

引用格式: 梁升翔, 李瑞迪, 杨献文, 等. 激光熔丝定向能量沉积 IN718 合金的显微组织与力学性能[J]. 航空材料学报, 2026, 46(1): 79-88.

LIANG Shengxiang, LI Ruidi, YANG Xianwen, et al. Microstructure and mechanical properties of IN718 alloy by wire-laser directed energy deposition [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2026, 46(1): 79-88.

激光熔丝定向能量沉积 IN718 合金的显微组织与力学性能

梁升翔¹, 李瑞迪^{1*}, 杨献文¹, 朱本银¹, 徐方达², 支镜任², 王雪韵³

(1. 中南大学粉末冶金全国重点实验室, 长沙 410083; 2. 苏州融速智造科技有限公司, 江苏 苏州 215400; 3. 中国航发南方工业有限公司, 湖南 株洲 412002)

摘要: IN718 合金构件在航空航天耐高温零部件中应用广泛, 但传统机加工制备流程长, 材料利用率低。选用激光熔丝定向能量沉积工艺制备 IN718 合金, 分别采用 X 射线衍射、扫描电镜、能量散射光谱、电子背散射衍射表征合金的物相组成、微观形貌、析出相种类和晶粒特征, 利用万能拉伸试验机和显微硬度计表征合金力学性能。结果表明, IN718 合金组织基体为 γ 相, 晶界或亚晶界处存在 Laves 析出相。不同表面组织和性能差别较大, XOY 面主要为等轴晶, 平均晶粒尺寸最小, XOZ 面和 YOZ 面由等轴晶和粗大柱状晶组成, YOZ 面平均晶粒尺寸最大。沿 Y 方向抗拉强度最高, 为 842.5 MPa, 对应的断后伸长率为 17.5%; 沿 X 方向断后伸长率最高, 为 29.5%, 相应的抗拉强度为 818.7 MPa。 XOY 面、 XOZ 面和 YOZ 面硬度分别为 314HV_{0.2}、267HV_{0.2} 和 229HV_{0.2}。

关键词: 激光熔丝定向能量沉积; IN718 合金; 各向异性; 显微组织; 力学性能

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000120

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000120

中图分类号: V252.2

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2026)01-0079-10

Microstructure and mechanical properties of IN718 alloy by wire-laser directed energy deposition

LIANG Shengxiang¹, LI Ruidi^{1*}, YANG Xianwen¹, ZHU Benyin¹, XU Fangda²,
ZHI Jingren², WANG Xueyun³

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China; 2. Suzhou Rongsu Technology Ltd., Suzhou 215400, Jiangsu, China; 3. AECC South Industry Company Limited, Zhuzhou 412002, Hunan, China)

Abstract: IN718 alloy components are widely employed in high-temperature parts for aerospace applications. However, traditional machining methods are not only time-consuming but also lead to inefficient material utilization. This study introduces the fabrication of IN718 alloy through wire-laser directed energy deposition (W-LDED) technique. The alloy's phase composition, microstructure, types of precipitated phases, and grain characteristics are characterized using X-ray diffraction, scanning electron microscopy, energy-dispersive spectroscopy, and electron backscatter diffraction. The mechanical properties of the alloy are evaluated using a universal tensile testing machine and a microhardness tester. The matrix of the IN718 alloy consists of the γ phase, with Laves precipitate phase located at the grain boundaries or sub-grain boundaries. Notable differences in surface microstructures and properties are observed across various planes. The XOY surface predominantly exhibits equiaxed grains with the smallest average grain size, whereas the XOZ and YOZ surfaces comprise a mix of equiaxed grains and coarse columnar grains, with the YOZ surface displaying the largest average grain size. The highest tensile strength, reaching 842.5 MPa, is recorded along the Y direction, accompanied by an elongation of 17.5%. Conversely, the highest elongation, at 29.5%, is noted in the X direction, with a tensile

strength of 818.7 MPa. The hardness values of the *XOY*, *XOZ*, and *YOZ* surfaces are 314HV_{0.2}, 267HV_{0.2}, and 229HV_{0.2}, respectively.

Key words: wire-laser directed energy deposition (W-LDED); IN718 alloy; anisotropy; microstructure; mechanical property

IN718 合金, 又称 GH4169 合金, 是一种沉淀强化型镍基高温合金^[1]。它具有良好的高温蠕变、抗氧化以及耐腐蚀性能, 广泛应用于航空发动机、涡轮盘等航空航天耐高温零部件^[2-5]。但是这类零件往往形状复杂、体积较大、尺寸精度要求较高, 且 IN718 合金硬度高, 导热性较差^[6], 因此使用传统的铸造或锻造工艺难以加工出满足使用要求的构件。增材制造是一种通过逐层沉积制备实体构件的技术, 在制备复杂形状零部件的领域内具有明显的优势, 目前国内外已对增材制造镍基高温合金进行了较为深入研究^[7]。其中, 选区激光熔化成形的合金具有较好的尺寸精度和力学性能^[8-9], 但该工艺成形仓体积有限, 难以制备大型构件; 电弧熔丝增材制造无需密闭舱室, 能够制备大型尺寸零部件, 但该工艺制备的构件尺寸精度较低, 表面质量较差^[10]。

激光定向能量沉积 (laser directed energy deposition, LDED) 是以激光为热源、粉末或丝材为原料的一种增材制造工艺, 这种工艺通过将粉末或丝材在惰性气体保护下送到指定区域, 由激光将其熔化, 逐层成形, 最终制备出所需的构件。该工艺灵活性高、沉积速率高、成形时间短、能制备大型构件, 因此是改进航空航天镍基高温合金构件性能可选择的工艺之一^[11]。与送粉式 LDED 工艺相比, 激光熔丝定向能量沉积 (wire-laser directed energy deposition, W-LDED) 工艺具有材料利用率高 (接近 100%)、原料成本低、成形构件缺陷少等优点^[12]。其送丝方式主要包括旁轴送丝和同轴送丝, 旁轴送丝工艺设备结构较简单, 可调整送丝角度, 但难以胜任复杂构件的成形, 同轴送丝工艺熔池较稳定, 成形构件表面精度较高、缺陷较少^[13-14]。近年来, 国内外科研工作者已对一些 W-LDED 成形合金的组织与性能进行研究, 包括 TC4 合金^[14-15]、高强铝合金^[16-17]、316 L 不锈钢^[18] 及部分镍基高温合金^[19-20] 等材料。Pang 等^[19] 采用 W-LDED 成形 IN601 合金, 发现其各方向力学性能强于铸态, 经 700 °C 热处理 30 min 后, 合金表面硬度和耐磨性显著提高。Su 等^[20] 采用 W-LDED 工艺制备 IN625 合金, 在成形过程中对丝材进行加热, 发现打印态合金室温强度和塑性均高于同成分锻造态合金。

目前对 W-LDED 成形的 IN718 合金组织性能

的研究较为缺乏, 本研究采用同轴送丝 W-LDED 工艺制备 IN718 镍基高温合金, 研究合金不同取向面晶粒、析出相和力学性能等方面差异, 并分析造成上述差异的原因和组织-性能作用规律。

1 实验材料与方法

1.1 激光熔丝定向能量沉积工艺

激光熔丝定向能量沉积 (wire-laser directed energy deposition, W-LDED) 所用设备是融速智造科技有限公司的 Laser One 型同轴送丝设备, 图 1(a) 为成形仓内实验系统, 主要组件包括成形平台、激光头、送丝系统、保护气系统和红外热成像系统, 激光头由 6 个成六边形排列的激光器组成, 这种结构能够使激光能量分布更加均匀^[21]。

W-LDED 成形选用的基板是 45 钢, 成形的原材料为直径 1.2 mm 的 IN718 合金焊丝, 成分如表 1 所示。成形过程中, 合金丝由送丝系统挤出, 经激光熔化, 沉积在基板表面, 送丝速度为 12 mm/s, 激光功率为 1100 W。基板固定在成形平台上, 成形平台相对于激光头移动, 使激光在样品表面沿图 1(b) 所示轨迹移动, 扫描速度为 10 mm/s, 相互平行的扫描轨迹间距为 1.2 mm。一层扫描结束后基板向下移动, 随后进行下一层沉积, 图 1(b) 实线箭头所示方向为合金的建造方向, 每层的厚度为 1.1 mm, 层间冷却时间为 15 s。在成形过程中, 由保护气系统通入氩气, 防止合金在高温下被氧化。打印完成后得到的合金块体形貌如图 1(c) 所示。

1.2 组织和性能表征

取合金不同表面的试样, 如图 1(b) 所示, *X* 轴和 *Y* 轴所在平面命名为 *XOY* 面, 类似地, 另外两个表面分别命名为 *XOZ* 面和 *YOZ* 面。将样品表面用 SiC 砂纸打磨平整后, 进行 X 射线衍射 (X-ray diffraction, XRD) 表征, 扫描范围为 20°~100°, 扫描速度为 5(°)/min, 使用 Jade6 软件分析合金物相。使用硅溶胶抛光液对样品表面进行抛光, 使用扫描电镜 (scanning electron microscope, SEM) 观察合金组织析出相以及拉伸断口形貌, 使用能量散射光谱 (energy dispersive spectroscopy, EDS) 分析析出相元素组成, 加速电压为 30 kV, 加速电流为 2 nA, 工作距离为 8 mm。使用 HClO₄ 和 C₂H₅OH 体积

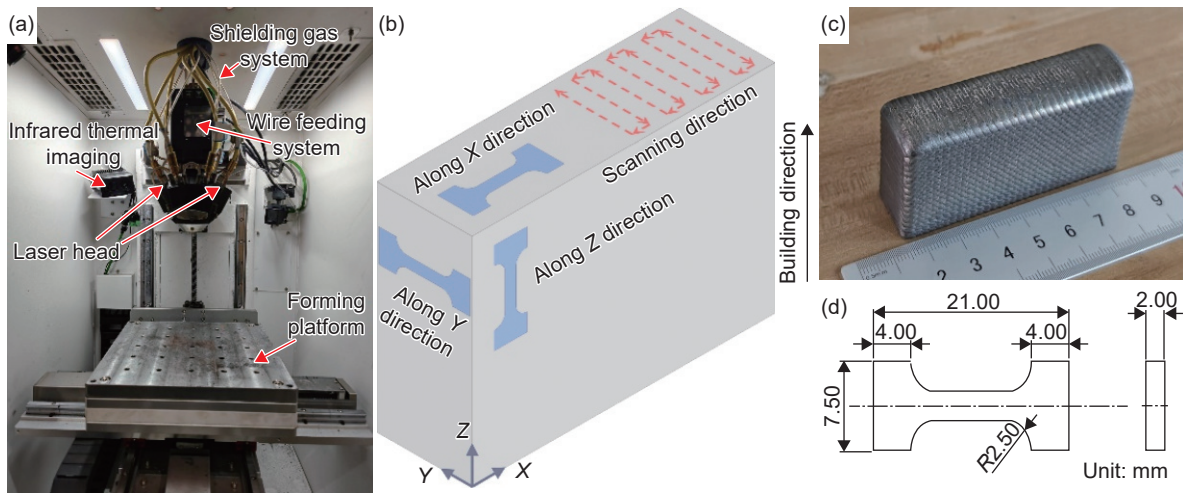


图 1 W-LDED 成形设备及试样 (a)W-LDED 成形系统; (b)拉伸试样取样示意图; (c)成形合金块实物图; (d)拉伸试样尺寸示意图;

Fig. 1 W-LDED forming equipment and samples (a) W-LDED forming system; (b) sampling schematic of the tensile specimens; (c) actual image of the fabricated alloy block; (d) dimension schematic of the tensile specimens

表 1 IN718 合金焊丝化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of IN718 alloy welding wire (mass fraction/%)

Fe	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Cu	Mn	C	Ni
19.6	18.3	4.89	3.07	1.10	0.64	0.04	0.08	0.10	0.01	Bal.

比为 1:9 的混合溶液对样品表面进行电解抛光, 电压为 20 V, 电流为 1 A, 抛光时间为 5 s。使用电子背散射衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 成像表征合金组织, 加速电压为 20 kV, 加速电流为 0.2 nA, 扫描步长为 2 μm, 使用 AztecCrystal 软件分析晶粒大小和取向分布规律。

取不同方向的试样进行拉伸性能测试, 取样位置如图 1(b)所示, 分别命名为沿 X、Y、Z 方向试样, 每组样品设置 3 个平行试样, 拉伸试样尺寸如图 1(d)所示。在拉伸试样加工完成后, 用 SiC 砂纸去除样品标距段表面氧化层, 随后使用万能拉伸试验机测试合金拉伸性能, 使用数字图像相关法 (digital image correlation, DIC) 观察样品在拉伸过程中局部应变变化规律。测试合金显微硬度前对 XOY、XOZ 和 YOZ 面试样进行砂纸打磨和硅溶胶机械抛光, 随后使用维氏硬度计进行测试, 载荷为 200 g, 保压时间 15 s, 每个试样表面测试 5 个点取平均值。

2 结果与讨论

2.1 物相组成

为确定 W-LDED 成形 IN718 合金的物相组成, 对合金不同表面进行 XRD 表征, 结果见图 2。

由图 2 可见, 合金主要为奥氏体 γ 相, 衍射峰位于 43.5°、50.6°、74.5°和 90.3°位置, 分别对应 (111)、(200)、(220)和 (311) 晶面。Pixner 等^[22] 研究表明, 采用 XRD 准确识别所有析出相比较困难, 可能不能检测出尺寸较小的析出相或占比较低的析出相。不同取向试样的物相组成基本一致, 但其择优取向略有区别, YOZ 面试样在 (111) 晶面衍射峰最高, 说明此面 γ 相在 (111) 晶面择优生长, XOZ 和 XOY 面 γ 相则在 (200) 晶面具有最高衍射峰。

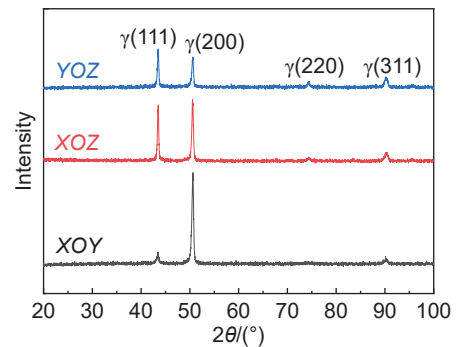


图 2 W-LDED 成形 IN718 合金 XRD 图
Fig. 2 XRD spectrum of IN718 alloy fabricated by W-LDED

2.2 微观形貌

图 3 是 W-LDED 制备 IN718 合金 SEM 图像, 由图可见合金几乎不存在裂纹, 说明此工艺条件下

IN718 合金成形性良好。图 3 中存在两种相,较暗的区域是基体相,明亮的区域是析出相,析出相形貌主要包括球形和岛状。不同取向表面显微组织差异较为明显。在 XOY 面,图 3(a-1)中隐约可见呈等轴状的晶粒,析出相均匀分布在组织内部,无明显取向特征,图 3(a-3)可以看出析出相组成近似胞状结构。在 XOZ 面,图 3(b-1)中的组织内部存在弧形的界面,这是激光将丝材尖端和已沉积合金表面熔化形成的半圆形熔池,熔池内部的析出相主要分布在晶界或亚晶界附近,呈条带状分布,这些条带平行于图 3(b-2)中箭头所指方向。在 YOZ 面,如图 3(c-1)所示,组织界面较为明显,界面为相邻两层的层间结合区,是成形过程中组织发生重熔而形成的^[23]。层间结合区近似与建造方向垂直,其内部存在胞状结构,两侧有条带状结构。部分胞状结构与邻近组织的亮度有差异,推测其为细小等轴

晶粒;部分胞状结构与邻近组织亮度无明显差异,推测其为晶粒内部的胞状亚晶,组织内的条带状结构则为柱状亚晶。

2.3 析出相特征

由图 3 可知,在 XOY 面,析出相多为尺寸较大的岛状,在 XOZ 和 YOZ 面,析出相分布较稀疏,尺寸较短小,其中 YOZ 面较 XOZ 面有更多球形析出相。为确定析出相元素组成,使用 EDS 对析出相元素组成进行表征,结果如图 4 和表 2 所示。结果表明,基体区域主要由 Ni、Cr、Fe 元素组成,由基体(图 4(a)区域 2)的化学成分可知,基体区域为 γ 相。球形和岛状析出相元素组成接近,即富 Nb、Mo、Ti,缺少 Ni、Cr、Fe,依据 Li 等^[24]的研究结果以及图 4(a)区域 1 的化学成分可知,此区域析出相是成分为 $(\text{Ni}, \text{Cr}, \text{Fe})_2(\text{Nb}, \text{Mo}, \text{Ti})$ 的六方 Laves 相。由图 3 可知,Laves 相主要分布在晶界或亚晶

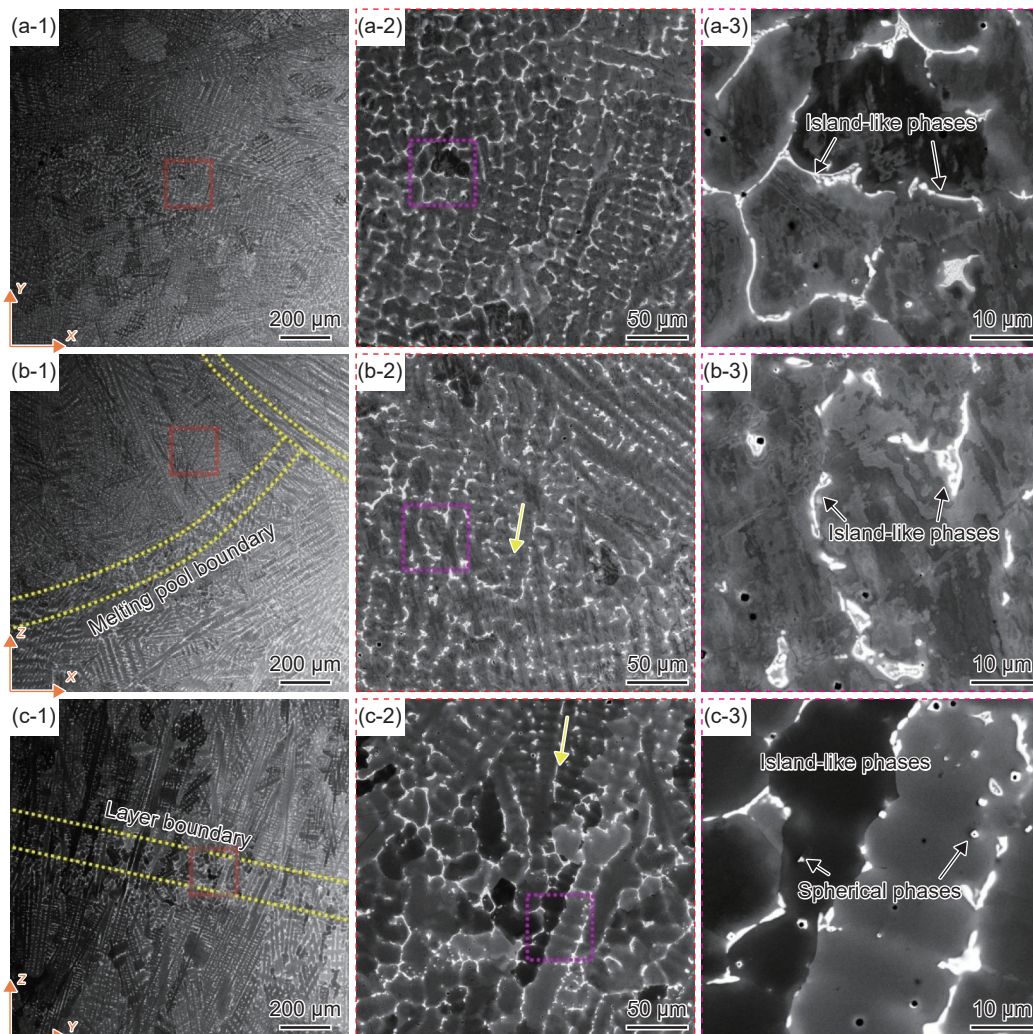


图 3 W-LDED 成形 IN718 合金 SEM 图 (a-1)~(a-3) XOY 面; (b-1)~(b-3) XOZ 面; (c-1)~(c-3) YOZ 面

Fig. 3 SEM images of IN718 alloy fabricated by W-LDED (a-1)-(a-3) XOY surface; (b-1)-(b-3) XOZ surface; (c-1)-(c-3) YOZ surface

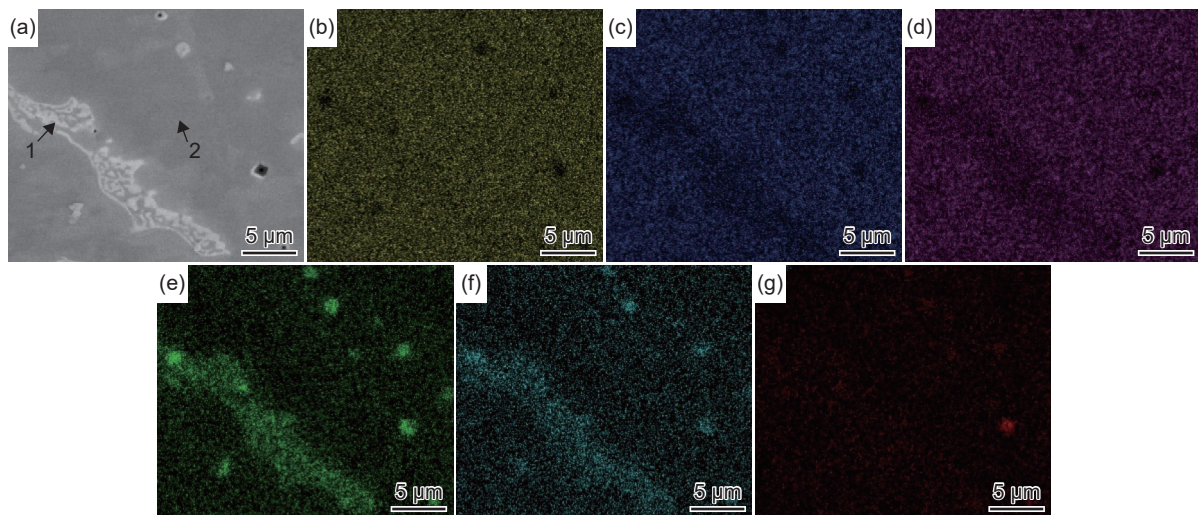


图 4 W-LDED 成形 IN718 合金析出相元素组成及分布 (a)SEM 图像; (b)Ni; (c)Cr; (d)Fe; (e)Nb; (f)Mo; (g)Ti

Fig. 4 Elemental composition and distribution of the precipitated phase in IN718 alloy fabricated by W-LDED

(a) SEM image; (b) Ni; (c) Cr; (d) Fe; (e) Nb; (f) Mo; (g) Ti

界, 推测 Laves 相是在先凝固的晶内和后凝固的晶界或亚晶界发生元素偏析而形成。而 Nb 和 Mo 的溶质分配系数 k 分别为 0.46~0.53 和 0.87, 两种元素 k 均小于 1, 说明在凝固过程中, Nb 和 Mo 会优先向液相富集。在非平衡凝固条件下, 先凝固区域富集 Ni、Cr、Fe 等 $k \geq 1$ 的元素, 而 Nb 和 Mo 等 $k < 1$ 的元素持续向残余液相富集。当液相浓度达到共晶成分时, 凝固反应由匀晶反应(液相 $\rightarrow\gamma$)转变为共晶反应(液相 $\rightarrow\gamma$ +Laves), 这与 Zhao 等^[23]的研究结果一致。

表 2 图 4 所示区域 EDS 点扫描的化学成分(质量分数/%)
Table 2 Chemical compositions from EDS point scans in the areas shown in Fig.4 (mass fraction/%)

Area	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	Ti	Al
1	39.32	12.34	13.16	27.83	5.39	1.56	0.40
2	50.61	20.20	19.14	4.86	3.59	0.99	0.61

2.4 晶粒特征

为进一步分析 W-LDED 成形合金不同表面微观组织差异, 采用 EBSD 对合金 XOY、XOZ 和 YOZ 面晶粒尺寸及取向进行表征, 结果如图 5 和图 6 所示, 图 5(a-1)~(c-1)为晶粒取向分布图, 图 5(a-2)~(c-2)为晶界取向差分布图, 其中红色线条是两侧晶粒位相差为 $2^\circ \sim 10^\circ$ 的小角度晶界(low angle grain boundaries, LAGBs), 蓝色线条是两侧晶粒位相差大于 10° 的大角度晶界(high angle grain boundaries, HAGBs)。图 6 为 W-LDED 成形 IN718 合金不同表面的极图(pole figure, PF), 由图 6 可见 XOY、XOZ 和 YOZ 表面均存在平行于建造方向

的 $\langle 100 \rangle$ 结构, 可知晶粒优先沿建造方向生长。由图 5(a-1)可以发现合金 XOY 面主要由等轴晶组成, 不同区域晶粒大小形状没有明显区别, 且晶粒尺寸分布标准差是三个取向最小的, 为 $29.29 \mu\text{m}$ (图 5(a-3)), 说明 XOY 面晶粒尺寸分布较为均匀, 这与 SEM 观察结果一致。由图 5(a-2)可见 XOY 面晶界主要为大角度晶界, 在此区域内小角度晶界占比很小。

在图 5(b-1)中可以观察到 XOZ 面晶粒形状在不同区域有较大区别, 在熔池边界处晶粒主要为尺寸细小的等轴晶, 熔池边界下方晶粒为细长的柱状晶, 其生长方向大致与熔池边界垂直, 在距熔池边界较远的区域, 晶粒尺寸较为粗大。这是由于熔池边界处异质形核点位较多, 形核率较高, 形成大量等轴晶^[25]。而熔池内部由于固液界面前沿冷却速率较小, 异质形核点位少, 形核率较低, 晶粒沿逆温度梯度方向生长, 形成垂直于熔池边界的柱状晶^[26]。在图 5(b-2)晶界取向差分布图中可以发现小角度晶界集中分布在熔池边界附近, 在垂直于熔池边界的细长柱状晶区中也有部分小角度晶界存在, 而距熔池边界较远的粗大柱状晶区的晶界主要为大角度晶界。推测等轴晶的形成是由于发生重熔后大量形核, 且冷却速率较大, 晶粒来不及长大; 细长柱状晶是在熔池热影响区内晶粒发生再结晶形成的; 粗大柱状晶是上一层冷却末端的晶粒在较低温度梯度下长大形成的。由图 5(b-3)和(a-3)可见, 在 XOZ 面和 XOY 面内, 前者晶粒较后者平均尺寸大, 出现大于 $200 \mu\text{m}$ 的粗大晶粒, 这是柱状晶逆温度梯度生长的结果。

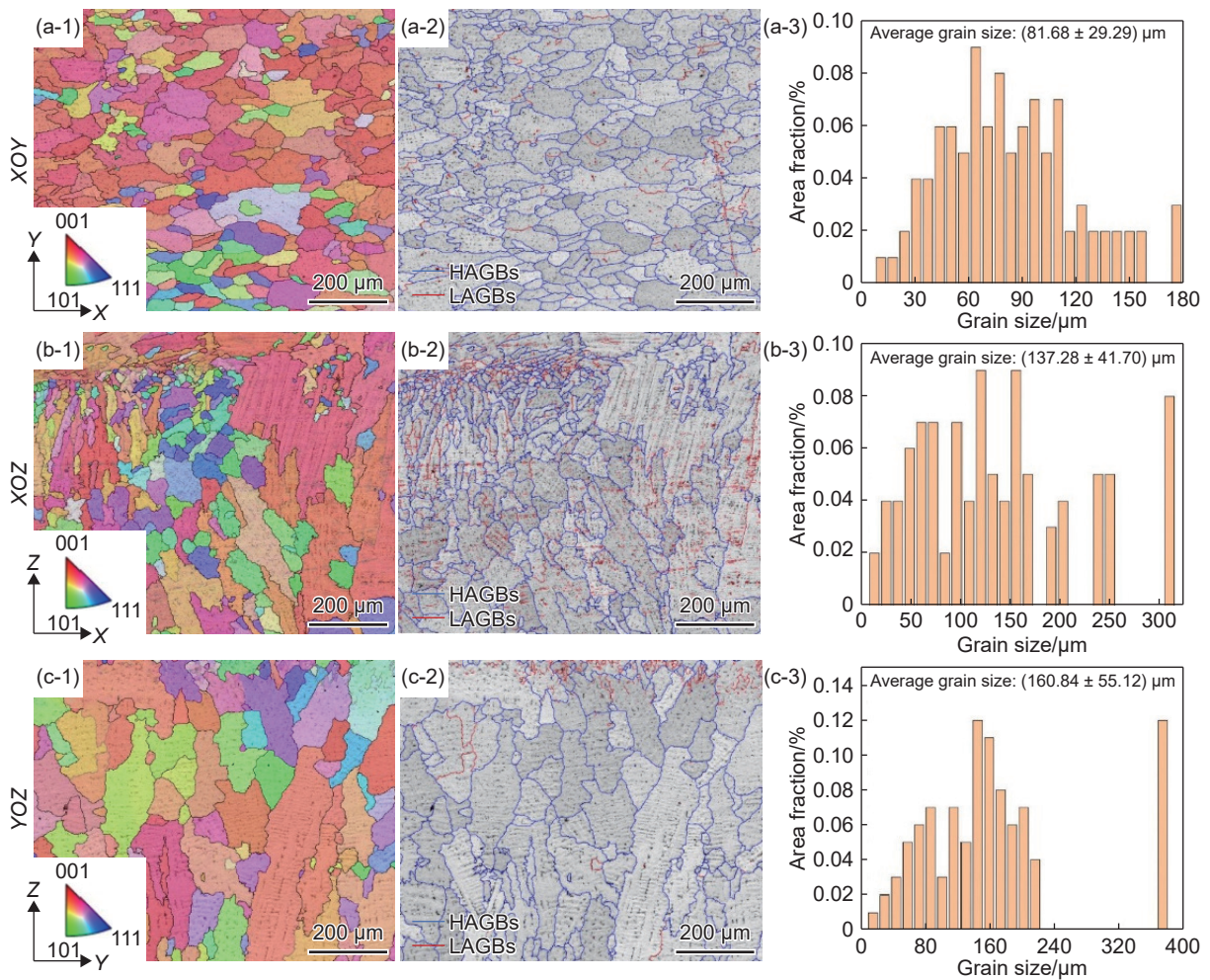


图5 W-LDED成形IN718合金不同表面EBSD表征图像 (a)XOY面;(b)XOZ面;(c)YOZ面;
(1)晶粒取向分布图;(2)晶界取向差分布;(3)晶粒尺寸分布统计直方图

Fig. 5 EBSD images of different surfaces of IN718 alloy fabricated by W-LDED (a) XOY surface; (b) XOZ surface; (c) YOZ surface; (1) grain orientation and size distributions; (2) grain boundary orientation misorientation distributions; (3) statistical histogram of grain size distributions

图5(c-1)为YOZ面晶粒取向分布图,显微组织基本可以分为细晶区和粗晶区,细晶区晶粒主要是等轴晶,为层间结合区,粗晶区晶粒主要为粗大柱状晶,大部分晶粒取向与建造方向近似平行,在接近细晶区的区域,出现与层间结合区平行的晶粒。Wang等^[27]研究表明,晶粒长大到一定程度,生长方向会逐渐无序化,形成柱状树枝晶。YOZ面和XOZ面晶粒组成相似,主要由等轴晶和柱状晶组成;与XOZ面不同的是,YOZ面与激光扫描方向平行,因此没有像XOZ面一样的熔池结构。由图5(c-2)可见,YOZ面细晶区晶界主要为小角度晶界,粗晶区晶界主要由大角度晶界组成。由图5(c-3)可见,YOZ面晶粒更粗大,晶粒尺寸在350~400 μm的粗大晶粒占比约12%,可能是由于此表面与激光扫描轨迹平行,不会像XOZ面那样形成半圆形熔池,凝固方向单一,晶粒生长方向重叠率低,因此凝

固形成的晶粒更加粗大。

2.5 力学性能

由显微组织表征结果可知,W-LDED工艺制备的IN718合金缺陷较少,晶粒有较明显的择优取向,组织内存在Laves沉淀相,不同表面显微组织存在较大差别。为探究合金组织对性能的影响规律以及合金不同方向力学性能的差异,按照图2(d)示意区域取样,测试平行于X、Y、Z方向的拉伸性能,结果见图7和表3。可以发现不同方向拉伸性能差异较大,平行于Y方向屈服强度和抗拉强度最高,分别为508.2 MPa和842.5 MPa,断后伸长率为17.5%;平行于X方向断后伸长率最高,为29.8%,屈服强度和抗拉强度为439.8 MPa和818.7 MPa;平行于Z方向拉伸性能较差,屈服强度、抗拉强度和断后伸长率分别为457.2、665.8 MPa和11.2%。

采用DIC方法检测试样在拉伸过程中的应变

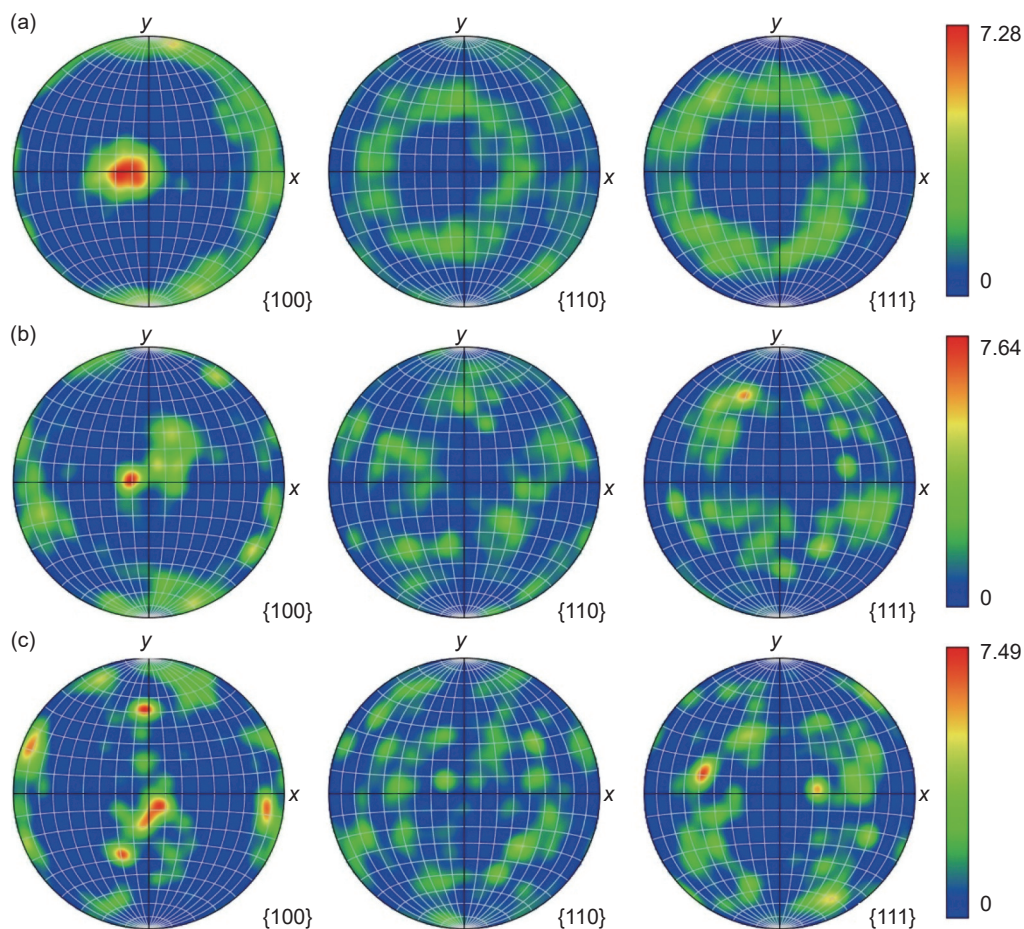


图 6 W-LDED 成形 IN718 合金不同表面的极图 (a)XOY 面; (b)XOZ 面; (c)YOZ 面

Fig. 6 Different surface PFs of IN718 alloy fabricated by W-LDED (a) XOY surface; (b) XOZ surface; (c) YOZ surface

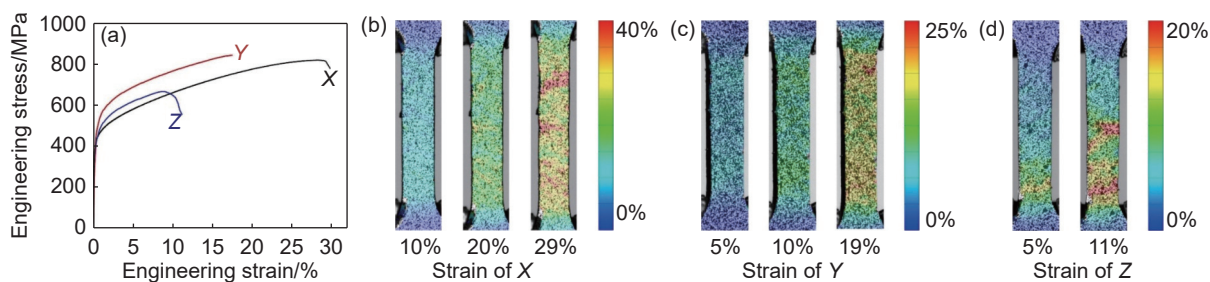


图 7 W-LDED 成形 IN718 合金不同取向合金力学性能及 DIC 检测的应变分配 (a)应力-应变曲线; (b)X 方向局部应变; (c)Y 方向局部应变; (d)Z 方向局部应变

Fig. 7 Mechanical properties and strain distribution by DIC detected of IN718 alloy fabricated by W-LDED with different orientations (a) stress-strain curves; (b) local strains parallel to X direction; (c) local strains parallel to Y direction; (d) local strains parallel to Z direction

分配, 结果如图 7(b)~(d)所示。由图 7(b)中应变为 10% 和 20% 的图像可以发现, 平行于 X 方向试样在塑性变形初始阶段各部分变形均匀, 可以观察到与变形方向存在约 45°的剪切带, 在应变为 29% 时, 试样距夹持段约 3/1 处的应变大于其他位置, 随即试样在此处发生断裂。Y 方向试样变形过程与 X 方向相似, 同样在均匀变形阶段可以观察到剪切带(图 7(c)), 然而 Y 方向试样在应变为 19% 时

局部出现较大变形, 这使得 Y 方向试样更早断裂。合金在 X 方向和 Y 方向力学性能差异可能与 XOZ 面和 YOZ 面晶粒和亚晶取向不同有关, 晶界和亚晶界存在 Laves 相, 其在塑性变形过程中通常为裂纹源。XOZ 面的柱状晶取向与熔池边界垂直, 与拉伸方向呈一定角度, 因此合金在 X 方向变形过程中表现出较好的塑性; 而 YOZ 面柱状晶与层间结合区垂直, 也与拉伸方向垂直, 使得位错滑移受到更

表3 W-LDED成形IN718合金力学性能测试结果
Table 3 Test results of mechanical properties of IN718 alloy fabricated by W-LDED

Direction	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
X	439.8±8.9	818.7±18.2	29.8±1.6
Y	508.2±6.4	842.5±15.6	17.5±1.3
Z	457.2±9.5	665.8±14.1	11.2±1.8

大阻碍, Laves相周围更容易生成裂纹, 因此Y方向试样强度较高, 塑性较差。

由图7(d)中可以观察到Z方向试样的形变过程与另外两方向试样有较大区别, 在应变为5%时试样内部已经发生不均匀变形, 在即将断裂时试样内部新生成一处局部形变较大的区域, 随后试样迅速断裂。推测Z方向试样断裂发生在层间结合区, 层间结合区与应变方向垂直, 此处晶粒细小, 位错密度较高, 位错易在晶界处发生塞积, 导致形变过程中层间结合区存在应力集中, 因此试样易在此处发生断裂。

图8为SEM观察到的平行于X、Y和Z方向试

样断口形貌, 在三组图像中均存在韧窝, 说明合金三个方向试样均为韧性断裂。X方向试样断口可以观察到较明显的台阶状花样, 在各个台阶上分布着尺寸相近的韧窝, 靠近台阶边缘的位置韧窝较深。在图8(a-1)、(a-2)中可以观察到韧窝有较明显的撕裂方向, 撕裂方向与BD近似平行。在图8(a-3)中可以观察到韧窝内存在大量破碎沉淀物。Y方向试样断口表面较为平滑, 存在较大的裂纹(图8(b-1)), 韧窝同样沿着平行于建造方向撕裂(图8(b-2)), 韧窝内部较光滑, 沉淀物较少, 存在较宽的微裂纹, 这与合金Y方向断后伸长率比X方向低吻合。Z方向试样断口形貌与上述两组试样

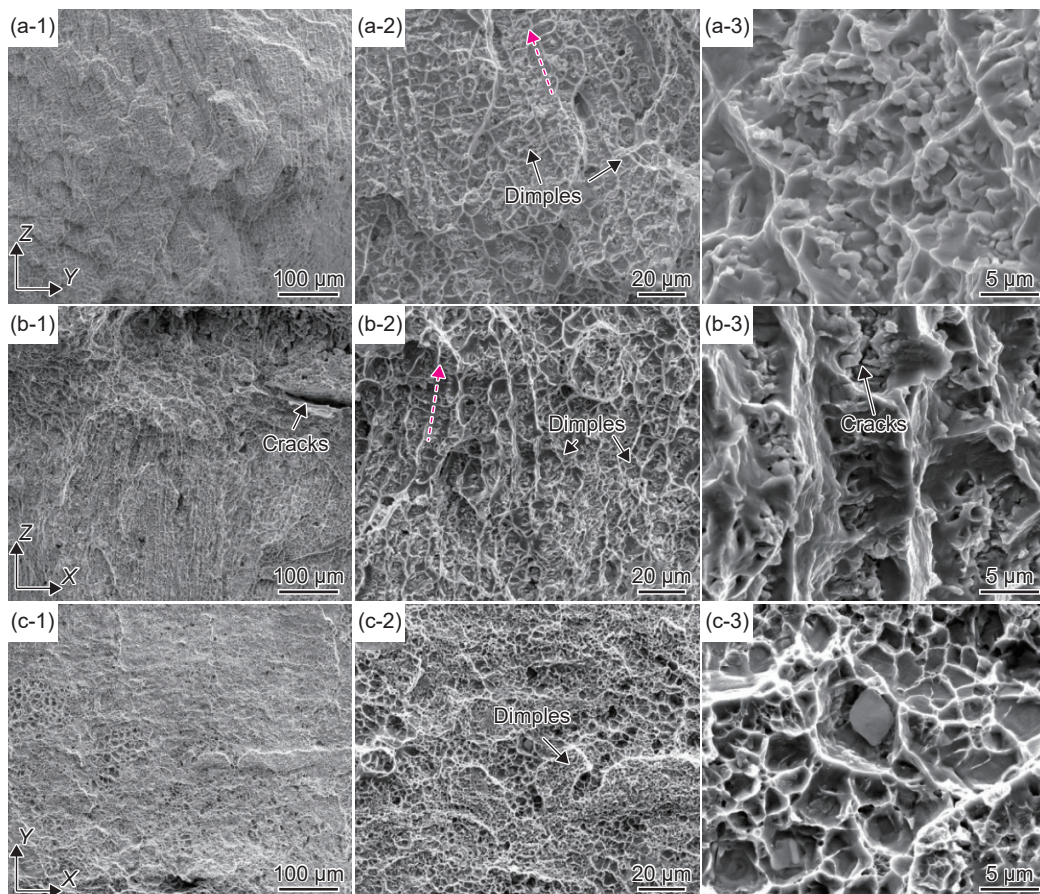


图8 W-LDED成形IN718合金拉伸断口SEM图 (a-1)~(a-3)平行于X方向;
(b-1)~(b-3)平行于Y方向;(c-1)~(c-3)平行于Z方向

Fig. 8 SEM images of tensile fracture surface of IN718 alloy fabricated by W-LDED
(a-1)-(a-3) parallel to X direction; (b-1)-(b-3) parallel to Y direction; (c-1)-(c-3) parallel to Z direction

存在较大差别, 尽管其韧窝尺寸较小, 但是韧窝大小分布不均匀, 局部存在较深的孔洞, 这是微裂纹迅速连接的表现, 因而合金在 Z 方向断后伸长率最低。

图 9 为合金维氏显微硬度。不同表面的硬度差别较大, *XOY*、*XOZ* 面和 *YOZ* 面的硬度分别为 314HV_{0.2}、267HV_{0.2} 和 229HV_{0.2}, *XOY* 面硬度比 *XOZ* 面高约 17.6%, 比 *YOZ* 面高约 37.1%。晶粒尺寸差异是合金硬度影响因素之一。由图 5 可知, *XOY* 面主要为等轴晶, 晶粒尺寸最小; *YOZ* 面存在粗大柱状晶, 晶粒尺寸最大; *XOZ* 面晶粒尺寸介于两者之间。由 Hall-Petch 公式可知, 在一定范围内, 晶粒尺寸越小, 合金表面硬度越大, 合金不同表面硬度变化趋势符合这一关系。

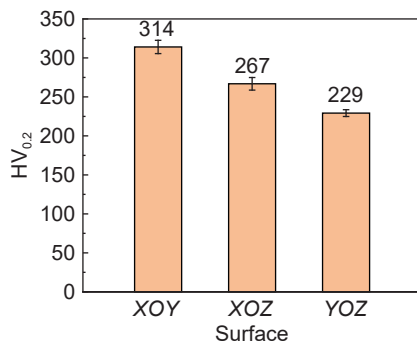


图 9 W-LDED 成形 IN718 合金不同表面维氏显微硬度

Fig. 9 Vickers microhardness in different surfaces of IN718 alloy fabricated by W-LDED

3 结论

(1) W-LDED 成形 IN718 合金缺陷较少, *XOZ* 面观察到熔池边界, *YOZ* 面观察到层间结合区。组织内基体为 γ 相, 析出相为 Laves 相, 析出相主要分布在晶界或亚晶界处。

(2) *XOY* 面主要为等轴晶, *XOZ* 面和 *YOZ* 面存在等轴晶和柱状晶, 其中等轴晶主要分布在熔池边界和层间结合区。*XOY* 面平均晶粒尺寸最小、*XOZ* 面居中、*YOZ* 面平均晶粒尺寸最大。三个表面均存在 $\langle 100 \rangle$ 结构。

(3) 合金不同取向和表面力学性能差别较大, 沿 X 方向塑性最好, 断后伸长率为 29.8%; 沿 Y 方向强度最高, 屈服强度和抗拉强度分别为 508.2 MPa 和 842.5 MPa。*XOY*、*XOZ* 面和 *YOZ* 面硬度分别为 314HV_{0.2}、267HV_{0.2} 和 229HV_{0.2}。

参考文献:

- [1] ZHANG S Y, LIN X, WANG L L, et al. Strengthening mechanisms in selective laser-melted Inconel 718 superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 812: 141145.
- [2] VIKRAM R J, REDDY S T, KIRCHNER A, et al. Monotonic tension and creep response of electron-beam powder bed fusion processed IN718 superalloy: role of orthorhombic Ni₃Nb δ -phase at grain boundaries[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 925: 147728.
- [3] LAM M C, KOUMPIAS A, HASELHUHN A S, et al. An additively manufactured IN718 strengthened by CSL boundaries with high-temperature tensile and short-term creep resistance up to 800 °C[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 922: 147654.
- [4] FIDAN S, ÜRGÜN S, ATAPEK H S, et al. Investigation of surface structuring and oxidation performance of Inconel 718 superalloy by laser remelting with different patterns[J]. Engineering Failure Analysis, 2025, 167: 108974.
- [5] MAY P E, WHITE M, BORDIN A, et al. Influence of heat treatment on the high temperature properties of Inconel 718 fabricated via laser beam powder bed fusion[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 36: 9881-9897.
- [6] KOBAYASHI R, SEKI K, KUBOTA Y, et al. Fabrication and evaluation of dense and high-thermal conductive Inconel 718/AlN composites[J]. Materials Letters, 2025, 383: 138035.
- [7] SHAHWAZ M, NATH P, SEN I. Critical review on the microstructure and mechanical properties correlation of additively manufactured nickel-based superalloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 907: 164530.
- [8] GHANADI N, SON K, ALVARADO M, et al. Effect of LPBF processing parameters on Inconel 718 lattice structures: geometrical characteristics, surface morphology, and mechanical properties[J]. Materials & Design, 2025, 253: 113864.
- [9] CHU F Z, WU S, SHEN H P, et al. Influence of remelting sequence on defect generation and high-temperature mechanical properties in laser powder bed fusion of IN718 alloys[J]. Additive Manufacturing, 2025, 109: 104854.
- [10] LI S, LI J Y, JIANG Z W, et al. Controlling the columnar-to-equiaxed transition during directed energy deposition of Inconel 625[J]. Additive Manufacturing, 2022, 57: 102958.
- [11] YADAV P, RIGO O, ARVIEU C, et al. Feasibility study of advanced manufacturing processes: integrating LPBF and LMD for Inconel 718[J]. Journal of Advanced Joining Processes, 2025, 11: 100296.

- [12] 袁宇成, 宋军, 罗加杰, 等. 激光熔丝定向能量沉积增材制造技术研究现状与发展趋势[J]. *材料工程*, 2025, 53(5): 1-16.
YUAN Y C, SONG J, LUO J J, et al. Research advances and development trends of wire-based laser directed energy deposition additive manufacturing technology[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2025, 53(5): 1-16.
- [13] YAO J Q, WANG Y, LIU X W, et al. Multi laser beams directed energy deposition of a high-strength and high-toughness TC11 titanium alloy with coaxial wire feeding[J]. *Next Materials*, 2025, 8: 100576.
- [14] CHEN Y, MAO Y M, JIANG M, et al. Achieving columnar to equiaxed transition in the as-deposited condition via coaxial wire feeding during laser directed energy deposition of Ti-6Al-4V[J]. *Additive Manufacturing*, 2025, 102: 104732.
- [15] DAI G Q, MIN J, LU H F, et al. Microstructural evolution and performance improvement mechanism of Ti-6Al-4V fabricated by oscillating-wire laser additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 7021-7039.
- [16] MAO Y, CHEN H, XIONG J. *In-situ* microalloying of Al-Cu-Sc alloy manufactured by beam oscillating wire laser directed energy deposition; grain refinement and properties improvement[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 93: 104419.
- [17] WANG M J, AL-HAMDANY N, DENG Y J, et al. Unravelling the cracking mechanism in wire-based laser-directed energy deposition processing high-strength aluminum alloy[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, 137: 437-456.
- [18] KELLER T, CAMPBELL Q, HAYRIKYAN D, et al. Strength, microhardness, and microstructure analysis of 316L stainless steel manufactured via hybrid laser wire and laser powder bed additive[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, 150: 1-9.
- [19] PANG M H, FENG C Y, LI Z J, et al. Effect of heating treatments on tribological properties of Inconel 601 with laser fuse additive manufacturing[J]. *Materials Today Communications*, 2024, 41: 111107.
- [20] SU G X, SHI Y, LI G, et al. Highly-efficient additive manufacturing of Inconel 625 thin wall using hot-wire laser metal deposition: process optimization, microstructure, and mechanical properties[J]. *Optics & Laser Technology*, 2024, 175: 110763.
- [21] BAMBACH M, SIZOVA I, KIES F, et al. Directed energy deposition of Inconel 718 powder, cold and hot wire using a six-beam direct diode laser set-up[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 47: 102269.
- [22] PIXNER F, WARCHOMICKA F, LIPÍŃSKA M, et al. Thermal cycling effects on the local microstructure and mechanical properties in wire-based directed energy deposition of nickel-based alloy[J]. *Additive Manufacturing*, 2024, 83: 104066.
- [23] ZHAO C Z, WANG L, WANG B B, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of wire-fed electron beam directed energy deposition repaired GH4169 superalloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 7259-7270.
- [24] LI Y B, WANG X P, TANG J T, et al. On the role of Al or Ti alloying in additively manufactured IN718 alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 227: 216-230.
- [25] LI Q G, LI G C, LIN X, et al. Development of a high strength Zr/Sc/Hf-modified Al-Mn-Mg alloy using laser powder bed fusion; design of a heterogeneous microstructure incorporating synergistic multiple strengthening mechanisms[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 57: 102967.
- [26] SHI J J, QIAN N, SUN S H, et al. Effect of process parameters on microstructure and properties of Inconel-718 superalloy fabricated by wire-arc direct energy deposition technique[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 37: 173-185.
- [27] WANG Y F, YU C F, XING L L, et al. Grain structure and texture of the SLM single track[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 281: 116591.

收稿日期: 2025-06-30; 录用日期: 2025-08-15

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2024YFB4609702)

通讯作者: 李瑞迪(1983—), 男, 博士, 教授, 研究方向为金属增材制造, 联系地址: 长沙市岳麓区麓山南路932号中南大学岳麓山校区(410083), E-mail: liruidi@csu.edu.cn

(本文责编: 王俊丽)