特征与 0.5 h 的形貌类似(图 13~18 中分图(d))。

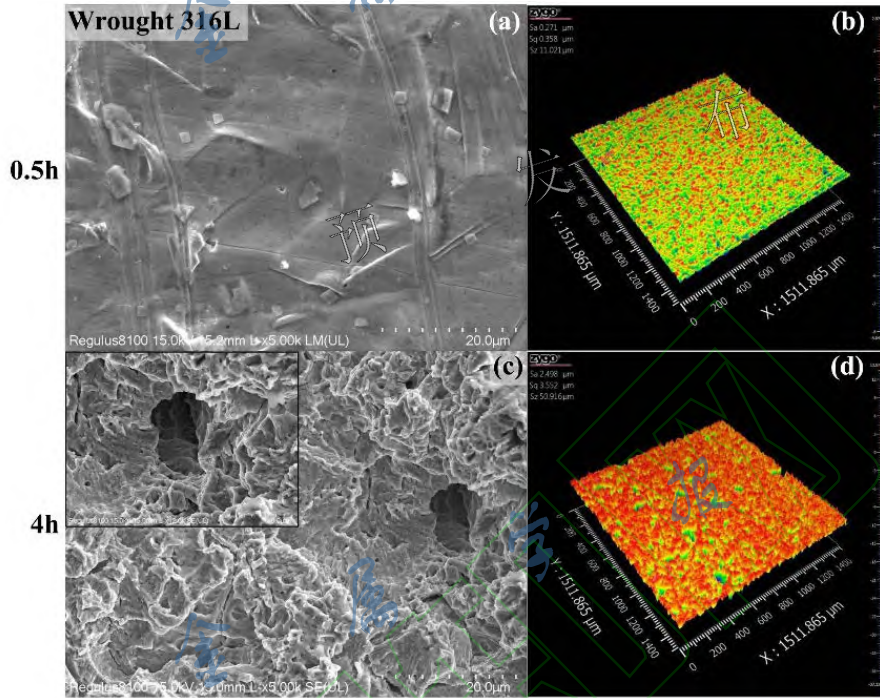


图 12 经 0.5 和 4 h 空化腐蚀测试后的锻造 316L 不锈钢表面形貌

Fig.12 Topographies of wrought 316L SS after 0.5 and 4 h of the cavitation test

(a, c) SEM images (b, d) images obtained by 3D white-light interferometric surface topography

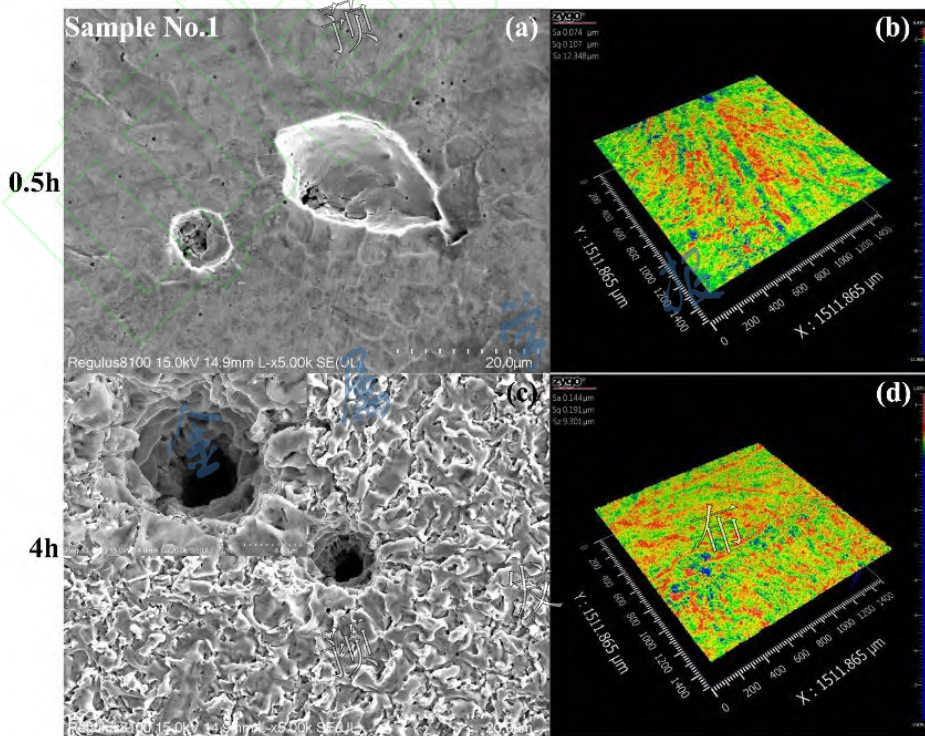


图 13 经 0.5 和 4 h 空化腐蚀测试后的 No.1 试样表面形貌

Fig.13 Topographies of sample No.1 after 0.5 h (a, b) and 4 h (c, d) of the cavitation test

(a, c) SEM images (b, d) images obtained by 3D white light interferometric surface topography

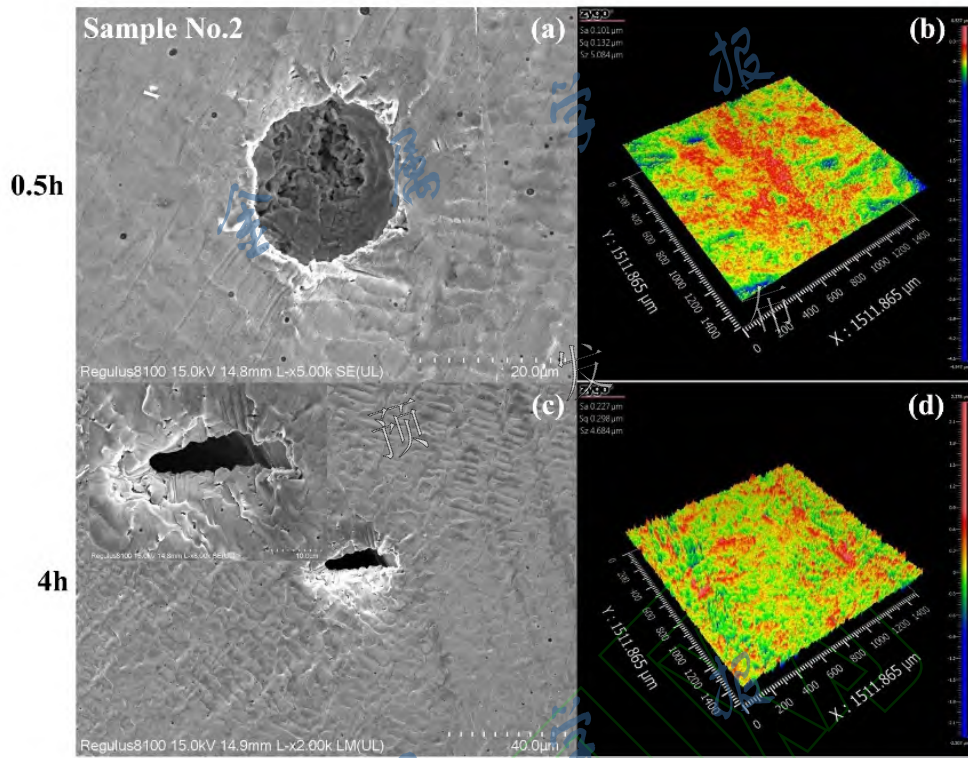


图 14 经 0.5 和 4 h 空化腐蚀测试后的 No.2 试样表面形貌

Fig.14 Topographies of sample No.2 after 0.5 h (a, b) and 4 h (c, d) of the cavitation test
(a, c) SEM images (b, d) images obtained by 3D white light interferometric surface topography

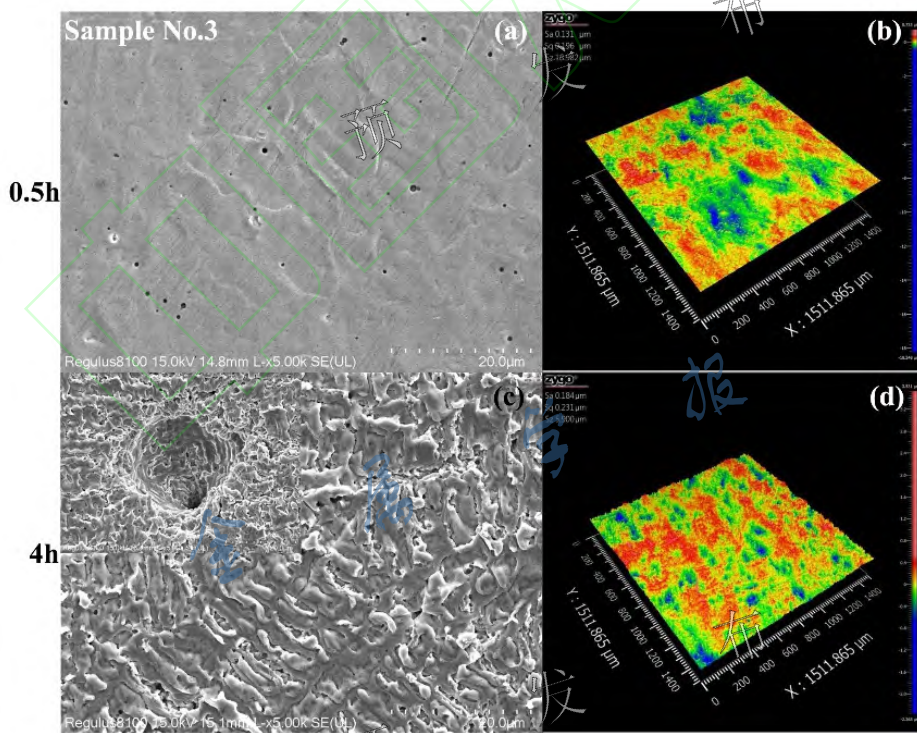


图 15 经 0.5 和 4 h 空化腐蚀测试后的 No.3 试样表面形貌

Fig.15 Topographies of sample No.3 after 0.5 h (a, b) and 4 h (c, d) of the cavitation test
(a, c) SEM images (b, d) images obtained by 3D white light interferometric surface topography

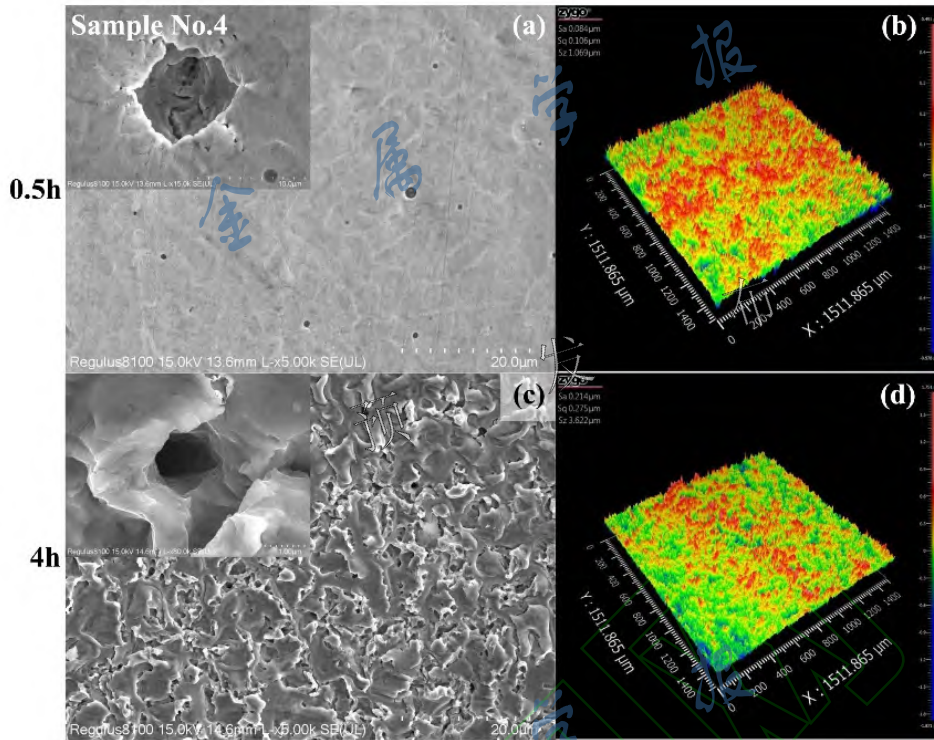


图 16 经 0.5 和 4 h 空化腐蚀测试后的 No.4 试样表面形貌

Fig.16 Topographies of sample No.4 after 0.5 h (a, b) and 4 h (c, d) of the cavitation test
(a, c) SEM images (b, d) images obtained by 3D white light interferometric surface topography

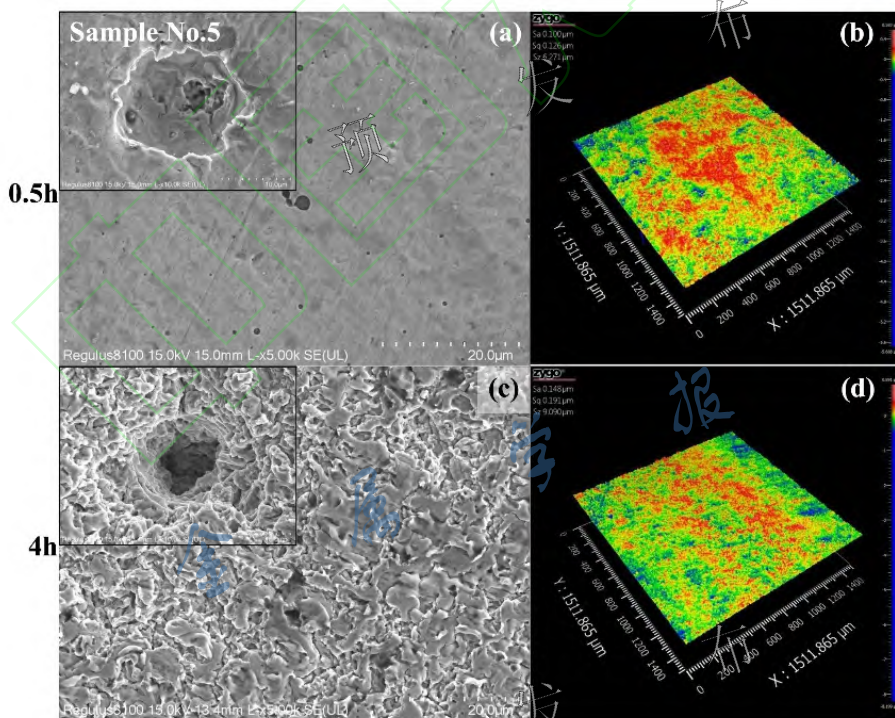


图 17 经 0.5 和 4 h 空化腐蚀测试后的 No.5 试样表面形貌

Fig.17 Topographies of sample No.5 after 0.5 h (a, b) and 4 h (c, d) of the cavitation test
(a, c) SEM images (b, d) images obtained by 3D white light interferometric surface topography

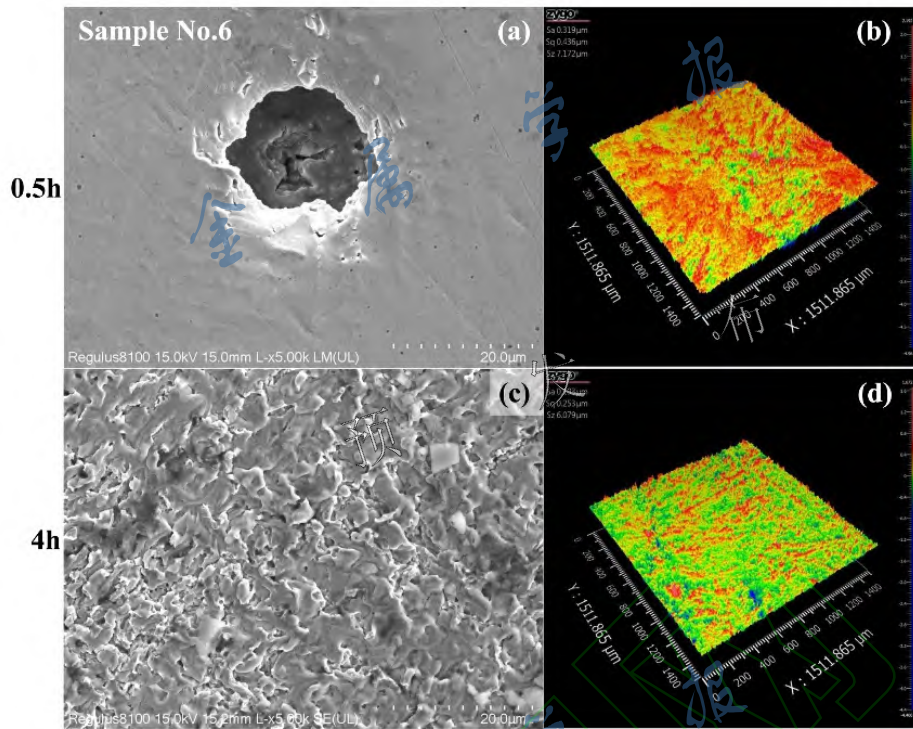


图 18 经 0.5 和 4 h 空化腐蚀测试后的 No.6 试样表面形貌

Fig.18 Topographies of sample No.6 after 0.5 h (a, b) and 4 h (c, d) of the cavitation test

(a, c) SEM images

(b, d) images obtained by 3D white light interferometric surface topography

从空化腐蚀的机理方面来讲，超声振动在液体介质中形成的空化泡会产生反复的冲击波和微射流，这种具有高能量状态的冲击波/微射流作用到试样表面后会在材料的薄弱区域优先发生空化损伤，一些较轻微的冲击会在工艺诱导的缺陷和晶界位置处出现局部应力集中，导致位错沿晶界移动，随着空化实验时间的延长，会逐渐塑性变形并形成凹坑，而一些高能量的强烈冲击波则会导致材料的质量损失^[3,21]。材料在 3.5%NaCl 溶液中的空化腐蚀可以看成机械损伤、腐蚀损伤及机械腐蚀协同作用损伤 3 部分^[51]，即： $T = E + C + S$ ，其中 T 为总质量损失率， E 为纯空化腐蚀导致的质量损失率， S 为两者的协同效应导致的质量损失率， C 为纯腐蚀而导致的质量损失率， $C = K \cdot i_{\text{corr}} \cdot EW$ ， K 取 8.954×10^{-3} ， EW 为当量重量(其值为物质的摩尔质量除以它接受或失去电子的数目)，对于不锈钢 EW 取 25.12^[51]。Zheng 等^[51]的研究结果表明，当空化腐蚀时间不大于 2 h 时，纯腐蚀的作用可以忽略，而当空化腐蚀时间超过 8 h 时，材料会经受腐蚀和空化腐蚀的共同作用。鉴于本工作空化腐蚀总时长较短为 4 h，因此，可以用材料的抗机械损伤作为评价 LMD-316L 不锈钢在 3.5%NaCl 溶液中的空化腐蚀演变规律。不同工艺参数下的纯机械损伤可以用显微硬度衡量，上述研究结果已表明 LMD-316L 不锈钢的耐腐蚀性与其内部的二次枝晶臂间距直接相关(纯腐蚀损伤度量指标)，而二次枝晶臂间距的大小又直接影响材料的显微硬度(机械损伤度量指标)。图 3e 和图 9 分别为锻造 316L 和 LMD-316L No.1~No.6 的硬度云图，可见锻造 316L 的硬度分布较为均匀，而且其显微硬度明显低于 LMD-316L；此外，LMD-316L 相比锻造 316L 的硬度分布更加不均匀，这主要是由增材制造材料的不均匀跨尺度微组织和局部工艺缺陷导致的^[27,52]。LMD-316L 硬度不均分布的特点也导致其在空化腐蚀的进程中出现局部破坏严重，而有些区域只是轻微变形。然而，由于 LMD-316L 的平均硬度显著高于锻造 316L，因此前者的抗空化腐蚀能力显著高于后者。为了更好地评价不同工艺制备的材料表面粗糙度随空化腐蚀时间的变化，利用表面形貌参数对表面粗糙度进行了量化，分别为：表面平均粗糙度 S_a ，表面均方根粗糙度 S_q ，表面微观不平度十点高度 S_z ，这些参数的具体定义和计算方法参见文献^[53]。图 19 为利用这 3 个表面形貌参数表征被测试样形貌的结果，可以看出 S_a 和 S_q 的变化与材料硬度的变化具有一定的关联，即：随着激光功率的增加，材料的平均硬度降低， S_a 和 S_q 有增加的趋势(图 19a 和 b, No.1~3)；重熔处理(No.4)、90°旋转扫描打印(No.5)和垂直方向打印(No.6)与试样 No.1 相比均会导致 LMD-316L 不锈钢的硬度降低(图 9)，因而 S_a 和 S_q 值略高于 No.1 (图 19a 和 b)，产生这一结果的根本原因是材料的二次枝晶臂间距增大，材料的腐蚀电流密度增大，显微硬度降低，因而材料的纯腐蚀损伤和机械损伤均会增大，导致材料的机械损伤和腐蚀损伤加重。此外，4 h 后材料表面的 S_a 和 S_q 均高于对应 0.5 h 的测量值。然而，不同工艺参数下的 S_z 没有明显的变化规律，这是因为 S_z 是一个极

端参数, 它定义为采样区内 5 个最高峰的绝对高度和 5 个最深凹坑/峰谷深度的平均值^[53], 其大小取决于表面高度峰值和峰谷, 而在空化腐蚀的进程中材料表面在空化泡的冲击作用下会发生质量损失^[3,21,51], 因而表面 S_z 存在较大的不确定性, 总体看 LMD-316L 不锈钢的 S_z 小于相应空化时间下锻造 316L 的 S_z (图 19c)。

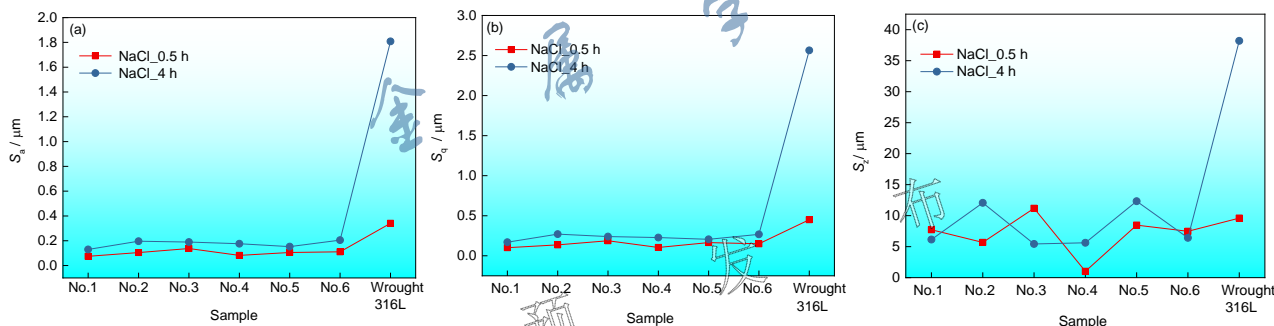


图 19 利用 3 个典型表面形貌参数表征不同工艺参数下 LMD-316L 和锻造 316L 不锈钢的形貌特征
Fig.19 Three parameters which characterize the topographic features of LMD-316L SS and wrought 316L SS samples after 0.5 and 4 h of the cavitation tests

(a) S_a (b) S_q (c) S_z

3 结论

(1) 不同于锻造 316L 的等轴晶微结构, LMD-316L 不锈钢由曲折晶界组成的长条状晶粒和细小的晶粒组成, 晶粒内部存在胞/枝晶微结构。调整工艺参数能够显著改变 LMD-316L 熔池内的冷却速率(估算值介于 $5.64 \times 10^2 \sim 8.99 \times 10^3$ K/s), 进而影响胞/枝晶臂间距。虽然 LMD-316L 不锈钢的晶粒尺寸远大于锻造 316L, 但是前者的显微硬度($309.9 \sim 355.4$ HV₁)显著高于后者(196.4 HV₁), 相比晶粒尺寸, 胞/枝晶臂间距的变化能够更好地解释显微硬度的变化趋势。

(2) 激光熔化沉积制备的高致密度 316L 材料, 其电化学腐蚀能力相比锻造 316L 大幅提高, 其中 LMD-316L 不锈钢的极化电阻 R_p 介于 $62532.5 \sim 3100745.5 \Omega/\text{cm}^2$, 腐蚀电流密度 i_{corr} 介于 $7.739 \times 10^{-7} \sim 1.475 \times 10^{-8} \text{ A}/\text{cm}^2$; 锻造 316L 的 R_p 和 i_{corr} 分别为 $31502.4 \Omega/\text{cm}^2$ 和 $2.294 \times 10^{-6} \text{ A}/\text{cm}^2$ 。较高的小角度晶界比例和较高的位错密度可能是 LMD-316L 不锈钢耐蚀性大幅提高的原因。

(3) 长时间的空化腐蚀后所有材料表面均形成了大量的韧窝, LMD-316L 不锈钢的抗空蚀能力优于锻造 316L, 这主要是因为 LMD-316L 不锈钢的显微硬度远大于锻造 316L, 在空化泡冲击作用下能够有效的抵抗塑性变形。空化腐蚀优先发生在位错堆积(如晶界)或应力集中的位置(如孔洞缺陷), 而由于 LMD-316L 不锈钢不均匀跨尺度微组织和局部工艺缺陷, 材料的显微硬度云图在空间上呈现不均匀分布的特点, 导致空化腐蚀后材料的表面粗糙度分布不均匀。

参考文献

[1] Park I C, Kim S J. Cavitation erosion behavior in seawater of electroless Ni-P coating and process optimization using Taguchi method [J]. Appl. Surf. Sci., 2019, 477: 37-43

[2] Xu J, Peng S, Li Z, et al. The influence of semiconducting properties of passive films on the cavitation erosion resistance of a NbN nanoceramic coating [J]. Ultrason. Sonochem., 2021, 71: 105406

[3] Harges C, Poehl F, Roettger A, et al. Cavitation erosion resistance of 316L austenitic steel processed by selective laser melting (SLM) [J]. Addit. Manuf., 2019, 29: 100786

[4] Li Z, Voisin T, McKeown J T, et al. Tensile properties, strain rate sensitivity, and activation volume of additively manufactured 316L stainless steels [J]. Int. J. Plasticity., 2019, 120: 395-410

[5] Zhong Y, Liu L F, Wikman S, et al. Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting [J]. J. Nucl. Mater., 2016, 470: 170-178

[6] Kong D, Ni X, Dong C, et al. Heat treatment effect on the microstructure and corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting for proton exchange membrane fuel cells [J]. Electrochim. Acta., 2018, 276: 293-303

[7] Jiang H Z, Fang J H Y, Chen Q S, et al. State of the Art of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel: Process, Microstructure, and Mechanical Properties [J]. Chin. J. Las., 2022, 49(14): 1402804

(蒋华臻, 房佳汇钰, 陈启生等. 激光选区熔化成形 316L 不锈钢工艺, 微观组织, 力学性能的研究现状 [J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402804)

[8] Ma M, Wang Z, Zeng X. A comparison on metallurgical behaviors of 316L stainless steel by selective laser melting and laser cladding deposition [J]. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2017, 685: 265-273

[9] Jiang H Z, Li Z Y, Feng T, et al. Effect of Process Parameters on Defects, Melt Pool Shape, Microstructure, and Tensile Behavior of 316L Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting [J]. *Acta Metall. Sin. -Engl. Lett.*, 2020, 34(4): 495-510

[10] Wang Y M, Voisin T, McKeown J T, et al. Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility [J]. *Nat. Mater.*, 2018, 17(1): 63-71

[11] Saboori A, Aversa A, Marchese G, et al. Microstructure and Mechanical Properties of AISI 316L Produced by Directed Energy Deposition-Based Additive Manufacturing: A Review [J]. *Appl. Sci. -Basel.*, 2020, 10(9): 3310

[12] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, et al. Additive Manufacturing of Metals [J]. *Acta Mater.*, 2016, 117: 371-392

[13] Liu L, Ding Q, Zhong Y, et al. Dislocation network in additive manufactured steel breaks strength-ductility trade-off [J]. *Mater. Today.*, 2018, 21(4): 354-361

[14] Shamsujjoha M, Agnew S R, Fitz-Gerald J M, et al. High Strength and Ductility of Additively Manufactured 316L Stainless Steel Explained [J]. *Metall. Mater. Trans. A.*, 2018, 49(7): 3011-3027

[15] Kong D, Dong C, Ni X, et al. Mechanical properties and corrosion behavior of selective laser melted 316L stainless steel after different heat treatment processes [J]. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2019, 35(7): 1499-1507

[16] Ziętała M, Durejko T, Polański M, et al. The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping [J]. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2016, 677: 1-10

[17] Yan Z, Zou K, Cheng M, et al. Revealing relationships between heterogeneous microstructure and strengthening mechanism of austenitic stainless steels fabricated by directed energy deposition (DED) [J]. *J. Mater. Res. Technol.*, 2021, 15: 582-594

[18] Guo P, Zou B, Huang C, et al. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition [J]. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2017, 240: 12-22

[19] Yang N, Yee J, Zheng B, et al. Process-Structure-Property Relationships for 316L Stainless Steel Fabricated by Additive Manufacturing and Its Implication for Component Engineering [J]. *J. Therm. Spray Technol.*, 2017, 26(4): 610-626

[20] Aversa A, Marchese G, Bassini E. Directed Energy Deposition of AISI 316L Stainless Steel Powder: Effect of Process Parameters [J]. *Metals.*, 2021, 11(6): 932

[21] Ding H, Tang Q, Zhu Y, et al. Cavitation erosion resistance of 316L stainless steel fabricated using selective laser melting [J]. *Friction.*, 2020, 9(6): 1580-1598

[22] Zhu Y, Yang Y, Lu P, et al. Influence of surface pores on selective laser melted parts under lubricated contacts: a case study of a hydraulic spool valve [J]. *Virtual. Phys. Prototy.*, 2019, 14(4): 395-408

[23] Sprouster D J, Streit Cunningham W, Halada G P, et al. Dislocation microstructure and its influence on corrosion behavior in laser additively manufactured 316L stainless steel [J]. *Addit. Manuf.*, 2021, 47: 102263

[24] Kazemipour M, Mohammadi M, Mfoumou E, et al. Microstructure and Corrosion Characteristics of Selective Laser-Melted 316L Stainless Steel: The Impact of Process-Induced Porosities [J]. *JOM.*, 2019, 71(9): 3230-3240

[25] Nie J, Wei L, Jiang Y, et al. Corrosion mechanism of additively manufactured 316 L stainless steel in 3.5 wt.% NaCl solution [J]. *Mater. Today. Commun.*, 2021, 26: 101648

[26] Hou J Y, Li Z Y, Jiang H Z, et al. Process and Properties of Ti6Al4V Manufactured using Laser Melting Deposition with Dimensionless Processing Diagram [J]. *Chin. J. Las.*, 2022, 49(2): 0202013

(候静宇, 李正阳, 蒋华臻等. 基于无量纲工艺图的激光熔化沉积制备 Ti6Al4V 工艺与性能研究 [J]. 中国激光, 2022, 49(2): 0202013)

[27] Jiang H Z, Li Z Y, Feng T, et al. Factor analysis of selective laser melting process parameters with normalised quantities and Taguchi method [J]. *Opt. Laser Technol.*, 2019, 119: 105592

[28] Jiang H Z, Li Z Y, Feng T, et al. Effect of Annealing Temperature and Strain Rate on Mechanical Property of a Selective Laser Melted 316L Stainless Steel [J]. *Acta Metall. Sin. -Engl. Lett.*, 2021, 35(5): 773 - 789

[29] Lu K, Lu L, Suresh S. Strengthening materials by engineering coherent internal boundaries at the nanoscale [J]. *Science.*, 2009, 324(5925): 349-352

- [30] Khodabakhshi F, Farshidianfar M, Gerlich A, et al. Microstructure, strain-rate sensitivity, work hardening, and fracture behavior of laser additive manufactured austenitic and martensitic stainless steel structures [J]. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2019, 756: 545-561
- [31] Sun Z J, Tan X P, Tor S B, et al. Simultaneously enhanced strength and ductility for 3D-printed stainless steel 316L by selective laser melting [J]. *NPG. Asia. Mater.*, 2018, 10: 127-136
- [32] Ion J C, Shercliff H R, Ashby M F. Diagrams for Laser Materials Processing [J]. *Acta. Metall. Mater.*, 1992, 40(7): 1539-1551
- [33] Kamath C, El-dasher B, Gallegos G E, et al. Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W [J]. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2014, 74(1-4): 65-78
- [34] Yu W, Sing S L, Chua C K, et al. Influence of re-melting on surface roughness and porosity of AlSi10Mg parts fabricated by selective laser melting [J]. *J. Alloy. Compd.*, 2019, 792: 574-581
- [35] Kim T H, Baek G Y, Jeon J B, et al. Effect of laser rescanning on microstructure and mechanical properties of direct energy deposited AISI 316L stainless steel [J]. *Surf. Coat. Tech.*, 2021, 405: 126540
- [36] Saboori A, Piscopo G, Lai M, et al. An investigation on the effect of deposition pattern on the microstructure, mechanical properties and residual stress of 316L produced by Directed Energy Deposition [J]. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2020, 780: 139179
- [37] Ronneberg T, Davies C M, Hooper P A. Revealing relationships between porosity, microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion 316L stainless steel through heat treatment [J]. *Mater. Design.*, 2020, 189: 108481
- [38] Casati, Lemke, Vedani. Microstructure and Fracture Behavior of 316L Austenitic Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting [J]. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2016, 32(8): 738-744
- [39] Yu C, Zhong Y, Zhang P, et al. Effect of Build Direction on Fatigue Performance of L-PBF 316L Stainless Steel [J]. *Acta. Metall. Sin. -Engl. Lett.*, 2020, 33: 539-550
- [40] Güden M, Yava H, Tanrıkulu A A, et al. Orientation dependent tensile properties of a selective-laser-melt 316L stainless steel [J]. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.*, 2021, 824: 141808
- [41] Shiau C-H, McMurtrey M D, O'Brien R C, et al. Deformation behavior and irradiation tolerance of 316 L stainless steel fabricated by direct energy deposition [J]. *Mater. Design.*, 2021, 204: 109644
- [42] Zhang K, Wang S, Liu W, et al. Characterization of stainless steel parts by Laser Metal Deposition Shaping [J]. *Mater. Design.*, 2014, 55(6): 104-119
- [43] Katayama S, Matsunawa A. Solidification microstructure of laser welded stainless steels [A]. *Proceedings of the International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics [C]*. Boston: Laser Institute of America, 1984(2): 60-67.
- [44] Ren J, Mahajan C, Liu L, et al. Corrosion Behavior of Selectively Laser Melted CoCrFeMnNi High Entropy Alloy [J]. *Metals.*, 2019, 9(10): 1029
- [45] Salman O, Gammer C, Chaubey A, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 316L steel synthesized by selective laser melting [J]. *Mat. Sci. Eng. A.*, 2019, 748: 205-212
- [46] Montero-Sistiaga M L, Godino-Martinez M, Boschmans K, et al. Microstructure evolution of 316L produced by HP-SLM (high power selective laser melting) [J]. *Addit. Manuf.*, 2018, 23: 402-410
- [47] Wang D, Song C H, Yang Y Q, et al. Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316L stainless steel parts [J]. *Mater. Design.*, 2016, 100: 291-299
- [48] Krakhmalev P, Fredriksson G, Svensson K, et al. Microstructure, solidification texture, and thermal stability of 316 L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion [J]. *Metals.*, 2018, 8(8): 643
- [49] Li Z, He B, Guo Q. Strengthening and hardening mechanisms of additively manufactured stainless steels: The role of cell sizes [J]. *Scripta. Mater.*, 2020, 177: 17-21
- [50] Wang P, Goh M H, Li Q, et al. Effect of defects and specimen size with rectangular cross-section on the tensile properties of additively manufactured components [J]. *Virtual. Phys. Prototy.*, 2020, 15(3): 251-264
- [51] Zheng Z B, Long J, Wang S, et al. Cavitation erosion-corrosion behaviour of Fe-10Cr martensitic steel microalloyed with Zr in 3.5 % NaCl solution [J]. *Corros. Sci.* 2021, 184: 109382
- [52] Cherry J A, Davies H M, Mehmood S, et al. Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting [J]. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2015, 76(5-8): 869-879
- [53] Stout K J, Blunt L. *Three Dimensional Surface Topography [M]*. 2nd Ed., London: Kogan Page Ltd, 2000: 157-159