

激光粉末床熔融稀土改性高强铝合金形性调控研究

齐世文^{1,2}, 顾冬冬^{1,2*}, 张晗^{1,2}, 戴冬华^{1,2}¹南京航空航天大学材料科学与技术学院, 江苏 南京 210016;²江苏省高性能构件激光增材制造工程研究中心, 江苏 南京 210016

摘要 激光增材制造稀土改性高强铝合金因具备轻质高强、复杂构件一体化成形等优势,在航空航天领域具有广阔的应用前景。围绕激光增材制造成形工艺优化、冶金缺陷抑制、力学性能提升及复杂构件形性调控等的研究是近年来的研究难点。本团队开展了激光粉末床熔融成形稀土改性高强铝合金 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 的激光工艺优化研究,基于试验表征与数值模拟相结合的方法,揭示了激光扫描速度对成形试件表面质量、内部冶金缺陷、熔池传热传质行为及纳米析出相分布的影响机制。结果显示:当激光功率为 300 W、激光扫描速度为 800 mm/s,并辅以 325 °C/4 h 的时效热处理时,成形试件的致密度最优,为 99.5%,抗拉强度为 512.4 MPa,延伸率为 13.3%。基于优化工艺参数对航空领域两类典型的复杂构件开展了成形试验研究,成形试件的最长外形尺寸为 570 mm,表面粗糙度 $R_a \leq 7.3 \mu\text{m}$,尺寸精度可达 0.1 mm/100 mm。

关键词 激光技术; 增材制造; 激光粉末床熔融; 高强铝合金; 工艺调控; 力学性能

中图分类号 TH164 **文献标志码** A

DOI: 10.3788/CJL231114

1 引言

激光粉末床熔融(LPBF)是以高能激光束为热源,以球形金属粉末为原材料,基于三维数字模型的二维切片信息进行逐层熔化堆积的一种“自下而上”的成形工艺,可实现复杂金属零构件的一体化成形。与传统的加工工艺相比,LPBF 技术具有设计自由度高、加工周期短、材料利用率高等优势,在航空航天、通信运输等领域具有广阔的应用前景^[1-4]。LPBF 是典型的激光增材制造技术之一,可基于逐层铺粉和选择性熔化粉末床实现复杂零件的精密成形^[5]。目前,已有多种材料被应用于 LPBF 成形,如铝合金、钛合金、镍基高温合金、铁基合金及高熵合金等。其中,铝合金具有密度小、比强度高特性,是轻量化领域的理想材料。轻质高强铝合金复杂构件的 LPBF 一体化成形为航空航天轻量化领域的发展提供了新动力。

然而,当前 LPBF 成形高强铝合金的形性调控与应用仍面临瓶颈难题。一方面,目前 LPBF 应用较为广泛的铝合金是 Al-Si 系合金,如 AlSi12 及 AlSi10Mg 合金^[6-8],这些合金具有近共晶成分,固液共存时间短而不易萌生裂纹,具有较好的 LPBF 加工性能。但 Al-Si 系合金的强化机制较为单一,LPBF 成形 Al-Si 系

合金的抗拉强度通常低于 400 MPa,难以满足航空航天领域的高性能需求。另一方面,在传统加工工艺中经常使用 Al-Cu 2xxx 合金及 Al-Zn 7xxx 合金等沉淀强化铝合金,这类合金可以通过热处理获得大量弥散分布的纳米析出相(这些纳米析出相可以提供有效的弥散强化效应),抗拉强度超过了 500 MPa,是航空航天领域轻质高强构件的理想材料之一。然而,LPBF 加工过程涉及高能激光束与金属粉体的瞬时作用,是冷却速率高达 $10^5 \sim 10^7 \text{ K/s}$ 的非平衡熔凝过程。2xxx 及 7xxx 铝合金的凝固区间宽,在激光快速熔凝过程中固液共存时间长、液相难以及时填充,易沿晶界萌生凝固裂纹^[9-11]。

为解决上述难题,近年来,国内外针对 LPBF 成形高强铝合金开展了一系列合金成分设计及工艺优化研究。基于稀土元素 Sc 及微量 Zr 元素原位改性的 Al-Mg 合金兼具良好的 LPBF 可加工性和力学性能,受到了世界范围内学者的广泛关注^[12-13]。加入的微量 Sc 或 Zr 元素可在凝固过程中与 Al 基体发生原位反应形成 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 纳米析出相。该析出相与 $\alpha\text{-Al}$ 晶格结构一致且晶格参数相近,是 $\alpha\text{-Al}$ 有效的凝固形核点,可有效促进晶粒细化并抑制凝固裂纹^[14-15]。同时,大部分 Sc 元素会在高速熔凝过程中固溶于基体形成过饱和固溶体,试件成形后进行适当的时效处理可促进 Sc 原

收稿日期: 2023-08-17; 修回日期: 2023-12-12; 录用日期: 2023-12-20; 网络首发日期: 2023-12-28

基金项目: 装备预先研究领域基金项目(JZX7Y20210263400301)、江苏省重点研发计划(产业前瞻与关键核心技术)(BE2022069, BE2022069-1)、民用航天预研项目(D020302)

通信作者: *dongdonggu@nuaa.edu.cn

析出并原位形成纳米弥散强化相,进而促使构件实现强韧化。这是 Al-Mg-Sc-Zr 合金在 LPBF 加工过程中抑制凝固裂纹并在后处理过程中实现强韧化的基本原理。

德国 EADS Innovation Works 团队成员 Schmidtke 等^[16]将 Al-Mg-Sc-Zr 合金应用于 LPBF 成形工艺,结果显示:适当的工艺优化可使成形试件中的裂纹得到有效抑制。瑞士 ETH Zurich 大学的 Spierings 等^[17]研究了 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金的典型微观组织结构,结果发现成形试件的截面组织由沿熔池边界的等轴晶及熔池中部的柱状晶相间分布组成,这一组织特征与稀土 Sc 元素的晶粒细化效应以及 LPBF 独特的热行为密切相关。澳大利亚 Monashi 大学的 Wu 团队^[18]研究了 Sc 含量对 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金裂纹抑制效果的影响,结果发现 Sc 元素的加入及适当的工艺优化可以促使成形试件中的柱状晶向等轴晶转变,有效抑制了裂纹萌生。中南大学的 Li 等^[19]研究了激光工艺参数对 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金组织和性能的影响,结果发现激光能量输入的变化对成形试件内部冶金缺陷、微观结构及宏观性能具有显著影响。

LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金兼具良好的加工性能及力学性能,激光参数的变化对成形质量具有显著影响。然而,目前的相关研究仍然不充分,不同激光参数下成形试件内部的冶金缺陷、成形质量及力学性能的演化机制尚不明晰。深入开展面向 LPBF 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金的激光工艺优化研究并揭示其内在作

用机制,对于促进 LPBF 成形高强铝合金的发展和推广应用具有重要意义。

本团队聚焦于 LPBF 成形稀土元素 Sc、微量 Zr 元素改性 Al-Mg 合金的激光工艺优化研究,基于实验表征与数值模拟相结合的方法,揭示了激光扫描速度对成形试件表面质量、内部缺陷、纳米析出相分布及拉伸性能的作用机制,并基于优化激光参数对航空领域中的两类典型构件开展了成形试验验证,相关研究成果可为航空航天轻量化构件的 LPBF 一体化成形提供参考。

2 试验设计及数值模拟

2.1 原材料及 LPBF

本研究所使用的原材料为 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 合金雾化球形粉末,其中 Mg 的质量分数为 4.0%~4.5%,Sc 的质量分数为 0.35%~0.45%,Zr 的质量分数为 0.1%~0.3%。原始粉末的形貌如图 1(a)所示,其粒度分布如图 1(b)所示。原始粉末的平均粒径为 23.7 μm 。激光加工前,将原始粉末置于真空干燥箱中于 130 $^{\circ}\text{C}$ 氛围下干燥 10 h,以提高粉末的流动性。激光增材制造实验在南京航空航天大学自研的 LPBF 设备上开展,该设备由 500 W IPG 光纤激光器、高速振镜系统、粉末自动铺放系统、气体循环系统及计算机控制系统组成。激光工艺参数设定如下:激光功率(P)为 300 W,激光扫描速度(v)为 400~1600 mm/s,粉末层厚为 30 μm ,扫描间距为 60 μm ,激光光斑直径为 70 μm 。

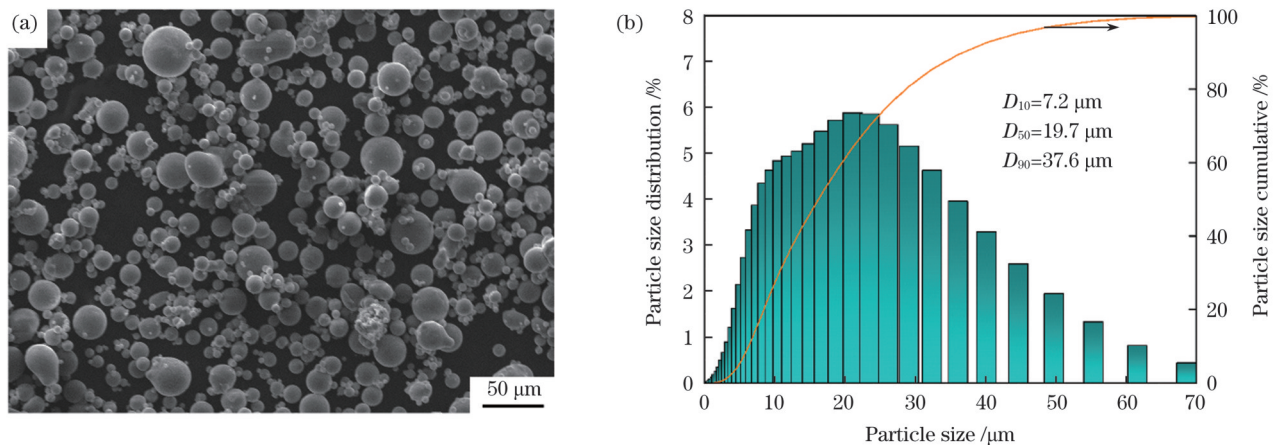


图 1 原始 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 粉末的形貌及粒径分布。(a)形貌;(b)粒径分布

Fig. 1 Morphology and particle size distribution of original Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr powder. (a) Morphology; (b) particle size distribution

图 2(a)为 LPBF 加工过程示意图。在加工过程中,为避免熔体在激光束作用下发生氧化,向成形室内通入氩气,并控制激光加工过程中成形室内氧气的体积分数低于 10^{-5} 。在激光加工过程中,首先利用铺粉臂将原始合金粉末均匀铺放至成形基板表面,粉末层厚度为 30 μm ,随后采用高能激光束根据二维切片信息在计算机和高速振镜的控制下选择性熔化粉末

层,重复此过程逐层熔化堆积直至完成零件的成形。相邻层之间的扫描方向存在 90° 旋转角。该措施可以避免扫描轨迹重叠,从而抑制缺陷萌生,同时可以获得清晰的熔池特征与各向同性的微观结构^[20-21]。

2.2 金相观察与试验表征

完成 LPBF 加工后,通过线切割将成形试件从基板上切割下来并置于乙醇溶液中进行超声清洗。利用

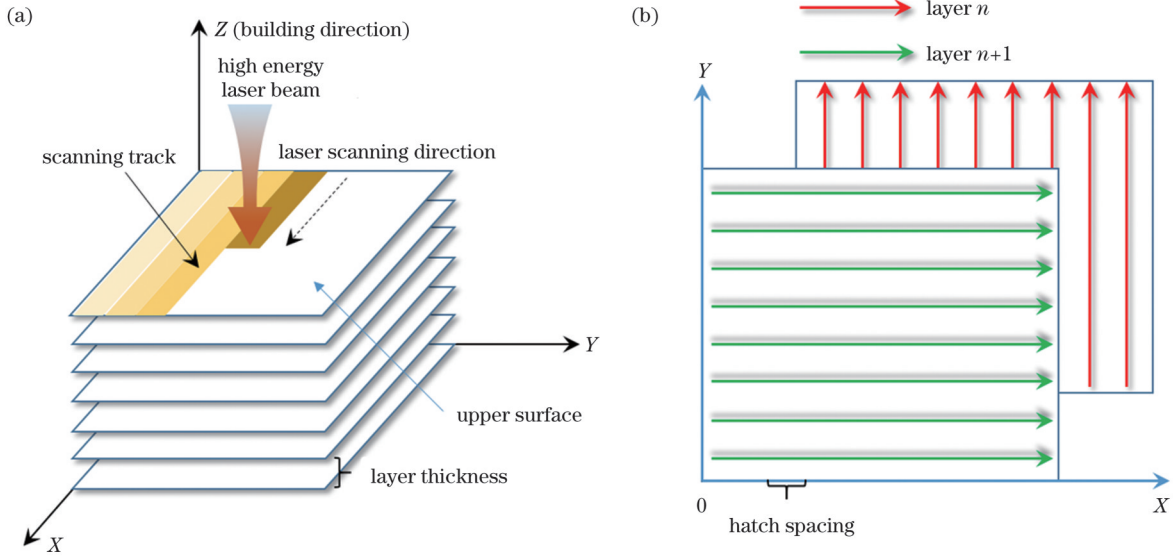


图 2 成形过程及激光扫描策略示意图。(a)LPBF 成形过程示意图;(b)激光扫描策略示意图

Fig. 2 Schematics of forming process and laser scanning strategy. (a) Schematic of LPBF process; (b) schematic of laser scanning strategy

扫描电子显微镜 (SEM) 对不同激光参数下成形试件的表面形貌进行观察。在进行显微组织观察前,对试件截面进行标准金相处理,包括砂纸打磨和抛光。随后采用光学显微镜 (OM) 对截面的致密度和冶金缺陷进行观察分析。为了表征试件内部晶粒结构及纳米析出相的分布,对截面进一步开展背散射 SEM 表征。力学性能测试试件在气氛热处理炉中进行 325 °C/4 h 的时效处理后进行室温拉伸试验,拉伸试验在万能拉伸机上进行,拉伸速度为 2 mm/min。

2.3 数值模拟计算

采用 FLUENT 计算流体动力学软件开展了面向 LPBF 成形稀土改性高强铝合金熔池传热行为的数值模拟研究。在该模型中^[22-23],激光源被定义为具有高斯分布的热通量,将其插入控制方程的源项中。热源定义为

$$Q = \frac{AP}{\pi\omega_b^2 d} \left(\frac{\omega_f}{\omega_b} \right)^2 \exp \left[-\frac{2(x^2 + y^2)}{f^2} \right] u(z), \quad (1)$$

式中: P 是激光功率; d 是激光束的穿透深度; ω_b 和 ω_f 是表面和某深度处光束的焦点半径; A 是材料的激光吸收率; f 是激光焦距。当 $0 \leq z \leq d$ 时, $u(z)=1$,否则 $u(z)=0$ 。

在笛卡儿坐标系下,模型中的质量守恒方程描述为

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{V}) = M_s, \quad (2)$$

能量守恒方程描述为

$$\frac{\partial(\rho T)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u T)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho v T)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho \omega T)}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\kappa \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\kappa \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\kappa \frac{\partial T}{\partial z} \right) + S_H, \quad (3)$$

动量守恒方程表述为

$$\rho \left(\frac{\partial \mathbf{V}}{\partial t} + \mathbf{V} \cdot \nabla \mathbf{V} \right) = \mu^2 \mathbf{V} - \mathbf{p} + M_s \cdot \mathbf{V} + \mathbf{F}, \quad (4)$$

式中: ρ 是密度; κ 是热导率; μ 是黏度; \mathbf{p} 是压力; M_s 是质量源; \mathbf{V} 是合金熔体的流速; \mathbf{F} 是体积力; u, v, ω 是 \mathbf{V} 在 x, y, z 三个方向上的分量; S_H 是能量方程源项; T 是温度。

顶面边界条件定义为

$$\kappa \frac{\partial T}{\partial n} \Big|_{\partial \Omega} = Q_l, \quad (5)$$

其中 Q_l 由热对流、热辐射及蒸发损失热组成,可以将其描述为

$$Q_l = q_{con} + q_{rad} + q_{eva}, \quad (6)$$

$$q_{con} = -h_c(T - T_0), \quad (7)$$

$$q_{rad} = -\sigma_b \epsilon (T^4 - T_0^4), \quad (8)$$

$$q_{eva} = -\frac{0.82 h_v M}{\sqrt{2\pi M R_g T}} P_0 \exp \left[\frac{h_v M (T - T_b)}{R_g T T_b} \right], \quad (9)$$

式中: h_c 为对流换热系数; σ_b 为 Stefan-Boltzmann 常数; ϵ 为发射率; T_0 为环境温度; h_v 为蒸发潜热; R_g 为气体常数; T_b 为材料的沸点; $q_{con}, q_{rad}, q_{eva}$ 分别是通过热对流、热辐射和蒸发损失的热量; M 为摩尔质量。蒸发损失的热量 q_{eva} 是 LPBF 过程中由熔池蒸发引起的热量损失,与蒸气反冲压力 $F_R = 0.54 P_0 \exp \left[\frac{h_v M (T - T_b)}{R_g T T_b} \right]$ 相关^[24]。

考虑到在激光加工过程中材料的物理性质会随温度发生变化,按表 1 所示设定数值模拟计算时使用的材料的物性参数。

表 1 数值模拟计算中使用的 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 合金的物性参数^[17]Table 1 Physical property parameters of Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr alloy used in numerical simulation calculation^[17]

Parameter	Unit	Value			
		$T=200\text{ }^{\circ}\text{C}$	$T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$	$T=645\text{ }^{\circ}\text{C}$	$T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$
Thermal conductivity	$\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$	203	212	90	92
Density	kg/m^3	2675	2635	2580	2372
Specific heat capacity	$\text{J}/(\text{g}\cdot\text{K})$	0.98	1.06	1.16	1.17
Viscosity	$\text{MPa}\cdot\text{s}$			1.15	1.0

3 试验结果与讨论

3.1 激光增材制造参数对表面形貌及冶金缺陷的影响

不同激光工艺参数下 LPBF 成形 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 合金试件表面形貌的演化规律如图 3 所示。可见,激光工艺参数对成形试件表面形貌具有显著影响。当激光扫描速度较低(为 400 mm/s)时,成形试件表面形成了大量呈近球形且尺寸在 20 μm 左右的飞溅。通常情况下,飞溅是由激光能量输入过高导致熔池不稳定性增加,激光与粉末剧烈作用产生的蒸气反冲压力使熔池内的小熔滴或未熔粉末颗粒飞溅而出^[25],落在已成形区域的表面形成的。这表明在该激光扫描速度下 LPBF 加工工艺因激光能量输入过高而不稳定。当激光扫描速度增加至 800 mm/s 时,成形试件表面平整连续,无明显的球化现象或飞溅产生,表明此时的激光工艺参数较为适宜。当激光扫描速度进一

步增加至 1200 mm/s 时,试件表面形成了若干直径在 100 μm 左右的圆形孔隙。这些孔隙的形成与激光扫描速度增加密切相关。随着激光扫描速度增大,能量输入降低,熔池内熔体的温度降低并且黏度增大,这不仅会降低熔池的润湿铺展能力,促使孔隙萌生,还会抑制由熔池蒸发形成的气体的逸出,导致试件内部孔隙数量增多^[26]。当激光扫描速度较高(为 1600 mm/s)时,成形试件表面孔隙数量增加且形成条状孔隙。孔隙数量的增加是由于能量输入进一步降低,而条状孔隙的形成可能是因为道间结合不充分从而形成了道间孔隙。可见,当激光扫描速度过高时,成形试件的表面质量显著降低。

不同激光扫描速度下 LPBF 成形试件内部冶金缺陷的演化规律如图 4 所示。阿基米德排水法测定的结果显示:当激光扫描速度为 800 mm/s 时,成形试件获得了最高的致密度,为 99.5%;当激光扫描速度较低(为 400 mm/s)时,成形试件截面上可观察到少

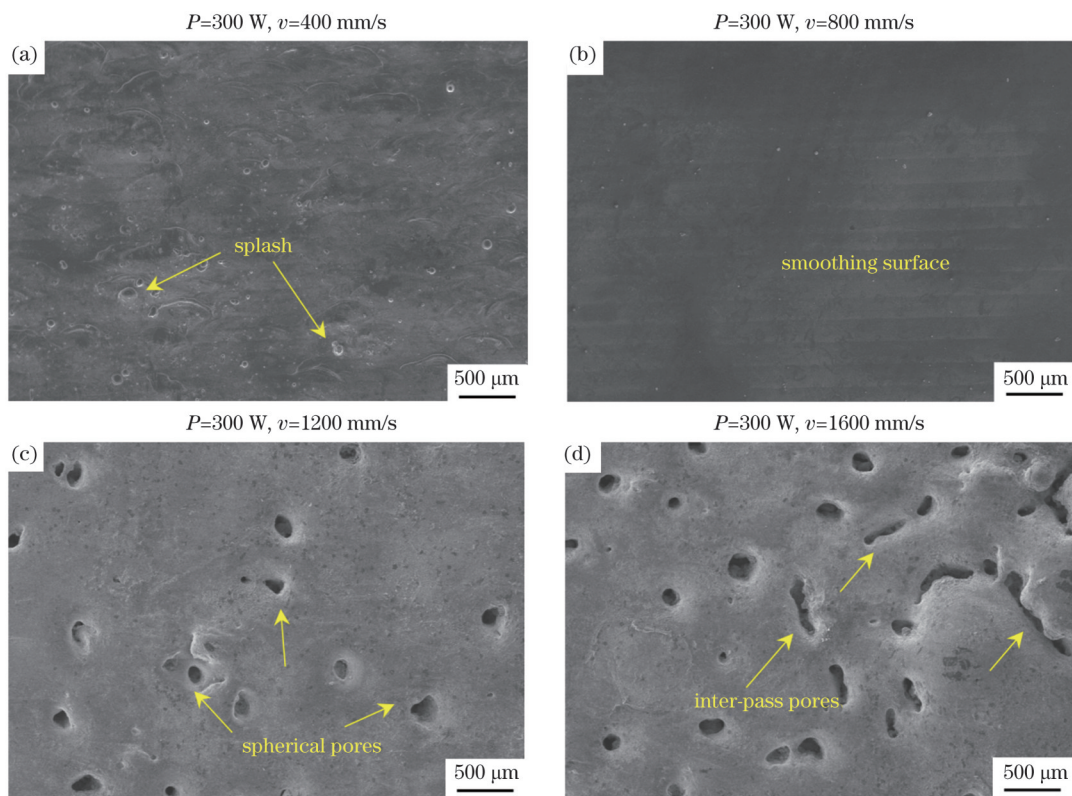


图 3 工艺参数对成形试件表面形貌的影响规律

Fig. 3 Influence of process parameters on surface morphology of as-built samples

量圆形孔隙,此时致密度略低,为 98.9%。这一结果与表面形貌的演化规律一致。考虑到 400 mm/s 激光扫描速度下成形的试件表面形成了大量飞溅,认为此时较低的扫描速度导致能量输入较高,试件内部热量积累严重。试件内部孔隙可能与 Al、Mg 等低熔点元素的蒸发有关。当扫描速度进一步增加至 1200 mm/s 和 1600 mm/s 时,试件内部的孔隙数量显著增加,此

时试件的致密度分别降低至 99.1% 和 98.4%。通常来讲,试件内部孔隙数量的增加与熔体润湿铺展及气体逸出有关。随着扫描速度增加,激光能量输入降低,熔体温度降低并且熔体存在时间缩短,导致熔体润湿铺展能力降低并且气体逸出难度增加。因此,随着激光扫描速度增大,成形试件内部的冶金缺陷显著增多。

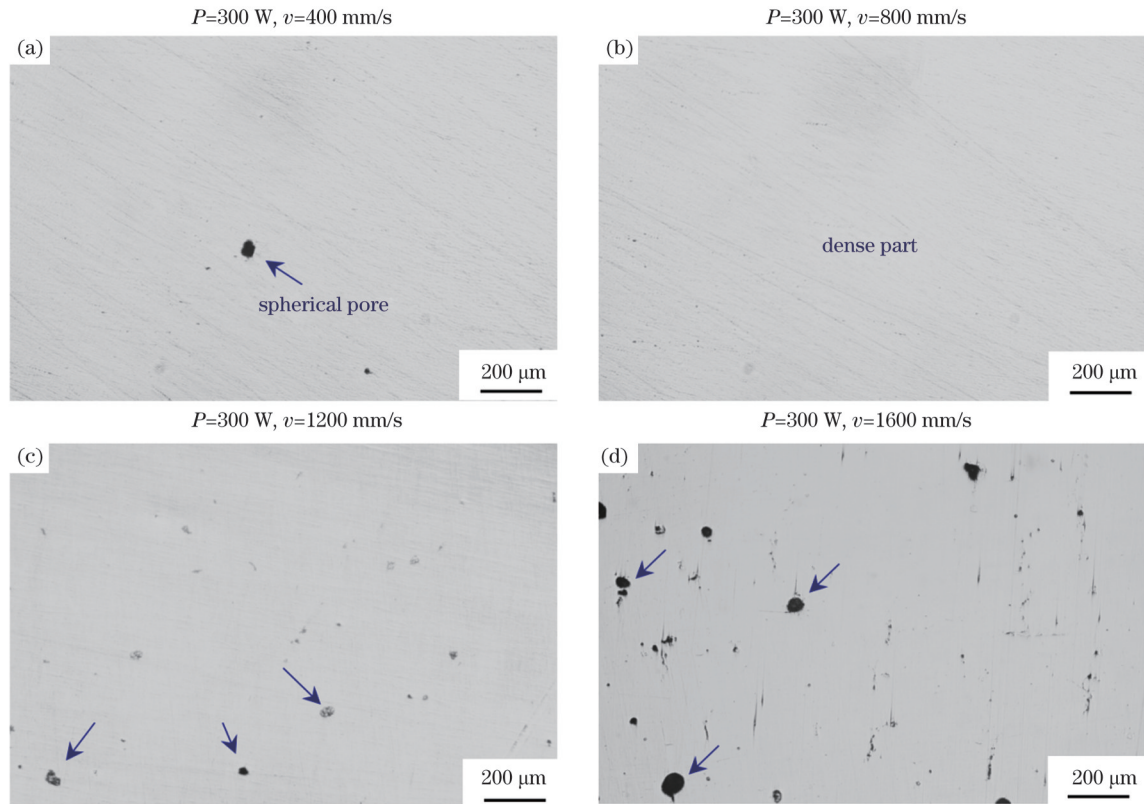


图 4 工艺参数对成形试件冶金缺陷的影响规律

Fig. 4 Influence of process parameters on metallurgical defects of as-built samples

3.2 激光增材制造参数对熔池传热传质行为及纳米析出相的作用

为进一步揭示激光工艺参数对 LPBF 成形 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 试件过程中熔池传热传质行为的影响机制,本团队对不同激光扫描速度下熔池的熔化为开展了数值模拟计算,结果如图 5 所示。由图 5 可见,随着扫描速度从 400 mm/s 增大至 1600 mm/s,熔池内的最高温度由 2600 K 降低至 1735 K。因此,随着激光扫描速度增加,熔池内的能量输入降低。此外,不同激光工艺参数下的热输入发生了改变,因此,熔池尺寸也会随之发生改变。当激光扫描速度较低(为 400 mm/s)时,能量输入较高,熔池宽度和深度分别为 209.5 μm 和 79.2 μm ;随着激光扫描速度增大,熔池尺寸逐渐减小;当扫描速度增大至 1600 mm/s 时,熔池尺寸显著降低,熔池宽度和深度分别为 160.5 μm 和 35.1 μm 。可见,激光工艺参数的变化对 LPBF 成形稀土改性高强铝合金的熔池传热行为具有显著影响,这也是不同参数下试件表面形貌及内部冶金缺陷演变的内在

机制。

为揭示 LPBF 成形 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 试件的微观组织结构及纳米析出相分布,在背散射(BSE)模式下对 800 mm/s 激光扫描速度下成形的试件进行了界面微结构表征,结果如图 6 所示。图 6(a)所示为试件截面的低倍 BSE 图像,其中虚线表示熔池边界,其上方为单个熔池,熔池呈鱼鳞状分布。图 6(b)所示为单个熔池的放大图像,可见:熔池边界为细化的等轴晶,晶粒尺寸在 2 μm 左右;熔池中部为柱状晶,长度在 10 μm 左右。这种独特的熔池晶粒结构与 LPBF 成形 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 的凝固机制有关。由图 5 可知,在熔池凝固过程中,熔池中部温度较高而边界区域温度较低,因此熔池边界区域的 Sc 原子首先与 Al 基体发生反应,形成原位 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 析出相,这些析出相作为基体的形核剂促进了等轴晶的形成。因此,凝固组织中的熔池边界呈现等轴晶特征。随着凝固过程的进行,固液界面推进速度加快,抑制了原位析出相的形成,因此熔池中部形成粗化的柱状晶。熔池中部及边

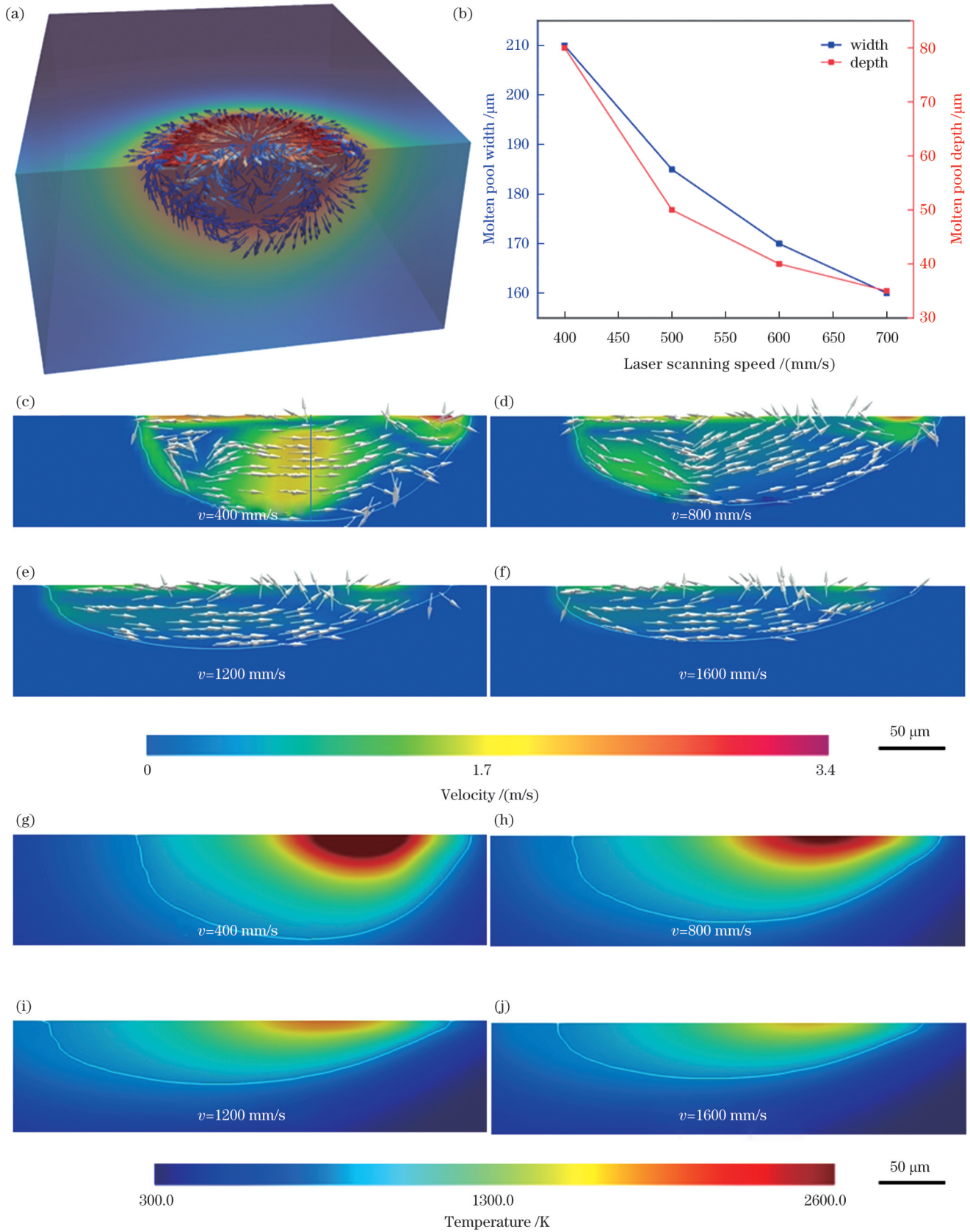


图5 工艺参数对熔池内传热行为的影响规律。(a)熔池内马兰戈尼流示意图;(b)熔池深度及宽度随扫描速度的变化规律;(c)~(f) $P=300\text{ W}$ 时,不同激光扫描速度下的熔池流速云图;(g)~(j) $P=300\text{ W}$ 时,不同激光扫描速度下的熔池温度云图
 Fig. 5 Influence of process parameters on heat transfer behavior in the molten pool. (a) Schematic diagram of Marangoni flow in the molten pool; (b) variations of molten pool depth and width with the scanning speed; (c)~(f) molten pool velocity at different laser scanning speeds when $P=300\text{ W}$; (g)~(j) molten pool temperature at different laser scanning speeds when $P=300\text{ W}$

界的局部放大图像分别如图 6(c)和图 6(d)所示,在放大图像中可观察到白色析出颗粒,这些沉淀析出相是 $Al_3(Sc, Zr)$ 颗粒。这是因为 BSE 以原子序数作为图像衬度进行成像,而 Sc 原子的原子序数显著大于 Al,因此在 BSE 图像中呈现亮色。这些析出物的尺寸在

200 nm 至 1 μm 之间,并且在柱状晶区域以及熔池边界的等轴晶区域均有分布。一方面,这些析出相在凝固过程中作为形核剂首先析出,另一方面,LPBF 成形随后层的本征热处理也会促进这些析出相的形成和粗化。

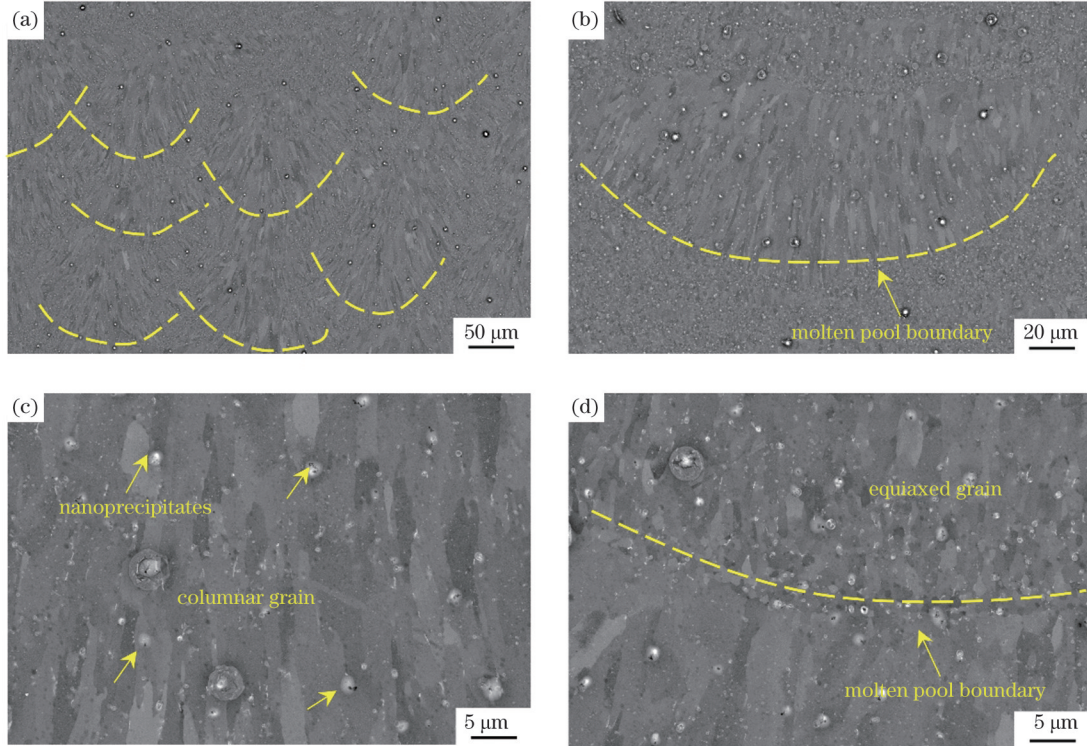


图 6 LPBF 成形稀土改性高强铝合金的典型微观组织。(a) 试件侧面的低倍 BSE 图像;(b) 单个熔池的 BSE 图像;(c) 熔池中部的柱状晶;(d) 熔池边界的等轴晶

Fig. 6 Typical microstructures of LPBF-fabricated rare earth modified high-strength aluminum alloy. (a) Low magnification BSE image of the sample side surface; (b) BSE image of a single molten pool; (c) columnar crystal in the middle of the molten pool; (d) equiaxed grains at the boundary of the molten pool

3.3 激光增材制造参数对构件力学性能的影响

图 7 所示为不同激光加工参数下成形的 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 试件经热处理后的室温拉伸性能。可见,激光工艺参数对成形试件的拉伸性能具有显著影响。当激光扫描速度为 800 mm/s 时,直接成形态试件的抗拉强度为 372.4 MPa,延伸率为 21.2%;热处理后,试件获得了更优的抗拉强度和延伸率,分别为 512.4 MPa 和 13.3%。当激光扫描速度降低至 400 mm/s 时,热处理态试件的抗拉强度和延伸率分别降低至 462.1 MPa 和 10.2%。可见,随着激光扫描速度降低,激光能量输入增大,成形试件内部出现了少量冶金缺陷及飞溅夹杂,导致力学性能降低。当扫描速度增加至 1200 mm/s 或 1600 mm/s 时,热处理态试件的抗拉强度及延伸率显著降低,后者的抗拉强度降低至 350.2 MPa,延伸率降低至 2.7%。高扫描速度下力学性能的降低与能量输入不足有关。由图 3 及图 4 可知扫描速度增加至 1200 mm/s 或 1600 mm/s 时,熔体润湿铺展不充分且黏度增大,导致试件内部孔隙等冶金缺陷显著增多,这些冶金缺陷在力学性能测试过程中

会作为裂纹源促进裂纹萌生,进而导致抗拉强度、延伸率显著降低。

为进一步表征不同激光工艺参数下成形试件断裂机制的差异,研究了不同激光扫描速度下成形的 Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr 试件在室温下拉伸断裂后的断口

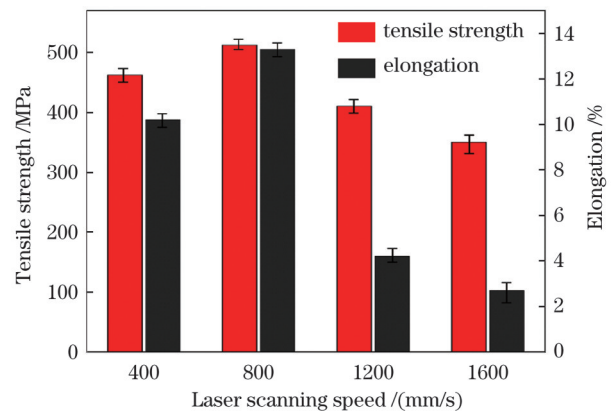


图 7 工艺参数对热处理态试件室温力学性能的影响规律
Fig. 7 Influence of process parameters on mechanical properties of heat-treated samples at room temperature

形貌,如图 8 所示。当激光扫描速度较低(为 400 mm/s 及 800 mm/s)时,断口表面可见尺寸在 $5\ \mu\text{m}$ 以内的细密韧窝,断口上无明显的裂纹及孔隙,表明此时的断裂机制以韧性断裂为主,成形试件的延伸率可达 13.3%。当扫描速度增加至 1200 mm/s 或 1600 mm/s 时,成形

试件拉伸断口粗糙且可见大量圆形孔隙,这些孔隙与成形试件内部的冶金缺陷相对应。试样内部的冶金缺陷在拉伸过程中会促进裂纹萌生,进而使成形试件发生脆性断裂。这与室温拉伸结果一致。在高激光扫描速度下,成形试件的延伸率可降低至 5% 以下。

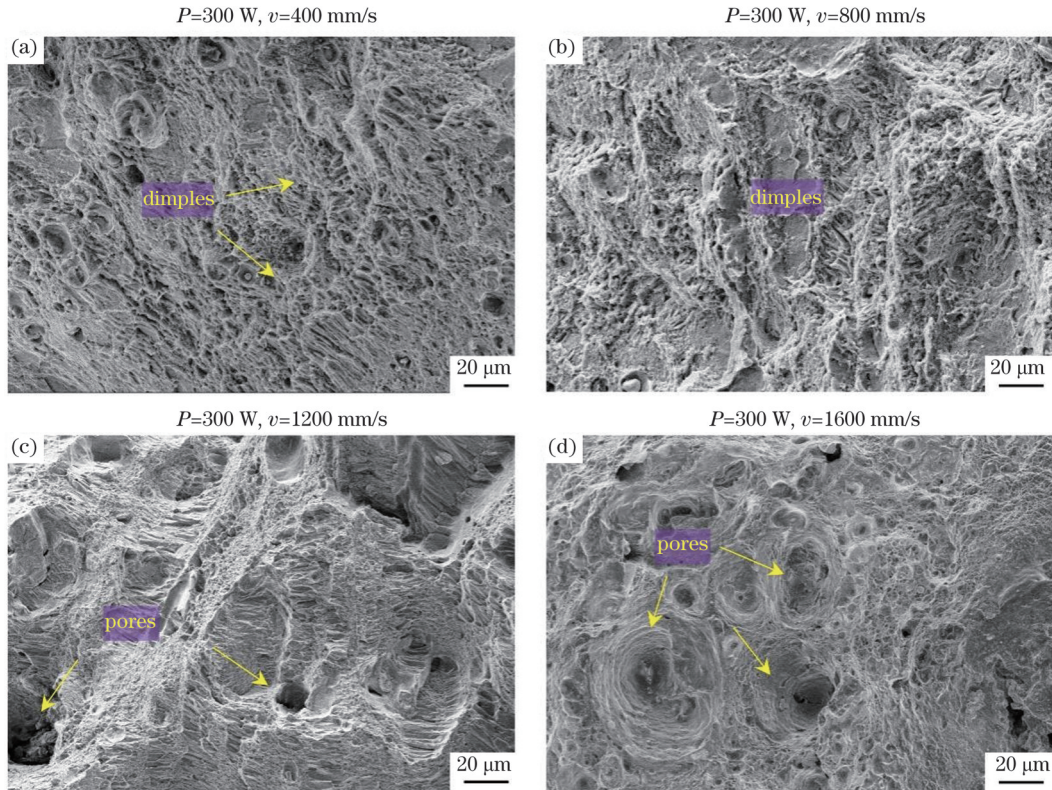


图 8 成形试件的室温拉伸断口形貌

Fig. 8 Tensile fracture morphology of formed samples at room temperature

4 航空领域典型构件的 LPBF 试验

4.1 航空典型件一体化成形验证

激光增材制造过程涉及高速非平衡熔化凝固过程以及多道多层循环热作用,易使构件在冷却过程中产生较大的收缩内应力,导致构件出现整体变形、拐角处开裂等一系列问题。另外,在成形复杂零构件过程中会涉及悬垂面的成形,因此成形面底部易出现粘粉、挂渣等缺陷,而成形面也面临粗糙度增大等问题,降低了复杂构件的成形质量。基于上述工艺优化研究,本团队选取优化工艺参数(激光功率为 300 W,激光扫描速度为 800 mm/s)对航空航天领域的两类典型构件开展了成形试验。

第一类零件是复杂中空式薄壁构件,其尺寸为 $491\ \text{mm} \times 218\ \text{mm} \times 206\ \text{mm}$;第二类零件是复杂整体式框类构件,其尺寸为 $570\ \text{mm} \times 80\ \text{mm} \times 269\ \text{mm}$ 。这两类零件在激光增材制造成形过程中应注意两个问题,一是中空式薄壁结构在激光循环作用下易引发冷却收缩变形问题,二是悬垂面易导致表面粗糙、底部粘粉问题。为避免 LPBF 成形过程中出现上述问题,在

成形过程中,将零件环形中空端垂直于基板摆放并使其与基板直接接触,加速中空薄壁端在加工过程中的热量传导,从而避免加工过程中由热积累导致的变形。同时,在成形过程中采用分段扫描,以降低激光矢量长度,进而降低内应力的积累。图 9(a)~(b)是 LPBF 成形的两类复杂高强铝合金构件,成形构件表面光滑,试件未发生明显的变形及开裂。图 9(c)所示为随炉打印拉伸试件的应力-应变曲线,该试件的抗拉强度可达 512.3 MPa,延伸率可达 15.2%。这表明所成形复杂构件具有较优的力学性能。

4.2 典型件表面粗糙度与尺寸精度

对优化工艺参数下成形试件的表面粗糙度及尺寸精度进行测量,结果如表 2 所示。复杂整体式框类构件端面及通道口的表面粗糙度分别为 $R_{a1}=6.4\ \mu\text{m}$ 和 $R_{a2}=7.3\ \mu\text{m}$,长度、宽度及高度三个方向上的尺寸为 $345.3\ \text{mm}/345.6\ \text{mm}$ (前者为实际尺寸,后者为设计尺寸)、 $153.7\ \text{mm}/153.6\ \text{mm}$ 及 $445.6\ \text{mm}/446.4\ \text{mm}$,误差率均在 0.1% 以下,尺寸精度可控制在 0.1 mm/100 mm。针对复杂中空式薄壁构件,其端面及横梁处的表面粗糙度分别为 $R_{a1}=6.4\ \mu\text{m}$ 及 $R_{a2}=6.3\ \mu\text{m}$,长度、宽度及

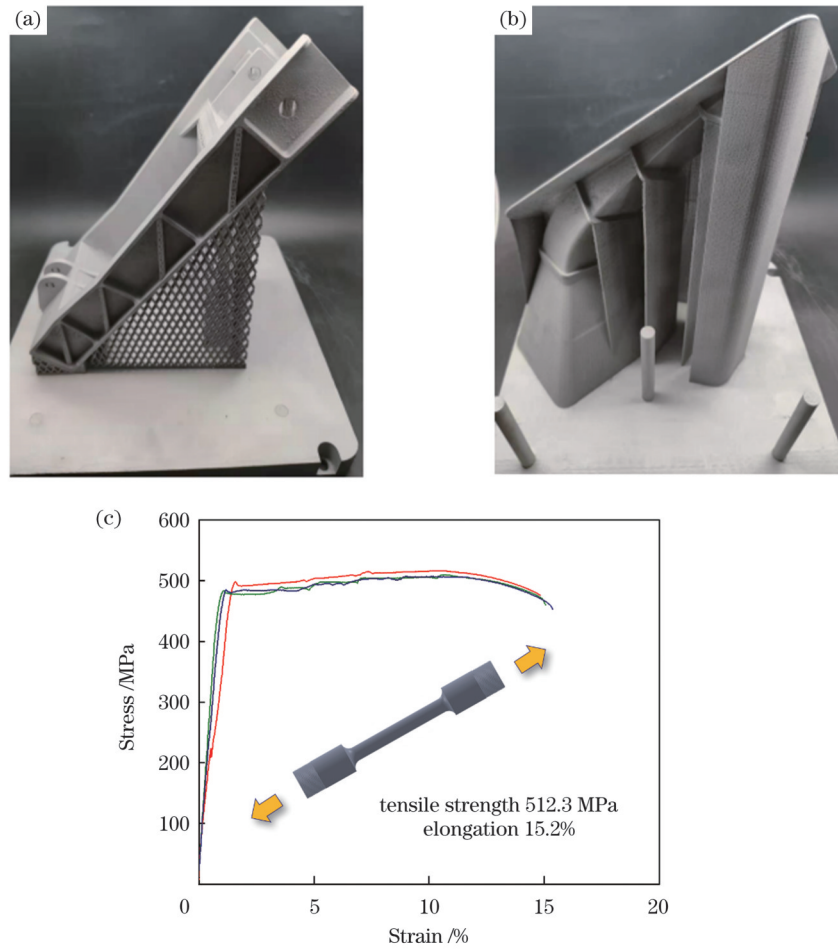


图9 LPBF成形的典型高强铝合金复杂构件。(a)复杂整体式框类构件;(b)复杂中空式薄壁构件;(c)随炉成形拉伸试件的应力-应变曲线

Fig.9 LPBF-fabricated typical high-strength aluminum alloy complex components. (a) Complex monolithic frame type component; (b) complex hollow thin-walled component; (c) stress-strain curves of furnace formed tensile specimens

表2 典型构件在不同方向上的成形精度指标

Table 2 Forming accuracy indicators of typical components in different directions

Component	Length /mm	Error rate in length /%	Width /mm	Error rate in length /%	Height /mm	Error rate in height /%
Complex hollow thin-walled component	345.3/345.6	0.08	153.7/153.6	0.06	445.6/446.4	0.04
Complex monolithic frame component	269.1/269.3	0.07	80.0/80.0	0	569.7/570.0	0.05

高度三个方向上的尺寸分别为 269.1 mm/269.3 mm、80.0 mm/80.0 mm 及 569.7 mm/570.0 mm, 误差率均小于 0.1%, 尺寸精度可控制在 0.1 mm/100 mm。综上所述, 基于优化激光工艺参数成形的试件表面具有较低的粗糙度, 且尺寸精度可控制在 0.1 mm/100 mm。

5 结 论

本团队针对激光增材制造成形轻质高强铝合金所面临的瓶颈难题开展研究, 揭示了激光工艺参数对 LPBF 成形稀土改性铝合金成形质量、微观结构及拉伸性能的影响机制, 并基于优化工艺参数对两类航空航天领域常用典型构件开展了成形试验, 得到如下主

要结论:

1) 激光工艺参数对成形试件表面质量及冶金缺陷形成具有显著影响。当激光功率为 300 W、扫描速度为 800 mm/s 时, 成形试件的粗糙度最低, 致密度为 99.5%。当扫描速度过低时, 热输入过量, 导致飞溅增多、孔隙萌生; 当扫描速度过大时, 能量输入不足, 导致液相铺展能力降低, 孔隙数量显著增加。

2) LPBF 成形稀土改性高强铝合金的微观结构呈等轴晶、柱状晶相间分布的特征, 并会在基体内形成纳米析出相 $Al_3(Sc, Zr)$ 。对于在优化的加工参数下成形的试件, 其经热处理后的室温抗拉强度可达到 512.4 MPa, 延伸率为 13.3%。

3) 以稀土改性高强铝合金粉末为原材料,采用优化激光工艺开展了复杂中空式薄壁构件及复杂整体式框类构件的 LPBF 一体化成形试验,成形试件表面光滑,无明显变形及开裂行为,表面粗糙度 $R_a \leq 7.3 \mu\text{m}$,尺寸精度可达 $0.1 \text{ mm}/100 \text{ mm}$ 。

参 考 文 献

- [1] 王宏芳, 田象军, 程序, 等. 热变形条件对激光增材制造 TC18 钛合金组织及变形行为的影响[J]. 中国激光, 2018, 45(3): 0302008. Wang H F, Tian X J, Cheng X, et al. Effects of thermal deformation conditions on microstructures and deformation behaviors of laser additive manufactured TC18 titanium alloys[J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(3): 0302008.
- [2] 王志会, 王华明, 刘栋. 激光增材制造 AF1410 超高强度钢组织与力学性能研究[J]. 中国激光, 2016, 43(4): 0403001. Wang Z H, Wang H M, Liu D. Microstructure and mechanical properties of AF1410 ultra-high strength steel using laser additive manufacture technique[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(4): 0403001.
- [3] 李虎, 赵伟江, 李瑞迪, 等. 增材制造马氏体时效钢的研究进展[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402102. Li H, Zhao W J, Li R D, et al. Progress on additive manufacturing of maraging steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402102.
- [4] 尹清远, 韦辉亮, 张昌春, 等. 基于固有应变法的激光增材制造特征结构应力与变形高效预测[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402207. Yin Q Y, Wei H L, Zhang C C, et al. Effect prediction of stress and deformation for laser additive manufacturing of characteristic structure based on inherent strain method[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402207.
- [5] Gu D D, Shi X Y, Poprawe R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. Science, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [6] Rao J H, Zhang Y, Zhang K, et al. Multiple precipitation pathways in an Al-7Si-0.6Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. Scripta Materialia, 2019, 160: 66-69.
- [7] Suryawanshi J, Prashanth K G, Scudino S, et al. Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting[J]. Acta Materialia, 2016, 115: 285-294.
- [8] Anwar A B, Pham Q C. Selective laser melting of AlSi10Mg: effects of scan direction, part placement and inert gas flow velocity on tensile strength[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 240: 388-396.
- [9] Zhang H, Zhu H H, Qi T, et al. Selective laser melting of high strength Al-Cu-Mg alloys: processing, microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 656: 47-54.
- [10] Reschetnik W, Brüggemann J P, Aydinöz M E, et al. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminium alloy[J]. Procedia Structural Integrity, 2016, 2: 3040-3048.
- [11] Uddin S Z, Murr L E, Terrazas C A, et al. Processing and characterization of crack-free aluminum 6061 using high-temperature heating in laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2018, 22: 405-415.
- [12] Wang M B, Li R D, Yuan T C, et al. Microstructures and mechanical property of AlMgScZrMn: a comparison between selective laser melting, spark plasma sintering and cast[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 756: 354-364.
- [13] Spierings A B, Dawson K, Kern K, et al. SLM-processed Sc- and Zr- modified Al-Mg alloy: mechanical properties and microstructural effects of heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 701: 264-273.
- [14] Schimböck D, Mair P, Bärtil M, et al. Alloy design strategy for microstructural-tailored scandium-modified aluminium alloys for additive manufacturing[J]. Scripta Materialia, 2022, 207: 114277.
- [15] Bi J, Liu L, Wang C Y, et al. Microstructure, tensile properties and heat-resistant properties of selective laser melted AlMgScZr alloy under long-term aging treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 833: 142527.
- [16] Schmidtke K, Palm F, Hawkins A, et al. Process and mechanical properties: applicability of a scandium modified Al-alloy for laser additive manufacturing[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 369-374.
- [17] Spierings A B, Dawson K, Heeling T, et al. Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al-Mg alloys processed by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2017, 115: 52-63.
- [18] Yang K, Shi Y J, Palm F, et al. Columnar to equiaxed transition in Al-Mg (-Sc)-Zr alloys produced by selective laser melting[J]. Scripta Materialia, 2018, 145: 113-117.
- [19] Li R D, Wang M B, Yuan T C, et al. 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] Guan K, Wang Z M, Gao M, et al. Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel[J]. Materials & Design, 2013, 50: 581-586.
- [21] Nadammal N, Mishurova T, Fritsch T, et al. Critical role of scan strategies on the development of microstructure, texture, and residual stresses during laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2021, 38: 101792.
- [22] Dai D H, Gu D D. Influence of thermodynamics within molten pool on migration and distribution state of reinforcement during selective laser melting of AlN/AlSi10Mg composites[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2016, 100: 14-24.
- [23] Dai D H, Gu D D. Tailoring surface quality through mass and momentum transfer modeling using a volume of fluid method in selective laser melting of TiC/AlSi10Mg powder[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2015, 88: 95-107.
- [24] 齐士杰, 熊林, 陈明远, 等. 激光粉末床熔融 TC4 钛合金熔道形貌及气孔形成机理研究[J]. 中国激光, 2023, 50(12): 1202304. Qi S J, Xiong L, Chen M Y, et al. TC4 titanium alloy track morphology and pore formation mechanism in laser powder bed fusion process[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(12): 1202304.
- [25] 殷杰, 郝亮, 杨亮亮, 等. 激光选区熔化增材制造中金属蒸气与飞溅相互作用研究[J]. 中国激光, 2022, 49(14): 1402202. Yin J, Hao L, Yang L L, et al. Investigation of interaction between vapor plume and spatter during selective laser melting additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 1402202.
- [26] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components: process, structure and properties[J]. Progress in Materials Science, 2018, 92: 112-224.

Performance and Structure Control of Rare-Earth-Element Modified High-Strength Aluminum Alloy Processed by Laser Powder Bed Fusion

Qi Shiwen^{1,2}, Gu Dongdong^{1,2*}, Zhang Han^{1,2}, Dai Donghua^{1,2}

¹College of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, Nanjing 210016, Jiangsu, China;

²Jiangsu Provincial Engineering Research Center for Laser Additive Manufacturing of High-Performance Components, Nanjing 210016, Jiangsu, China

Abstract

Objective The integrated laser powder bed fusion (LPBF) forming of complex components of lightweight and high-strength aluminum alloys provides a new impetus for the development of lightweighting in the aerospace field. However, the control of the forming quality and performance of LPBF-fabricated high-strength aluminum alloys components and their applications still face bottleneck problems. On the one hand, the strengthening mechanism of Al-Si alloys is relatively simple, and the tensile strength of LPBF-fabricated Al-Si alloys is usually lower than 400 MPa, which hardly meets the high-performance requirements in the aerospace field. On the other hand, Al-Cu 2xxx alloys and Al-Zn 7xxx alloys, which are often used in conventional processing, can be heat-treated to achieve a large number of diffusely distributed nano-precipitated phases, providing an effective diffusion strengthening effect and realizing excellent mechanical properties in excess of 500 MPa. However, LPBF is a non-equilibrium melting process with cooling rates of up to 10^5 – 10^7 K/s owing to the transient interaction of the high-energy laser beam with the metal powder. Due to the wide solidification interval of 2xxx and 7xxx aluminum alloys, the solid-liquid coexistence time is long, and it is difficult to fill the liquid phase in time during the laser fast melting and solidification process. This easily results in solidification cracks along the grain boundaries, which greatly limits the application and development of LPBF forming with high-strength aluminum alloys. In this work, we achieved a densification of 99.5%, a tensile strength of 512.4 MPa, and an elongation of 13.3% for the specimens by optimizing the laser process parameters for LPBF forming of Al-Mg alloys modified with rare-earth elements, namely, Sc and traces of Zr. The research results can provide a reference for the integrated LPBF molding of aerospace lightweight components.

Methods Atomized prepared Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr alloy powder was used for LPBF process. First, the samples were manufactured using scanning speeds of 400, 800, 1200, and 1600 mm/s, maintaining other parameters consistent. Then, the densification behavior, metallurgical defects, and microstructure of the samples were analyzed using optical microscopy and scanning electron microscopy, respectively. The grain structure and nano-precipitated phases inside the specimens were characterized using backscattered scanning electron (BSE) microscopy. Subsequently, the samples were aging treated at a temperature of 325 °C for 4 h, and tensile tests were performed. Meanwhile, FLUENT was used to carry out the simulation of heat transfer behavior in the molten pool of the LPBF-formed rare-earth-modified high-strength aluminum alloy. Finally, laser additive manufacturing forming tests of typical components in the aerospace field were conducted.

Results and Discussions After process optimization, the specimens show excellent forming quality and mechanical properties, with an optimal densification of 99.5%, tensile strength of 512.4 MPa, and elongation of 13.3%. The surface smoothness and relative density of the samples increase and then decrease with increasing scanning speed, and the samples fabricated using a scanning speed of 800 mm/s exhibit satisfactory forming quality (Figs. 3–4). BSE images of the microstructure of LPBF-fabricated high strength aluminum alloy samples show that the solidification organization presents equiaxial crystal features at the melt pool boundary, whereas coarsened columnar crystals are formed in the middle of the molten pool (Fig. 6). White precipitated particles with sizes ranging from 200 nm to 1 μ m can be observed, and these precipitated phases are $Al_3(Sc, Zr)$ particles. The optimal tensile strength and elongation of the specimen, 512.4 MPa and 13.3%, respectively, are obtained using a laser scanning speed of 800 mm/s (Fig. 7). Metallurgical defects (e. g., porosity) due to improper laser energy input are the main cause of degraded mechanical properties. Finally, two types of aerospace typical parts fabricated using the optimized process parameters of laser power of 300 W and laser scanning speed of 800 mm/s exhibit low surface roughness, of no more than 7.3 μ m, and high dimensional accuracy, of less than 0.1 mm/100 mm (Table 2).

Conclusions In this work, the laser processing parameters for LPBF of rare-earth modified high-strength aluminum alloys Al-4.2Mg-0.4Sc-0.2Zr are optimized. Combining experiments and numerical simulations, the influence mechanism of laser scanning speed on the surface quality, internal metallurgical defects, heat and mass transfer behavior of the molten pool, and distribution of nano-precipitation in the formed specimens is revealed. When the optimized laser power is 300 W and the laser scanning speed is 800 mm/s, coupled with a 325 °C/4 h aging heat treatment, the formed specimens show an optimal densification of 99.5%, tensile strength of 512.4 MPa, and elongation of 13.3%. Two types of typical complex components in the aerospace field were manufactured using the optimized processing parameters, and the maximum external size of the formed specimens reached 570 mm, with surface roughness $R_a \leq 7.3 \mu$ m, and dimensional accuracy of less than 0.1 mm/100 mm.

Key words laser technique; additive manufacturing; laser powder bed fusion; high-strength aluminum alloys; process optimization; mechanical properties