第 47 卷 第 9 期 焊 接 学 报 Vol. 47(9):129 − 139
2026 年 9 月 TRANSACTIONS OF THE CHINA WELDING INSTITUTION September 2026

引文格式: 黄绍服, 邱仁杰, 杜娴, 等. 激光粉末床熔融 AlSi10Mg 合金 TIG 焊接成形性研究[J]. 焊接学报, 2026, 47(9): 129 − 139. HUANG Shaofu, QIU Renjie, DU Xian, *et al*. Investigation of TIG welding formability of AlSi10Mg alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2026, 47(9): 129 − 139.

激光粉末床熔融 AlSi10Mg 合金 TIG 焊接成形性研究

黄绍服[1], 邱仁杰[1], 杜娴[2], 陈奕涵[3], 王哲[4], 邓浩[4], 柳建[2]

(1. 安徽理工大学, 机电工程学院, 淮南, 232001; 2. 陆军装甲兵学院, 机械产品再制造国家工程研究中心, 北京, 100072; 3. 华侨大学, 信息科学与工程学院, 厦门, 362021; 4. 北京航天器制造有限公司, 中国航天科技研究院, 北京, 100094)

摘要: 激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 成形 AlSi10Mg 合金在熔焊过程中易出现气孔率偏高的问题, 文中采用 Taguchi 方法, 开展了 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金交流钨极惰性气体保护焊 (tungsten inert gas welding, TIG) 工艺的成形性研究, 并对接头的组织和性能进行了分析. 结果表明, 交流频率是影响气孔率的最主要因素, 而影响熔深的最主要因素为焊接电流的大小. 微观组织分析表明, 焊缝组织主要由灰色 α-Al 基体相与分布于晶界处的亮白色共晶 Si 相组成, 焊缝中部区域存在密集的小尺寸气孔, 焊缝顶部和底部则出现较大的气孔, 熔合线附近形成沿熔合线分布的微小初生气孔带. 气孔的产生根源是母材中的氢. 最优焊接工艺参数组合为: 焊接电流 160 A、焊接速度 110 mm/min、送丝速度 16 mm/s、交流频率 110 Hz, 在此参数下, 焊缝横向气孔率达到最低值 3.20%, 纵向气孔率为 2.13%, 熔深为 1.72 mm, 接头平均显微硬度和抗拉强度分别为 76.56 $HV_{0.2}$ 和 174.79 MPa.

创新点: (1) 首次应用 Taguchi 方法实现 LPBF-AlSi10Mg 合金交流 TIG 焊接多参数筛选与优化.
(2) 确定了交流频率对气孔率的主导作用及焊接电流对熔深的影响.
(3) 获得了最优焊接参数 (160 A, 110 mm/min, 16 mm/s, 110 Hz), 显著降低气孔率至 3.20%.

关键词: 激光粉末床熔融; AlSi10Mg 合金; Taguchi 方法; 气孔率; 微观组织; 力学性能
中图分类号: TG 453.9; TG 57 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20250806001

Investigation of TIG welding formability of AlSi10Mg alloy fabricated by laser powder bed fusion

HUANG Shaofu[1], QIU Renjie[1], DU Xian[2], CHEN Yihan[3], WANG Zhe[4], DENG Hao[4], LIU Jian[2]

(1. School of Mechatronics Engineering, Anhui University of Science & Technology, Huainan, 232001, China; 2. National Engineering Research Center for Mechanical Product Remanufacturing, Army Academy of Armored Forces, Beijing, 100072, China; 3. College of Information Science & Engineering, Huaqiao University, Xiamen, 362021, China; 4. Beijing Spacecraft Manufacturing Co., Ltd., China Academy of Space Technology, Beijing, 100094, China)

Abstract: To address the issue of excessive porosity in laser powder bed fusion (LPBF) fabricated AlSi10Mg alloy during fusion welding, the welding formability of the LPBF fabricated AlSi10Mg alloy using the alternating current tungsten inert gas (TIG) welding process was investigated based on the Taguchi method, and the microstructure and properties of the joints were analyzed. The results indicate that alternating current frequency is the most significant factor influencing porosity, while welding current is the most significant factor influencing penetration depth. Microstructural analysis indicates that the weld microstructure is primarily composed of a gray α-Al matrix phase and bright white eutectic Si phases distributed at grain boundaries. A high density of small-sized pores exists in the central region of the weld, whereas larger pores appear at the top and bottom of the weld. A micro primary

收稿日期: 2025 − 08 − 06; **录用日期:** 2025 − 12 − 10
基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52275228)

pore band distributed along the fusion line is formed near the fusion line. The root cause of pore generation is the hydrogen in the base metal. The optimal combination of welding process parameters is a welding current of 160 A, a welding speed of 110 mm/min, a wire feed speed of 16 mm/s, and an alternating current frequency of 110 Hz. Under these parameters, the transverse porosity of the weld reaches a minimum value of 3.20%; the longitudinal porosity is 2.13%; the penetration depth is 1.72 mm. The average microhardness and tensile strength of the joint are 76.56 $HV_{0.2}$ and 174.79 MPa, respectively.

Highlights: (1) The Taguchi method was applied for the first time to achieve multi-parameter selection and optimization of alternating current TIG welding for the LPBF-AlSi10Mg alloy.

(2) The dominant effect of alternating current frequency on porosity and the impact of welding current on penetration depth were determined.

(3) The optimal welding parameters (160 A, 110 mm/min, 16 mm/s, 110 Hz) were obtained, and the porosity was significantly reduced to 3.20%.

Key words: laser powder bed fusion; AlSi10Mg alloy; Taguchi method; porosity; microstructure; mechanical property

0 序言

随着增材制造技术的快速发展,激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, LPBF) 已成为制造高性能金属构件重要手段[1-3].AlSi10Mg 合金作为典型的铝硅合金,在航空航天、汽车、电子等领域得到广泛应用[4].然而,由于 LPBF 成形仓尺寸的限制,难以一次性成形大尺寸复杂零件[5],仍需借助后续焊接进行连接和结构组装.此外,LPBF 部件在使用过程中可能出现开裂和磨损等问题,相较于整体更换,焊接修复能够节省生产成本与维修周期[6].目前,LPBF-AlSi10Mg 焊接主要采用激光焊、电子束焊、搅拌摩擦焊等高能束焊接方式[7-9].

LPBF 成形 AlSi10Mg 合金熔化焊接存在巨大难题,其中一个主要问题是焊缝金属氢气孔的敏感性极高,而 LPBF 构件本身具有较高的含氢量,焊接过程中母材熔化会导致大量氢进入熔池[10].因此,需采用合适的工艺,减少母材的熔化量,增加焊缝金属对氢的固溶或促进已形成氢气泡的逸出,进而抑制焊缝气孔的产生.EMMELMANN 等人[11] 对 LPBF 技术制备的 Al-12Si 合金进行了激光焊接研究,通过调控焊接参数、改善保护气氛和表面处理等措施尝试抑制气孔生成,但气孔率仍然较高.研究认为其主要原因在于 LPBF 构件本身具有较高的含氢量.CHANG 等人[12] 在对 LPBF-AlSi10Mg 合金激光焊接的研究中也指出,随着焊接热输入的增加,熔池中氢含量上升,导致气孔尺寸增大和数量增加,进一步说明母材中残余氢是影响焊接质量的关键因素之一.WU 等人[13] 采用 ER4047 与 ER5356 两种焊丝对 AlSi7Mg 合金进行冷金属过渡焊接研究,结果显示,添加 Mg 元素的 ER5356 焊丝可将焊缝气孔率从 9.3% 降低至 7.9%,表明适当调控合金元素有助于抑制气孔形成.此外,CUI 等人[14] 还采用搅拌摩擦焊对 LPBF-AlSi10Mg 合金进行连接,接头获得了 247 MPa 的抗拉强度和 8.8% 的断后伸长率.然而,由于搅拌摩擦焊过程需要施加较大压力,可能引起母材变形,且主要适用于平板类构件,限制了其在复杂 LPBF 零件中的广泛应用.

综上所述,文中以 LPBF 成形的 AlSi10Mg 合金为研究对象,开展 TIG 焊接成形性研究,为 LPBF 铝合金的工程化连接与修复提供理论依据与工艺指导.

1 试验方法

试验母材为 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金板.填充焊丝是由龙泰焊材有限公司生产的 ER4047 焊丝,焊丝直径为 1.2 mm.母材和焊丝化学成分如表 1 所示.母材尺寸为 68 mm × 53 mm × 6 mm.

试验在室温条件下进行,所用设备为自研

表 1 母材及焊丝化学成分 (质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of base metal and filler wire

材料	Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Zn	Cu	Al
母材	10.51	0.39	0.15	≤0.01	0.14	≤0.01	—	余量
ER4047焊丝	12.215	0.09	0.21	≤0.01	—	0.011	0.012	余量

TIG 熔覆成形系统，如图 1 所示.该系统主要由松下 IA-3000TP-C1C 焊接电源、中枢自动化控制系统、水冷系统和送丝系统等部分组成.焊接设置为恒压模式，送丝机构设置为均匀连续送丝，开始延后送丝、结束提前抽丝，有利于焊接熔化均匀稳定.

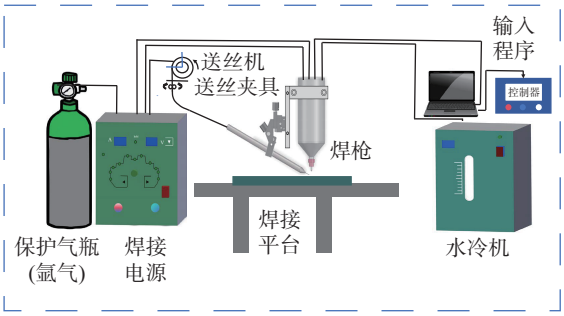


图 1　TIG 焊接系统
Fig. 1　TIG welding system

试验为 Y 形坡口对接焊接试验.坡口设计如图 2 所示.底部保留 2 mm 钝边，对接间隙不超过 0.5 mm.焊接前，对坡口表面及待焊试板正反两面焊接区域 15 mm 范围内进行打磨清洗处理.

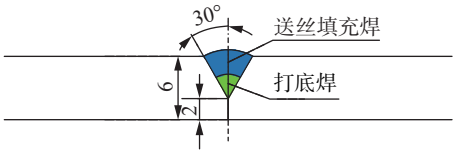


图 2　焊接方法示意图 (mm)
Fig. 2　Schematic diagram of the welding method

四因素三水平正交试验的各因素水平设置如表 2 所示.以接头横向气孔率、纵向气孔率以及熔深为评价指标，对 LPBF- AlSi10Mg 合金的 TIG 焊接成形性进行评判.

表 2　因素水平表
Table 2　Factor level table

序号	焊接电流 I/A	焊接速度 v/(mm·min^{-1})	送丝速度 v_w/(mm·s^{-1})	交流频率 f/Hz
因素	A	B	C	D
1	160	110	12	90
2	170	120	14	100
3	180	130	16	110

如图 2 所示，焊接过程采用两道焊接，坡口底部第一道焊接采用不填丝打底焊，第二道采用送丝填充焊.这是因为在保证焊缝能够填满的前提下，采用不填丝打底焊接能够利用稳定的电弧降低根部的气孔数量，而且在无送丝的情况下，可以防止熔覆金属堵塞脱气通道，从而获得相对较小的气孔率.

图 3 为第一道不填丝打底焊截面图，经计算气孔率仅为 2.2%.文中气孔率的测算是使用 KSGA0PIN-GP-660V 高清 CDD 显微镜观察焊缝截面气孔分布，获得截面宏观图片后，使用 Fiji-ImageJ 图像处理软件中 Weka 模块的机器学习功能进行气孔识别并且计算气孔总面积，通过气孔总面积除以焊缝面积获得气孔率.

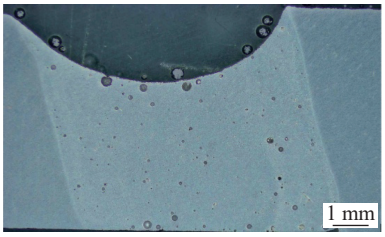


图 3　第一道不填丝打底焊焊接接头截面宏观图
Fig. 3　Macroscopic cross-section of the first pass TIG weld joint without filler fire

第一道焊接完成后，采用不锈钢刷进行焊缝表面打磨处理，并在焊缝温度降至 50 ℃ 后，进行第二道填充焊.为了更好比较不同焊接参数下的热输入，引入自动化 TIG 焊接线能量，将交流 TIG 焊接的线能量 Q 定义为单位长度焊道所吸收的电弧能量，其计算方法为[15]

$$Q=\frac{U_{\mathrm{RMS}}I_{\mathrm{RMS}}(1-W_{\mathrm{C}})}{v}\eta \tag{1}$$

式中：U_{RMS}、I_{RMS} 分别为有效焊接电压和有效焊接电流.试验采用恒压模式 U_{RMS} = 22 V.电源输出为对称交流方波电流，故 $I_{\mathrm{RMS}}=I_{\mathrm{peak}}=I_{\mathrm{set}}$($I_{\mathrm{peak}}$、$I_{\mathrm{set}}$ 分别为峰值电流、设定电流).v 为焊接速度 (mm/s)；W_{C} 为清理宽度 (%)，即焊接中负极周期所占的比例；η 为电弧效率，通常取 70%.

采用 DK77 电火花线切割机在焊接板中心沿着垂直焊缝方向取金相试样，取样范围包括接头和两端母材，随后对试样进行打磨、抛光腐蚀处理.腐蚀处理采用凯勒试剂 (2.5 mL KNO_3 + 1.5 mL HCl + 1 mL HF + 95 mL H_2O)，腐蚀 7 ~ 8 s 随后快速冲洗并用吹风机吹干.使用 FEI 公司生产的 Nova NanoSEM50 系列超高分辨扫描电镜 (scanning electron microscope, SEM) 和能量色散光谱 (energy dispersive spectroscopy, EDS) 分析试样的组织形貌和元素分布.分析组织时，α-Al 基体中第二相 Si 的占比测算与气孔率测算方法一致.熔深测量原理如图 4 所示，Y 形坡口斜边中心位置到母材的垂直距离为单侧熔深，用双侧熔深的平均值来表示熔深.

室温静拉伸试验在 GP-TS2000M/300kN 型微

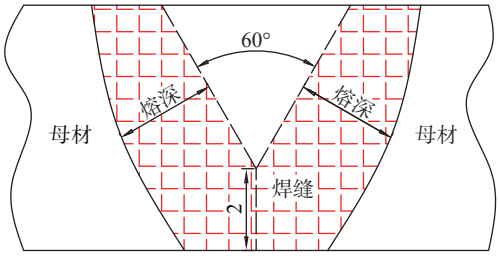
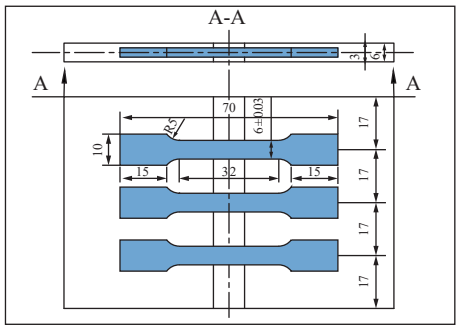


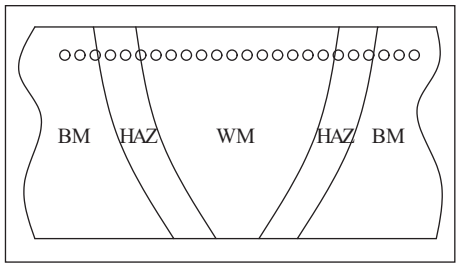
图 4 熔深测量示意图 (mm)

Fig. 4 Schematic diagram of penetration depth measurement

机控制电子万能试验机上进行. 为避免测试偶然性, 静拉伸试样制备 3 份, 并以 3 份平均值来表征试样的静拉伸性能. 试样尺寸与取样位置如图 5(a) 所示. 试验完成后, 采用光学显微镜对试样断口截面进行观察分析, 研究试样的静拉伸断裂机制. 硬度测试在 FM-700e 型显微硬度测试仪上进行, 测试位置如图 5(b) 所示, 相邻两点间隔距离为 0.5 mm, 测试所用载荷为 200 g, 保载时间 15 s.



(a) 拉伸试样



(b) 硬度测试试样

图 5 力学性能测试试样尺寸及测试位置示意图 (mm)

Fig. 5 Schematic diagram of dimensions and testing positions for mechanical property test specimen. (a) tensile specimen; (b) hardness test specimen

2 结果与讨论

2.1 正交试验结果分析

图 6 为正交试验各焊接参数下的焊缝截面宏观形貌, 其中 1 ~ 9 为试验序号. 由图 6 可以看出每条焊缝都熔透良好, 气孔缺陷主要集中在焊缝的近表层区域和熔合区, 但不同工艺参数条件下焊缝的气孔大小和气孔率不同, 表明工艺参数对焊缝成形质量有直接影响. 9 组试验下的焊缝气孔率及熔深值如表 3 所示.

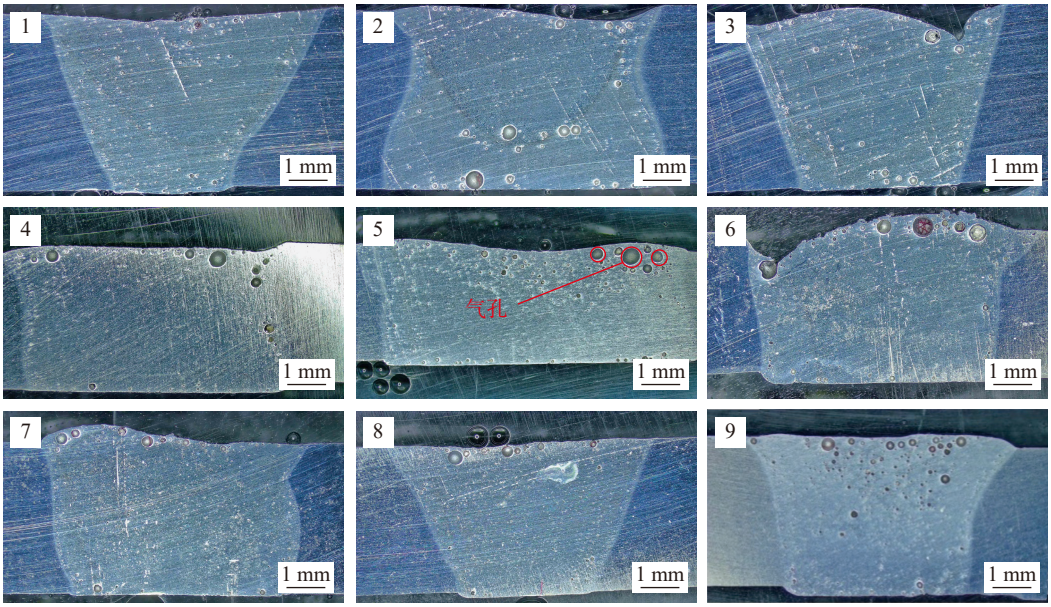
极差分析结果如表 4 所示, 其中, S_{ij} 表示 j 因素 i 水平 (i = 1,2,3; j = 1,2,3,4) 对应试验结果和的算术平均值, R_j 为 j 因素对应试验结果的极差. 极差 R_j 越大, 表示该因素的水平波动对试验结果影响越显著; R_j 越小, 说明该因素对指标的影响小, 为次要因素. 最优水平表示在该因素 (A,B,C,D) 下第 i 个水平 (i = 1,2,3) 时取得试验中的最优值.

由结果可知, 焊接参数对焊缝横向气孔率的影响程度为: 交流频率 (因素 D)>焊接速度 (因素 B)>焊接电流 (因素 A)>送丝速度 (因素 C), 最优参数组合为: 焊接电流 160 A、焊接速度 110 mm/min、送丝速度 16 mm/s 和交流频率 110 Hz(参数 1). 焊接参数对焊缝熔深的影响程度为: 焊接电流 (因素 A)>交流频率 (因素 D)>送丝速度 (因素 C)>焊接速度 (因素 B), 并且最小熔深与最低横向气孔率对应的焊接参数相同, 也就是最少的母材熔化对应最小气孔率, 这是因为焊缝中的氢气孔来源于母材中的氢.

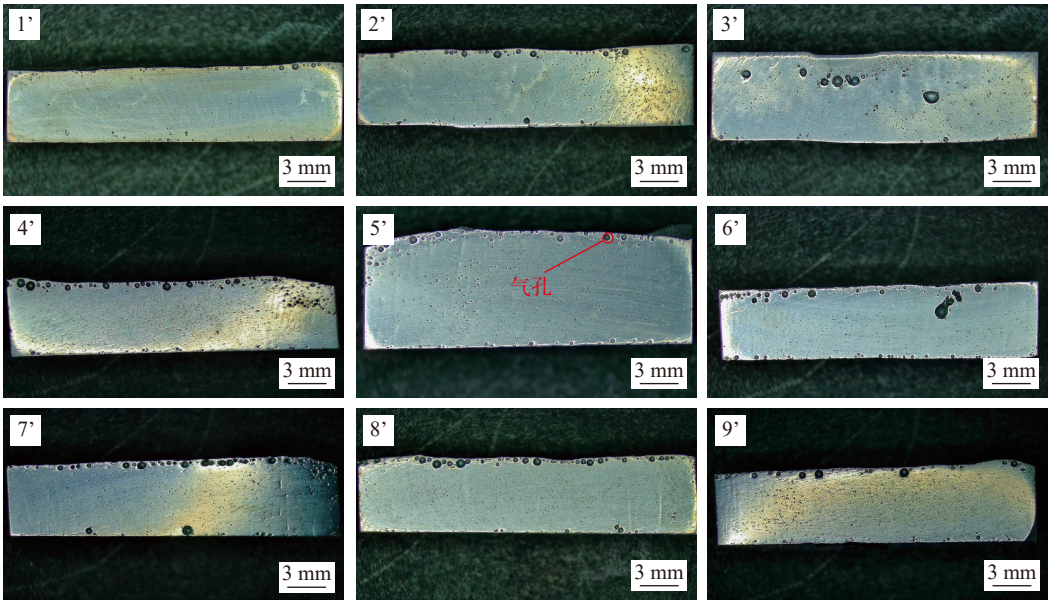
焊接参数对焊缝纵向气孔率的影响程度为: 交流频率 (因素 D)>送丝速度 (因素 C)>焊接速度 (因素 B)>焊接电流 (因素 A), 最优参数组合为: A1(焊接电流 160 A)、B2(焊接速度 120 mm/min)、C2(送丝速度 14 mm/s)、D1(交流频率 90 Hz)(参数 2). 交流频率的变化会加剧电弧震荡对熔池的搅拌作用, 有利于熔池中的气体逸出, 因此对焊缝气孔率的影响作用最显著. 焊接过程中熔池的形成主要取决于电弧等离子流力大小, 当电压恒定, 电弧等离子流力大小主要受电流大小影响[16], 因此焊接电流对焊缝熔池的影响程度最重.

两组最优参数焊接试验所得的接头表面宏观形貌及截面宏观形貌如图 7 和图 8 所示. 由图可见, 焊缝表面存在明显的气孔缺陷, 表明仅通过简单的工艺优化无法消除焊缝气孔缺陷, 需要结合其他辅助技术共同调控.

根据焊缝截面形貌, 分别计算两组工艺参数下的气孔率、熔深及线性热输入, 计算结果如表 5 所示. 对比两组数据, 可以发现 Q_2<Q_1, 从热输入角度理论上参数 1 对应的母材熔化量应大于参数 2, 气孔率也应呈现相同规律, 但实际试验结果与之相反. 这表明送丝速度与交流频率同样会对熔深和气



(a) 横向截面



(b) 纵向截面

图 6　正交试验不同参数下的接头宏观形貌

Fig. 6　Macro-morphology of joints under different parameters in orthogonal test. (a) transverse sections; (b) longitudinal sections

表 3　正交试验结果一览表

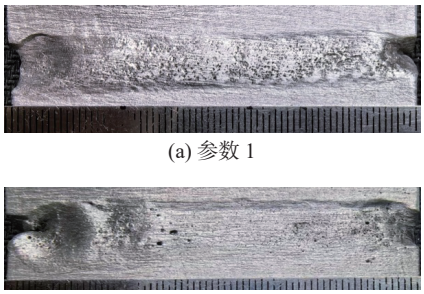
Table 3　Summary of orthogonal experimental results

试验序号	焊接电流 I/A	焊接速度 v/(mm·min^{-1})	送丝速度 v_w/(mm·s^{-1})	交流频率 f/Hz	横向气孔率 P_t(%)	纵向气孔率 P_l(%)	熔深 P_D/mm
1	160	110	12	90	3.267	2.068	2.781
2	160	120	14	100	4.967	3.807	2.541
3	160	130	16	110	4.142	3.930	2.532
4	170	110	14	110	3.557	4.655	2.785
5	170	120	16	90	4.580	2.263	3.795
6	170	130	12	100	6.404	4.217	3.253
7	180	110	16	100	5.621	3.724	2.911
8	180	120	12	110	4.055	3.737	2.769
9	180	130	14	90	4.745	4.391	2.717

表 4 极差分析表

Table 4 Range analysis table (R-analysis)

分析项目	横向气孔率P_t(%)				熔深P_D/mm				纵向气孔率P_l(%)			
因素	A	B	C	D	A	B	C	D	A	B	C	D
算数平均值S_{1j}	4.125	4.148	4.575	4.197	2.618	2.825	2.934	3.097	3.268	3.483	3.341	2.907
算数平均值S_{2j}	4.847	4.534	4.781	5.664	3.278	3.035	3.079	2.901	3.712	3.269	3.306	3.916
算数平均值S_{3j}	4.807	5.097	4.423	3.918	2.799	2.834	2.681	2.695	3.951	4.18	4.284	4.108
极差R_j	0.722	0.949	0.358	1.746	0.66	0.21	0.399	0.402	0.682	0.91	0.978	1.2
最优水平	A1	B1	C3	D3	A1	B1	C3	D3	A1	B2	C2	D1
主次关系	D>B>A>C				A>D>C>B				D>C>B>A			

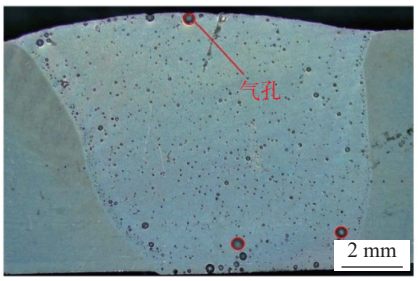


(a) 参数 1

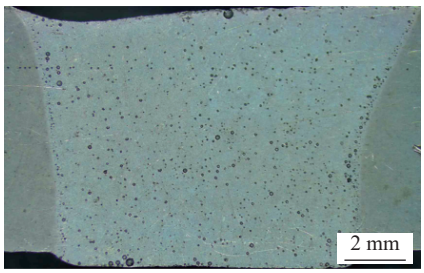
(b) 参数 2

图 7 焊缝表面形貌

Fig. 7 Weld surface morphology. (a) parameter 1; (b) parameter 2



(a) 参数 1



(b) 参数 2

图 8 焊缝截面形貌

Fig. 8 Weld cross-section morphology. (a) parameter 1; (b) parameter 2

孔率产生显著影响，其作用机制可归纳为：较高的交流频率促使电弧在正、负极间快速切换，抑制电弧偏移与电弧不稳定性，同时削弱工件表面的热量集中，造成熔深降低；焊缝内氢气孔源自母材中的氢元素，较小的熔深对应更少的母材熔化量，进而减少焊缝中氢气孔的生成. 此外，电弧极性的快速切换可对熔池产生搅拌作用，有利于疏通熔池脱气通道，降低气孔率. 而参数 2 条件下，较快的送丝速度搭配较低的焊接速度会引入更多熔覆金属，扰乱熔池脱气通道，最终造成气孔率升高.

表 5 最优参数下的计算结果

Table 5 Calculated results under optimal parameters

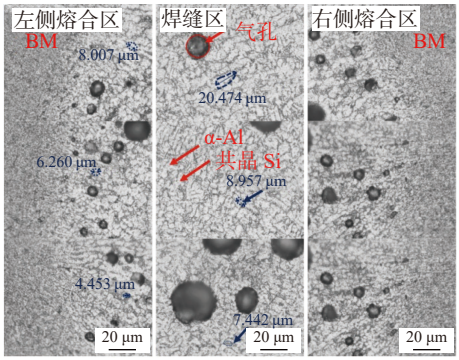
参数序号	线性热输入 Q/(J·mm^{-1})	横向截面气孔率 P_t(%)	纵向截面气孔率 P_l(%)	熔深 P_D/mm
参数1	1 008	3.20	2.26	1.72
参数2	924	3.98	2.01	2.23

2.2 微观结构分析

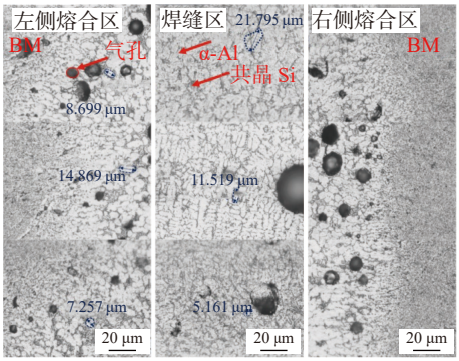
通过正交试验参数优化，获得了横向气孔率和熔深最低的参数 1(160 A 焊接电流、110 mm/min 焊接速度、16 mm/s 送丝速度、110 Hz 交流频率)，以及纵向气孔率最低的参数 2(160 A 焊接电流、120 mm/min 焊接速度、14 mm/s 送丝速度、90 Hz 交流频率).

图 9 为焊接接头的显微组织. 对比两种焊接参数下接头的微观组织，可以发现在焊缝的同一位置，参数 1 下的组织晶粒较细，这可归因于参数 1 下较低的焊接速度延长了熔池存在时间，有助于合金元素扩散与热对流形成，配合更高的交流频率(110 Hz) 所带来的更强熔池扰动效应，使得熔池内部对流增强，形核率提高，从而显著抑制晶粒生长.

对比同一焊接接头焊缝中心区域晶粒尺寸. 自上到下晶粒显著细化，这可归因于焊缝顶部区域受热强、冷却慢，晶粒易于生长；而底部靠近基板，散热迅速，冷却速率高，晶核形成能力增强，有效促进晶粒细化.



(a) 参数 1



(b) 参数 2

图 9　不同参数下的接头金相图

Fig. 9　Metallographic images of welded joints under different parameters. (a) parameter 1; (b) parameter 2

图 10 为两组参数条件下焊接接头的高倍 SEM 图像及对应 EDS 分析结果. 从图像中可观察到, 焊缝组织主要由灰色的 α-Al 基体相与分布于晶界处的亮白色共晶 Si 相组成, 呈典型的 AlSi10Mg 合金凝固特征.

如图 11 所示, 统计两组参数下焊缝区中心位置各相面积比例, 参数 1 对应样品中共晶 Si 相的面积比例 (9.53%) 较参数 2(7.507%) 更大且分布更致密、连续性更好; 而参数 2 下, 共晶 Si 相分布较稀疏、不连续. 在图 10 所示的 EDS 分析中, 在焊缝同一位置参数 1 样品共晶 Si 相和 α-Al 基体相中的 Si 元素含量均高于参数 2. 造成该差异的原因主要包括 3 方面: ①参数 1 的单位线能量 Q_1>Q_2, 其熔池凝固速率相对较低, 延长了熔池处于液态的时间. 这一条件为 Si 元素的扩散提供了更充分的时间, 使得共晶相能够更充分地迁移与聚集, 最终形成更为连续、致密的网状结构; ②较高的送丝速度增强了合金元素, 尤其是 Si 的补充, 有助于维持合适的化学成分, 促进共晶相的充分形成; ③较高的交流频率改善了电弧稳定性和熔池搅拌效果, 进一步提升了合金元素在熔池中的均匀分布, 避免了组织的不连续性. 由此可见, 参数 1 更有利于共晶 Si 相的析出与均匀分布, 对优化焊缝组织具有积极作用.

2.3　力学性能分析

2.3.1　显微硬度分析

图 12 所示为参数 1 和参数 2 下焊接接头横截面的显微硬度分布曲线及平均硬度柱状图. 从图中可以看出, 参数 1 对应接头的平均硬度为 76.56 $HV_{0.2}$, 略高于参数 2 的 75.07 $HV_{0.2}$. 这种差异主要源于参数 1 条件下的焊缝晶粒尺寸较小, 凝固过程中形成了较多弥散分布的共晶 Si 相, 这些细小硬质相能够有效提升材料的局部硬度. 同时, 硬度分布曲线在焊缝区域呈现出一定程度的上下波动, 参数 1 下最大波动差值为 10 $HV_{0.2}$, 而参数 2 下的差值达 16.42 $HV_{0.2}$, 说明接头区域硬度分布不够均匀.

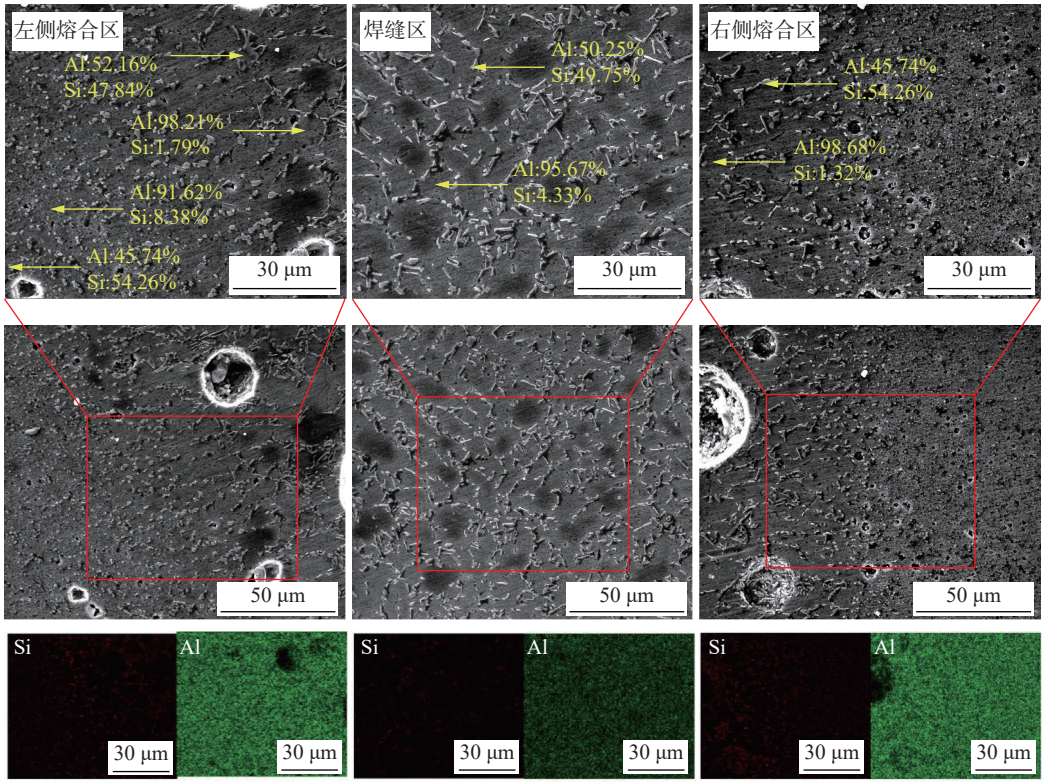
图 13 为不同区域的维式压痕. 经分析, 硬度值低的点都在气孔处, 如图 13(b) 所示. 当显微硬度计压头落于气孔或其附近区域时, 由于基体承载能力下降, 气孔发生局部坍塌, 从而导致压痕面积异常增大, 最终表现为局部硬度显著降低, 这是硬度值存在波动大的原因.

此外, 从误差条和分布波动来看, 参数 1 样品硬度的标准差较小, 表明其硬度分布更加均匀. 原因可能在于其焊缝气孔率较低, 组织连续性较好, 从而减少了硬度测试中的局部异常波动.

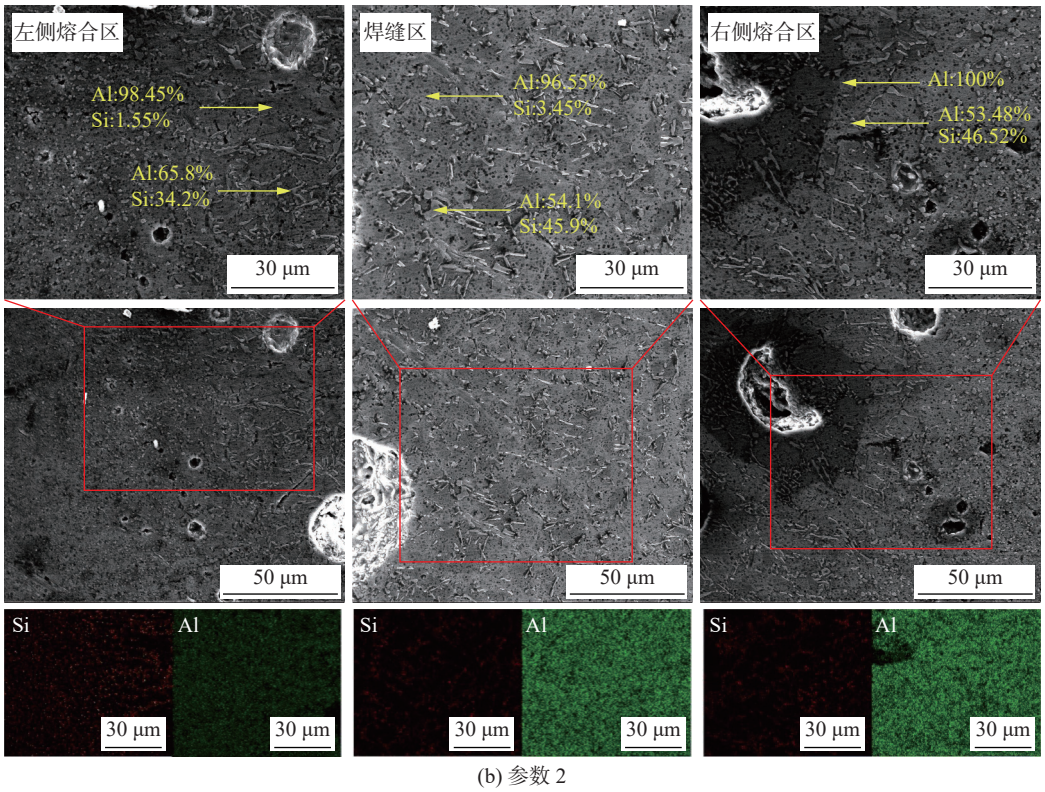
2.3.2　接头拉伸性能

两种工艺参数下的焊接接头静拉伸应力-应变曲线如图 14 所示, 屈服强度、抗拉强度和断后伸长率数据见表 6. 由表 6 可知, 参数 1 条件下获得接头的抗拉强度为 174.79 MPa, 高于参数 2 接头的 160.95 MPa. 但两组接头的抗拉强度与断后伸长率均低于母材 (抗拉强度 298.85 MPa, 断后伸长率 11.40%). 这进一步表明, 针对 LPBF-AlSi10Mg 合金焊接成形, 尽管工艺优化可在一定程度上改善接头性能, 但倘若气孔缺陷无法得到消除, 则难以获得性能优异的焊接接头.

对宏观和显微断裂路径进行观察, 结果如图 15(a) 所示. 两组接头均在熔合线 (fusion line, FL) 附近断裂, 且断裂区未出现明显颈缩, 说明试样整体塑性变形能力较差, 这与表 6 中较低的断后伸长率数据具有一致性, 同样表明两组接头均为脆性断裂. 由测试前断裂处形貌可知, 焊缝熔合线附近存在的气孔带会严重削弱接头强度, 这是断裂发生



(a) 参数 1



(b) 参数 2

图 10 不同参数焊缝微观组织及元素分布

Fig. 10 Microstructure and element distribution of welds with different parameters. (a) parameter 1; (b) parameter 2

在此处的主要原因. 由图 15(a) 可知, 断裂界面主要由粗糙撕裂面与相对光滑的孔洞截面组成, 说明在拉伸载荷作用下, 裂纹主要起始并扩展于气孔集中区域, 最终沿熔合线快速断裂, 接头未能有效发挥其应有的力学性能. 图 15(b) 为拉伸断口表面形貌. 可以看出断口表面由气孔和撕裂棱组成. 接头加

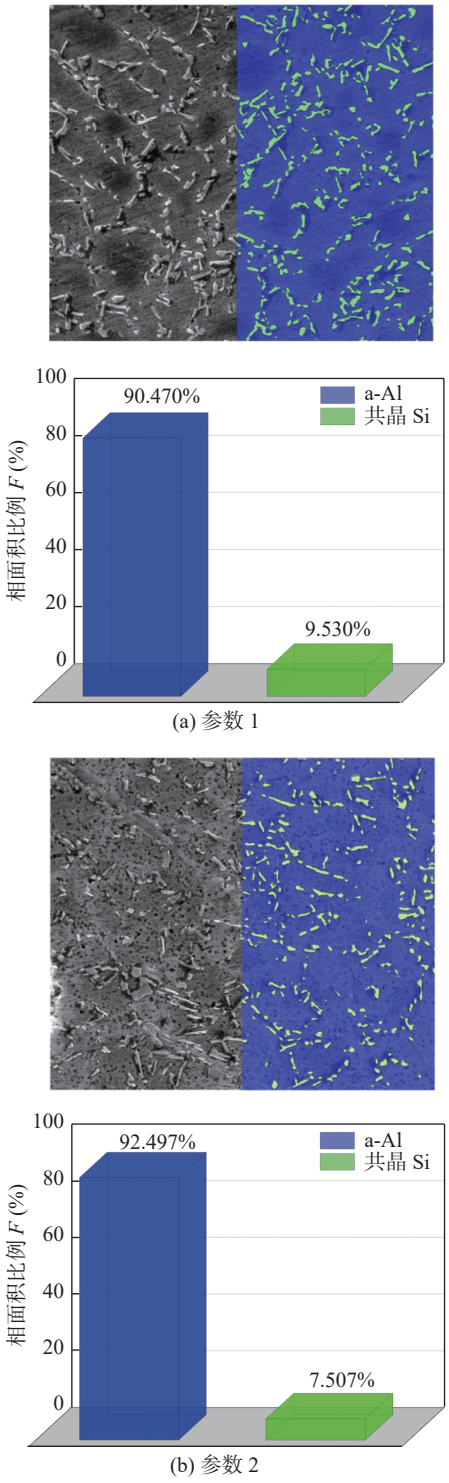


图 11　焊缝区中心位置相面积统计

Fig. 11　Phase area statistics at the weld center. (a) parameter 1; (b) parameter 2

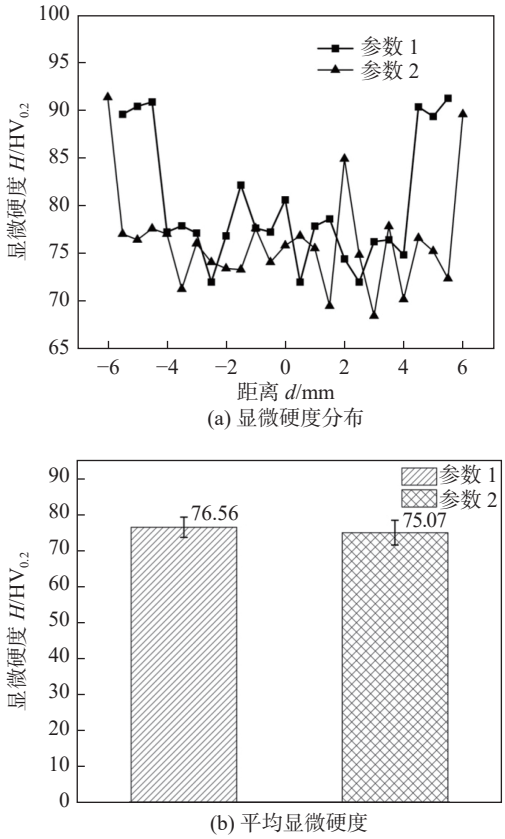


图 12　不同参数下的显微硬度

Fig. 12　Microhardness under different parameters. (a) microhardness distribution; (b) average microhardness

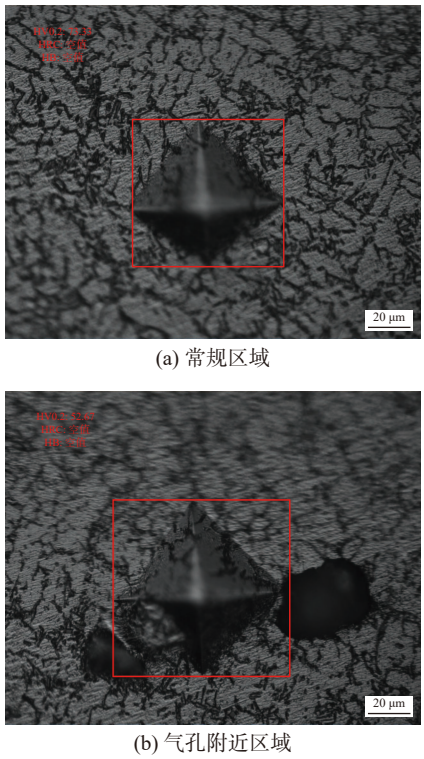


图 13　不同区域维式压痕形貌

Fig. 13　Vickers indentation morphologies in different regions. (a) general region; (b) region near pore

载时, 密集气孔的存在减小了横截面的有效承载面积, 使得气孔周围组织更容易发生塑性变形, 造成局部应力集中, 加速裂纹扩展. 因此, 高气孔率的接头更容易表现出局部脆性断裂行为.

综上所述, 避免沿熔合线形成连续气孔带, 提升该区域的组织致密性与结合质量, 将是优化 LPBF-AlSi10Mg 合金 TIG 焊接接头拉伸性能的关键.

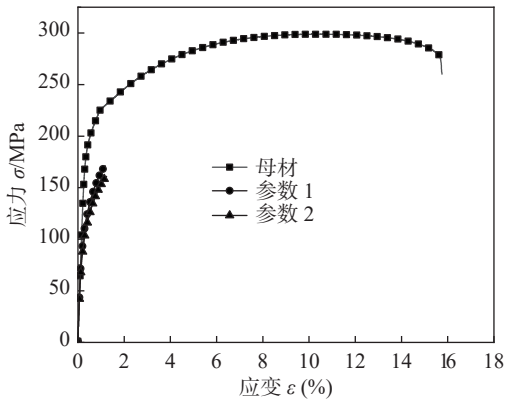


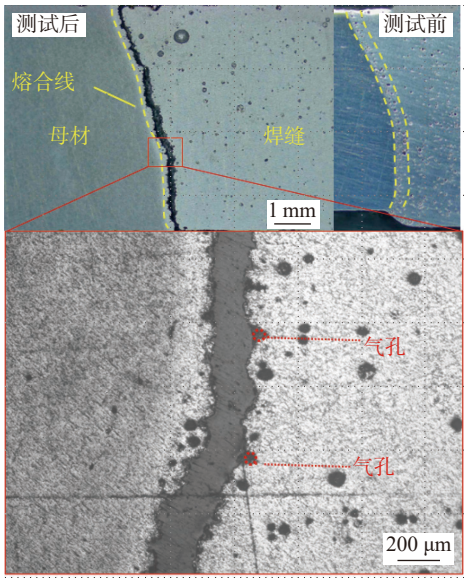
图 14 不同参数下接头静态拉伸应力-应变曲线

Fig. 14 Engineering stress-strain curves of welded joints under different parameters

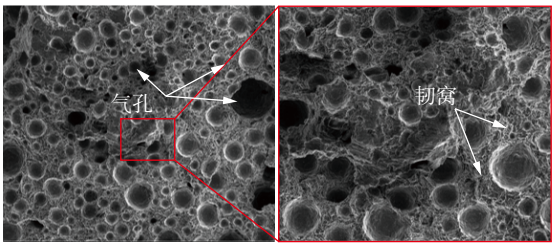
表 6 静拉伸测试结果

Table 6 Static tensile test results

试样	屈服强度 $R_{p0.2}$/Mpa	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 A(%)	断裂位置
母材	198.90	298.85	11.40	—
参数1	113.79	174.79	0.92	FL
参数2	112.69	160.95	1.04	FL



(a) 断裂路径形貌



(b) 断口微观形貌

图 15 焊接接头断裂路径及断口形貌

Fig. 15 Fracture path and fracture morphology of the welded joint. (a) morphology of the fracture path; (b) microscopic morphology of the fracture surface.

3 结论

(1) 影响气孔率的主次因素顺序为：交流频率>焊接速度>焊接电流>送丝速度，影响熔深的主次因素顺序为：焊接电流>交流频率>送丝速度>焊接速度. LPBF 成形 AlSi10Mg 合金交流 TIG 焊接最优参数组合为：焊接电流 160 A、焊接速度 110 mm/min、送丝速度 16 mm/s、交流频率 110 Hz.

(2) 焊缝组织主要由灰色的 α-Al 基体相与分布于晶界处的亮白色共晶 Si 相组成，呈典型的 AlSi10Mg 合金凝固特征.

(3) 最优工艺参数组合条件下，LPBF 成形 AlSi10Mg 合金交流 TIG 焊接接头平均显微硬度为 76.56 $HV_{0.2}$，静拉伸抗拉强度和断后伸长率分别为 174.79 MPa 和 0.92%，显示出脆性断裂特征.

(4) 气孔缺陷是造成 LPBF 成形 AlSi10Mg 合金交流 TIG 焊接接头力学性能低下的主要原因，单纯的工艺参数优化很难消除气孔缺陷. 在工艺优化的基础上，选取合适的技术手段消除焊接过程中的气孔缺陷，是实现 LPBF-AlSi10Mg 合金 TIG 焊接接头拉伸性能提升的关键，也是后续相关研究需要重点攻克的方向.

参考文献

[1] GU D D, MEINERS W, WISSENBACH K, *et al*. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms[J]. International Materials Reviews, 2012, 57(3): 133 − 164.

[2] SAMES W J, LIST F A, PANNALA S, *et al*. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(5): 315 − 360.

[3] VANDENBROUCKE B, KRUTH J P. Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts[J]. Rapid Prototyping Journal, 2007, 13(4): 196 − 203.

[4] 王林, 华学明, 沈忱, 等. 等离子电弧双丝增材制造 Ti-48Al 合金组织特征 [J]. 焊接学报, 2024, 45(2): 1 − 6,129.
WANG Lin, HUA Xueming, SHEN Chen, *et al*. Microstructural characteristics of Ti-48Al alloy fabricated by plasma arc dual-wire additive manufacturing[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2024, 45(2): 1 − 6,129.

[5] SCHERILLO F, ASTARITA A, PRISCO U, *et al*. Friction stir welding of AlSi10Mg plates produced by selective laser melting[J]. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2018, 7(4): 457 − 463.

[6] OH W J, LEE W J, KIM M S, *et al*. Repairing additive-manufactured 316L stainless steel using direct energy deposition[J]. Optics & Laser Technology, 2019, 117: 6 − 17.

[7] BIFFI C A, FIOCCHI J, TUISSI A. Laser weldability of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting: microstructure and mechanical behavior[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(11): 6714 − 6719.

[8] MÄKIKANGAS J, RAUTIO T, MUSTAKANGAS A, *et al*. Laser welding of AlSi10Mg aluminium-based alloy produced by Selective Laser Melting (SLM)[J]. Procedia Manufacturing, 2019, 36: 88 − 94.

[9] NAHMANY M, ROSENTHAL I, BENISHTI I, *et al*. Electron beam welding of AlSi10Mg workpieces produced by selected laser melting additive manufacturing technology[J]. Additive Manufacturing, 2015, 8: 63 − 70.

[10] 段成红, 池瀚林, 罗翔鹏, 等. 激光熔化沉积稀释率对重熔行为与致密度的影响 [J]. 材料导报, 2023, 37(6): 155 − 162.
DUAN Chenghong, CHI Hanlin, LUO Xingpeng, *et al*. Effects of dilution rate of laser melting deposition on remelting behaviors and density[J]. Materials Reports, 2023, 37(6): 155 − 162.

[11] EMMELMANN C, BECKMANN F. Optimization of laser welding process for laser additive manufactured aluminum parts by means of beam oscillation and process-oriented component design[C]//Lasers in Manufacturing Conference 2017. Hamburg: WLT Wissenschaftliche Gesellschaft Lasertechnik e. V. , 2017.

[12] CHANG Y, CUI L, HE D, *et al*. Effect of energy input on laser welded AlSi10Mg parts fabricated by selective laser melting[C]//Advanced Laser Processing and Manufacturing III. SPIE, 2019, 11183: 94-105.

[13] WU D, CUI L, WU X, *et al*. Cold metal transfer welding of AlSi7Mg alloy sheets prepared by selective laser melting[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 84: 282 − 297.

[14] CUI L, WU D, CHANG Y, *et al*. Microstructural evolution and mechanical property of friction stir welded joints in AlSi10Mg alloys fabricated by laser powder bed fusion[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2023, 47: 228 − 243.

[15] YELAMASETTI B, RAJYALAKSHMI G. Effect of TIG, pulsed TIG and Interpulse TIG welding techniques on weld strength of dissimilar joints between Monel 400 and AISI 316[J]. Materials Today: Proceedings, 2019, 19: 755 − 760.

[16] 胡青松, 闫朝阳, 章朋田, 等. 自适应分流交替电弧 WAAM 电弧行为与熔滴过渡 [J]. 焊接学报, 2024, 45(2): 41 − 46,131.
HU Qingsong, YAN Zhaoyang, ZHANG Pengtian, *et al*. Arc behavior and metal transfer in alternating arc WAAM with adaptive shunting[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2024, 45(2): 41 − 46,131.

作者简介: 黄绍服，博士，教授，博士研究生导师；主要从事特种加工技术及装备、铝合金焊接技术、激光加工工艺与装备等方面的研究工作；Email：5886126@qq.com.
柳建 (通信作者)，博士，副研究员；主要从事高能束增材制造/再制造、异质焊接及高熵合金成形等方面的研究工作；Email：xbdliu5899@163.com.

（编辑：　赵佳欣）