

激光粉末床增材制造粗粒径 AlMgScZr 合金 工艺与性能研究

李 宁¹, 贾宇婷¹, 徐定能², 范海洋¹, 杨守峰¹

(1. 哈尔滨工程大学 烟台研究院, 山东 烟台 264000)

(2. 湖南东方钨业股份有限公司, 湖南 长沙 410000)

摘 要: 随着激光粉末床 (LPBF) 增材制造技术发展, 如何高效利用超出常规粒径 (15~53 μm) 范围的粉末以提高原材料利用率, 成为亟待解决的关键问题。本研究聚焦于粗粒径 (53~150 μm) AlMgScZr 合金粉末在激光粉末床增材制造过程的工艺调控、微观组织及力学性能特征。基于控制变量法研究工艺参数对致密度、缺陷、微观组织及力学性能的影响。结果发现粗粒径 AlMgScZr 合金工艺窗口较窄, 其成形稳定性对工艺波动高度敏感, 优化后工艺参数为: 层厚 100 μm , 功率 450 W, 扫描速率 900 mm/s, 此时致密度为 99.3% \pm 0.2%。熔合线附近为细密的等轴晶, 熔池内为柱状晶, 未观察到明显的第二相颗粒。打印态样品显微硬度为 99.7 \pm 8.9 HV_{0.1}, 抗拉强度为 336.5 \pm 8.0 MPa, 延伸率为 12.7% \pm 0.4%。

关键词: 激光增材制造; AlMgScZr 合金; 粗粒径粉末; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)03-0713-09

1 引言

在当今高端制造业蓬勃发展的浪潮下, 高强耐热铝合金凭借其出色的比强度及良好的耐热性, 成为航空航天、汽车发动机、能源电力等诸多领域关键部件的理想选材^[1-2]。在航空航天领域, 飞行器的机翼、机身框架等结构件需在复杂多变的高空环境中承受长时间力学载荷, 同时面临着温度波动的考验; 汽车发动机的活塞、缸体等热端部件, 要在高温、高压以及高速摩擦的恶劣工况下稳定运行, 确保动力输出的高效与可靠; 能源电力行业中的燃气轮机叶片, 更是要经受超高温燃气的冲刷以及巨大的离心力作用。这些高强耐热铝合金部件所处的严苛服役环境, 对其材料性能提出了极高的要求, 不仅要有优异的室温及高温强度, 还要具备良好的抗疲劳及抗蠕变等性能^[3-4]。

激光粉末床增材制造 (laser powder bed fusion, LPBF) 技术作为前沿的先进制造手段, 为高强耐热铝合金复杂部件的制备提供了创新途径^[5-6]。相较于传统制造工艺, LPBF 能够突破设计限制, 实现复杂内部结构的一体化成型, 有效减轻部件质量、缩短制造周期^[7]。其中, AlMgScZr 合金因其独特的合金体系脱颖而出。合金中的 Sc 和 Zr 元素能与铝基体相互作用, 一方面, 在凝固阶

段, 微量的 Sc 和 Zr 以 Al₃Sc、Al₃Zr 颗粒的形式弥散分布, 作为异质形核质点, 大幅细化晶粒, 优化微观组织; 另一方面, 在后续的热加工及服役过程中, 细小的纳米沉淀相能够阻碍位错运动, 持续强化合金基体, 为合金带来卓越的综合性能提升^[8-10]。

然而, 目前激光粉末床增材制造面临着原料粉末利用方面的困境。其原料粉末制备工艺繁多, 主要包括气雾化^[11]、等离子旋转电极^[12]、化学还原^[13]及机械粉碎^[14]等方法, 不同工艺产出的粉末粒径分布各异。由于铝合金密度相对较低, 在粉末制备过程中, 物理特性使得生成的粗粉比例较大。与此同时, 激光粉末床增材制造在实际应用中, 主要采用 15~53 μm 粉末, 这就意味着大量处于该粒径范围之外的粉末被闲置浪费, 造成了资源的极大损耗。更为棘手的是, AlMgScZr 合金中 Sc 和 Zr 元素属于稀有金属, 成本高昂, 其在原料粉末中的占比直接关系到生产成本。大量粗粒径粉末的产生, 不仅浪费了珍贵的原材料资源, 还因裹挟着高成本的 Sc 和 Zr 元素, 进一步加剧了成本压力。在这种背景下, 深入研究粗粒径粉末的应用潜力迫在眉睫。

事实上, 粉末粒径作为影响 LPBF 工艺的关键参数, 直接关系到粉末的流动性、堆积特性以及激光能量的吸收与传递效率, 使得粗粒径粉末与常规粒径粉末在激光

收稿日期: 2025-03-10

基金项目: 中国博士后科学基金(2024M764159); 山东省博士后创新项目(SDCX-ZG-202400298); 黑龙江省博士后科学基金(LBH-Z24116); 中央高校基本科研业务费专项资金(3072024XX2720)

作者简介: 李 宁, 男, 博士, 哈尔滨工程大学烟台研究院, 山东 烟台 264000, E-mail: liningheu@hrbeu.edu.cn

粉末床增材制造过程中存在显著差异^[15-18]。常规粒径粉末通常具有相对稳定且可预测的物理特性,其流动性和堆积密度能够较好地适配现有的 LPBF 工艺参数,在激光作用下熔池的形成与凝固过程也较为规律,能够按照既定的工艺路线实现较为均匀的成型^[19-20]。与之相比,粗粒径粉末往往具有与常规粒径截然不同的物理特性,这使得其在激光作用下的熔池行为变得极为复杂。例如,较大粒径颗粒的存在可能改变熔池的流动模式,引发局部能量吸收不均,进而导致诸如孔隙、裂纹等缺陷的产生;而较小粒径粉末占比较大时,可能降低粉末流动性,也容易造成团聚现象,影响铺粉均匀性。由于缺乏对这些复杂特性的深入理解,现阶段尚未构建起适配粗粒径合金粉末的成熟 LPBF 工艺规范,极大地制约了增材制造领域满足多样化工程需求的潜力发挥^[21-22]。

鉴于此,本研究聚焦于粗粒径 AlMgScZr 合金的激光粉末床增材制造,深入开展工艺优化,精细探究成形及微观组织在不同激光功率、扫描速度等工艺参数下的演变,精准揭示性能变化机制,挖掘其独特优势,实现高质量、高性能部件增材制造,填补工艺知识空白,为相关领域提供制造方案。另一方面,从成本考量,高效利用粗粒径粉末,减少资源浪费,充分利用含 Sc 和 Zr 元素粉末以降低成本,为同类铝合金发展及应用提供助力。

2 实验

本研究所采用的粗粒径 AlMgScZr 合金粉末由东方铝业公司提供,通过雾化工艺制备。粉末化学成分如

表 1 所示,粉末形貌及粒径分布特征如图 1 所示。AlMgScZr 粉末呈现出较高的球形度,有助于粉末堆积过程中实现更为紧密的排列及更好的流动性。粗粒径 AlMgScZr 合金粉末的松装密度为 1.15 g/cm^3 ,霍尔流速分别为 $59.4 \pm 0.4 \text{ s/50 g}$ (2.5 mm) 和 $10.1 \pm 0.3 \text{ s/50 g}$ (5 mm),明显高于常规粒径粉末的松装密度及流动性。由于制备过程中粉末内聚力的作用,粉末表面存在少量卫星粉,如图 1a 所示。进一步地,图 1b 展示了 AlMgScZr 合金粉末粒径分布直方图,其呈现典型的单峰分布。其中, D_{10} 、 D_{50} 和 D_{90} 分别为 53.7、106.4 和 150.3 μm 。打印前将粉末进行真空干燥处理,时间 4 h,温度 120 $^{\circ}\text{C}$ 。

采用美光 FF-M140C Pro 打印机进行工艺试验,通过参数优化获得具有较高致密度和成形稳定性的样品。采用 AlSi10Mg 合金基板,实验前通过喷砂及超声清洗,去除表面氧化物及油污,确保样品与基板的结合强度。通过循环氩气流控制成形仓内氧含量,保证打印过程中氧含量低于 100 $\mu\text{L/L}$ 。控制层厚为 100 μm ,扫描间距为 100 μm ,采用往复式扫描策略,层间旋转角度为 67° 。通过调控激光功率和扫描速度,探索工艺窗口,具体的工艺参数如表 2 所示。

结合阿基米德排水法及图像法检测打印态 AlMgScZr

表 1 AlMgScZr 合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of AlMgScZr alloy powder (wt%)

Mg	Sc	Zr	Mn	Si	Ti	Fe	Al
4.63	0.74	0.27	0.47	0.11	0.16	0.04	Bal.

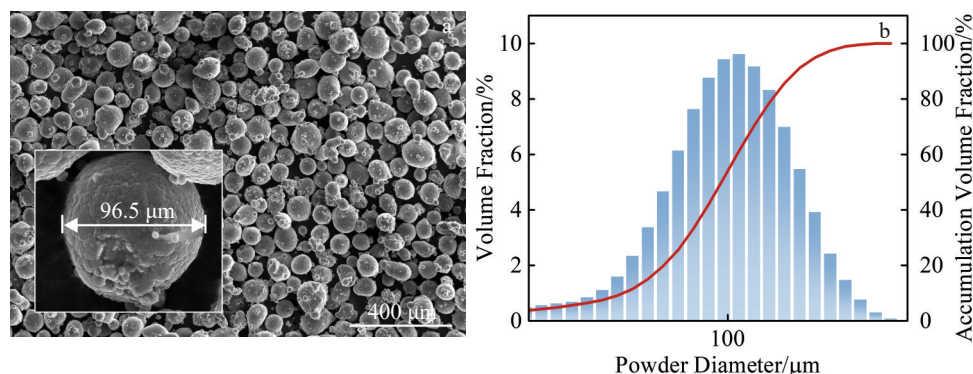


图 1 AlMgScZr 合金粉末形貌及尺寸特征

Fig.1 Morphology (a) and size distribution histogram (b) of AlMgScZr alloy powder

表 2 不同激光功率和扫描速率下激光粉末床增材制造的能量密度

Table 2 Volumetric energy density of laser powder bed fusion under different laser powers and scanning speeds ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$)

Laser power/W	Scanning speed/ $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$						
	600	700	800	900	1000	1200	1400
400	66.7	57.1	50.0	44.4	40.0	33.3	28.6
450	75.0	64.3	56.3	50.0	45.0	37.5	32.1
500	83.3	71.4	62.5	55.6	50.0	41.7	35.7

合金样品致密度特征。金相试样观察前逐步进行砂纸打磨、机械抛光、电解抛光及化学蚀刻。使用光学显微镜(OM, OLYMPUS DSX-510)观察样品中可能存在的裂纹、匙孔以及熔合不良等缺陷。通过 Keller's 试剂(95 mL H₂O+2.5 mL HNO₃+1.5 mL HCl+1 mL HF)对试样表面进行浸蚀,时间 180 s。采用扫描电子显微镜(SEM, Zeiss MERLIN Compact)对微观形貌进行观察,结合配套的 EBSD 系统对晶粒尺寸及生长趋势进行分析,步长 0.5 μm。通过 X 射线衍射仪(XRD, DX-2700)对物相组成及织构进行分析,测试范围 20°~110°,步长 0.03°,加载时间 0.5 s。

通过显微硬度仪(HV-1000S)对样品硬度进行表征,测量参数:载荷 100 g,加载时间 10 s,测试点距离 0.5 mm。通过万能试验机测量打印态样品的强度特征,拉伸试样的具体尺寸如图 2 所示,厚度为 2 mm。测试前用砂纸去除线切割痕迹。通过 SEM 观察试样的断口形貌,分析断裂类型及失效形式。

3 结果与讨论

3.1 宏观成形

图 3 为不同体积能量密度打印态 AlMgScZr 合金沿竖直截面的成形特征,揭示了 LPBF 工艺参数调控对内部缺陷的影响规律。结合阿基米德排水法及图像法对样品致密度进行测试,结果如图 4 所示。通过对截面形貌进行分析,可以将成形特征分为 3 类。首先是由于体积能量密度过高导致试样内部存在典型的气孔特征,如蓝色标记所示。此时试样成形质量较差,最低致密度仅为 90.5%±0.8%。当激光扫描速率过大时,试样内部随即出现因能量输入不足而导致的熔合不良或未熔合等缺陷,

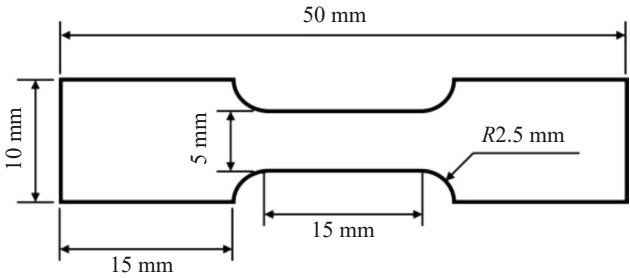


图 2 拉伸试样具体尺寸
Fig.2 Specific dimensions of the tensile specimen

如橙色标记所示。通过对比可以发现,粗粒径的 AlMgScZr 合金对于工艺参数调控极为敏感,极易因热输入不匹配而形成气孔或未熔合等缺陷,导致样品致密度显著降低,如图 4 所示。经过优化的工艺参数窗口为激光功率 450 W,激光扫描速度 900 mm/s,此时试样的最优致密度为 99.3%±0.2%。

3.2 微观组织

图 5 对比 AlMgScZr 合金粉末及打印态 AlMgScZr 合金的 XRD 衍射图谱。分析得在原料粉末及打印态样品均只检测到基体 α-Al 的特征衍射峰,其中(111)_{Al}衍射峰强度明显高于(200)_{Al}及其它特征峰。此现象表明样品晶粒呈现出相对无序的生长状态,具体的织构行为将结合晶粒结果进行详细分析。通过对衍射峰特征角度进行分析,打印态样品衍射峰位置相比于标准样品略微向左偏移,α-Al 基体晶面间距增大。这主要归因于打印过程中熔池极快的冷却速率导致合金元素或纳米相未充分析出,固溶在 α-Al 晶格内部导致其晶面间距明显增大^[23-24]。

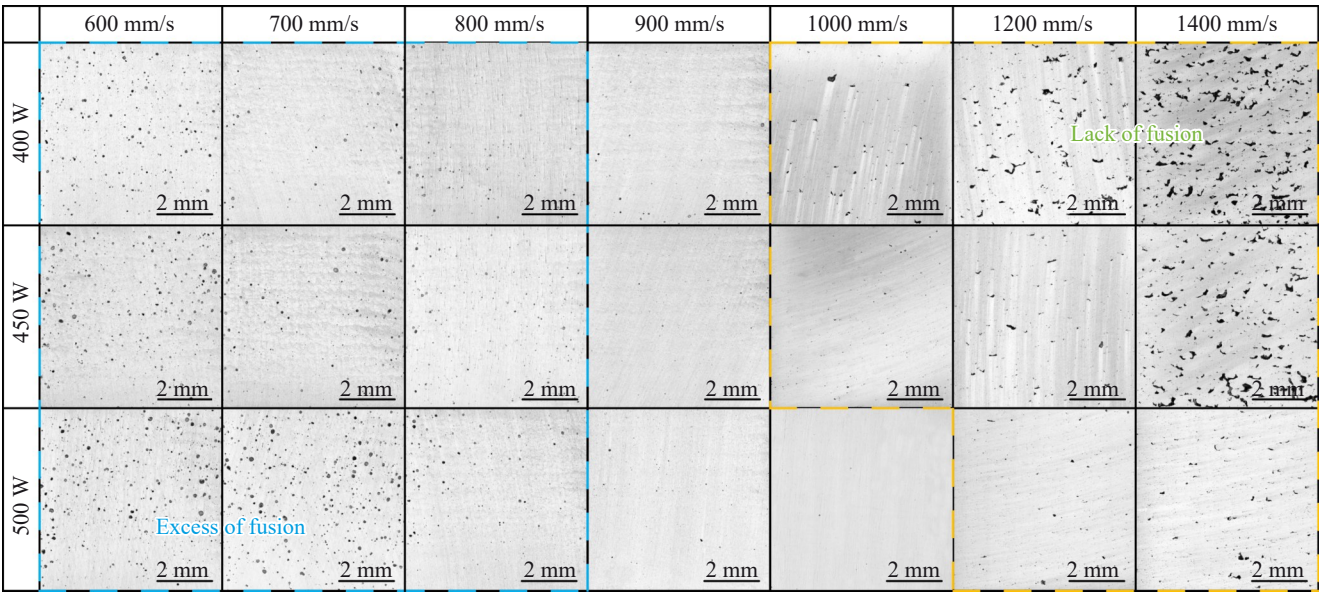


图 3 不同体积能量密度打印态 AlMgScZr 合金成形质量特征
Fig.3 Forming qualities of as-printed AlMgScZr alloys with different volumetric energy densities

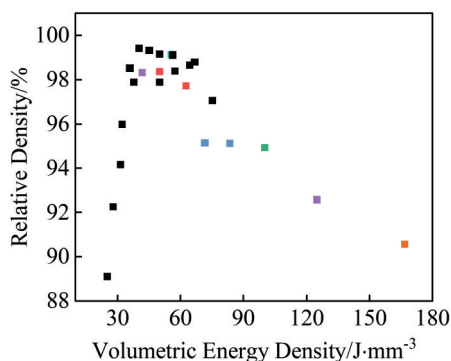


图4 体积能量密度对 AlMgScZr 合金致密度的影响

Fig.4 Effect of volumetric energy density on relative density of AlMgScZr alloy

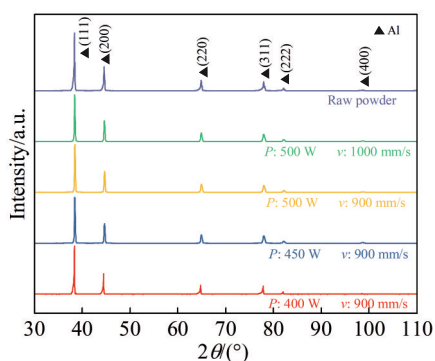


图5 AlMgScZr 合金粉末及打印态 AlMgScZr 合金 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of AlMgScZr alloy powder and as-printed AlMgScZr alloy

图6通过光学显微照片对比了LPBF工艺参数调控对熔池形态及缺陷演变的影响。结果发现,相比于常规粒径粉末,熔池形态稳定性及规律性降低,这主要归因于粉末粒径及层厚较大。观察发现粗粒径的打印态 AlMgScZr 合金内部极易因热输入不匹配形成熔合不良或气孔等缺陷,缺陷均倾向形成于熔合线附近或层与层之间的界面区域。如图6a和6d所示,在体积能量输入不足时,激光热源的穿透和作用范围降低,粉末层底部受热源的作用效应降低,因此在该区域易形成熔合不良缺陷。当激光功率增大或扫描速率降低时,体积能量密度升高,未熔合缺陷明显减少。由于使用粗粒径粉末及大层厚打印参数,熔池尺寸明显增大,熔池内部形成的匙孔极易保留在熔池内部形成气孔缺陷,如图6b和6c所示。基于以上分析,针对粗粒径粉末需要严格调控工艺参数窗口,以避免因热输入不匹配而形成内部缺陷。

图7展示了典型打印态 AlMgScZr 合金样品沿竖直截面的微观组织,其中激光功率为450 W,激光扫描速率为900 m/s。结果显示,打印态 AlMgScZr 合金微观组织在熔池内部呈现出明显的不均匀性,受熔池形态影响明显,如图7a所示。AlMgScZr 合金中 Sc 和 Zr 元素会在熔池形成 $Al_3(Sc,Zr)$ 纳米析出相,作为异质形核质点,促进基体晶粒细化,对微观组织进行调控^[25-26]。结合 SEM 分别对不同特征区域进行观察,如图7b~7f所示。图7b和7c展示了相邻熔合线间柱状树枝晶生长的特征,同时内部存在少量等轴晶区域。这主要归因于该区域晶粒生长

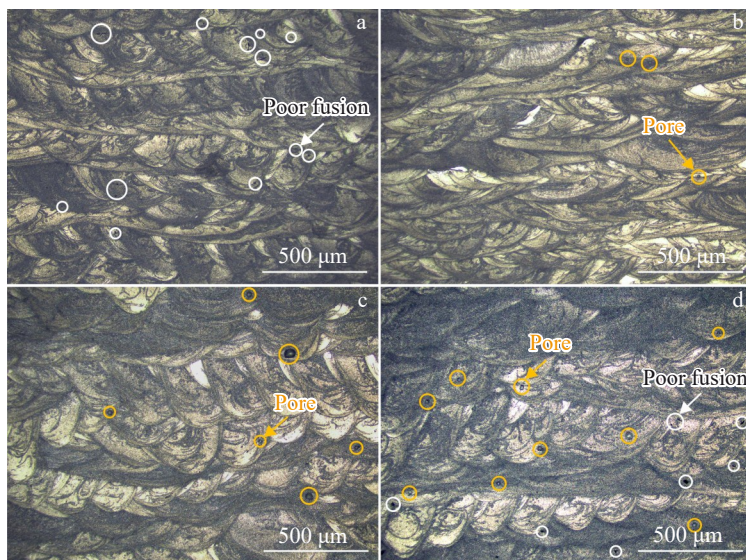


图6 打印态 AlMgScZr 合金熔池及缺陷形貌演变特征

Fig.6 Evolution of molten pool and defect morphology of as-printed AlMgScZr alloy: (a) $P=400$ W, $v=900$ mm/s, (b) $P=450$ W, $v=900$ mm/s, (c) $P=500$ W, $v=900$ mm/s, and (d) $P=500$ W, $v=1000$ mm/s

受温度梯度影响明显。图7d~7f展示了熔池内等轴晶生长的微观组织特征。在异质形核效应及温度梯度较低的区域,晶粒形核后呈等轴状树枝晶生长,如图7e所示,这

与图7c的结果相对应。当熔池内异质形核效应较强时,熔池内初始晶胞数量明显增大,晶粒竞相生长形成细密的等轴晶,如图7f所示。

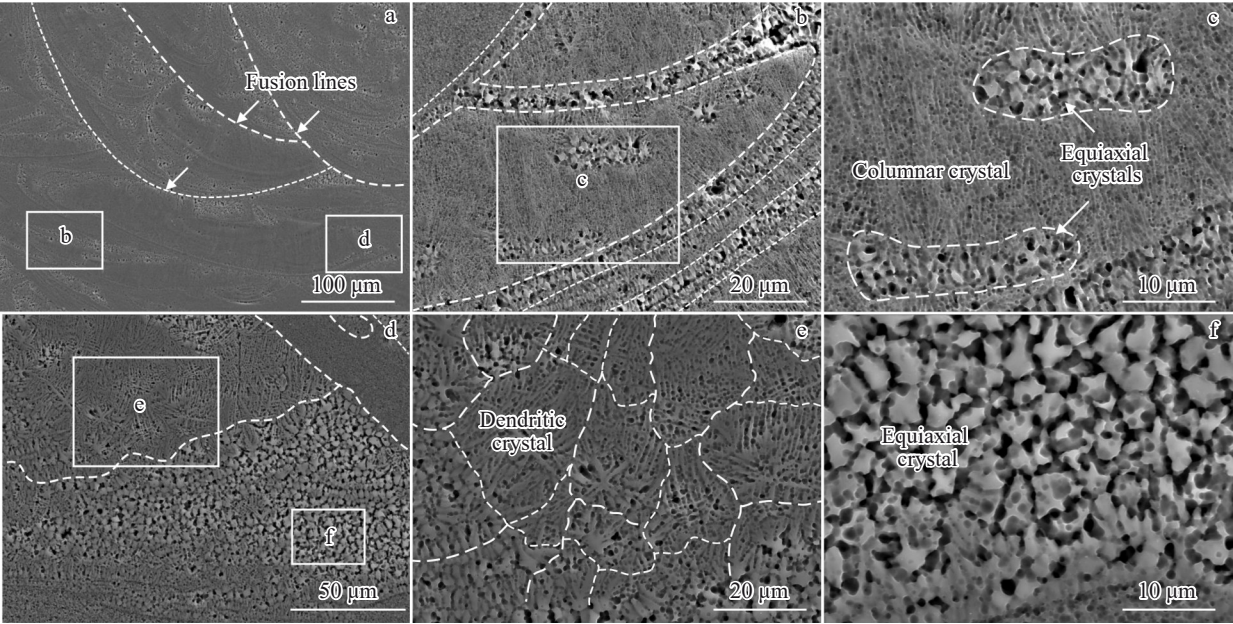


图 7 打印态 AlMgScZr 合金微观组织形貌

Fig.7 Microstructures of as-printed AlMgScZr alloy with laser power of 450 W and scanning velocity of 900 mm/s: (a) overall view, (b) marked region b in Fig. 7a, (c) columnar crystal of marked region c in Fig. 7b, (d) marked region d in Fig. 7a, and (e–f) grain microstructure of marked regions e and f in Fig. 7d

3.3 晶粒结构

结合 EBSD 表征结果对结构进行深入分析,结果分别如图 8 和图 9 所示。图 8 结合反极图及晶粒尺寸分布直方图展示了打印态 AlMgScZr 样品沿竖直截面不同区域晶粒形态及尺寸特征。通过观察与图 7 分析的结果相

吻合,样品晶粒结构分为明显的粗晶区 (coarse grained regions, CGRs) 和细晶区 (fine grained regions, FGRs)。其中熔池内部为粗晶区,熔池底部及熔合线区域为细晶区。通过对不同区域晶粒尺寸进行统计,结果分别如图 8b–8d 所示。该区域平均晶粒尺寸为 2.62 μm,粗晶区平

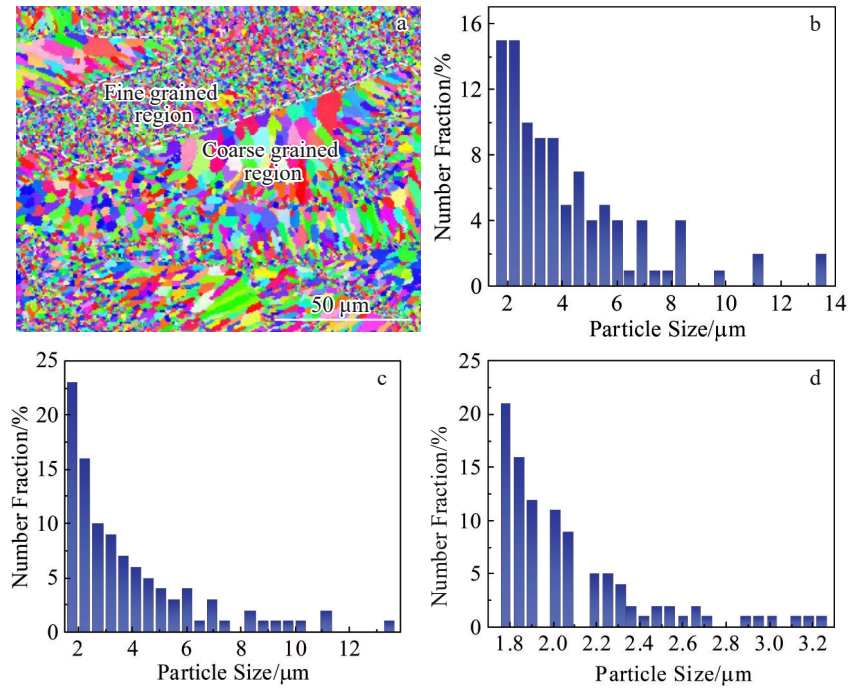


图 8 打印态 AlMgScZr 合金晶粒形态及尺寸特征

Fig.8 Inverse pole figure (a) and grain size distribution histograms (b–d) of as-printed AlMgScZr alloy: (b) integrated region, (c) coarse grained region, and (d) fine grained region

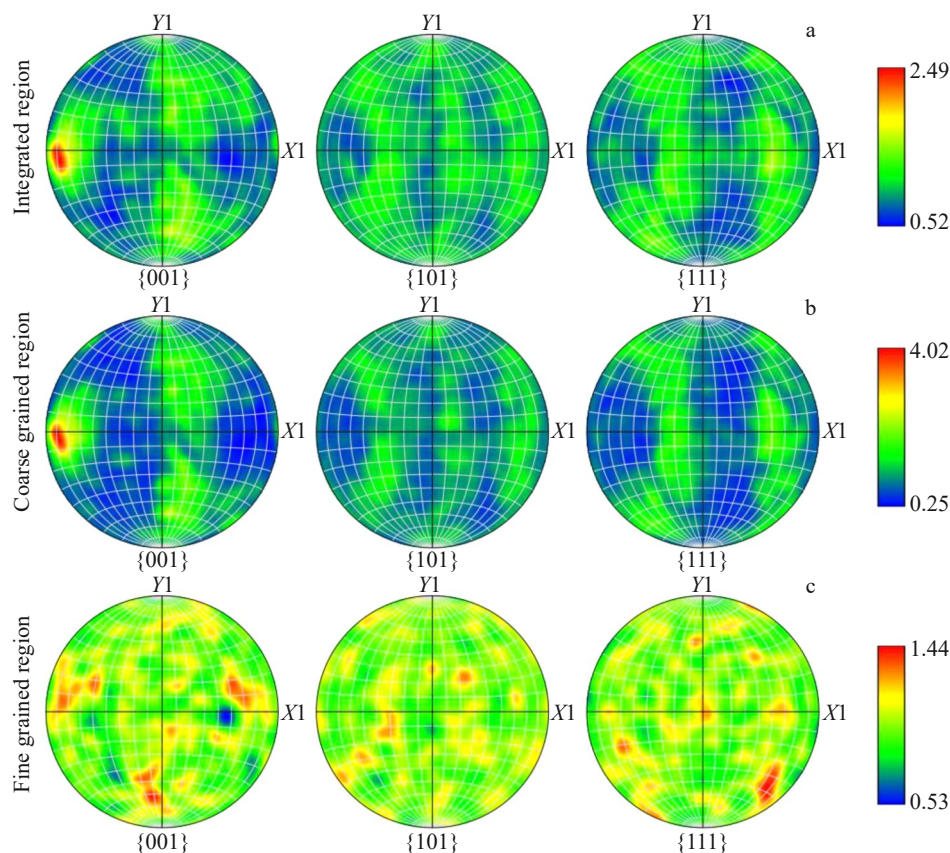


图9 打印态AlMgScZr合金晶粒生长取向特征

Fig.9 Pole figures of integrated (a), coarse grained (b), and fine grained (c) regions of as-printed AlMgScZr alloy

均晶粒尺寸为 $4.68\ \mu\text{m}$, 细晶区平均晶粒尺寸为 $0.69\ \mu\text{m}$ 。晶粒尺寸的不均匀性与熔池内元素偏析及温度梯度密切相关。熔池中心区域受激光热源及 Marangoni 流的作用, 成分分布均匀^[27]。基体晶粒受极强的温度梯度的作用呈现为柱状晶, 如图 7c 和 8a 所示。熔池内部 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 纳米析出相倾向于在熔池底部聚集, 使得该区域初始晶胞数量明显增多^[28]。同时该区域熔池温度梯度较低, 导致该区域形成细密的等轴晶, 如图 7f 和 8a 所示。

基于 EBSD 对熔池内晶粒生长取向进行分析, 图 9 为图 8a 中不同区域对应的极图。通过对比, 受熔池内部温度梯度的影响, 粗柱状晶呈现出一定程度沿 $[001]$ 晶向定向生长的趋势, 并影响整体晶粒的生长, 如图 9a 和 9b 所示。在粗晶区和整体范围内, 极点分布的最高平均密度分别为 2.49 和 4.02。极点在 (001) 极图内倾向分布在 $(0\bar{1}0)$ 极点、 (010) 极点和 $[010]$ 晶带轴附近。相对应地, 在细晶区内未观察到明显的晶粒定向生长取向, 极点分布的最高平均密度降低至 1.44。极点在 (001) 、 (101) 和 (111) 3 个特征极图内均呈现出相对均匀的分布状态, 如图 9c 所示。基于以上分析发现, 基体晶粒尺寸及生长取向在不同区域均存在明显的不均匀特征。

3.4 力学性能

结合显微硬度及室温拉伸对粗粒径打印态 AlMgScZr

合金的力学性能进行评估, 结果分别如图 10 和图 11 所示。图 10 通过柱状图对比了不同工艺参数条件下打印态 AlMgScZr 合金分别沿水平截面和竖直截面的硬度特征。通过对比发现, 在一定范围内调控工艺参数对显微硬度不存在明显规律性影响。当激光功率为 450 W, 激光扫描速率为 900 mm/s 时, 显微硬度最高, 沿水平和竖直方向分别为 99.7 ± 8.9 和 $101.3 \pm 5.4\ \text{HV}_{0.1}$ 。打印态 AlMgScZr 合金沿水平和竖直方向存在不均匀性, 水平方向略高于竖直方向, 同时水平方向硬度分布更加均匀。

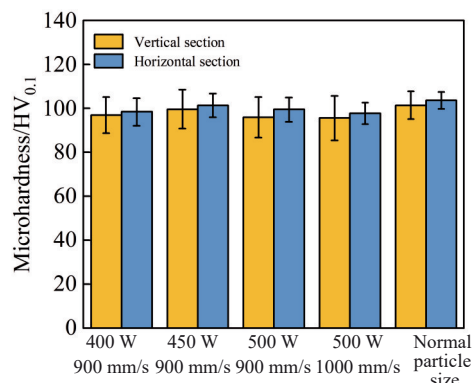


图10 打印态AlMgScZr合金显微硬度

Fig.10 Microhardness of as-printed AlMgScZr alloy

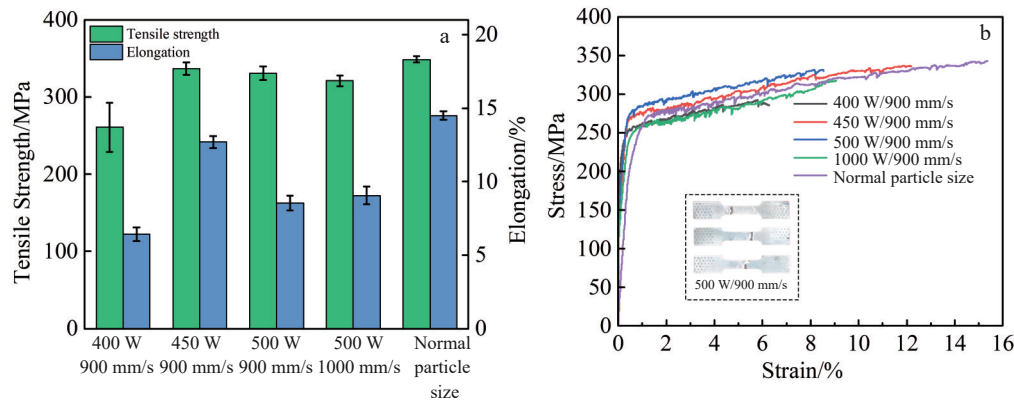


图 11 打印态 AlMgScZr 合金抗拉强度和应力-应变曲线
Fig.11 Tensile strength (a) and stress-strain curves (b) of as-printed AlMgScZr alloy

此现象被多位研究者发现,主要归因于基体晶粒受温度梯度作用下的定向生长^[29-32],同时竖直截面内不同区域微观组织特征加剧了其显微硬度的不均匀性。并且从图中可以观察到,常规粒径合金具有更高的硬度,且硬度分布更均匀,主要原因是常规粒径粉末通过降低熔池流动阻力,有效抑制气孔和未熔合缺陷的形成。此外,细晶强化效应通过 Hall-Petch 机制阻碍位错运动,进一步提升了材料整体硬度及其分布均匀性。

图 11a 为打印态 AlMgScZr 合金的拉伸性能对比,LPBF 工艺参数调控对样品拉伸性能呈现出明显影响。当激光功率为 400 W,激光扫描速率为 900 mm/s 时,样品的抗拉强度为 260±32 MPa,延伸率为 6.4%±0.5%。样品较低的抗拉强度和延伸率与样品存在的内部缺陷密不可分,如图 6a 所示,由于体积能量不足导致试样内部存在较多不规则形状熔合不良缺陷,在拉伸过程中形成应力集中降低了样品的承载能力。随着激光功率升高,样品内部熔合不良缺陷逐渐减少,抗拉强度及延伸率升高,当激光功率为 450 W,激光扫描速率为 900 mm/s 时,样品的抗拉强度最高为 336.5±8.0 MPa,延伸率为 12.7%±0.4%。当激光功率进一步升高至 500 W 时,其延伸率为 8.6%±0.5%,主要原因为试样内部气孔数量逐渐增多,如图 6c 所示,使得样品延伸率出现一定的降低趋势。并且从该图中可以看出,常规粒径合金表现出更高的抗拉强度和延伸率,这主要得益于其更均匀的熔池形态和显著降低的内部缺陷密度。粗粒径粉末产生的熔池尺寸波动导致局部能量密度梯度增大,诱发微裂纹和层间未熔合缺陷,最终通过裂纹扩展的“缺口效应”降低材料承载能力。

通过对样品应力-应变曲线进行分析,试样均显示出明显的动态应变时效 (Portevin-Le Chatelier, PLC) 效应^[24,33]。由于 LPBF 过程熔池极快的冷却速率导致合金元素固溶于 Al 基体内部,其中 Mg 原子以长程有序的原子团形式分布,在基体内部形成大量可移动的位错线。

当对合金施加外力时,位错在应力作用下开始运动,试图在晶格中移动以实现材料的变形。运动的位错周围会产生应力场,吸引溶质原子向其附近扩散。溶质原子扩散到位错线周围并与之结合,形成柯垂耳气团,对位错产生钉扎作用,阻碍位错的进一步运动,此时应力逐渐积累。随着外力的持续增加,当应力达到一定程度时,位错所受的外力足以克服溶质原子的钉扎作用,位错突然挣脱气团的束缚,快速向前移动一段距离。位错的突然移动导致材料在瞬间产生较大的应变,而由于位错挣脱后应力得到释放,应力会突然下降,在应力-应变曲线上表现为一个锯齿的下降沿。位错挣脱后继续运动,其周围的应力场发生变化,原来钉扎位错的溶质原子气团被破坏。但随着时间的推移,溶质原子又会在新的位错位置附近重新扩散聚集,再次形成气团,准备对位错进行下一次钉扎。当位错再次被钉扎后,应力又会开始积累,直到下一次位错挣脱钉扎,如此循环往复,在应力-应变曲线上就形成了一系列连续的锯齿状波动^[34-35]。

图 12 结合断口形貌对打印态 AlMgScZr 合金的在拉伸过程中的失效机制进行分析。对比发现工艺参数调控通过影响内部缺陷及失效形式决定打印态样品的承载能力。当激光功率为 400 W 时,能量输入不足导致试样内部存在熔合不良及未熔化粉末,在拉伸过程中作为应力集中及裂纹萌生的起始点,降低样品的承载能力。基体的塑性变形能量无法充分发挥,形成撕裂棱,韧窝细密,如图 12a 和 12d 所示。当激光功率为 450 W 时,样品内部缺陷数量明显减少,样品呈现出较高的塑性变形能力。基体在拉伸过程中体现出较优的塑性变形能力,形成变形量较大韧窝特征,如图 12b 和 12e 所示。当激光功率过高时,样品内部气孔数量明显增多,也会在一定程度上引起应力集中,降低样品的承载能力。对于激光粉末床增材制造粗粒径 AlMgScZr 合金,合适恰当的工艺窗口对于内部缺陷抑制及力学性能调控具有至关重要的作用。

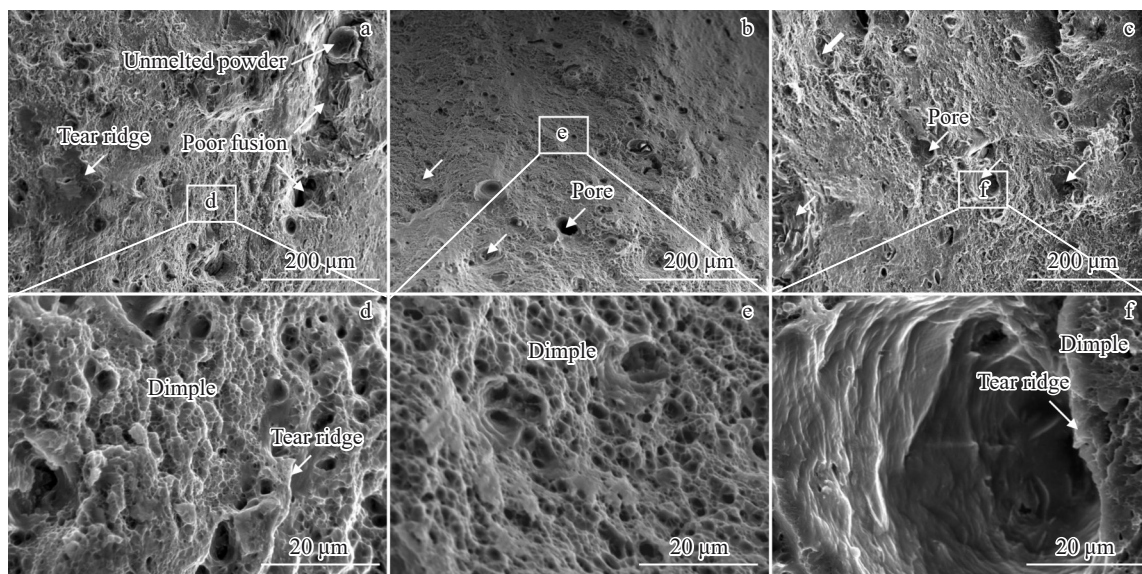


图 12 打印态 AlMgScZr 合金断口形貌特征

Fig.12 Fracture morphologies of as-printed AlMgScZr alloy: (a, d) 400 W, 900 mm/s; (b, e) 450 W, 900mm/s; (c, f) 500 W, 900 mm/s

4 结 论

1) 激光粉末床增材制造粗粒径 AlMgScZr 合金工艺窗口较窄, 参数调控影响大。经优化, 层厚 100 μm、功率 450 W、扫描速率 900 mm/s 时致密度达 99.3%±0.2%。能量密度过高易产生气孔, 过低易导致熔合不良缺陷。

2) 打印态 α-Al 衍射峰左移, 合金元素固溶导致晶格膨胀; 熔池层间结合区域易产生气孔及熔合不良缺陷。微观组织分布显著: 熔池底部为细密等轴晶, 内部形成沿 [001] 择优生长的柱状晶。

3) 工艺参数对显微硬度影响无明显规律, 水平和竖直方向硬度最高分别为 99.7±8.9 和 101.3±5.4 HV_{0.1}。工艺参数调控影响其内部缺陷及失效形式, 决定拉伸性能及承载能力, 应力-应变曲线呈现典型动态应变时效效应, 最高抗拉强度为 336.5±8.0 MPa, 延伸率为 12.7%±0.4%。

参考文献 References

- [1] Ren Xin(任 欣), Zhang Junli(张军利), Wang Zhao(王 昭) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3227
- [2] Zhao Yuanzheng, Guo Xinpeng, Hao Shuai *et al.* *Materials Characterization*[J], 2025, 219: 114634
- [3] Gao Yihan(高一涵), Liu Gang(刘 刚), Sun Jun(孙 军). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(2): 129
- [4] Takata Naoki, Ishihara Masato, Suzuki Asuka *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 739: 62
- [5] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M *et al.* *Nature*[J], 2017, 549(7672): 365
- [6] Zhang Rong(张 荣), Liu Zhongqiang(柳中强), Huang Jiahao(黄嘉豪) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(1): 255
- [7] Zhu Zhiguang, Ng Fern Lan, Seet Hang Li *et al.* *Materials Today*[J], 2022, 52: 90
- [8] Zou Jun, Xia Xiaoyu, Feng Zhenyu *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2025, 190: 108590
- [9] Li Huizhong(李慧中), Zhang Yonghong(张永红), Yin Zhimin(尹志民) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1999, 28(2): 47
- [10] Zou Tianchun(邹田春), Mei Siyuan(梅思远), Chen Mingying(陈敏英). *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2023, 50(4): 91
- [11] Han Shoubo(韩寿波), Zhang Yiwen(张义文), Tian Xiangjun(田象军) *et al.* *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2017, 27(6): 44
- [12] Yang Xin(杨 鑫), Xi Zhengping(奚正平), Liu Yong(刘 咏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(12): 2251
- [13] Zhu Jun(朱 骏), Ma Chunhong(马春红), Guo Xiaofei(郭晓菲) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2007, 31(1): 53
- [14] Asherloo M, Ramadurai M S, Heim M *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2024, 95: 104534
- [15] Riener Kirstin, Albrecht Nikolaj, Ziegelmeier Stefan *et al.* *Additive Manufacturing*[J], 2020, 34: 101286
- [16] Zhang Jiayao, Gu Dongdong, Yang Ying *et al.* *Engineering*[J], 2019, 5(4): 736
- [17] Chu Fuzhong, Li Erlei, Shen Haopeng *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2023, 94: 183
- [18] Gu Tao(顾 涛), Wang Limin(汪礼敏), Hu Qiang(胡 强) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2161
- [19] Young Zachary, Qu Minglei, Coday Meelap Michael *et al.*

- Materials*[J], 2022, 15(3): 705
- [20] He Yi, Hassanpour Ali, Bayly Andrew. *Powder Technology*[J], 2021, 392: 191
- [21] Bourot Paul, Weiss Laurent, Boisselier Didier *et al. Powder Technology*[J], 2024, 439: 119670
- [22] Farzadfar S A, Murtagh M J, Venugopal N. *Powder Technology*[J], 2020, 375: 60
- [23] Shakil S I, Bednarczyk W, Gajewska M *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2025, 193: 108738
- [24] Jaber Hafsa, Beausir Benoît, Entemeyer Denis *et al. Acta Materialia*[J], 2024, 279: 120330
- [25] Liu He, Gu Dongdong, Shi Keyu *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2024, 332: 118580
- [26] Zhang Hao, Chan Chi-wai, Li Yulong *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 845
- [27] Sun Jin'e, Gao Lei, Liu Qi *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 872: 145003
- [28] Zhang X X, Bauer P P, Lutz A *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2023, 166: 103659
- [29] Li Ning, Wang Ting, Zhang Lixia *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2023, 164: 37
- [30] Wang Junhao(王俊豪), Zhao Jibin(赵吉宾), He Chen(贺晨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(12): 3485
- [31] Xi Lixia, Ding Kai, Zhang Han *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 891: 162047
- [32] Guo Yifan, Liao Hanlin, Chang Cheng *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 854: 143870
- [33] Guo Cheng, Chen Fang, Liu Haoshang *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2025, 923: 147763
- [34] Moon Chanmi, Ma Jun, Lee Myoung-gyu. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 914: 147162
- [35] Zhang Yong, Jiang Lu, Chen Han *et al. Scripta Materialia*[J], 2025, 254: 116320

Process Optimization and Mechanical Properties of AlMgScZr Alloy Fabricated by Laser Powder Bed Fusion Using Coarse Powder

Li Ning¹, Jia Yuting¹, Xu Dingneng², Fan Haiyang¹, Yang Shoufeng¹

(1. Yantai Research Institute, Harbin Engineering University, Yantai 264000, China)

(2. Hunan Dongfang Scandium Industry Co., Ltd, Changsha 410000, China)

Abstract: With the advancement of laser powder bed fusion (LPBF) additive manufacturing, efficient utilization of powders outside the conventional particle size range (15–53 μm) has become critical to improving powder efficiency. This study investigated process optimization, microstructure, and mechanical properties of coarse AlMgScZr alloy powders (53–150 μm) in LPBF. The controlled variable method was employed to analyze parameter effects on density, defects, microstructure, and mechanical properties. Results show that the coarse powder exhibits a narrow process window with high sensitivity of forming stability to parameter fluctuations. The optimized parameters are a layer thickness of 100 μm , a laser power of 450 W, and a scanning speed of 900 mm/s. This parameter set achieves a relative density of $99.3\%\pm 0.2\%$. Microstructural analysis reveals fine equiaxed grains near fusion boundaries transitioning to columnar grains within molten pools, without observable secondary precipitates. The as-printed samples show a microhardness of $99.7\pm 8.9\text{ HV}_{0.1}$, tensile strength of $336.5\pm 8.0\text{ MPa}$, and elongation of $12.7\%\pm 0.4\%$.

Key words: laser powder bed fusion; AlMgScZr alloy; coarse-particle powder; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Yang Shoufeng, Ph. D., Professor, Yantai Research Institute, Harbin Engineering University, Yantai 264000, P. R. China, E-mail: shoufeng.yang@gmail.com