



激光粉末沉积AlSi10Mg合金的致密化机制

刘 阳^{1,2,3}, 伍子纯¹, 刘文胜², 马运柱², 陈振湘³, 杨 凯³, 谭欣荣^{1,3},
宋宇峰¹, 陈宇强¹, 刘文辉¹

- (1. 湖南科技大学 高功效轻合金构件成形技术及耐损伤性能评价湖南省工程研究中心, 湘潭 411201;
2. 中南大学 轻质高强结构材料国家级重点实验室, 长沙 410083;
3. 湖南云箭集团有限公司, 长沙 410100)

摘 要: 为提高激光粉末沉积(LPD)制备AlSi10Mg合金的致密度, 利用田口方法进行了激光粉末沉积AlSi10Mg合金实验设计, 研究了激光能量密度对AlSi10Mg合金致密度的影响, 获得了LPD制备高致密度AlSi10Mg合金的能量密度阈值范围。采用扫描电子显微镜(SEM)分析了氧化对激光粉末沉积AlSi10Mg合金致密化的影响, 并揭示了LPD制备AlSi10Mg合金的致密化机制。结果表明: 激光能量密度在120~140 J/mm³之间时, 可以获得高致密的AlSi10Mg合金, 致密度在98%以上; 氧化膜的存在将降低AlSi10Mg熔液在已沉积层表面的润湿性, 熔池内AlSi10Mg熔液不能完全铺展开, 导致形成孔洞等缺陷; 高激光能量密度可破碎已沉积在AlSi10Mg层表面的氧化膜, 使AlSi10Mg熔液能够在已沉积层表面完全铺展。

关键词: 增材制造; 激光粉末沉积; AlSi10Mg; 工艺参数; 致密化; 氧化

文章编号: 1004-0609(2022)-07-1900-11

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

引文格式: 刘 阳, 伍子纯, 刘文胜, 等. 激光粉末沉积AlSi10Mg合金的致密化机制[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(7): 1900–1910. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42118

LIU Yang, WU Zi-chun, LIU Wen-sheng, et al. Densification mechanism of AlSi10Mg alloy prepared by laser powder deposition[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(7): 1900–1910. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42118

AlSi10Mg合金具有铸造性良好、焊接性优异、比强度高、热膨胀系数小、导热性好等优点, 广泛应用于航空、航天、汽车等领域^[1-2]。近年来, 随着航空航天工业的快速发展, 要求合金的性能不断提升, 且构件结构朝着整体化、薄壁化、形状复杂化、轻量化的方向发展^[3]。采用传统铸造方法难以制备结构复杂的零部件, 原因是铸造工艺冷却速度较慢, 其固溶度低、显微组织粗大, 导致

AlSi10Mg合金的力学性能难以提高。激光增材制造技术可实现复杂构件的高效近净成形, 在高性能复杂难加工铝合金构件的制造中有着重要的应用前景^[4]。

激光粉末沉积技术^[5-7](Laser powder deposition, LPD), 又被称为激光熔化沉积技术(Laser melting deposition, LMD)、直接金属沉积技术(Direct metal deposition, DMD)等, 是基于激光熔覆技术发展起

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52105334); 湖南省自然科学基金资助项目(2021JJ40206); 湖南省重点研发计划资助项目(2022GK2043)

收稿日期: 2021-07-30; **修订日期:** 2021-10-13

通信作者: 刘 阳, 讲师, 博士; 电话: 18670709817; E-mail: liuyang7740038@163.com

来的一种送粉式金属增材制造技术。该技术将激光熔覆技术与快速成形技术相结合, 根据三维 CAD 切片模型, 使高能激光束在金属基体上形成熔池并将同步送入的金属粉末熔化, 熔融金属粉末逐层沉积叠加, 可直接制备成分均匀、晶粒细小、组织致密、具有快速凝固组织的高性能近净成形零部件。目前, 激光增材制造技术在钛合金^[8-9]、镍基高温合金^[10]以及梯度材料^[11]等方面的应用已取得不错的进展, 但在铝合金方面还存在应用瓶颈问题。由于铝合金具有导热率高、激光反射率高、凝固收缩率高、黏度高、易氧化等特点, 激光增材制造过程中输入的激光能量大量沿基板传递而消耗, 导致熔池温度降低, 熔体黏度增加引起流动性降低, 难以有效润湿基体材料^[12]。铝合金的这些物理特性极易导致激光增材制造 AlSi10Mg 合金过程中产生球化效应、内部孔隙、表面粗糙等缺陷, 从而影响成形件的尺寸精度和致密度, 导致激光增材制造铝合金的力学性能急剧降低。

目前, 对于 AlSi10Mg 合金激光增材制造的研究主要集中在铺粉式的选区激光熔化(Selective laser melting, SLM)技术。相关研究表明: SLM 成形 AlSi10Mg 合金的致密度可达 99% 以上, 沉积态 AlSi10Mg 合金的拉伸强度可达 518 MPa, 经热处理稳定化后, 其强度仍可达 400 MPa 左右, 远超 AlSi10Mg 合金铸件性能, 具有广泛的工业应用前景^[13]。然而, 由于 SLM 存在成形效率低和成形尺寸的限制等不足, 制约了 SLM 技术在大型复杂铝合金构件高效率制造方面的应用。LPD 技术的出现为大型复杂铝合金构件高效率制造带来了新的契机^[14]。近年来, 国内外对同轴送粉激光粉末沉积技术制备 AlSi10Mg 合金进行了探索性研究。JAVIDANI 等^[15]评估了采用激光直接能量沉积技术制备 AlSi10Mg 合金的可行性, 并分析了激光能量密度对沉积态 AlSi10Mg 合金硬度和显微组织的演变规律。KIANI 等^[16]研究了激光直接能量沉积工艺参数对单道、薄壁和块体成形质量的影响, 并确定了加工窗口。WANG 等^[17]分析了扫描速率和成型腔内氧含量对激光熔化沉积 AlSi10Mg 合金过程中气孔形成及力学性能的影响。最近, 李俐群等^[18]在研究激光熔化沉积制备 AlSi10Mg 薄壁单墙体时发现, 环境中的氧气含量对沉积态 AlSi10Mg 的气孔率有很大的影响, 气孔导致沉积态 AlSi10Mg 合金的力

学性能显著降低。

因此, 本文拟采用 LPD 技术制备 AlSi10Mg 合金, 研究 LPD 制备 AlSi10Mg 合金过程中能量密度与相对密度之间的关系规律, 分析氧化对 LPD 制备 AlSi10Mg 合金致密化的影响, 最终揭示 LPD 制备 AlSi10Mg 合金的致密化机制, 为获得高致密、性能优异的沉积态 AlSi10Mg 合金提供实验基础与理论指导。

1 实验

实验所用的 AlSi10Mg 粉末采用真空感应惰性气体雾化法(VIGA)制备, 其化学成分如表 1 所示。由表 1 可见, 其合金元素组成为 Si(9.96%, 质量分数)和 Mg(0.43%), 以及少量的 Fe、Cu、Ni 等。AlSi10Mg 粉末中, Mg 元素的添加主要有以下两个目的: ① 由于 Al 元素比较活泼, 在激光粉末沉积过程中容易发生氧化; Mg 元素比 Al 更加活泼, 通过添加少量 Mg 元素, 可以在激光粉末沉积过程中消耗 AlSi10Mg 粉末内部的氧含量, 同时, 破坏已氧化 Al 表面的氧化膜, 从而提高 Al 的润湿性, 达到抑制 Al 氧化和促进 Al 烧结的目的。② 在后时效处理过程中, Mg 元素能够与 Si 元素发生反应, 生成中间相化合物, 从而为后续时效强化提高合金的强度提供必要条件^[19]。图 1 所示为 AlSi10Mg 粉末的形貌和尺寸分布。由图 1 可见, AlSi10Mg 粉末颗粒为近球形, 粒径分布窄, 平均粒径约为 85 μm 。激光粉末沉积实验前, 将 AlSi10Mg 原料粉末置于真空干燥箱中, 在 60 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 4 h, 以降低粉末的残余氧含量和湿度, 然后将其装入真空袋中抽真空封存储备用。沉积基板选用 10 mm 厚的 TC4 钛合金板, 为去除表面氧化膜, 沉积前采用 80 $^{\#}$ 、400 $^{\#}$ 的砂纸对钛基体进行打磨; 然后, 将基板在水中冲洗, 再依次在丙酮、无水乙醇中超声清洗 10

表 1 AlSi10Mg 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg powder (mass fraction, %)

Si	Fe	Mn	Cu	Mg
9.96	0.273	0.005	0.012	0.43
Ni	Zn	O	Al	
0.021	0.009	0.052	Bal.	

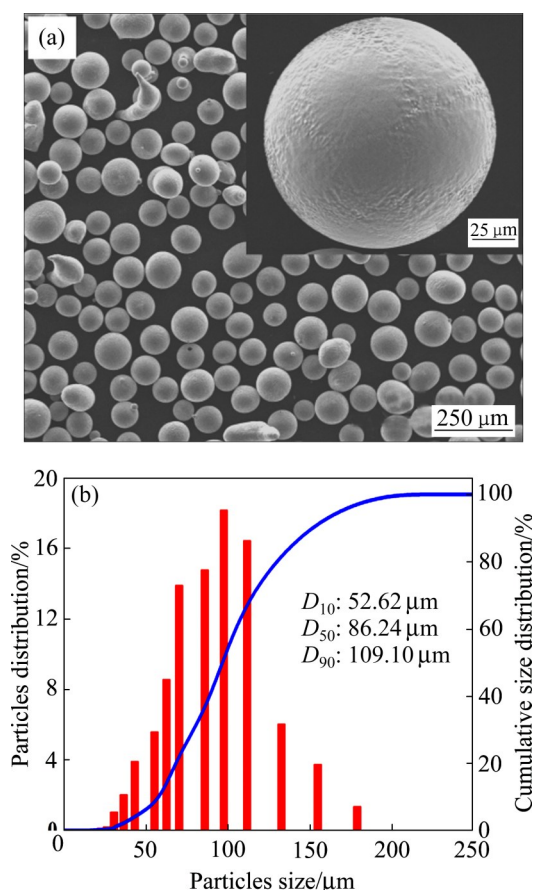


图1 AlSi10Mg 粉末的 SEM 形貌与粒径分布

Fig. 1 SEM morphologies(a) and size distribution (b) of AlSi10Mg powder

min, 以除去基体表面残留杂质和油污等。

采用基于喷嘴自动送粉的激光粉末沉积技术制备 AlSi10Mg 合金, 激光粉末沉积设备主要由激光系统、计算机数控系统、粉末和气体输送系统以及可控气氛环境腔室构成, 设备构造及制备过程如图 2 所示。激光系统产生的激光束焦距为 75 mm, 激光光斑为 0.5 mm, 最大激光功率为 500 W。首先, 高能激光束在金属基材表面形成熔池, 同时送粉系统通过惰性气体同轴输送金属粉末进入熔池, 金属粉末在熔池内快速熔化、凝固, 与基体形成冶金结合, 完成一个点的沉积层。然后, 计算机控制系统根据设计的模型, 通过控制激光工作头的运动, 逐点、逐线、逐层堆积材料, 最终沉积出三维近终形金属零部件。

采用美国 FEI 公司的 Nova Nano SEM230 场发射扫描电子显微镜(背散射分辨率为 2.5 nm, 二次

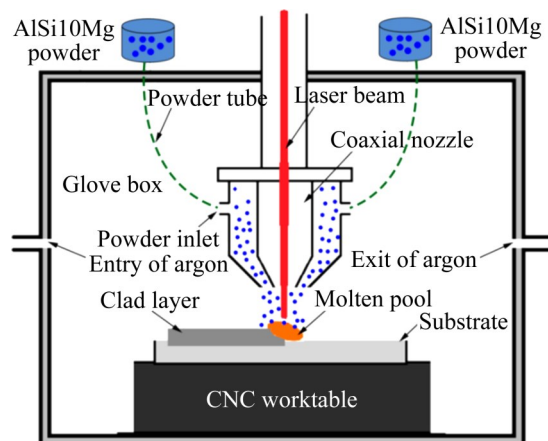


图2 激光粉末沉积设备原理图

Fig. 2 Schematic diagram of laser powder deposition system

电子成像, 高真空模式下分辨率为 1 nm, 低真空模式下分辨率为 1.5 nm) 观察试样微观组织和形貌, 用其附带能谱装置(EDS)对不同物相进行能谱分析。

为测量激光粉末沉积 AlSi10Mg 样品的密度, 采用线切割平行于基板将样品切除, 并将样品打磨平整。利用阿基米德原理测量 LPD 制备 AlSi10Mg 合金的实际密度。为减小测量过程中的误差对结果的影响, 对每个样品进行 5 次测试, 取其平均值。具体的方法如下: 首先, 将试样在酒精中超声清洗、干燥后, 在空气对试样进行称取质量; 然后, 将试样热浸于蜡中, 去除附着在试样表面的石蜡, 再一次在空气对试样进行称取质量; 最后, 将试样浸入水中对其称取质量。根据阿基米德原理, 试样的实际密度为:

$$\rho_s = \frac{m}{m_1 - m_2} \rho_w \quad (1)$$

式中: ρ_s 为试样的实测密度(g/cm^3); m 为浸石蜡前试样在空气中的质量(g); m_1 为浸石蜡处理后试样在空气中的质量(g); m_2 为浸石蜡处理后试样在水中的质量(g); ρ_w 为水的密度(g/cm^3)。

试样的相对密度 $\eta(\%)$ 的计算公式为:

$$\eta = \frac{\rho_s}{\rho_0} \times 100\% \quad (2)$$

式中: ρ_s 为试样的实测密度(g/cm^3); ρ_0 为试样的理论密度(g/cm^3)。

2 结果与分析

2.1 激光能量密度对 AlSi10Mg 合金致密度的影响

前期实验通过研究工艺参数对单道铝合金沉积质量的影响^[20], 获得了 LPD 制备 AlSi10Mg 合金的合适工艺参数范围: 激光功率 120~160 W、扫描速度 400~600 mm/min、送粉率 0.66~0.9 g/min, 保护气体流量 6~8 L/min。利用田口方法进行 LPD 制备 AlSi10Mg 合金的实验设计, 针对激光功率 P 、扫描速度 S 、送粉率 R_p 和保护气体流量 R_g 四个工艺参数, 设计了 L_{25} 正交矩阵的实验方案, 如表 2 所示。根据表 2 中的 L_{25} 正交矩阵实验设计方案, 采用 LPD 技术制备了 25 组尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的

AlSi10Mg 合金样品。表 2 中给出了各参数组合下, 相应 LPD 制备 AlSi10Mg 合金的致密度。

采用 Design-Expert 软件对表 2 中各参数下的相对密度进行分析, 获得了相对密度与激光功率和扫描速度的响应面模型及等高线图, 如图 3 所示。从图 3(a)中可以发现, 激光功率的增加和扫描速度的减小都会提高 LPD 制备 AlSi10Mg 合金的致密度。在较低的激光功率下, 扫描速度对相对密度的影响似乎更加明显; 在高扫描速度下, 激光功率的影响更为显著。从等高线图(见图(b))中可以更加直观地观察到激光功率、扫描速度与相对密度之间的变化关系, 这与闫泰起等^[21]研究的能量密度对激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金致密度的影响规律类似。激光能量不足时, 粉末的熔化程度低, 道次之间缺

表 2 L_{25} 正交矩阵的实验设计方案及其相应实验结果

Table 2 Experimental design as L_{25} orthogonal array and experimental results for relative density

Test No.	Laser power/W	Scanning speed/(mm·min ⁻¹)	Powder feeding rate/(g·min ⁻¹)	Shielding gas flow rate/(L·h ⁻¹)	Linear energy density/(J·mm ⁻³)	Relative density/%
1	120	400	0.66	6.0	112.50	97.15
2	120	450	0.72	6.5	100.00	96.78
3	120	500	0.78	7.0	90.00	96.14
4	120	550	0.84	7.5	81.82	93.72
5	120	600	0.90	8.0	75.00	92.38
6	130	400	0.72	7.0	121.88	98.36
7	130	450	0.78	7.5	108.33	97.87
8	130	500	0.84	8.0	97.50	96.86
9	130	550	0.90	6.0	88.64	94.88
10	130	600	0.66	6.5	81.25	94.14
11	140	400	0.78	8.0	131.25	98.94
12	140	450	0.84	6.0	116.67	98.79
13	140	500	0.90	6.5	105.00	98.36
14	140	550	0.66	7.0	95.45	96.88
15	140	600	0.72	7.5	87.50	96.13
16	150	400	0.84	6.5	140.63	99.04
17	150	450	0.90	7.0	125.00	99.47
18	150	500	0.66	7.5	112.50	98.79
19	150	550	0.72	8.0	102.27	98.39
20	150	600	0.78	6.0	93.75	97.33
21	160	400	0.90	7.5	150.00	97.66
22	160	450	0.66	8.0	133.33	98.13
23	160	500	0.72	6.0	120.00	98.94
24	160	550	0.78	6.5	109.09	98.54
25	160	600	0.84	7.0	100.00	98.13

Sixth column represents associated experimental energy density

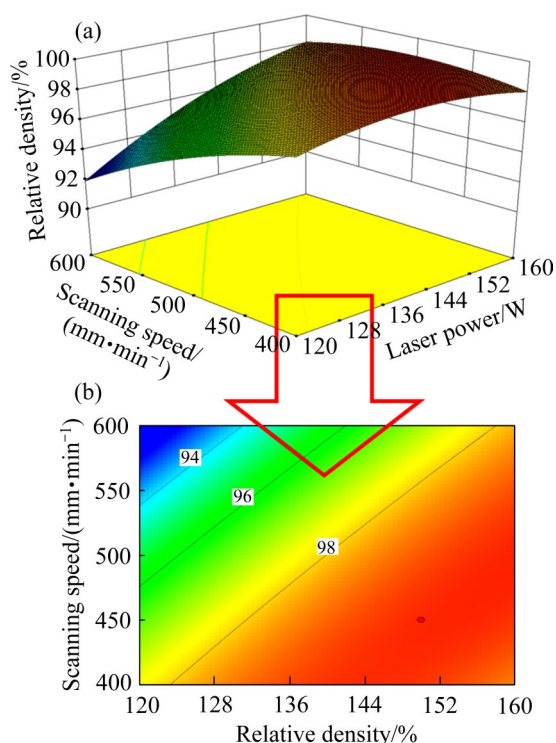


图3 激光功率和扫描速度对相对密度影响的响应面和等高线图

Fig. 3 Response surface graph (a) and contour plot (b) showing effects of laser power and scanning speed on relative density at powder feeding rate of 0.72 g/min and shield gas flow of 7 L/min

乏足够的重叠, 最终导致粉末之间不完全黏结而形成孔隙, 降低试样的致密度。研究表明, 能量密度(E)是决定致密化的关键因素, 激光能量密度(E)表示为^[22]:

$$E = P / (vht) \quad (3)$$

式中: P 代表激光功率(W); v 为扫描速度(mm); h 为扫描间距(mm); t 为沉积层厚度(mm)。

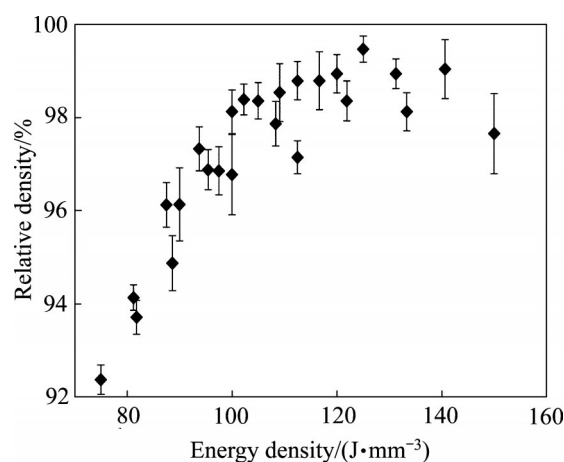


图4 LPD制备AlSi10Mg合金过程中能量密度与相对密度之间的关系

Fig. 4 Correlation between relative density and energy density for LPD-AlSi10Mg alloy

图4所示为LPD制备AlSi10Mg合金过程中能量密度与相对密度之间的关系。从图4中可以看出, 在能量密度从75 J/mm³逐步增加到120 J/mm³的过程中, AlSi10Mg合金的相对密度增大趋势明显。能量密度较低时, 合金内部存在形状不规则的锁孔, 如图5(a)所示。这主要是由于激光能量输入不足, 粉末表面熔化不充分, 粉末之间仅部分黏连, 从而形成孔隙缺陷。当调节激光参数使能量密度增加至125 J/mm³时, AlSi10Mg合金的相对密度达到99%以上, 合金样件几乎完全致密, 如图5(b)所示。然而, 随着能量密度的进一步增加, AlSi10Mg合金的相对密度呈现降低的趋势。这主要是由于此时能量密度过高, 熔池局部温度超过Al合金的蒸发点, 甚至更高, 引起元素蒸发、过烧等现象, 蒸发所产生的气体在熔池快速凝固时不能及

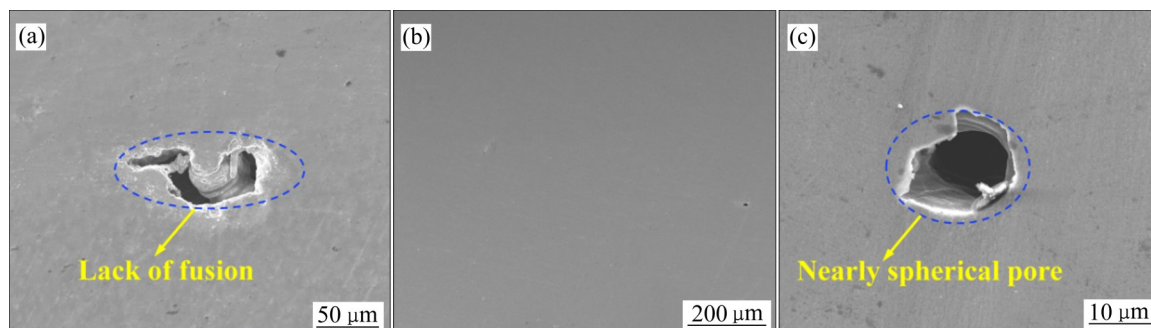


图5 不同激光能量密度下AlSi10Mg合金中存在的各种类型缺陷

Fig. 5 Various types of defects existed in LPD-AlSi10Mg alloy at different energy densities: (a) 81.25 J/mm³; (b) 125 J/mm³; (c) 133.33 J/mm³

时排出而残留在合金中形成气孔^[23], 如图 5(c)所示。通过上述分析可知, 能量密度存在一个阈值范围, 对于 LPD 制备 AlSi10Mg 合金, 当能量密度在 $120\sim 140\text{ J/mm}^3$ 之间时, 可以获得较高的致密度, 在 98% 以上。

2.2 激光粉末沉积 AlSi10Mg 合金的致密化机制

图 6 所示为不同扫描间距下相邻两道次 AlSi10Mg 的截面 SEM 形貌, 试验条件为: 激光功率 150 W、扫描速率 600 mm/min、送粉速率 0.78 g/

min、载气流量 8 L/min。扫描间距为 0.3 mm 时, 相邻两道由于搭接率过大, 两道次结合部位呈现凸起状, 如图 6(a)所示。扫描间距为 0.6 mm 时, 相邻两道次之间彼此分离, 出现明显的凹陷区域, 如图 6(c)所示。扫描间距为 0.4 mm 时, 相邻两道的截面形貌, 其道次之间没有明显的凹凸不平, 形成平整的搭接, 如图 6(b)所示。

图 7 所示为扫描间距为 0.3 mm 时相邻两道次 AlSi10Mg 的截面元素分布图。沉积的 AlSi10Mg 道次中 Ti 元素的存在, 是由于该实验以 TC4 钛合金板

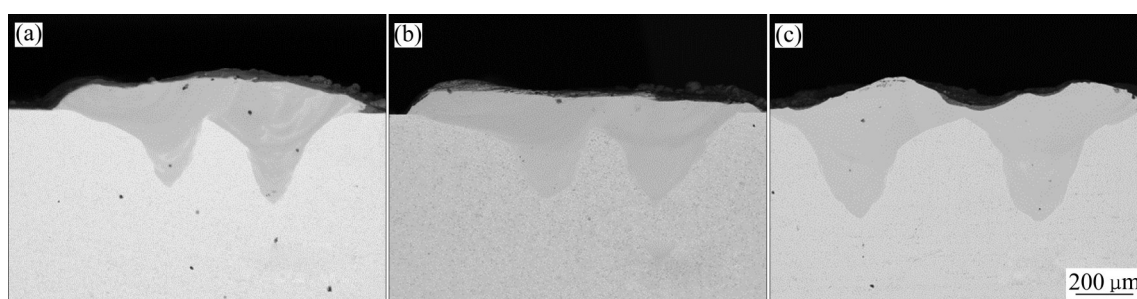


图6 不同扫描间距下相邻两道次 AlSi10Mg 合金的截面 SEM 形貌

Fig. 6 Cross-sectional SEM morphologies of two adjacent AlSi10Mg alloy tracks at different scan spaces: (a) 0.3mm; (b) 0.4 mm; (c) 0.6 mm

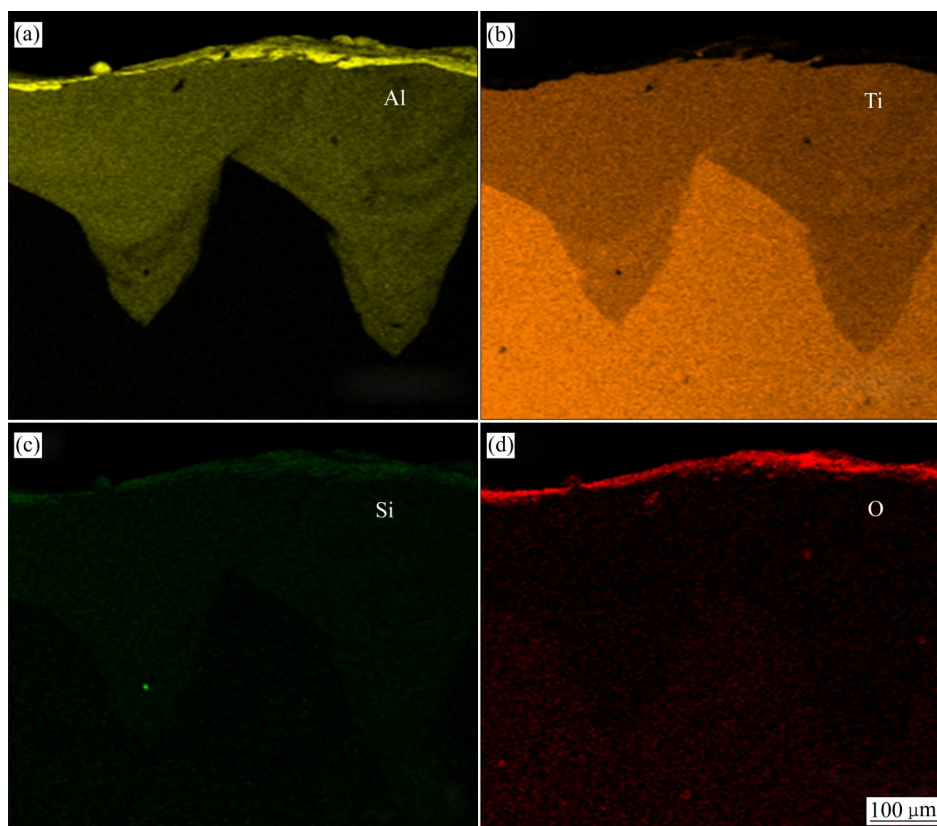


图7 扫描间距为 0.3 mm 时相邻两道次 AlSi10Mg 合金的截面元素分布图

Fig. 7 Cross-sectional elemental mapping of two adjacent AlSi10Mg alloy tracks at scan space of 0.3 mm: (a) Al; (b) Ti; (c) Si; (d) O

作为基板, 激光粉末沉积过程中, 熔池内的对流将熔化的钛合金基体混入而引起沉积 AlSi10Mg 合金成分发生变化, 如图 7(b) 所示。同时, 由图 7(d) 可见, AlSi10Mg 道次表面, 存在高含量的 O 元素, 道次表面形成了一层氧化膜, 这是铝合金粉末的强氧化性所致^[24]。氧化膜的存在将导致熔融 AlSi10Mg 合金在已沉积层表面的润湿性降低, 熔池内 AlSi10Mg 熔液不能完全铺展开, 从而导致形成孔洞等缺陷, 对 AlSi10Mg 合金的成形以及致密化产生不利的影响^[25]。

图 8 所示为激光粉末沉积 AlSi10Mg 合金表面和不规则孔的 SEM 像。由图 8 中可以看出, 表面和孔隙周围呈现亮白色。通过对 AlSi10Mg 合金表面、孔洞壁及周边的化学组成进行分析, 结果如表 3 所示。由表 3 可知, AlSi10Mg 合金表面和孔壁氧含量较高, 这表明激光粉末沉积制备 AlSi10Mg 合金过程中发生了氧化; 在 AlSi10Mg 粉末烧结过程中, 合金表面的氧化层降低了熔池的润湿性, 从而阻碍了 AlSi10Mg 粉末的有效烧结。由图 4 可知, 足够的能量密度输入是保证高致密、低孔隙样件成形的必要条件。增加激光输入能量可以克服由氧化而引起的问题, 在高能量密度下, 熔池的温度增高、黏

度降低, 同时熔池内所产生的对流现象增强, 这有利于在 AlSi10Mg 激光沉积过程中将上一层表面氧化层破碎并搅入熔池, 使熔融的 AlSi10Mg 能够在已凝固的沉积层表面完全铺展, 从而避免由于熔化不充分、熔池流动性差而导致粉末黏结不够、形成不规则孔洞, 如图 8(b) 所示。

尽管 LPD 制备 AlSi10Mg 合金的实验是在氩气保护环境下进行, 但在实验过程中, 铝表面仍不可避免被氧化。GASKELL^[26]研究表明, 在极低氧浓度下 ($10^{-52} p_{O_2}$, 600 °C) 和短时间内, 铝合金表面依然被氧化形成薄氧化铝层。在激光粉末沉积过程中, AlSi10Mg 的氧化严重影响其致密化。图 9 所示为不同能量密度下, 氧化对 LPD 制备 AlSi10Mg 合金致密化的影响。该图可以揭示 LPD 制备 AlSi10Mg 合金的致密化机制。

图 9(a) 所示为低能量密度下 LPD 制备 AlSi10Mg 合金的示意图。在能量密度较低时, 仅粉末颗粒表面部分熔化, 粉末沉积到基体后, 颗粒之间的接触面发生轻微的黏结, 颗粒外形基本不发生变化, 呈现简单的堆砌现象^[27]。在该状态下, AlSi10Mg 成形件相对密度极低, 与 AlSi10Mg 的振实密度大致相同。随着能量密度的增高, 在激光的

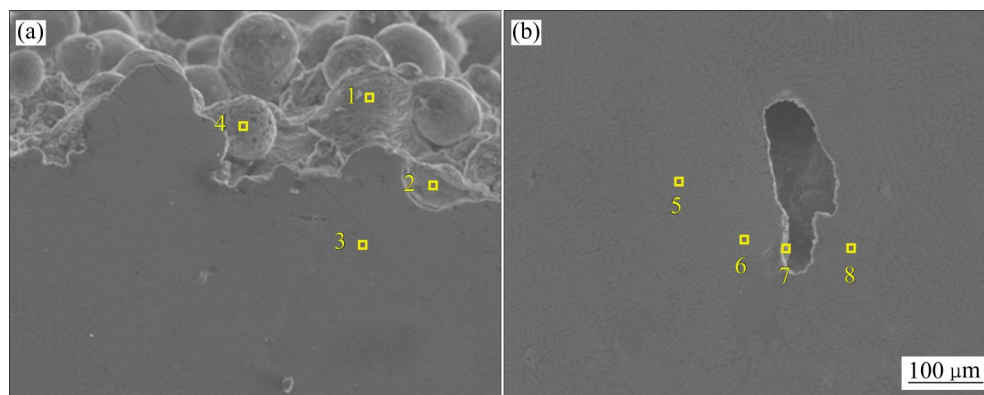


图 8 LPD 制备 AlSi10Mg 合金表面和不规则孔的 SEM 像

Fig.8 SEM images of surface and irregular shape porosity for LPD-prepared AlSi10Mg alloy

表 3 AlSi10Mg 合金表面和孔洞周边的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analyzed results of micro-zones marked in Fig. 8

Element	Mass fraction/%							
	Point 1	Point 2	Point 3	Point 4	Point 5	Point 6	Point 7	Point 8
O	36.73	32.29	0.65	24.74	0.76	1.21	31.15	0.62
Al	57.21	60.47	88.25	67.63	88.75	87.71	61.73	88.32
Si	5.74	6.86	10.67	7.16	10.15	10.67	6.36	10.79
Mg	0.32	0.38	0.43	0.47	0.34	0.41	0.76	0.27

辐射下, 基体(已沉积的 AlSi10Mg)表面形成熔池, 粉末颗粒表面完全融化。熔池的形成过程中, 熔池内材料的表面张力呈梯度分布, 从而引起熔池内产生强烈对流。强烈对流通过搅动熔池内熔融金属, 对前一沉积层表面和前一道次侧面的氧化层进行冲击, 将氧化层破碎, 从而使熔池能够在已沉积的 AlSi10Mg 表面完全铺展并润湿周围的固体。但该能量密度下的熔池宽度不足以覆盖前一道次侧表面

的氧化层, 导致上一道次侧面和上一层表面形成一个氧化层夹角; 由于氧化铝表面张力大, 铝熔液进入该区域后不能完全铺展开, 因而形成了不规则的孔洞, 如图 9(b)所示。当激光能量密度进一步增高时, 熔池的宽度增加并覆盖了前一道次侧面的氧化层, 如图 9(c)所示; 在强对流的作用下, 前一沉积层表面和前一道次侧面的氧化层完全破碎, 不存在图 9(b)中所示的氧化层夹角, 道次之间紧密重叠,

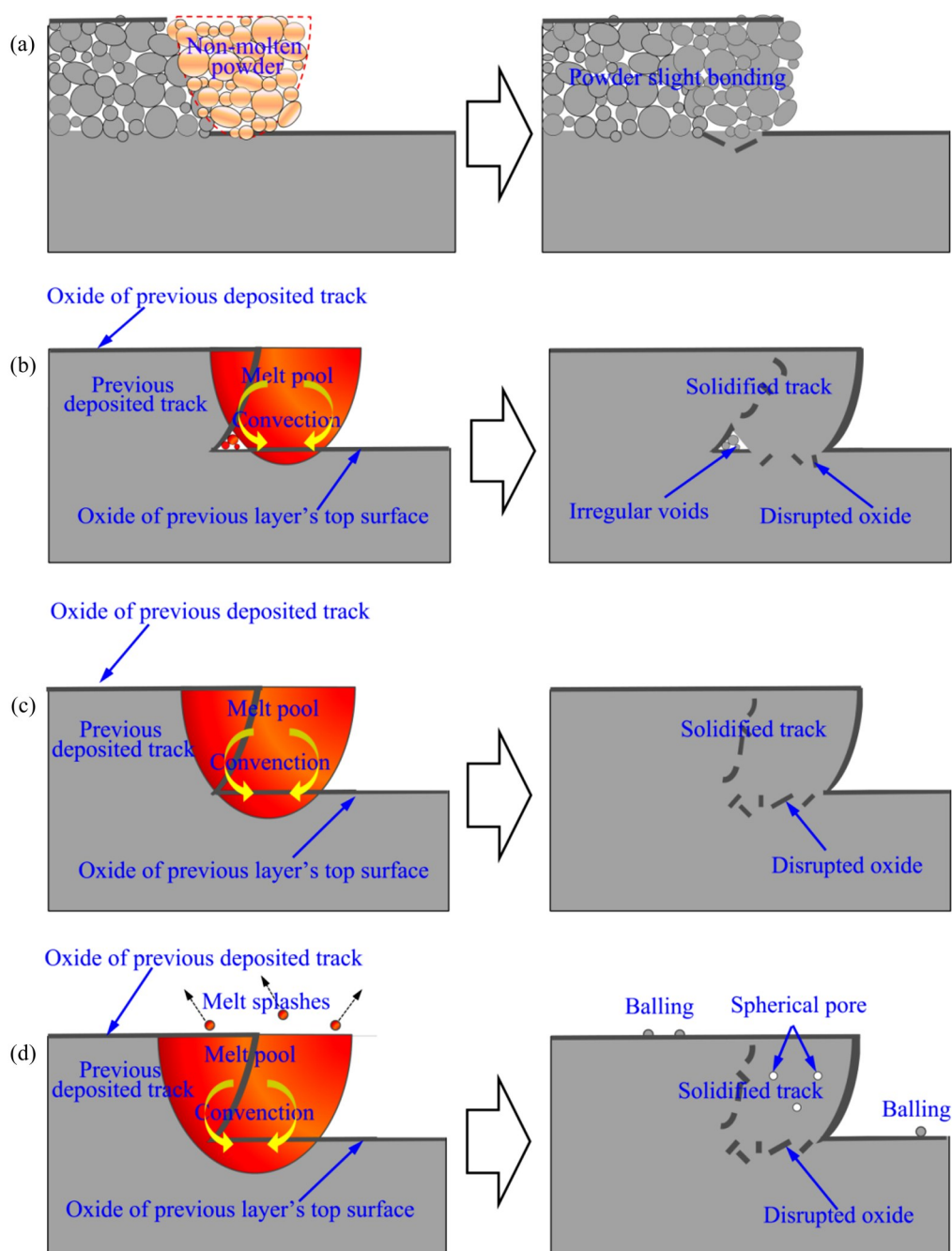


图 9 不同激光能量密度下氧化对激光粉末沉积制备 AlSi10Mg 合金致密化的影响

Fig. 9 Effect of oxidation on densification of LPD-prepared AlSi10Mg alloy at different laser energy densities: (a) Low laser energy density; (b) Less laser energy density; (c) Suitable laser energy density; (d) Excessive laser energy density

获得了致密的AlSi10Mg合金。当能量密度过高时,形成的高温液相熔池呈不稳定状态,如图9(d)所示;熔池凝固过程中,表面温度急速降低,熔池内部和表面形成巨大的温度差,这将引起金属熔液的飞溅,掉落在基体表面或道次上冷却形成球形颗粒缺陷。同时,由于能量密度过高,甚至引起液相金属汽化、元素蒸发等现象产生,激光离开后,熔池快速凝固,没来得及排除的气体残留在内部形成细小的气孔。

因此,当激光能量密度足够高时,已沉积AlSi10Mg层表面的氧化膜可以被熔池内的强烈对流完全破碎,这对提高AlSi10Mg合金的致密度至关重要。

3 结论

1) 随着能量密度的增加,激光粉末沉积制备AlSi10Mg合金的致密度呈现出先增大后减小的变化趋势。能量密度存在一个阈值范围,对于LPD制备AlSi10Mg合金,当能量密度在120~140 J/mm³之间时,可以获得高致密度AlSi10Mg合金,致密度在98%以上。

2) 激光粉末沉积制备AlSi10Mg合金尽管在氩气保护环境下进行,但由于铝元素比较活泼,沉积道次表面的铝元素不可避免被氧化。所形成的氧化膜将降低AlSi10Mg熔液在已沉积层表面的润湿性,导致熔池内AlSi10Mg熔液不能完全铺展开,从而形成孔洞等缺陷,对AlSi10Mg合金的成形以及致密化产生不利的影响。

3) 高能量密度输入是保证激光粉末沉积制备高致密、低孔隙AlSi10Mg合金的必要条件。激光能量密度足够高时,熔池的温度增高、熔液黏度降低,同时熔池内所产生的对流现象增强,有利于激光粉末沉积AlSi10Mg合金过程中,使已沉积AlSi10Mg层表面的氧化膜被完全破碎,AlSi10Mg熔液能够在已沉积层表面完全铺展。

REFERENCES

- [1] GLODEŽ S, KLEMENC J, ZUPANIČ F, et al. High-cycle fatigue and fracture behaviours of SLM AlSi10Mg alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(10): 2577–2589.
- [2] WU J, WANG X Q, WANG W, et al. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg[J]. Acta Materialia, 2016, 117: 311–320.
- [3] LIU Y, LIU C, LIU W S, et al. Microstructure and properties of Ti/Al lightweight graded material by direct laser deposition[J]. Materials Science and Technology, 2018, 34(8): 945–951.
- [4] 马如龙, 彭超群, 王日初, 等. 选区激光熔化铝合金的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(12): 2773–2788.
MA Ru-long, PENG Chao-qun, WANG Ri-chu, et al. Progress in selective laser melted aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(12): 2773–2788.
- [5] LIU Y, LIANG C P, LIU W S, et al. Dilution of Al and V through laser powder deposition enables a continuously compositionally Ti/Ti6Al4V graded structure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 763: 376–383.
- [6] LIU Y, LIU C, LIU W S, et al. Laser powder deposition parametric optimization and property development for Ti-6Al-4V alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27(11): 5613–5621.
- [7] LIU Y, LIU W S, MA Y Z, et al. Microstructure and wear resistance of compositionally graded Ti-Al intermetallic coating on Ti6Al4V alloy fabricated by laser powder deposition[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 353: 32–40.
- [8] 朱冬, 张亮, 吴文恒, 等. 钛基复合材料激光选区熔化增材制造成形技术研究进展[J]. 材料导报, 2021, 35(S1): 347–351.
ZHU Dong, ZHANG Liang, WU Wen-heng, et al. Research progress of selective laser melting additive manufacturing technology of titanium matrix composites[J]. Materials Reports, 2021, 35(S1): 347–351.
- [9] JU J, LI J J, JIANG M, et al. Microstructure and electrochemical corrosion behavior of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy in simulated artificial saliva[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(1): 167–177.
- [10] SAFARZADE A, SHARIFITABAR M, SHAFIEE AFARANI M. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy fabricated by wire arc additive manufacturing process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(11): 3016–3030.
- [11] ZHANG Y Z, MEACOCK C, VILAR R. Laser powder

- micro-deposition of compositional gradient Ti-Cr alloy[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(8): 3891–3895.
- [12] OLAKANMI E O, COCHRANE R F, DALGARNO K W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 74: 401–477.
- [13] 张文奇, 朱海红, 胡志恒, 等. AlSi10Mg 的激光选区熔化成形研究[J]. *金属学报*, 2017, 53(8): 918–926.
- ZHANG Wen-qi, ZHU Hai-hong, HU Zhi-heng, et al. Study on the selective laser melting of AlSi10Mg[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2017, 53(8): 918–926.
- [14] 丁 莹, 杨海欧, 白 静, 等. 激光立体成形 AlSi10Mg 合金的微观组织及力学性能[J]. *中国表面工程*, 2018, 31(4): 46–54.
- DING Ying, YANG Hai-ou, BAI Jing, et al. Microstructure and mechanical property of AlSi10Mg alloy prepared by laser solid forming[J]. *China Surface Engineering*, 2018, 31(4): 46–54.
- [15] JAVIDANI M, ARREGUIN-ZAVALA J, DANOVITCH J, et al. Additive manufacturing of AlSi10Mg alloy using direct energy deposition: Microstructure and hardness characterization[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2017, 26(4): 587–597.
- [16] KIANI P, DUPUY A D, MA K, et al. Directed energy deposition of AlSi10Mg: Single track nonscalability and bulk properties[J]. *Materials & Design*, 2020, 194: 108847.
- [17] WANG X, LI L, QU J, et al. Microstructure and mechanical properties of laser metal deposited AlSi10Mg alloys[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2019, 35(18): 2284–2293.
- [18] 李俐群, 王 宪, 曲劲宇, 等. 激光熔化沉积 AlSi10Mg 及气孔对力学性能的影响[J]. *中国表面工程*, 2019, 32(3): 109–114.
- LI Li-qun, WANG Xian, QU Jing-yu, et al. Effects of porosity on mechanical properties of laser metal deposited AlSi10Mg alloy[J]. *China Surface Engineering*, 2019, 32(3): 109–114.
- [19] 胡 宸, 赵海东, 王雪灵, 等. Mg 含量对高真空压铸 AlSi10MgMn 合金时效强化的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(7): 1481–1490.
- HU Chen, ZHAO Hai-dong, WANG Xue-ling, et al. Effect of Mg on age hardening of high vacuum die casting AlSi10MgMn alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(7): 1481–1490.
- [20] LIU Y, LIU C, LIU W S, et al. Optimization of parameters in laser powder deposition AlSi10Mg alloy using Taguchi method[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 111: 470–480.
- [21] 闫泰起, 唐鹏钧, 陈冰清, 等. 能量密度对激光选区熔化成形 AlSi10Mg 合金缺陷及力学性能的影响[J]. *机械工程学报*, 2020, 56(24): 96–105.
- YAN Tai-qi, TANG Peng-jun, CHEN Bing-qing, et al. Effect of energy density on defects and mechanical properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2020, 56(24): 96–105.
- [22] READ N, WANG W, ESSA K, et al. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development[J]. *Materials & Design (1980-2015)*, 2015, 65: 417–424.
- [23] KING W E, BARTH H D, CASTILLO V M, et al. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(12): 2915–2925.
- [24] 许 德, 高华兵, 董 涛, 等. 增材制造用金属粉末研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(2): 245–257.
- XU De, GAO Hua-bing, DONG Tao, et al. Research progress of metal powder for additive manufacturing[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(2): 245–257.
- [25] TANG M, PISTORIUS P C. Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting[J]. *International Journal of Fatigue*, 2017, 94: 192–201.
- [26] GASKELL D R. *Introduction to the Thermodynamics of Materials*[G]. Washington: Taylor & Francis, 1995.
- [27] LOUVIS E, FOX P, SUTCLIFFE C J. Selective laser melting of aluminium components[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211(2): 275–284.

Densification mechanism of AlSi10Mg alloy prepared by laser powder deposition

LIU Yang^{1,2,3}, WU Zi-chun¹, LIU Wen-sheng², MA Yun-zhu², CHEN Zhen-xiang³, YANG Kai³,
TAN Xin-rong^{1,3}, SONG Yu-feng¹, CHEN Yu-qiang¹, LIU wen-hui¹

(1. Hunan Engineering Research Center of Forming Technology and Damage Resistance Evaluation for High Efficiency Light Alloy Components, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China;

2. National Key Laboratory of Science and Technology for High-strength Structural Materials, Central South University, Changsha 410083, China;

3. Hunan Vanguard Group Co., Ltd., Changsha 410100, China)

Abstract: To improve the densification of AlSi10Mg alloy fabricated by laser powder deposition (LPD), the Taguchi method for the experimental design of laser powder deposition of AlSi10Mg alloy was carried out, the effect of laser energy density on densification of AlSi10Mg alloy was investigated. The threshold range of energy density of high density AlSi10Mg alloy prepared by LPD was obtained. The effect of oxidation on the densification of the LPD AlSi10Mg alloy was analyzed by scanning electron microscope (SEM), and the densification mechanism of AlSi10Mg alloy prepared by LPD was revealed. The results show that high densification AlSi10Mg alloy can be obtained when the laser energy density was between 120 J/mm³ and 140 J/mm³, of which the densification of LPD AlSi10Mg alloy was more than 98%. The existence of oxide film will reduce the wettability of AlSi10Mg melt on the surface of deposited layer, and the AlSi10Mg melt in the molten pool cannot be fully spread, resulting in the formation of holes and other defects. High laser energy density can break the oxide film on the surface of the deposited AlSi10Mg layer, so that the AlSi10Mg melt can be fully spread on the surface of the deposited layer.

Key words: additive manufacturing; laser powder deposition; AlSi10Mg; process parameter; densification; oxidation

Foundation item: Project(52105334) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (2021JJ40206) supported by the Natural Science Foundation of Hunan Province, China; Project (2022GK2043) supported by the Key Research and Development Program of Hunan Province, China

Received date: 2021-07-30; **Accepted date:** 2021-10-13

Corresponding author: LIU Yang; Tel: +86-18670709817; E-mail: liuyang7740038@163.com

(编辑 何学锋)