

激光与光电子学进展

高强度 Al-Mg-Sc-Zr 合金的激光熔化沉积工艺研究

邹健^{1,2}, 刘红军¹, 赵宇辉^{2,3*}, 赵吉宾^{2,3}, 贺晨^{2,3}, 王志国^{2,3}¹沈阳航空航天大学机电工程学院, 辽宁 沈阳 110135;²中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016;³中国科学院机器人与智能制造创新研究院, 辽宁 沈阳 110169

摘要 基于激光熔化沉积技术制备了高强度 Al-Mg-Sc-Zr 合金试样, 采用金相显微镜、扫描电子显微镜、显微硬度和室温拉伸等试验方法, 研究了能量密度和送粉速率对沉积试样的致密度、微观组织演变和力学性能的影响规律。结果表明: 在送粉速率一定的条件下, 随着能量密度的提高, 沉积试样的致密化行为逐渐增强, 致密度呈现逐渐升高的趋势。随着送粉速率的提高, 趋势愈发显著。在送粉速率为 5.5 g/min、能量密度为 50~150 J/mm² 的条件下, 试样致密度从 97.88% 提高至 99.47%。在优化的工艺条件下, 即能量密度为 100 J/mm²、送粉速率为 2.5 g/min 时, 获得了最优综合力学性能的沉积态试样, 其致密度、屈服强度、抗拉强度、延伸率以及显微硬度分别为 99.51%、268 MPa、450 MPa、18.4% 和 120.18 HV_{0.2}。

关键词 激光技术; 铝镁钪锆合金; 激光熔化沉积; 工艺参数; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG146

文献标志码 A

DOI: 10.3788/LOP220625

Study on Process Parameters for Preparing a High-Strength Al-Mg-Sc-Zr Alloy by Laser Melting Deposition

Zou Jian^{1,2}, Liu Hongjun¹, Zhao Yuhui^{2,3*}, Zhao Jibin^{2,3}, He Chen^{2,3}, Wang Zhiguo^{2,3}

¹College of Mechanical and Electrical Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110135, Liaoning, China;

²Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China;

³Institutes for Robotics and Intelligent Manufacturing, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110169, Liaoning, China

Abstract This study investigated the preparation of high-strength Al-Mg-Sc-Zr alloy samples by laser melting deposition technology. The effects of energy density and powder feeding rate modifications on the density, microstructural evolution, and mechanical properties of the deposited samples were investigated using metallographic, scanning electron microscopes, microhardness, and tensile properties at room temperature. Results showed that under a constant powder feeding rate, the deposited samples' densification behavior and density gradually increased with an increase in energy density. This trend became more significant with an increase in the powder feeding rate. Hence, when the powder feeding rate was set to 5.5 g/min, the density of 50–150 J/mm² samples specifically increased from 97.88% to 99.47%. Nevertheless, the sample with the best comprehensive mechanical properties was deposited under optimized technological conditions, namely an energy density of 100 J/mm² and a powder feeding rate of 2.5 g/min. Its density, yield strength, tensile strength, elongation, and microhardness were 99.51%, 268 MPa, 450 MPa, 18.4%, and 120.18 HV_{0.2}, respectively.

Key words laser technique; Al-Mg-Sc-Zr alloy; laser melting deposition; process parameters; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2022-01-25; 修回日期: 2022-02-16; 录用日期: 2022-03-09; 网络首发日期: 2022-03-19

基金项目: 国家自然科学基金(52105415)、国防科技重点实验室基金(JCKY61420052017)

通信作者: *yhzha@sia.cn

1 引言

高强度 Al-Mg 系合金具有密度小、强度高、热裂纹敏感性低、良好的耐腐蚀性和抗蠕变性等诸多优点,广泛应用于航空航天、交通运输及化学工程等领域^[1-2]。通过 Sc/Zr 元素改性非热处理强化型 Al-Mg 系合金被认为是开发新一代高性能铝合金的重要措施^[3-5],其中 Sc/Zr 元素的加入具有两个显著的效果:1) 凝固过程中形成的初生 Al₃(Sc, Zr) 颗粒可作为 α -Al 晶粒的异质形核质点,提高形核率,增加等轴晶区的面积分数;2) 后处理人工时效过程中析出的二次 Al₃(Sc, Zr) 相可以阻碍位错运动,改善增材制造试样的综合力学性能^[6-7]。

金属材料的传统制造方法,如铸造、锻造、轧制和挤压,对于需要多个制造步骤、具有复杂几何形状的大型部件,存在加工时间长、能耗高、废品率高等问题^[8-10]。而作为一种近净形加工技术,激光熔化沉积(LMD)技术因具有高设计自由度、高附加值零件修复能力、高可靠性及高生产效率等优点,被认为是 21 世纪增材制造(AM)业最有发展前景和最可行的技术之一^[11-13]。尽管 LMD 技术已经发展多年,但气孔缺陷^[14]和组织性能各向异性^[4,15]仍然是限制 AM 工件在关键航空结构零件中可靠应用的关键难点。目前,只有少数具有良好铸造性能的 Al-Si 系合金可以通过选择性激光熔化(SLM)方法实现规模化生产^[16]。关键航空装备对高性能铝合金结构件需求的不断增加,推动了锻造型 2000^[17-18]、5000^[19-20]、6000^[21-22]和 7000^[23-24]系列铝合金增材制造工艺与技术的广泛研究。

AM 工件的初始组织形态一直是人们关注的焦点,因为 LMD 过程中形成的大部分凝固缺陷和组织结构无法通过后处理完全消除,这严重影响了最终产品的综合力学性能。为了解决这个问题, Yang 等^[15]研究了平台温度对微观组织结构的影响,通过热输入和温度梯度的综合调控,获得了几乎完全等轴的晶粒结构。Gu 等^[25]和 Xie 等^[26]的研究指出,引入层间轧制可以显著提高增材工件的致密度,同时可以细化晶粒,最终获得了更大的强度增量。到目前为止,具有较宽凝固区间铝合金的增材制造一直是一个难题, Opprecht 等^[27]提出了一种在激光束熔炼过程中添加钪稳定氧化锆颗粒,产生的晶粒细化效应抑制了粗大柱状晶粒的形成,也抑制了 6061 铝合金热裂纹的形成。Agrawal 等^[28]改进了 Al-1.5Cu(质量分数,%)合金的成分,发现添加 Sc/Zr 元素也可以使这种新型合金显示出强度和延展性的良好结合。

综上所述,AM 工件的微观组织结构,包括晶粒尺寸和枝晶形态,主要取决于加工过程的工艺窗口^[2,18,25,29]、外部物理场^[30-33]、热历史^[5,15,34]、化学成分优化^[35-38]以及热输入^[39-41]。也就是说,如果能够精确控制 LMD 期间熔池的循环热历史状态,将会获得所需的微

观结构和可接受的机械性能。本文系统研究了沉积层间的能量密度和送粉速率对 LMD Al-5.87Mg-1.01Sc-0.37Zr-0.54Mn 合金致密化行为和组织性能的影响规律。首先,为了获得具有高致密度的 AM 样品,重点研究了层间能量密度对孔隙率、强度和显微硬度的影响规律。其次,确定了与层间能量密度相匹配的最佳送粉速率,通过热输入的控制和送粉速率的合理匹配,获得低孔隙率、高性能的铝合金增材试样。以期采用 LMD 技术制备大尺寸、高性能铝合金工件,实现 LMD 技术的工程化应用,提供一定的工艺参考与数据支撑。

2 试验

2.1 试验材料与方法

本次激光熔化沉积成形试验采用的粉末材料,是由北京有色金属研究总院生产的 Al-Mg-Sc-Zr 合金气雾化球形铝合金粉末,粒径范围为 75~150 μm ,粉末的霍尔流动性数值为 87 s/50 g,金属粉末和沉积态试样的化学成分如表 1 所示,由表可知 Mg 元素的烧损率约为 21%。试验前采用真空干燥箱对粉末进行烘干处理,烘干温度为 120 $^{\circ}\text{C}$,保温时间为 4 h。基板采用尺寸为 $\Phi 110 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ 的铸态 Al-Mg-Sc-Zr 合金圆棒,试验前使用丙酮擦除表面油污后用乙醇冲洗,用砂纸打磨去除表面氧化层,为了降低铝合金基板对激光的反射率,采用水基石墨对基板表面进行涂黑处理。

表 1 Al-Mg-Sc-Zr 合金粉末和基板的化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-Mg-Sc-Zr alloy powder and substrate

Material	Mass fraction / %								
	Mg	Sc	Zr	Mn	Zn	Cu	Fe	Si	Al
Powder	5.87	1.01	0.37	0.54	0.3	0.01	0.1	0.0360	Bal.
Substrate	4.64	0.76	0.27	0.54	0.2	0.01	0.1	0.0028	Bal.

如图 1 所示,基于中国科学院沈阳自动化研究所的第四代激光增材制造系统,开展相关激光熔化沉积试验,试验平台包括:YLS-10000-KC 激光器(波长为 1064 nm)、KUKA 机器人、双桶式载气送粉器、同轴送粉喷嘴、柔性 Ar 气氛保护舱体、水冷工作台、氧含量分析仪、温度检测仪等。

2.2 样品制备

本文的研究工作共制备了 12 个沉积试样,能量密度设定为 50、75、100、150 J/mm^2 ,送粉速率设定为 2.5、4.5、5.5 g/min 。采用双向往复扫描策略,搭接率为 50%、层厚约为 0.5 mm、光斑直径为 4 mm、保护气流量为 0.03 L/min ,氧含量控制在 5×10^{-5} 以下。在进行激光熔化沉积时,入射激光的能量密度是影响加工效果及最终沉积质量的决定性因素之一,激光熔化沉积的线能量密度公式表示为

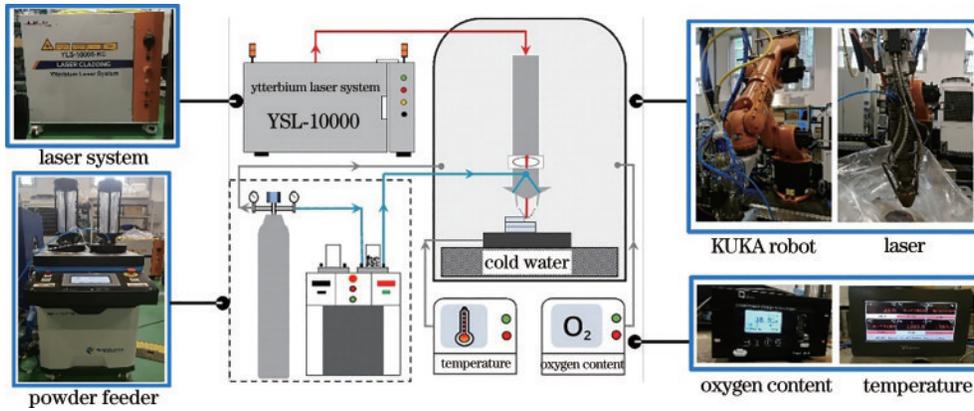


图 1 激光熔化沉积增材制造系统

Fig. 1 Laser melting deposition additive manufacturing system

$$E = \frac{P}{V \cdot D}, \quad (1)$$

式中： P 为激光功率； D 为光斑直径； V 为扫描速率。

本研究所需制备的 12 个沉积体工艺参数如表 2 所示。

激光熔化沉积制备的工件如图 2(a)所示,试验后对沉积态工件进行线切割取样,金相试样尺寸为 $10 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$,经镶嵌、打磨、抛光后通过光学显微镜(Zeiss Axio Observe A1)观察样品截面处微观组织及缺陷情况,使用 Image Pro Plus 专业软件对试样致密度进行统计测量。图像捕捉区域避开了截面边界位置,避免不规则边界图像采集过程中可能存在

的识别错误问题,确保数据准确性。然后分析不同工艺条件下沉积试样致密度的变化规律;使用 FM-310 显微硬度仪测试试样的硬度,分别取试样垂直方向和水平方向进行测试。载荷为 200 g,加载时间为 15 s,分别测试 5 个点,分析不同工艺条件下硬度的变化规律。使用 Keller 试剂(HF 2 mL、 HNO_3 5 mL、HCl 3 mL、 H_2O 190 mL)腐蚀样品 30 s后,使用光学显微镜及扫描电镜观察微观组织,并分析微观组织的演变情况。拉伸试样的取样位置如图 2(b)所示,尺寸如图 2(c)所示,采用 INSTRON 5982 型万能试验机进行拉伸测试,拉伸速率为 1 mm/min。

表 2 不同条件下沉积样件的工艺参数

Table 2 Process parameters of deposited samples under different conditions

Parameter	Number												
	1#	2#	3#	4#	5#	6#	7#	8#	9#	10#	11#	12#	
Powder feeding rate / ($\text{g} \cdot \text{min}^{-1}$)		2.5	2.5	2.5	2.5	4.5	4.5	4.5	4.5	5.5	5.5	5.5	5.5
Energy density / ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-2}$)		150	100	75	50	150	100	75	50	150	100	75	50
Laser power / kW		3	3	3	2	3	3	3	2	3	3	3	2
Scan rate / ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)		5	7.5	10	10	5	7.5	10	10	5	7.5	10	10

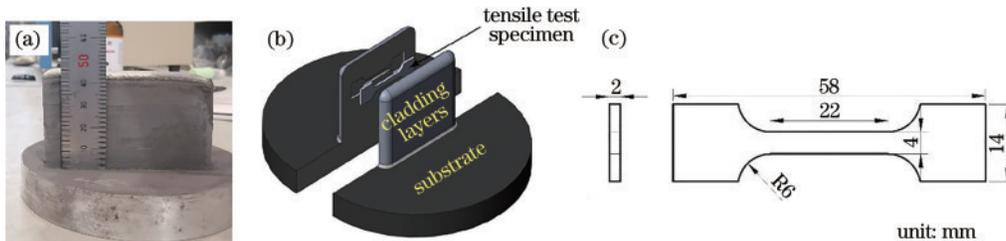


图 2 沉积试样及拉伸试样取样位置和尺寸。(a)沉积样品;(b)拉伸试样的取样位置;(c)拉伸试件尺寸

Fig. 2 Sampling position and size of deposited sample and tensile sample. (a) Deposited samples; (b) sampling position of tensile specimen; (c) tensile specimen size

3 分析与讨论

3.1 工艺参数对 Al-Mg-Sc-Zr 合金致密度的影响

如图 3 所示,通过 Image Pro Plus 软件,对不同工

艺参数条件下试样的致密度进行统计。可以看出,工件中存在的孔隙类缺陷主要分为两种:第一种,在沉积过程中,由于能量密度较大,金属快速蒸发从而产生较强的反冲压力,将附近的熔池液体向下推,形成一个深

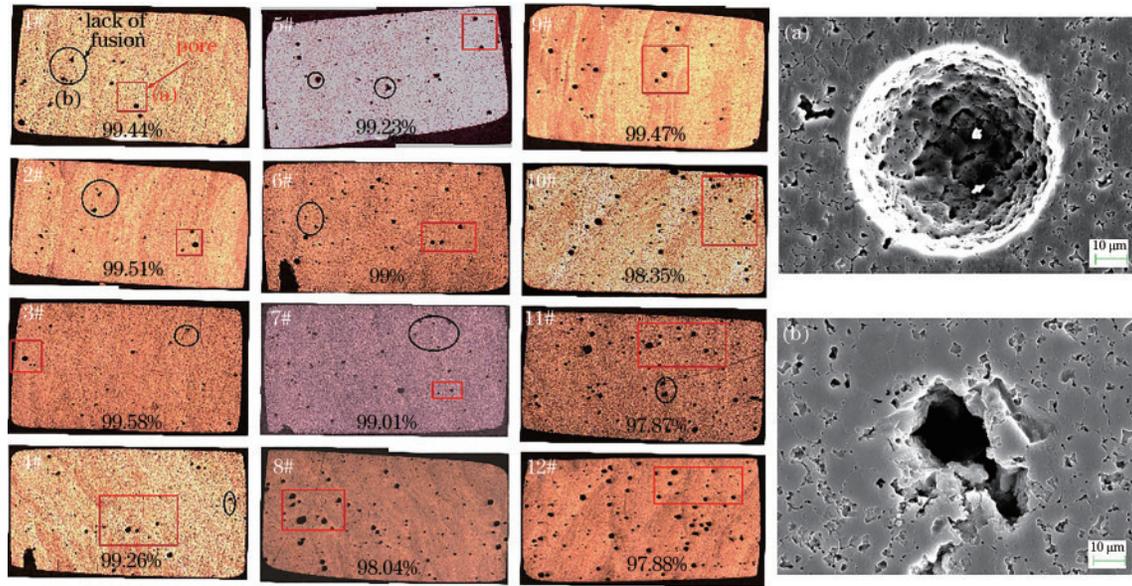


图 3 不同工艺条件沉积件金相组织及缺陷形貌。(a)孔隙缺陷;(b)融合缺陷

Fig. 3 Microstructure and defect images of deposited samples with different conditions. (a) Pore defect; (b) lack of fusion defect

而窄的孔洞;如果这个孔洞在金属凝固之前未发生坍塌消除则被封闭在工件内部。同时也存在沉积过程中熔池内保护气的卷入,部分保护气未能在熔池凝固前溢出,从而保留在工件内部,产生气孔缺陷,气孔缺陷内表面较为光滑,如图 3(a)所示。第二种,在沉积过程中,由于能量密度较低或铝合金粉末流动性差造成团聚,工件内部出现未熔合粉末,在工件凝固后由于收缩率的不一致,未熔合粉末与基体之间产生了空隙,出现熔合不良缺陷,这种缺陷的特点是轮廓线不规则,如图 3(b)所示。

致密度的统计结果如图 4 所示,对于不同送粉速率制备的沉积试样,随着能量密度由 50 J/mm²提高到 150 J/mm²,送粉速率为 4.5 g/min 和 5.5 g/min 工艺的工件致密度都有明显提高的趋势。主要原因在于当能量密度较低时,无法将粉末完全熔化,较低的成形温

度使熔池内液体的黏度较高,不利于熔池内液体的流动与扩展。因此,球化效应导致部分未熔合粉末在工件内部形成孔洞缺陷,降低了工件的致密度。随着能量密度的提高,粉末得以充分熔化,熔池内液体的流动性较好,液体容易填充其中的孔隙,从而提高了工件致密度。

相同能量密度条件下,送粉速率的提升使得试样致密度有明显的降低,从图 3 可以看出,送粉速率的提升致使工件内部大量粉末无法充分熔化,出现了更多的熔合不良缺陷,在能量密度低于 100 J/mm²时格外明显。试样致密度统计结果表明:送粉速率 2.5 g/min 与能量密度 75~100 J/mm²匹配最佳。

对沉积试样进行合金主要元素的成分检测,质量分数结果如图 5 所示,与初始粉末相比,各参数下 Mg、Sc 元素均有不同程度的烧损。当能量密度为 150 J/mm²时

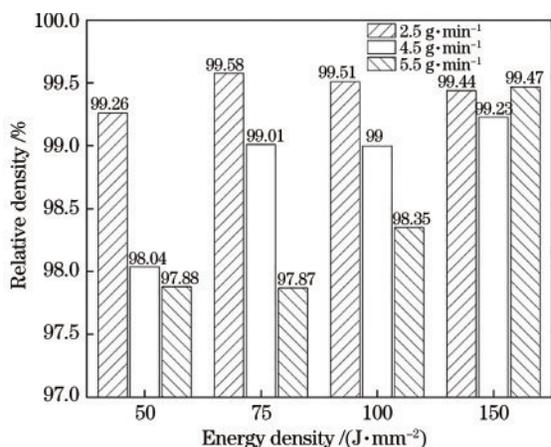


图 4 工艺参数对 Al-Mg-Sc-Zr 合金致密度的影响
Fig. 4 Effect of process parameters on the density of Al-Mg-Sc-Zr alloy

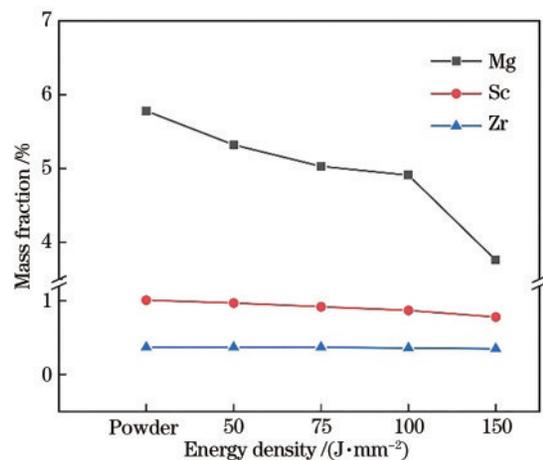


图 5 不同工艺下合金主要元素质量分数统计
Fig. 5 Mass fraction statistics of main element of alloy under different processes

元素烧损最为严重, Mg 烧损率为 36.6%, 是 100 J/mm² 的 2.4 倍, Sc 烧损率为 22.8%, 是 100 J/mm² 的 1.6 倍。数据表明, Mg、Sc 元素在增材过程中确实存在着烧损情况, 且烧损率随着能量密度的提高而提高。

当送粉速率为 2.5 g/min 时, 不同能量密度沉积态试样的扫描电镜 (SEM) 形貌如图 6 所示。通过 Image Pro Plus 软件统计图 6(a)~(d) 中的平均晶粒直径, 如

表 3 所示。对比分析可以看出, 随着能量密度的提高, 凝固组织中晶界处的块状结晶相尺寸明显增大。这是因为能量密度的提高增加了熔池中的热输入量, 熔池的宽度和深度均增加, 存续时间明显延长, 凝固后增材试样的热累积较多、降温速率也有所减缓, 促进了结晶相的析出与长大。结合图 3 分析可知, 在能量密度与送粉速率合理匹配条件下, 沉积试样的致密度最高可达 99.5% 以上, 且沉积试样的表面光滑而致密。

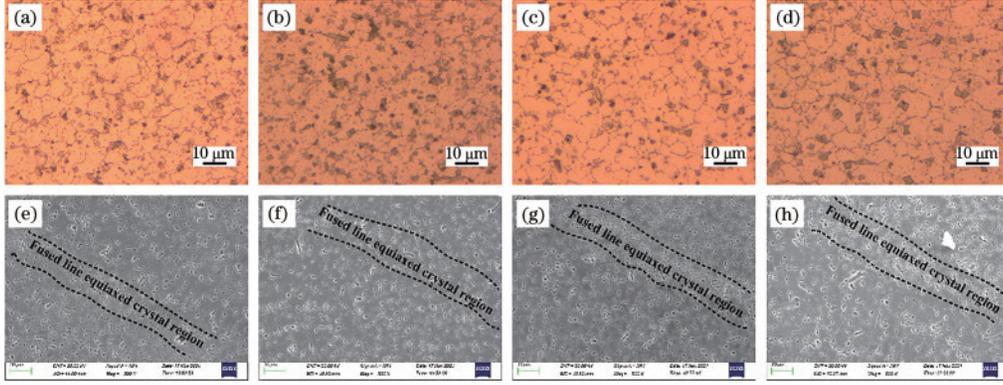


图 6 不同能量密度沉积试样的 SEM 形貌。(a) (e) 50 J/mm²; (b) (f) 75 J/mm²; (c) (g) 100 J/mm²; (d) (h) 150 J/mm²
 Fig. 6 SEM images of deposited samples with different energy densities. (a) (e) 50 J/mm²; (b) (f) 75 J/mm²; (c) (g) 100 J/mm²; (d) (h) 150 J/mm²

表 3 平均晶粒尺寸统计

Table 3 Statistics of average grain size

Energy density / (J·mm ⁻²)	50	75	100	150
Average diameter of single grain / μm	6.628	7.331	7.646	13.801

在图 6 中除了浅灰色的块状结晶相, 也出现了许多菱形、碎花状析出相, 为了确定该相的类型与组成, 通过 SEM 对该相进行了微区面扫描与能谱 (EDS) 分析。结果如图 7 所示, 该相主要为含 Sc、Zr 元素的结晶相, 且富 Sc 和富 Zr 区域之间存在良好的相关性。此

外, 对菱形颗粒进行 EDS 局部定量分析, 颗粒主要有 Al 和少量的 Sc/Zr 组成, 且其中 Al 与 (Sc+Zr) 的原子比约为 3:1。分析认为, 这是熔池凝固过程中析出的初生 Al₃(Sc, Zr) 粒子, 对于 Al-Sc 和 Al-Zr 二元合金来讲, 当凝固过程中的 Sc 或 Zr 溶质元素的浓度超过其固溶程度时, 就会形成初生的 Al₃Sc-L₁₂ 相和 Al₃Zr-DO₂₃ 相, 初生粒子与 α-Al 基体的晶格失配率分别为 1.32% 和 2.89%^[19], 有利于 α-Al 在该质点上的优先形核, 显著提高了熔体的形核率, 最终减小了凝固结晶后的晶粒尺寸, 起到了细晶强化的作用。

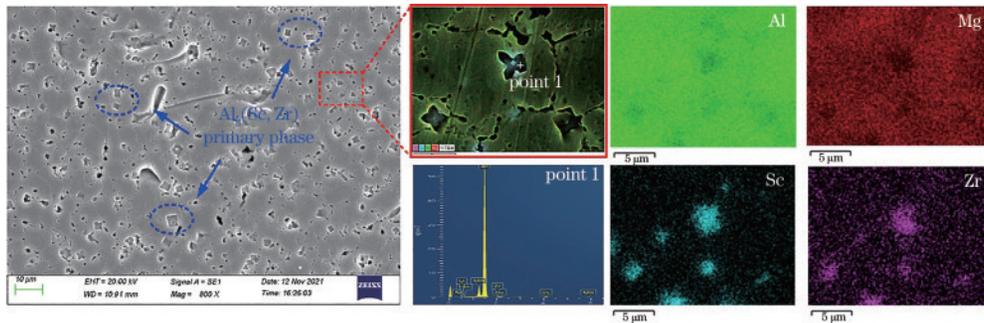


图 7 富 Sc/Zr 相的面扫描与能谱分析

Fig. 7 Map scanning and EDS analysis of Sc/Zr rich phase

3.2 工艺参数对 Al-Mg-Sc-Zr 合金显微硬度的影响

沉积态合金的硬度如图 8 所示, 默认沉积方向为垂直方向 (VD)。由图可见, 当送粉速率一定的时候, 随着能量密度的提高, 沉积件的不同方向处的平均硬度值逐渐升高, 由约 110 HV_{0.2} 提高至约 120 HV_{0.2}, 而

当能量密度进一步提高至 150 J/mm² 时, 硬度值有所下降。分析其原因: 当能量密度低于 100 J/mm² 时, 移动熔池的温度低于 Mg 元素的蒸发温度, Mg 元素烧损率较低且此时的固溶强化效果较好, 与此同时, 高能量密度造成基板较多的热累积, 后一层的沉积对前一层

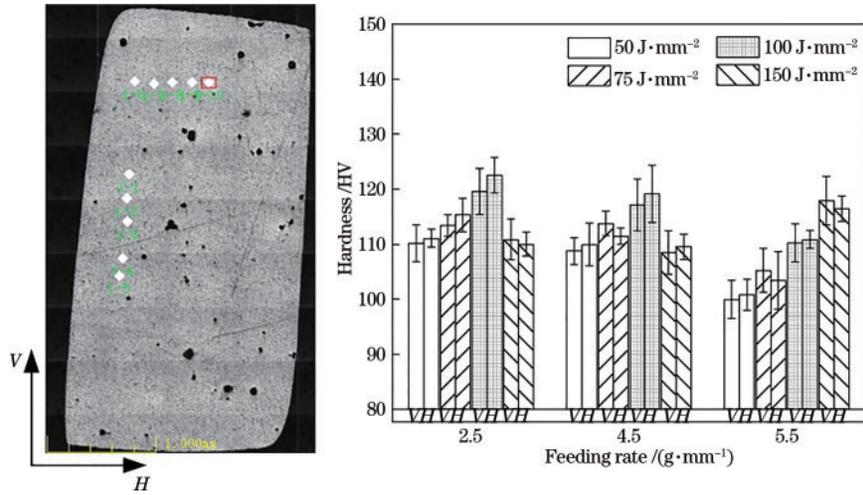


图 8 工艺参数对沉积态 Al-Mg-Sc-Zr 合金材料硬度的影响

Fig. 8 Effect of process parameters on the hardness of deposited Al-Mg-Sc-Zr alloy

具有原位人工时效作用,从而增加了沉积工件中析出相的数量与密度,综合上述的固溶起强化和析出强化效果,在一定的能量密度范围内硬度值逐渐升高;而当能量密度为 150 J/mm²时,熔池内的温度较高,高于合金中部分元素的蒸发温度,合金元素的部分烧损降低了其产生的固溶强化和析出强化效果,造成高能量密度条件下,硬度值有所降低。

送粉速率的提升导致粉末熔合不良现象加剧,致使试样致密度降低,从而降低了试样硬度。如图 8 所示。送粉速率为 5.5 g/min 条件下,能量密度低于

100 J/mm²时,粉末熔合不充分,试样硬度值下降明显。当能量密度提升到 150 J/mm²时,粉末可以达到较为充分的熔合,硬度值相比前者有明显的提升。从硬度统计结果可知:送粉速率 2.5 g/min 为本次研究的最佳送粉速率,试样硬度值最高可达 120 HV_{0.2}。

3.3 工艺参数对 Al-Mg-Sc-Zr 合金力学性能的影响

如图 9(d)~(f)所示,通过对不同送粉速率的拉伸数据进行分析比较可知,送粉速率 2.5 g/min 条件下的各工艺参数的拉伸性能达到本次研究的最高水平,且各参数间的拉伸性能规律明显,具有代表性。故对

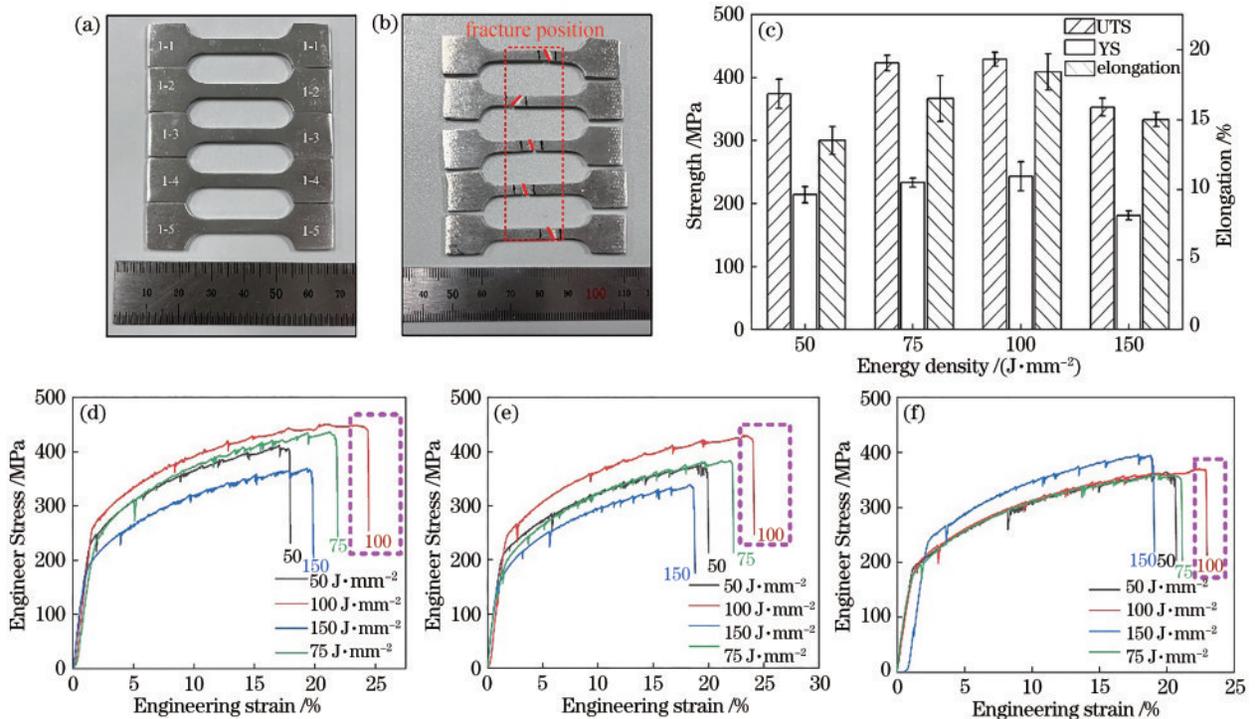


图 9 沉积态试样应力-应变曲线及性能对比。(a) (b) 拉伸试样,送粉速率 2.5 g/min,能量密度 100 J/mm²; (c) 强度和延伸率; (d) 2.5 g/min; (e) 4.5 g/min; (f) 5.5 g/min

Fig. 9 Stress-strain curve and performance comparison of deposited samples. (a) (b) Tensile specimen, powder feeding rate of 2.5 g/min, energy density of 100 J/mm²; (c) strength and elongation; (d) 2.5 g/min; (e) 4.5 g/min; (f) 5.5 g/min

送粉速率 2.5 g/min 试样的力学性能进行分析研究。当能量密度低于 100 J/mm^2 时,随着能量密度的提高,沉积工件的强度和延伸率均显著提高,并在 100 J/mm^2 条件下沉积试样的力学性能达到了最大值,抗拉强度、屈服强度、延伸率分别为 450 MPa 、 268 MPa 、 18.4% 。

当能量密度进一步提高至 150 J/mm^2 时,沉积试样的综合力学性能明显下降,抗拉强度、屈服强度、延伸率分别为 367 MPa 、 188 MPa 、 15% 。结合图 3 对不同沉积试样致密度的统计分析可知,在送粉速率较低条件下,尽管高能量密度会使粉末充分熔合,减少孔隙缺陷的产生,但过高的能量会导致熔池温度较高,造成合金中大量 Mg 元素的蒸发和气化,削弱了 Mg 元素

的固溶强化效果和析出强化效果,最终导致其力学性能有所降低。

图 9 中各拉伸试样的断口形貌如图 10 所示。可以看出,断口上均存在明显的韧窝,表明这是一种由于微孔的形成和聚集产生的韧性断裂模式。在断口的截面处出现了许多圆形的和不规则形状的缺陷,结合图 3 分析可知,圆形缺陷主要为保护气的卷入和合金元素的蒸发产生的气孔缺陷,不规则形状缺陷主要是粉末熔合不良形成的孔洞缺陷,如图 10(b) 所示,断口内可以清晰看到未熔化的球形粉末。在沉积试样的塑性变形过程中,容易在缺陷处产生应力集中,当应力值大于此处的抗拉强度时,裂纹开始萌生并逐渐扩展直至断裂。

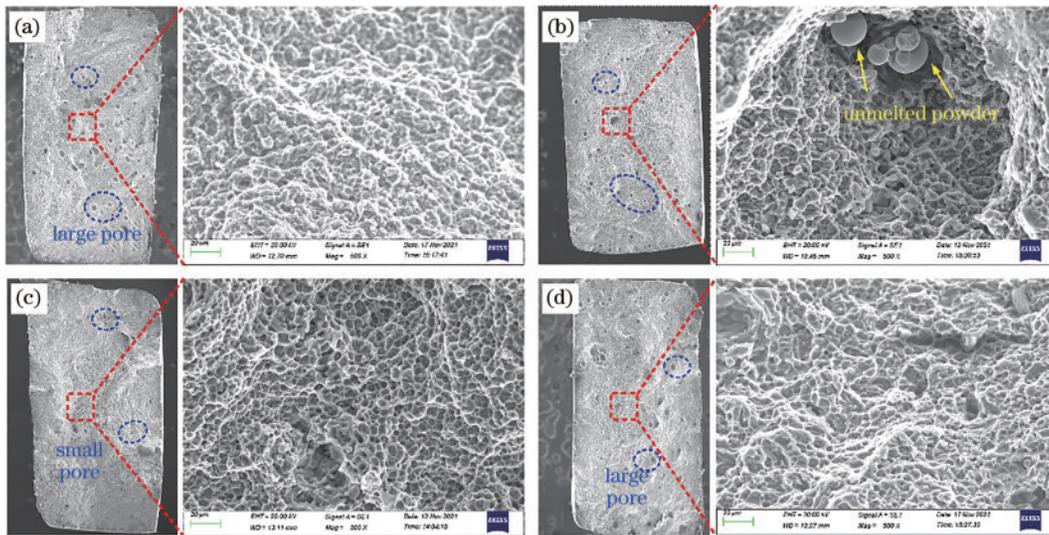


图 10 送粉速率 2.5 g/min 时,不同能量密度拉伸试样的断口形貌。(a) 50 J/mm^2 ; (b) 75 J/mm^2 ; (c) 100 J/mm^2 ; (d) 150 J/mm^2

Fig. 10 Fracture morphology of specimen at 2.5 g/min powder feeding rate with different energy densities. (a) 50 J/mm^2 ; (b) 75 J/mm^2 ; (c) 100 J/mm^2 ; (d) 150 J/mm^2

4 结 论

本文研究了工艺参数对激光熔化沉积 Al-Mg-Sc-Zr 合金的影响,得出如下结论:

1) 沉积试样致密度随着能量密度的提高而提高。随着送粉速率的提高而降低。在送粉速率 2.5 g/min、能量密度 75 J/mm^2 时致密度达到最高,为 99.58% 。

2) 随着能量密度的提高,沉积试样的显微硬度、抗拉强度、屈服强度及延伸率均呈现先升高后下降的趋势,在能量密度 100 J/mm^2 时达到力学性能最优。

3) 验证了激光熔化沉积 Al-Mg-Sc-Zr 合金的可行性,确定了最佳工艺参数为送粉速率 2.5 g/min、能量密度 100 J/mm^2 ,并制备出了高致密高性能的沉积试样。致密度、屈服强度、抗拉强度、延伸率、硬度分别为 99.51% 、 268 MPa 、 450 MPa 、 18.4% 和 $120 \text{ HV}_{0.2}$

参 考 文 献

[1] 顾冬冬,张红梅,陈洪宇,等. 航空航天高性能金属材料

料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.

Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.

[2] 秦艳利,孙博慧,张昊,等. 选区激光熔化铝合金及其复合材料在航空航天领域的研究进展[J]. 中国激光, 2021, 48(14): 1402002.

Qin Y L, Sun B H, Zhang H, et al. Development of selective laser melted aluminum alloys and aluminum matrix composites in aerospace field[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(14): 1402002.

[3] Ma R L, Peng C Q, Cai Z Y, et al. Enhanced strength of the selective laser melted Al-Mg-Sc-Zr alloy by cold rolling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 775: 138975.

[4] Wang Z H, Lin X, Tang Y, et al. Laser-based directed energy deposition of novel Sc/Zr-modified Al-Mg alloys: columnar-to-equiaxed transition and aging hardening behavior[J]. Journal of Materials Science & Technology,

- 2021, 69: 168-179.
- [5] Wang Z H, Lin X, Kang N, et al. Directed energy deposition additive manufacturing of a Sc/Zr-modified Al-Mg alloy: effect of thermal history on microstructural evolution and mechanical properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 802: 140606.
- [6] Glerum J A, Kenel C, Sun T, et al. Synthesis of precipitation-strengthened Al-Sc, Al-Zr and Al-Sc-Zr alloys via selective laser melting of elemental powder blends[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 36: 101461.
- [7] Wang Z H, Lin X, Kang N, et al. Making selective-laser-melted high-strength Al-Mg-Sc-Zr alloy tough via ultrafine and heterogeneous microstructure[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 203: 114052.
- [8] He C, Li Y, Li J D, et al. Effect of electromagnetic fields on microstructure and mechanical properties of sub-rapid solidification-processed Al-Mg-Si alloy during twin-roll casting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 766: 138328.
- [9] He C, Li S J, Li Y, et al. Improvement of spatial inhomogeneity of solute elements and mechanical properties of twin-roll cast Al-Mg-Si alloy in presence of electromagnetic fields[J]. *JOM*, 2020, 72(10): 3634-3644.
- [10] He C, Yu W, Li Y, et al. Relationship between cooling rate, microstructure evolution, and performance improvement of an Al-Cu alloy prepared using different methods[J]. *Materials Research Express*, 2020, 7(11): 116501.
- [11] Svetlizky D, Das M, Zheng B L, et al. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: physical characteristics, defects, challenges and applications[J]. *Materials Today*, 2021, 49: 271-295.
- [12] Thompson S M, Bian L K, Shamsaei N, et al. An overview of direct laser deposition for additive manufacturing. Part I: transport phenomena, modeling and diagnostics[J]. *Additive Manufacturing*, 2015, 8: 36-62.
- [13] Shamsaei N, Yadollahi A, Bian L K, et al. An overview of direct laser deposition for additive manufacturing. Part II: mechanical behavior, process parameter optimization and control[J]. *Additive Manufacturing*, 2015, 8: 12-35.
- [14] Hauser T, Reisch R T, Breese P P, et al. Porosity in wire arc additive manufacturing of aluminium alloys[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 41: 101993.
- [15] 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.
- [16] 闫泰起, 陈冰清, 唐鹏钧, 等. 铺粉层厚对选区激光熔化成形 AlSi₁₀Mg 合金质量及效率的影响[J]. *中国激光*, 2021, 48(10): 1002106.
- Yan T Q, Chen B Q, Tang P J, et al. Effect of layer thickness on forming quality and efficiency of AlSi₁₀Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48(10): 1002106.
- [17] Fang X W, Zhang L J, Chen G P, et al. Microstructure evolution of wire-arc additively manufactured 2319 aluminum alloy with interlayer hammering[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 800: 140168.
- [18] Xue C P, Zhang Y X, Mao P C, et al. Improving mechanical properties of wire arc additively manufactured AA2196 Al-Li alloy by controlling solidification defects[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 43: 102019.
- [19] Wang Z H, Lin X, Kang N, et al. Laser powder bed fusion of high-strength Sc/Zr-modified Al-Mg alloy: phase selection, microstructural/mechanical heterogeneity, and tensile deformation behavior[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 95: 40-56.
- [20] Li R D, Wang M B, Yuan T C, et al. Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: processing, microstructure, and properties[J]. *Powder Technology*, 2017, 319: 117-128.
- [21] Mehta A, Zhou L, Huynh T, et al. Additive manufacturing and mechanical properties of the dense and crack free Zr-modified aluminum alloy 6061 fabricated by the laser-powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 41: 101966.
- [22] Li R D, Wang M B, Li Z M, et al. Developing a high-strength Al-Mg-Si-Sc-Zr alloy for selective laser melting: crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms[J]. *Acta Materialia*, 2020, 193: 83-98.
- [23] Tan Q Y, Fan Z Q, Tang X Q, et al. A novel strategy to additively manufacture 7075 aluminium alloy with selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 821: 141638.
- [24] Lei Z L, Bi J, Chen Y B, et al. Effect of energy density on formability, microstructure and micro-hardness of selective laser melted Sc- and Zr- modified 7075 aluminum alloy[J]. *Powder Technology*, 2019, 356: 594-606.
- [25] Gu J L, Ding J L, Williams S W, et al. The strengthening effect of inter-layer cold working and post-deposition heat treatment on the additively manufactured Al-6.3Cu alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 651: 18-26.
- [26] Xie C, Wu S C, Yu Y K, et al. Defect-correlated fatigue resistance of additively manufactured Al-Mg_{4.5}Mn alloy with *in situ* micro-rolling[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 291: 117039.
- [27] Opprecht M, Garandet J P, Roux G, et al. A solution to the hot cracking problem for aluminium alloys manufactured by laser beam melting[J]. *Acta Materialia*, 2020, 197: 40-53.
- [28] Agrawal P, Gupta S, Thapliyal S, et al. Additively manufactured novel Al-Cu-Sc-Zr alloy: microstructure and mechanical properties[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 37: 101623.
- [29] Bayoumy D, Schliephake D, Dietrich S, et al. Intensive processing optimization for achieving strong and ductile Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy produced by selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2021, 198: 109317.
- [30] Todaro C J, Easton M A, Qiu D, et al. Grain structure control during metal 3D printing by high-intensity ultrasound[J]. *Nature Communications*, 2020, 11: 142.
- [31] Yuan D, Shao S Q, Guo C H, et al. Grain refining of Ti-6Al-4V alloy fabricated by laser and wire additive manufacturing assisted with ultrasonic vibration[J].

- Ultrasonics Sonochemistry, 2021, 73: 105472.
- [32] Hu Y, Wang L, Yao J H, et al. Effects of electromagnetic compound field on the escape behavior of pores in molten pool during laser cladding[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 383: 125198.
- [33] Lu B W, Cui X F, Jiang L P, et al. Influence of electromagnetic stirring on microstructure and wear resistance of plasma arc deposited shape memory alloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 359: 125-131.
- [34] Bock F E, Herrnring J, Froend M, et al. Experimental and numerical thermo-mechanical analysis of wire-based laser metal deposition of Al-Mg alloys[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2021, 64: 982-995.
- [35] Li L B, Li R D, Yuan T C, et al. Microstructures and mechanical properties of Si and Zr modified Al-Zn-Mg-Cu alloy-a comparison between selective laser melting and spark plasma sintering[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 821: 153520.
- [36] Lu J L, Lin X, Kang N, et al. Characterizations of micro-nano structure and tensile properties of a Sc modified Al-Mn alloy fabricated by selective laser melting[J]. Materials Characterization, 2021, 178: 111305.
- [37] Klein T, Schnall M, Gomes B, et al. Wire-arc additive manufacturing of a novel high-performance Al-Zn-Mg-Cu alloy: processing, characterization and feasibility demonstration[J]. Additive Manufacturing, 2021, 37: 101663.
- [38] Xu R, Li R D, Yuan T C, et al. Microstructure, metallurgical defects and hardness of Al-Cu-Mg-Li-Zr alloy additively manufactured by selective laser melting [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 835: 155372.
- [39] Rosli N A, Alkahari M R, Abdollah M F B, et al. Review on effect of heat input for wire arc additive manufacturing process[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 11: 2127-2145.
- [40] Rao H, Giet S, Yang K, et al. The influence of processing parameters on aluminium alloy A357 manufactured by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2016, 109: 334-346.
- [41] Shi Y J, Yang K, Kairy S K, et al. Effect of platform temperature on the porosity, microstructure and mechanical properties of an Al-Mg-Sc-Zr alloy fabricated by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 732: 41-52.