

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5161

激光粉末床熔融稀土改性 Al-Mg 合金成形质量与力学性能研究

杜 磊,肖美立,付言飞,柯林达,徐刚好
(上海航天精密机械研究所,上海 201600)

摘 要:采用激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)技术制备新型 Al-7.5Mg-0.48Sc-0.162Zr-0.48Mn 高性能铝合金,系统分析了 LPBF 成形参数对 Al-Mg-Sc-Zr 合金致密度的影响规律,探究了热处理工艺对 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金力学性能的影响机理。研究发现,LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金在合理激光能量密度下,其内部无微裂纹,无明显孔洞类缺陷,且致密度可达 99.8%。过高的激光能量密度会导致合金易形成尺度较大的圆孔类缺陷,激光能量密度过低使得合金存在成不规则形状孔隙缺陷。LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金显微硬度随着热处理时间的延长而提升,经 325 °C/9 h 时效热处理之后,合金显微硬度提升至 158.7 HV_{0.1},相对沉积态提升了 30.3%;经 325 °C/2 h 时效热处理之后,合金抗拉强度和断后伸长率分别为 538 MPa 和 9%,具备优异的综合力学性能。

关键词:激光粉末床熔融;成形质量;显微硬度;拉伸性能;Al-Mg-Sc-Zr 合金

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)07-0821-06

Forming Quality and Mechanical Properties of Rare Earth Modified Al-Mg Alloy Produced by Laser Powder Bed Fusion

DU Lei, XIAO Meili, FU Yanfei, KE Linda, XU Ganghao
(Shanghai Spaceflight Precision Machinery Institute, Shanghai 201600, China)

Abstract: An Al-7.5Mg-0.48Sc-0.162Zr-0.48Mn alloy was produced via laser powder bed fusion (LPBF). The mechanism of the influence of the forming process parameters on the forming quality was discussed, and the influence of the heat treatment process on the microhardness and tensile properties was revealed. The results show that the relative density of the LPBF-processed Al-Mg-Sc-Zr samples reach 99.8% at the optimized forming process parameters. With increasing energy density, the size of the molten pool gradually increases. Excessive energy density leads to the formation of circular pores, whereas low energy density leads to the formation of irregular pores. The microhardness of the LPBF-processed Al-Mg-Sc-Zr alloy increases with increasing heat treatment time. After annealing at 325 °C for 9 h, the microhardness increases to 158.7 HV_{0.1}, which is 30.3% greater than that of the as-built samples. After annealing at 325 °C for 2 h, the LPBF-processed Al-Mg-Sc-Zr alloy achieves excellent tensile properties, with a tensile strength of 538 MPa and elongation of 9%.

Key words: laser powder bed fusion; forming quality; microhardness; tensile properties; Al-Mg-Sc-Zr alloy

激光粉末床熔融(laser powder bed fusion, LPBF)是一种以激光作为热源,通过对金属粉末进行逐层铺粉-逐层烧结,从而实现复杂零件制备工艺方法,在航空航天、武器装备及医疗等众多领域获具备广泛应用前景。目前,LPBF 技术已在铝合金^[1-2]、钛合金^[3-4]、高温合金^[5]、镁合金^[6-7]、铜合金^[8-9]等金属材料

得到应用。

LPBF 成形铝合金研究主要聚焦于 Al-Si^[10-11]、Al-Cu^[12-13]、Al-Zn-Mg^[14]系等基于传统牌号的铝合金材料。其中,Al-Cu、Al-Zn-Mg 系合金的工艺性较差,裂纹、孔洞类缺陷控制难度高。AlSi10Mg、AlSi12^[15]等铝合金材料具有良好的工艺性,但其力学性能较低,

收稿日期: 2025-07-24

基金项目: 国防基础科研计划(JCKY2023110C032)

作者简介: 杜 磊,1994 年生,硕士,工程师。主要从事金属增材制造技术方面的工作。Email: 1628681307@qq.com

引用格式: 杜磊,肖美立,付言飞,柯林达,徐刚好. 激光粉末床熔融稀土改性 Al-Mg 合金成形质量与力学性能研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(7): 821-826.

DU L, XIAO M L, FU Y F, KE L D, XU G H. Forming quality and mechanical properties of rare earth modified Al-Mg alloy produced by laser powder bed fusion[J]. Foundry Technology, 2026, 47(7): 821-826.

极大地制约了 Al-Si 系合金的应用场景。Montero-Sistiaga 等^[16]在 7 系铝合金中添加一定含量的微米级硅颗粒,有效实现了 A7075 铝合金内部微裂纹的抑制,但内部成形质量改善不明显,力学性能较低。研究发现,Al-Mg 合金中添加 Sc、Zr 可有效提升合金力学性能,LBPF 成形稀土改性 Al-Mg 合金得到广泛研究。Spierings 等^[17]对法国空客公司开发的 Scalmalloy (Al-4.6Mg-0.66Sc-0.42Zr-0.49Mn) 合金开展力学性能调控,优化后的抗拉强度为 (427±8) MPa。Zhang 等^[18]对 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr-0.18Mn 合金开展了热力学行为与显微组织分析,揭示了纳米增强相析出机理。此外,Li 等^[19]对 Al-6.2Mg-0.36Sc-0.092Zr 开展工艺参数对相组成、微观组织与性能研究。以上研究主要聚焦微观组织表征及力学性能调控分析,未对 LBPF 成形稀土改性 Al-Mg 合金的成形质量控制进行深入分析,缺陷形成机理不明确。

本文采用 LBPF 技术制备新型 Al-Mg-Sc-Zr (Al-7.5Mg-0.48Sc-0.162Zr-0.48Mn) 高性能铝合金,并对 LBPF 单道实验方法进行创新设计,实现对熔池尺寸准确的测试,为 Al-Mg-Sc-Zr 合金致密化行为及缺陷形成提供理论支撑,获得最佳的成形工艺参数,并在此基础上研究不同热处理工艺参数对 Al-Mg-Sc-Zr 合金显微硬度与拉伸性能的影响规律。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

原材料为真空气雾化 Al-Mg-Sc-Zr 球形粉末,其粒径为 200~300 目,粉末形貌如图 1 所示。为保证粉末的铺粉效果,粉末使用前进行真空干燥预处理,干燥温度为 180~200 ℃,干燥时间为 3~4 h。试验成形基板选用 2A14 锻造铝板,基板平面度优于 0.1 mm,使用前对其表面进行喷砂毛化处理。

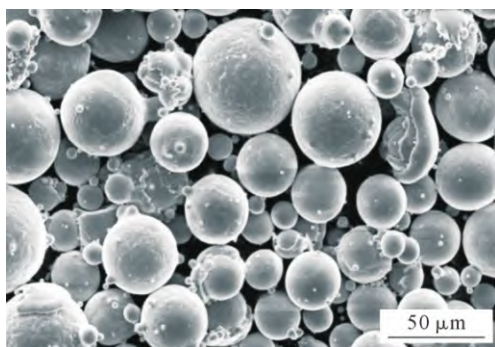


图 1 Al-Mg-Sc-Zr 粉末形貌

Fig.1 Powder morphology of the Al-Mg-Sc-Zr alloy

1.2 实验过程

采用铂力特生产的 S300 型设备,配备最大使用功率 500 W 的 IPG 光纤激光器。LBPF 成形过程

中通入纯度 ≥99.999% 的氩气作为惰性保护气氛。LBPF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 试样采用的工艺参数如表 1 所示。研究引入激光能量密度 E :

$$E = \frac{P}{HDv} \quad (1)$$

式中, P 为激光功率; H 为扫描间距; D 为粉层厚度; v 为扫描速度。

表 1 试样成形工艺参数

Tab.1 Process parameters of the samples

Process parameter	Value
Laser power, P /W	320, 370, 420
Scanning speed, v /(mm·s ⁻¹)	600, 1 000, 1 400, 1 800
Layer thickness, D /μm	30
Hatching space, H /μm	190

1.3 表征与分析

LBPF 成形试样经打磨抛光后进行腐蚀,腐蚀液配比为:HF 1.0 mL,HCl 1.5 mL,HNO₃ 2.5 mL,蒸馏水 95 mL。通过 LECIA DMR 显微镜观察光学显微组织。采用 HVS-1000A 显微维氏硬度仪对 LBPF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金试样 XY 表面(平行成形面)进行显微硬度测试,按 0.5 mm 间隔取点测试,每个试样共测试 10 个点,实验加载力值 0.1 kg,加载时间 10 s。采用 XYA 105C 型微机控制电子万能试验机(精度 0.5 级)对 LBPF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金沉积态、热处理态纵向拉伸试样(各两根)进行拉伸性能测试,按 GB/T 228.1-2010 机加工成标准比例试样(图 2),拉伸速率 1 mm/min。

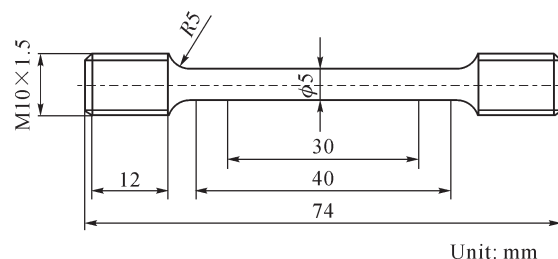


图 2 φ6 mm 比例拉伸试样尺寸

Fig.2 Size of the proportional tension specimen with a diameter of 6 mm

2 实验结果及讨论

2.1 致密度

图 3 为不同工艺参数下 LBPF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金试块截面经抛光后的光学显微图像。可以发现,当扫描速度为 600 mm/s 时,LBPF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 试样内部孔洞类缺陷主要以圆形孔洞为主,且随着激光功率的增加,内部圆形孔洞缺陷呈现增多的趋势。当扫描速度为 1 000 mm/s 时,LBPF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 试样内部成形质量有所改善,当激光功率为 370

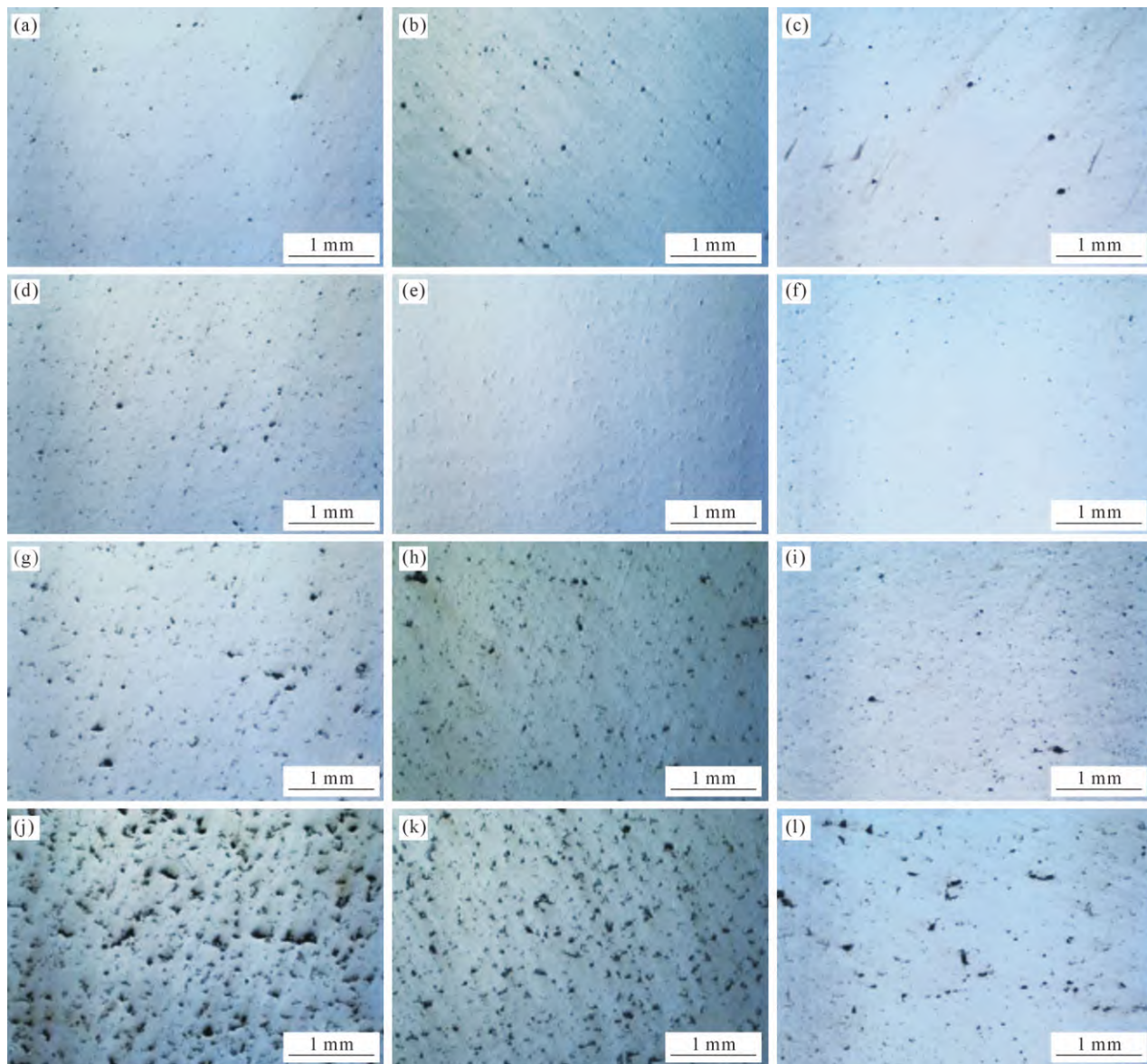


图3 不同参数下LPBF成形 Al-Mg-Sc-Zr 试样光学显微图像:(a) 600 mm/s, 320 W; (b) 600 mm/s, 370 W; (c) 600 mm/s, 420 W; (d) 1 000 mm/s, 320 W; (e) 1 000 mm/s, 370 W; (f) 1 000 mm/s, 420 W; (g) 1 400 mm/s, 320 W; (h) 1 400 mm/s, 370 W; (i) 1 400 mm/s, 420 W; (j) 1 800 mm/s, 320 W; (k) 1 800 mm/s, 370 W; (l) 1 800 mm/s, 420 W

Fig.3 Optical microscopy images of the microstructures of the LPBF-processed Al-Mg-Sc-Zr samples: (a) 600 mm/s, 320 W; (b) 600 mm/s, 370 W; (c) 600 mm/s, 420 W; (d) 1 000 mm/s, 320 W; (e) 1 000 mm/s, 370 W; (f) 1 000 mm/s, 420 W; (g) 1 400 mm/s, 320 W; (h) 1 400 mm/s, 370 W; (i) 1 400 mm/s, 420 W; (j) 1 800 mm/s, 320 W; (k) 1 800 mm/s, 370 W; (l) 1 800 mm/s, 420 W

和 420 W 时, 试样致内部基本无明显孔洞类缺陷, 致密度均达到 99.8% 以上。当扫描速度 $\geq 1\,400$ mm/s 时, 试样的内部成形质量随着扫描速度增大而逐渐恶化, 其内部主要为不规则的孔隙类缺陷。

2.2 熔池尺寸

为进一步解释激光功率、扫描速度对 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金致密度的影响机理, 开展单道熔池形成实验, 观察不同能量密度下 LPBF 成形过程中熔池形成规律。相关研究者往往通过在基板上成形单道熔池, 以观察不同参数下熔池形貌、尺寸等规律, 这种方法并不能准确反应 LPBF 过程中熔池形成的真实状态。本研究先采用成形 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$

立方块, 然后在方块上表面进行单道成形, 单道试验工艺参数与方块参数保持一致, 以真实反应 LPBF 成形过程熔池尺寸。本研究分别采用激光功率 320 W, 扫描速度 $1\,800\text{ mm/s}$ ($E=31.2\text{ J/mm}^3$); 激光功率 370 W, 扫描速度 $1\,000\text{ mm/s}$ ($E=64.9\text{ J/mm}^3$) 以及激光功率 420 W, 扫描速度 600 mm/s ($E=122.8\text{ J/mm}^3$) 3 组工艺参数开展单道成形实验。3 组不同能量密度下单道熔池横截面如图 4 所示, 可以发现, 能量密度对 LPBF 成形过程熔池尺寸影响显著, 具体表现为熔池尺寸随着激光能量密度的增大而增大。

图 5 为不同能量密度下 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金单道熔池尺寸, 研究发现, 当能量密度为 31.2 J/mm^3

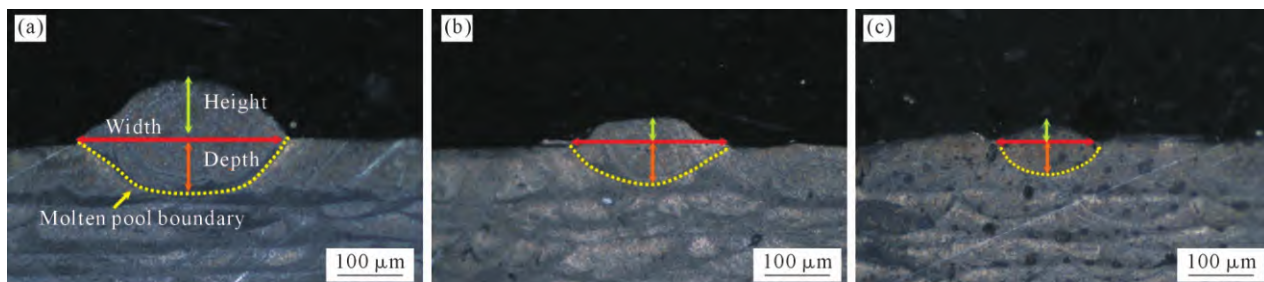
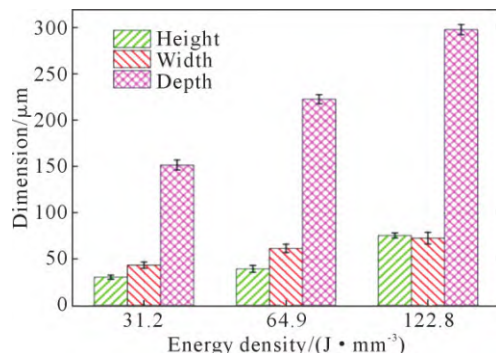
图4 不同能量密度下单道熔池截面图像:(a) 122.8 J/mm³; (b) 64.9 J/mm³; (c) 31.3 J/mm³Fig.4 Cross-sections of single tracks at different laser energy densities: (a) 122.8 J/mm³; (b) 64.9 J/mm³; (c) 31.3 J/mm³

图5 不同能量密度下单道熔池尺寸

Fig.5 Dimensions of a single track at different laser energy densities

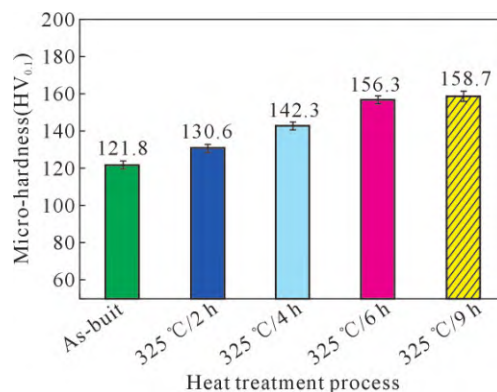


图6 不同热处理工艺下 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金的显微硬度

Fig.6 Microhardness of the LPBF-processed Al-Mg-Sc-Zr alloys subjected to different heat treatments

时,熔池宽度、高度与深度分别为 152、31 与 44 μm。由于熔池宽度仅为 152 μm<扫描间距(190 μm),表明在实际成形过程中熔道与熔道之间无法形成有效搭接,进而在熔道之间会形成不规则孔洞类缺陷^[20]。同时,在该能量密度下,扫描速度达到 1 800 mm/s,扫描速度过快会增大熔池的不稳定性,不稳定的液相诱发球化效应,进而影响后续的铺粉质量,导致合金内部孔隙的形成。当能量密度为 64.9 J/mm³ 时,熔池宽度、高度与深度分别为 225、40 与 62 μm。该能量密度下,相邻熔道、相邻熔层之间能够形成有效搭接,熔池尺寸较为理想,试样致密度高(图 3)。当能量密度增加到 122.8 J/mm³ 时,熔池宽度、高度与深度分别为 298、76 与 73 μm。分析认为,高能量密度下,Al-Mg-Sc-Zr 合金熔池温度过高,熔池内低熔点元素存在汽化现象,汽化产生的气体无法获得充足的时间从熔池内部逃逸出去,从而残留在熔池内,形成圆形孔洞缺陷。

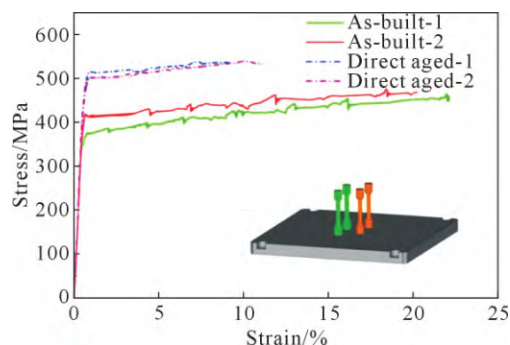
2.3 显微硬度

由图 6 可知,沉积态 Al-Mg-Sc-Zr 合金硬度最低,为 121.8 HV_{0.1},经热处理之后,由于 Al₃(Sc, Zr) 纳米级颗粒的析出强化效应^[17],合金硬度得以明显提升。整体而言,合金经热处理之后,其硬度随着热处理保温时间的延长而升高,当保温时间超过 6 h 后,硬度提升较为平缓,保温时间 9 h 内尚未发现时效现象。此外,325 °C/9 h 热处理工艺下,Al-Mg-Sc-Zr

合金硬度得以明显提升(30.3%),达到 158.7 HV_{0.1}。

2.4 拉伸性能

LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金室温拉伸应力-应变曲线如图 7 所示,在塑形变形阶段可发现锯齿形波动的剪切变形带,此现象为 Protevin-Le Chatelier (PLC)效应,其归因于材料微观结构演变过程中的动态应变时效机制^[21]。PLC 效应在 Al-Mg 合金中较为常见,LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金相关研究也有此类现象。LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金沉积态的抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为 470 MPa、392 MPa 和 14.9%,与 AlSi10Mg 沉积态强度相差不大,但 Al-Mg-Sc-Zr 合金表现出更加优异的塑形性能。相关研究发现在热处理过程中会促进 Al 基合

图7 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金的应力-应变曲线
Fig.7 Stress-strain curves of LPBF-processed Al-Mg-Sc-Zr alloys subjected to different heat treatment processes

金属材料中 Sc、Zr 元素以 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 纳米颗粒形式析出,阻碍位错运动,进而提高基体力学性能。325 °C/2 h 热处理条件下,Al-Mg-Sc-Zr 合金的抗拉强度、屈服强度提升明显,分别为 538 和 489 MPa,但伸长率降低至 9%。与沉积态拉伸性能相比,强度得到明显提升,但同时导致塑形出现明显下降。总体而言,LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金经 325 °C/2 h 热处理之后,具备优异的综合力学性能。

3 结论

(1)激光能量密度过低,熔池尺寸小,熔道之间搭接不充分,形成不规则孔隙类缺陷;激光能量密度过高,引起熔池尺寸过大,熔池内部汽化的气体逃逸不充分,形成圆形孔隙类缺陷;当激光能量密度为 64.9 J/mm³ 时,合金内部成形质量高,致密度可达 99.8%。

(2)通过热处理可有效提升 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金硬度,Al-Mg-Sc-Zr 合金硬度随着保温时间的延长而提升,经 325 °C/9 h 热处理之后,由于纳米颗粒析出强化效应,热处理后的显微硬度可提升 30.3%,达到 158.7 HV_{0.1}。

(3)经 325 °C/2 h 热处理之后,由于 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金具备优异的综合力学性能,抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为 538、489 MPa 和 9%。

参考文献:

- [1] 朱小刚,孙靖,王联凤,程灵钰,文珊珊,杨洋. 激光选区熔化成形铝合金的组织、性能与倾斜面成形质量[J]. 机械工程材料, 2017, 41(2): 77-80.
ZHU X G, SUN J, WANG L F, CHENG L Y, WEN S S, YANG Y. Microstructure, properties and inclined plane forming quality of aluminum alloy by selective laser melting[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2017, 41(2): 77-80.
- [2] 姚曙光,董云辉,李湘龙,谢旻翰. AlSi10Mg 激光选区熔化缺陷成因研究[J]. 中国激光, 2024, 51(16): 228-239.
YAO S G, DONG Y H, LI X L, XIE M H. Causes of defects in selective laser melting of AlSi10Mg[J]. Chinese Journal of Lasers, 2024, 51(16): 228-239.
- [3] 梁晓康,董鹏,陈济轮,淡婷,王明,何京文. 激光选区熔化成形 Ti-6Al-4V 钛合金的显微组织及性能[J]. 应用激光, 2014, 14(2): 101-104.
LIANG X K, DONG P, CHEN J L, DAN T, WANG M, HE J W. Microstructure and mechanical properties of selective laser melting Ti-6Al-4V alloy[J]. Applied Laser, 2014, 14(2): 101-104.
- [4] 雷杨,陈冰清,闫泰起,吴宇,秦仁耀,孙兵兵. 激光扫描速度对选区激光熔化成形 TA15 合金宏观形貌和微观组织的影响[J]. 航空材料学报, 2025, 45(3): 131-141.
LEI Y, CHEN B Q, YAN T Q, WU Y, QIN R Y, SUN B B. Effect

- of laser scanning speed on macroscopic morphology and microstructure of TA15 alloy fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(3): 131-141.
- [5] ZHANG D Y, ZHANG P, LIU Z, FENG Z, WANG C J, GUO Y W. Thermofluid field of molten pool and its effects during selective laser melting (SLM) of Inconel 718 alloy[J]. Additive Manufacturing, 2018, 21: 567-578.
- [6] 丁艺闻,杜磊,武练梅,柯林达,胡雯霞,廖海光,付彭怀,李罪,戴铮,彭立明. 激光粉末床熔化成形 B/GZ151K 镁基复合材料的显微组织与力学性能[J]. 有色金属工程, 2024, 14(12): 83-89.
DING Y W, DU L, WU L M, KE L D, HU W X, LIAO H G, FU P H, LI F, DAI Z, PENG L M. Microstructure and mechanical properties of B/GZ151K Mg matrix composites fabricated by laser powder bed fusion[J]. Nonferrous Metals Engineering, 2024, 14(12): 83-89.
- [7] ZHANG Y, WU Y J, PENG L M, FU P H, HUANG F, DING W J. Microstructure evolution and mechanical properties of an ultra-high strength casting Mg-15.6Gd-1.8Ag-0.4Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 615: 703-711.
- [8] LE K Q, TANG C, WONG C H. On the study of keyhole-mode melting in selective laser melting process[J]. International Journal of Thermal Sciences, 2019, 145: 105992.
- [9] SELTZMAN A H, WUKITC S J. Surface roughness and finishing techniques in selective laser melted GRCo-84 copper for an additive manufactured lower hybrid current drive launcher[J]. Fusion Engineering and Design, 2020, 160: 111801.
- [10] BONNERIC M, BRUGGER C, SAINTIER N. Effect of hot isostatic pressing on the critical defect size distribution in AlSi7Mg0.6 alloy obtained by selective laser melting[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 140: 105797.
- [11] BUTLER C, BABU S, LUNDY R, MEEHAN R O, PUNCH J, JEFFERS N. Effects of processing parameters and heat treatment on thermal conductivity of additively manufactured AlSi10Mg by selective laser melting[J]. Materials Characterization, 2021, 173: 110945.
- [12] 张虎,聂小佳,朱海红,曾晓雁,杨昌昊. 激光选区熔化成形高强 Al-Cu-Mg 合金研究[J]. 中国激光, 2016, 43(5): 84-90.
ZHANG H, NIE X J, ZHU H H, ZENG X Y, YANG C H. Study on high strength Al-Cu-Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(5): 84-90.
- [13] WANG P, GAMMER C, BRENNE F, NIENDORF T, ECKERT J, SCUDINO S. A heat treatable TiB₂/Al-3.5Cu-1.5Mg-1Si composite fabricated by selective laser melting: Microstructure, heat treatment and mechanical properties[J]. Composites Part B: Engineering, 2018, 147: 162-168.
- [14] 尹靖,陈文涛,赵桂红. 微合金化对激光增材 7075 铝合金的组织性能研究[J]. 应用激光, 2023, 43(11): 33-41.
YIN J, CHEN W T, ZHAO G H. Study on the microstructure and properties of laser additive 7075 aluminum alloy by microalloying[J]. Applied Laser, 2023, 43(11): 33-41.
- [15] 聂光辉,张明,王建国. (Er-Zr)对 SLM 制备车用 Al-12Si 合金组织演变及性能强化的影响[J]. 应用激光, 2023, 43(1): 59-65.
NIE G H, ZHANG M, WANG J G. Effect of (Er-Zr) on microstructure evolution and property strengthening of automotive

- Al-12Si alloy prepared by SLM[J]. *Applied Laser*, 2023, 43(1): 59-65.
- [16] MONTERO-SISTIAGA M L, METENS R, VRANCKEN B, WANG X B, VAN HOOREWEDER B, KRUTH J P, VAN-HUMBEECK J. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 238: 437-445.
- [17] SPIERINGS A B, DAWSON K, DUMITRASCHKEWITZ P, POGATSCHER S, WEGENER K. Microstructure characterization of SLM-processed Al-Mg-Sc-Zr alloy in the heat treated and HIPed condition[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 20: 173-181.
- [18] ZHANG H, GU D D, YANG J K, DAI D H, ZHAO T, HONG C, GASSER A, POPRAWA R. Selective laser melting of rare earth element Sc modified aluminum alloy: Thermodynamics of precipitation behavior and its influence on mechanical properties[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 23: 1-12.
- [19] LI R D, WANG M B, YUAN T C, SONG B, CHEN C, ZHOU K C, CAO P. Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2Mg alloy: Processing, microstructure, and properties[J]. *Powder Technology*, 2017, 319: 117-128.
- [20] GONG H J, RAFI K, GU H F, JANAKI RAM G D, STARR T, STUCKER B. Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting[J]. *Materials & Design*, 2015, 86: 545-554.
- [21] MOGUCHEVA A, YUZBEKOVA D, KAIBYSHEV R, LEBEDKINA T, LEBYODKIN M. Effect of grain refinement on Jerky flow in an Al-Mg-Sc alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 47: 2093-2106.
- (责任编辑:杨浩雪)