

## SLM增材高强铝的DED连接工艺及超声辅助性能优化

尚晓峰<sup>1</sup>, 董建舟<sup>1,2</sup>, 张英伟<sup>4</sup>, 王志国<sup>2,3\*</sup>, 赵宇辉<sup>2,3\*\*</sup>, 何振丰<sup>2,3</sup>, 赵吉宾<sup>2,3</sup><sup>1</sup>沈阳航空航天大学机电工程学院, 辽宁 沈阳 110135;<sup>2</sup>中国科学院沈阳自动化研究所, 辽宁 沈阳 110016;<sup>3</sup>中国科学院机器人与智能制造创新研究院, 辽宁 沈阳 110169;<sup>4</sup>航空工业沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳 110850

**摘要** 针对目前激光选区熔化难以直接成形大尺寸、高强度铝合金构件的问题,对定向能量沉积(DED)连接激光选区熔化成形Al-Mg-Sc-Zr合金的工艺进行研究,分析缺陷分布的位置、形貌以及对力学性能的影响,对比分析定向能量沉积参数以及超声外场辅助下连接试样的微观组织、元素分布和力学性能,并通过热等静压进一步提升力学性能。结果表明:缺陷主要分布在基材与连接区交界的熔合区,密集气孔聚集导致熔合区硬度远低于连接区和基材的硬度,并使整体拉伸性能弱化。在75~150 J/mm<sup>2</sup>激光能量密度范围内,随能量密度增大,致密度和抗拉强度均提升。采用3000 W激光功率、5 mm/s扫描速率、3.7 g/min送粉速率,得到最高的熔合区硬度、连接区致密度以及抗拉强度,分别为90 HV、90.83%、203.38 MPa。超声外场辅助会促进Al<sub>3</sub>(Sc,Zr)强化相的析出并细化晶粒,且能够有效减少气孔的数量和缩小气孔的尺寸。超声后试样的综合力学性能得到显著提升,熔合区硬度为95 HV,致密度为93.06%,抗拉强度为292 MPa,较未加超声时分别提高了5%、2.4%和44%。超声后采用热等静压的后处理方法,可使综合力学性能得到进一步提升,熔合区硬度为160 HV,致密度为99.99%,抗拉强度为405.71 MPa,较未热等静压时分别提高了68.4%、7.4%和38.9%。

**关键词** 光学设计; 定向能量沉积; 连接; Al-Mg-Sc-Zr合金; 超声外场辅助; 力学性能; 热等静压

**中图分类号** TG456.7 **文献标志码** A

**DOI:** 10.3788/AOS231659

## 1 引言

铝合金作为结构材料在航空航天中使用量巨大,尤其是5系、7系铝合金,目前这些铝合金材料大多采用传统锻造工艺制备。金属增材制造技术,尤其是激光选区熔化(SLM)成形技术在航空航天结构减重、功能升级等众多苛刻要求下,已经逐步展现出巨大的技术优势<sup>[1]</sup>。然而,目前SLM成形铝合金结构件主要是低强度铝合金如AlSi<sub>10</sub>Mg等,这些铝合金的强度等指标还无法达到5系、7系铝合金性能水平要求<sup>[2]</sup>。适量添加Sc、Zr等元素可使SLM成形的Al-Mg-Sc-Zr合金的抗拉强度达到500 MPa级别<sup>[3-7]</sup>。波音(Boeing)对Al-Mg-Sc-Zr铝合金的应用进行了广泛的研究和实践,并将其应用于飞机结构部件的制造;欧洲航空防务与航天公司(Airbus)正在探索Al-Mg-Sc-Zr铝合金在

航空器件中的应用,以提高飞机的性能和效率<sup>[8-9]</sup>。发展Al-Mg-Sc-Zr合金增材制造技术在航空航天领域有广阔的应用前景。

目前SLM成形铝合金结构件尺寸往往还有一定的局限性,发展高强度Al-Mg-Sc-Zr的成形连接工艺,对于航空航天装备发展的大型化、整体化等有重要意义,同时也是大型和超大型零件“分区成形+整体连接”的关键<sup>[10-12]</sup>。同步送粉增材制造技术作为连接技术,具有热影响区小、结构适应性强等优势。对于高强度铝合金连接而言,普遍存在热裂纹、接头“软化”、气孔等问题<sup>[13]</sup>,如何消除这些制约性能的问题是发展高强度铝合金连接的关键。此外,国内外对SLM成形Al-Mg-Sc-Zr合金的连接技术研究还较少。基于现有的SLM成形AlSi<sub>10</sub>Mg以及传统材料6061等合金连接工艺的研究,发现在激光连接过程中改变工艺参数对缺

收稿日期: 2023-10-16; 修回日期: 2023-11-13; 录用日期: 2023-11-30; 网络首发日期: 2023-12-12

基金项目: 沈阳市中青年科技创新人才支持计划项目(RC220527)、“兴辽英才计划”青年拔尖人才(XLYC2203154)、揭榜挂帅项目(2022JH1/10800048)、2023年数字辽宁智造强省(智造强省方向)专项(辽工信投资[2023]171号)、国防科技重点实验室基金(61420052022KJW05)

通信作者: \*wangzhiguo@sia.cn; \*\* yzhao@sia.cn

陷及性能产生巨大影响<sup>[14-15]</sup>。采用单一的工艺参数优化对于缺陷调控的程度有限,同时采用超声振动处理可以显著改善其显微组织和力学性能的工艺<sup>[16]</sup>,例如: Ahmed 等<sup>[17]</sup>利用超声振动激光焊接的材料拉伸强度增加了 26%;赵宇辉等<sup>[18]</sup>通过优化超声参数,显著减少了 AlSi<sub>10</sub>Mg 连接过程的孔隙缺陷,且晶界处共晶相发生细化,获得了最优力学性能。由此可见,在 SLM 成形 Al-Mg-Sc-Zr 的连接过程中,可以通过工艺参数和外场辅助综合调控连接区性能。

本文研究定向能量沉积(DED)连接 SLM 成形高强度铝合金的连接工艺,获得工艺参数和超声外场辅助对连接区微观组织、缺陷和整体性能的影响,重点研究不同参数条件下缺陷、组织与力学性能的关系,为航空航天大尺寸 Al-Mg-Sc-Zr 成形提供理论支撑。

## 2 实验

### 2.1 实验设备与原理

采用自行研发搭建的激光增材制造系统开展相关实验。如图 1(a)~(d)所示,系统包括 KUKA 六轴机器

人、YSL-10000-KC 激光器(最大输出功率为 10 kW,波长为 1064 nm)、双桶送粉器、氧含量分析仪、柔性氩气保护密封舱、超声发生器和超声平台以及送气保护式送粉喷头,激光扫描方式如图 1(d)所示。外场的干预也会对连接性能产生影响,图 1(e)所示为超声外场辅助下气孔变化示意图。连接时外加超声场辅助气孔运动,可在短暂的冷凝过程中增加气体运动速度,辅助气体向连接区中心及表面扩散、逸出,改变密集气孔的分布位置,使密集气孔均匀分散到整个连接区,气体的分散与排出能够有效提高连接区的力学性能。

### 2.2 实验材料

如图 2(a)所示,实验连接的基板选用 SLM 制造的高强度 Al-Mg-Sc-Zr 合金基板,尺寸为 60 mm×35 mm×3 mm;如图 2(b)、(c)所示,连接前将基板加工出 45°坡口和 0.5 mm 的钝边。如图 2(d)所示,激光熔化沉积连接实验使用的粉末材料是宁波众远新材料科技有限公司生产的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,金属粉末和试样的化学成分如表 1 所示。

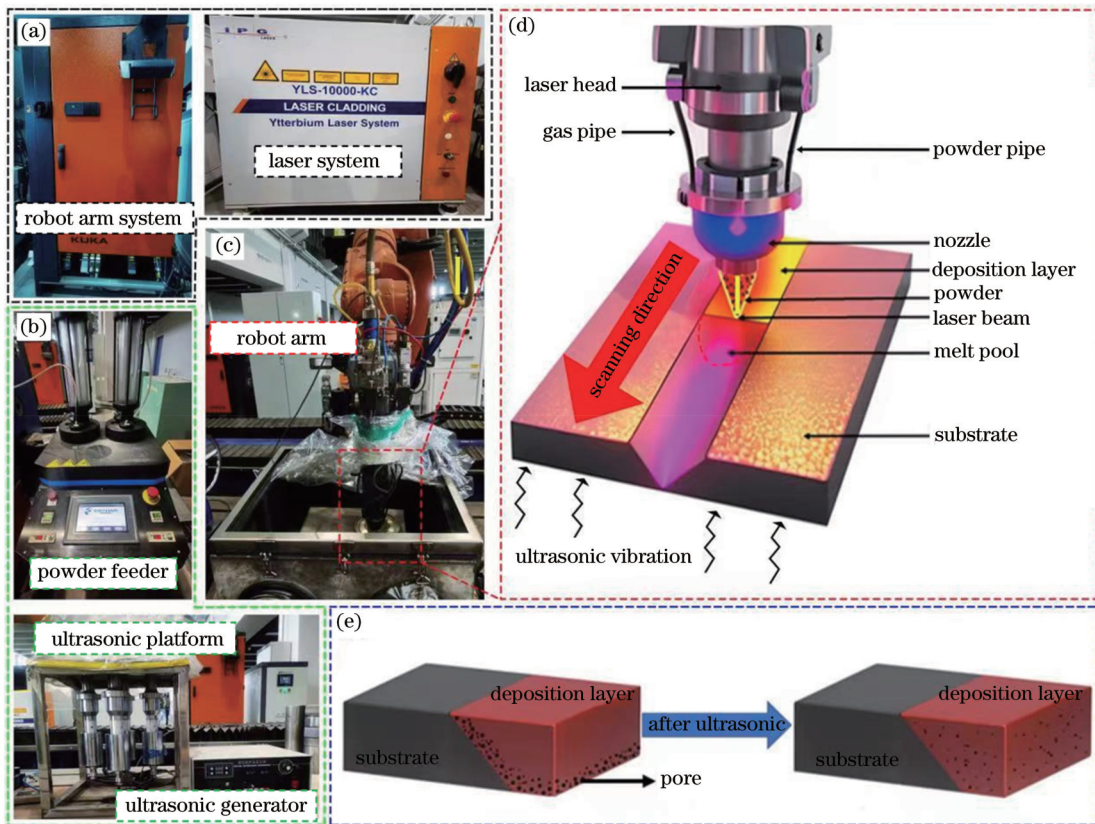


图 1 DED 连接系统和原理。(a)机器人和激光器系统;(b)送粉器和超声辅助系统;(c)机械臂;(d)连接过程示意图;(e)超声外场辅助下气孔变化

Fig. 1 DED system and schematic for joining. (a) Robot and laser system; (b) powder feeder and ultrasonic vibration system; (c) robot arm; (d) schematic of DED joining; (e) pore changes under ultrasonic vibration assistance

铝的化学性质较活泼,长时间暴露在空气中,其表面会形成一层氧化膜,因此实验前先采用 600 目的金相砂纸打磨铝合金板材以去除氧化膜,再用丙酮试剂

和无水乙醇溶液擦掉基材表面的污渍并吹干待用。将基材与填充粉末放入真空烘干炉中进行烘干处理,以减小在连接过程中出现水蒸气而增加气孔产生的可

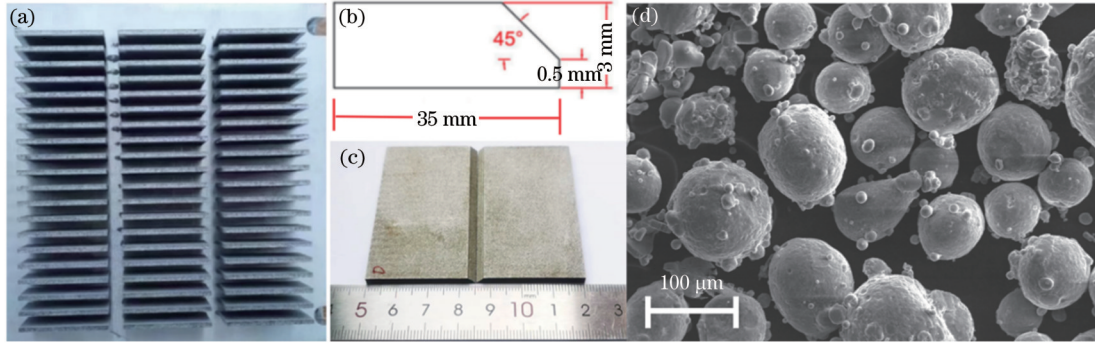


图2 SLM成形的Al-Mg-Sc-Zr铝合金基板和粉末。(a)SLM成形的高强度Al-Mg-Sc-Zr合金;(b)坡口切割示意图;(c)切割坡口后的基板;(d)Al-Mg-Sc-Zr粉末

Fig. 2 Al-Mg-Sc-Zr alloy substrate formed by SLM and powder for joining. (a) Al-Mg-Sc-Zr substrate formed by SLM; (b) schematic of slot size; (c) slotted aluminum alloy substrate; (d) Al-Mg-Sc-Zr powder

表1 Al-Mg-Sc-Zr基板与合金粉末各元素的质量分数  
Table 1 Mass fraction of Al-Mg-Sc-Zr alloy powder and substrate

Element	Mg	Sc	Zr	Si	Al
Mass fraction / %	7.6	0.5	0.3	1.5	Bal.

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

式中:  $E$ 为激光能量密度;  $P$ 为激光功率;  $v$ 为扫描速率;  $D$ 为激光光斑直径。

能。烘干温度设置为 200 °C, 烘干时长 5 h。

### 2.3 实验方法

#### 2.3.1 激光定向能量沉积连接

激光熔化沉积 Al-Mg-Sc-Zr 时的气孔缺陷与激光能量密度密切相关, 入射激光的能量密度是加工效果及最终连接质量的重要影响因素。激光熔化沉积的线能量密度计算公式为

采用激光熔化沉积技术对激光选区熔化制备的 Al-Mg-Sc-Zr 基板进行连接实验, 通过改变激光功率与扫描速率实现不同的能量密度, 探究 DED 连接 SLM 成形 Al-Mg-Sc-Zr 合金时密集气孔缺陷的成因和解决方法。激光同步送粉参数如表 2 所示, 共设置 4 组实验, 其余实验参数统一设置如下: 载气流量为 2.0 L/min, 氧的体积分数控制在  $50 \times 10^{-6}$  以下, 并保证实验过程中每道连接完成后的降温速率保持不变。

表2 连接用DED工艺参数  
Table 2 Parameters for joining by DED process

No.	Laser power / W	Scanning rate / (mm·s <sup>-1</sup> )	Powder feeding rate / (g·min <sup>-1</sup> )	Energy density / (J·mm <sup>-2</sup> )
1#	3000	10	3.7	75
2#	3000	7.5	3.7	100
3#	2500	5	3.7	125
4#	3000	5	3.7	150

利用激光熔化沉积连接的工件如图 3(a)~(d) 所示, 实验后对连接件进行线切割取样, 经镶嵌、打磨、抛光后, 通过光学显微镜观察样品截面处的微观组织及缺陷情况, 使用 Image Pro Plus 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。分析不同工艺条件下沉积试样致密度的变化规律; 使用显微硬度计测试试样的硬度, 分别取试样基材、连接区和热影响区进行测试。载荷为 0.98 N, 加载时间为 15 s, 分别测试 10 个点, 分析不同工艺条件下硬度的变化规律; 使用 Keller 试剂 (2 mL HF、5 mL HNO<sub>3</sub>、3 mL HCl、190 mL H<sub>2</sub>O) 腐蚀样品 60 s 后, 使用光学显微镜及扫描电子显微镜 (SEM) 观察微观组织; 拉伸试样的取样尺寸如图 3(a) 所示, 采

用 INSTRON 5982 型万能试验机进行拉伸实验, 拉伸速率为 1 mm/min。

#### 2.3.2 超声外场辅助激光熔化沉积连接

为探究超声外场干预下连接区性能的变化、外场辅助对连接接头的微观组织和力学性能的影响机制, 以及超声振动场对缺陷分布特征的影响, 分析超声外场对连接区气孔的干预情况, 对基材施加超声外场辅助, 超声外场参数如表 3 所示。其他连接参数统一设置如下: 激光能量密度为 150 J/mm<sup>2</sup>, 激光功率为 3000 W, 送粉速率为 3.7 g/min, 扫描速度为 0.008 m/s, 载气流量为 2.0 L/min, 氧的体积分数控制在  $50 \times 10^{-6}$  以下。

#### 2.3.3 激光熔化沉积连接后热等静压 (HIP) 处理

超声外场辅助下气孔尺寸减小, 大气孔数量减少

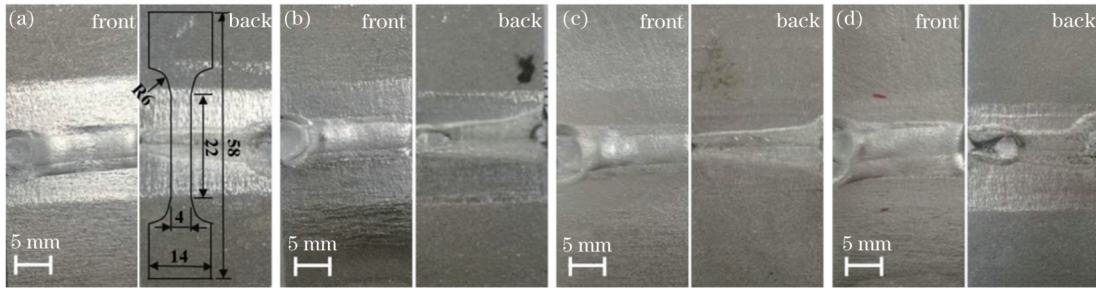


图 3 不同工艺参数的连接试样及拉伸试样取样尺寸。(a)能量密度为  $75 \text{ J/mm}^2$  的试样及取样尺寸;(b)能量密度为  $100 \text{ J/mm}^2$  的试样;(c)能量密度为  $125 \text{ J/mm}^2$  的试样;(d)能量密度为  $150 \text{ J/mm}^2$  的试样

Fig. 3 Samples joined with different process parameters and size of tensile sample. (a) Sample under energy density of  $75 \text{ J/mm}^2$  and size of tensile sample; (b) sample under energy density of  $100 \text{ J/mm}^2$ ; (c) sample under energy density of  $125 \text{ J/mm}^2$ ; (d) sample under energy density of  $150 \text{ J/mm}^2$

表 3 超声振动参数

Table 3 Ultrasonic vibration parameters

No.	Current /A	Power /W	Frequency /kHz
U1	0.8	176	19.66
U2	1.2	264	19.66
U3	1.6	352	19.66

且气孔更为分散地分布在连接区中,但气孔并未完全消除。因此,本实验对超声辅助连接后的样品进行热等静压后处理。为了研究热等静压对未添加超声外场辅助样品的连接区气孔状况的改善情况,设置表 4 所示的两组对照实验。

表 4 热等静压参数

Table 4 Hot isostatic pressing parameters

No.	Temperature / °C	Pressure / MPa	Holding time /h	Ultrasonic vibration
HIP1	325	170	6	✓
HIP2				×

### 3 分析与讨论

#### 3.1 缺陷分布

图 4(a)~(d)展示了能量密度依次为  $75$ 、 $100$ 、 $125$ 、 $150 \text{ J/mm}^2$  下连接区的宏观组织形貌。不同能量密度下连接件都有大量孔隙缺陷,且根据 Sherepenko 等<sup>[19]</sup>对熔合区以及熔合边界的定义,所制试样的基材与连接区交接的熔合区以及熔合边界处的孔缺陷更为集中。随着能量密度从  $75 \text{ J/mm}^2$  增加到  $150 \text{ J/mm}^2$ ,熔合区以及连接区的气孔数量减少、尺寸减小。图 4(e)~(g)所示为  $0.8$ 、 $1.2$ 、 $1.6 \text{ A}$  超声电流下连接区的宏观组织。可以看到,相较于未加超声外场干预时,添加超声外场干预时大气孔聚集现象已弱化,尤其是熔合区与熔合边界处的大气孔数量明显减少、尺寸明显减小,且较为均匀地分散在整个连接区中并有向外排出的趋势,减小气孔聚集导致应力集中等缺陷。这是因为超声外场的干预使得连接过程中的液体金属流动

形式发生变化,带动气体振动细化并有向外排出的趋势。对比不同超声参数下的连接件可以发现, $0.8 \text{ A}$  与  $1.6 \text{ A}$  超声电流的气孔尺寸更小、数量更少。

图 4(h)、(i)分别为同一工艺参数和超声参数样品在热等静压前后的表面形貌。可以明显观察到热等静压前连接区表面较为平滑,而在热等静压后,连接区表面产生很多凹陷并大量聚集。这与图 4(e)中大气孔产生的位置对应,可以推测此表面凹陷是由热等静压压缩连接区内部大气孔导致的。图 4(j)所示为无超声外场辅助样品经热等静压后的组织,对比图 4(a)可以看到,大部分气孔已经消失,但连接区仍有未能压实的气孔。图 4(k)所示为超声外场辅助下样品经热等静压后的组织,对比图 4(e)发现,连接区的气孔缺陷已完全消失,此时样品的致密度已经提升到  $99.99\%$ ,但热等静压后基材与连接区的硬度基本没有变化。值得注意的是,由于之前的熔合区大量聚集的气孔已经完全闭合,此时熔合区的硬度由  $99 \text{ HV}$  提升至最大值  $160 \text{ HV}$ 。对比图 6(b)和图 4(j)发现,超声外场辅助连接有助于热等静压效果的增强。

从前文的分析可知,样品中的缺陷主要为气孔,此现象可用反应式(2)和基于 Arrhenius 公式描述的氢在铝合金中的溶解度与温度的关系公式(3)描述。



$$C = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right), \quad (3)$$

式中: $C$ 为氢的溶解度; $A$ 为与合金特性和温度相关的常数; $Q$ 为活化能; $R$ 为气体常量; $T$ 为温度(单位为 K)。根据反应式(2),在连接过程中会产生氢原子或离子。根据式(3),温度越高,氢在铝合金中的溶解度越小。激光高温熔化铝合金产生的氢会因溶解度减小在焊缝聚合并向外逸出,撤去激光后,金属温度骤降引起氢的溶解度突变,氢的溶解度变大,一部分氢未能及时逃出,结合为分子并形成气孔,影响连接区性能<sup>[20-21]</sup>。对熔合区附近的密集气孔使用 SEM 进行观测,结果如图 5 所示。根据气孔形状规则呈圆形,尺寸

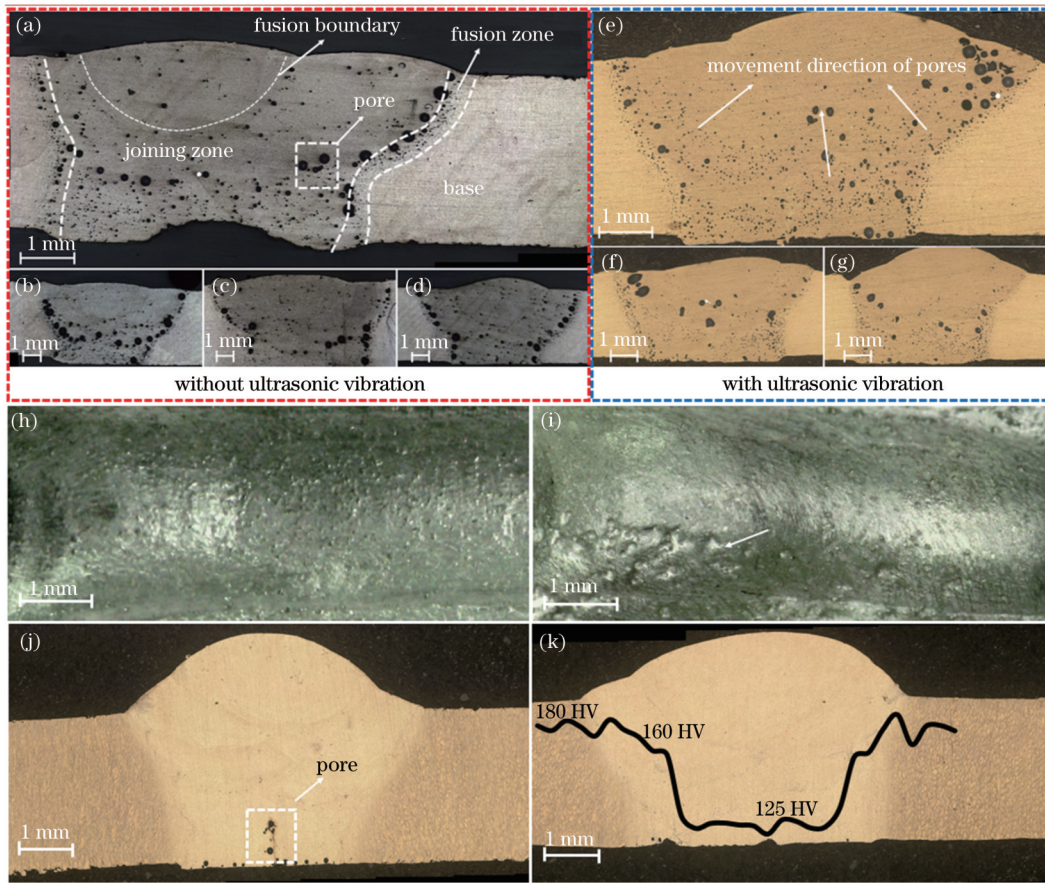


图 4 超声外场附加前后和热等静压前后样品的金相组织。(a)能量密度为  $150 \text{ J/mm}^2$ ; (b)能量密度为  $75 \text{ J/mm}^2$ ; (c)能量密度为  $100 \text{ J/mm}^2$ ; (d)能量密度为  $125 \text{ J/mm}^2$ ; (e)超声电流为  $0.8 \text{ A}$ ; (f)超声电流为  $1.2 \text{ A}$ ; (g)超声电流为  $1.6 \text{ A}$ ; (h)未热等静压的样品表面; (i)热等静压后样品表面; (j)无超声辅助样品的热等静压后样品的金相组织; (k)超声辅助样品热等静压后样品的金相组织和显微硬度曲线

Fig. 4 Metallographic structure of samples with and without ultrasonic vibration and hot isostatic pressing. (a) Energy density is  $150 \text{ J/mm}^2$ ; (b) energy density is  $75 \text{ J/mm}^2$ ; (c) energy density is  $100 \text{ J/mm}^2$ ; (d) energy density of  $125 \text{ J/mm}^2$ ; (e) ultrasonic current is  $0.8 \text{ A}$ ; (f) ultrasonic current is  $1.2 \text{ A}$ ; (g) ultrasonic current is  $1.6 \text{ A}$ ; (h) sample surface without hot isostatic pressing; (i) sample surface with hot isostatic pressing; (j) metallographic structure without ultrasonic vibration and with hot isostatic pressing; (k) metallographic structure with ultrasonic vibration and with hot isostatic pressing and microhardness curve

较小,内壁光滑并由枝晶末端出现等特点,推断气孔类型为氢气孔,氢气孔在铝合金的增材制造及焊接过程中是难以避免的<sup>[22-23]</sup>。

### 3.2 致密度和显微硬度

超声前后的连接件致密度如图 6(a)所示。未添加超声外场辅助时基材的致密度为  $99.55\%$ ,连接区

的致密度在  $95\%$  以上,致密度最低处位于基材和连接区交接处的近熔合区位置,这与图 4(a)、(b)中气孔缺陷的分布情况对应;激光能量密度从  $75 \text{ J/mm}^2$  增加到  $150 \text{ J/mm}^2$  时,基材与连接区的致密度基本不变,而熔合区致密度呈上升趋势。添加超声外场辅助时,基材的致密度为  $99.55\%$ ,连接区的致密度在  $96\%$  以上,相

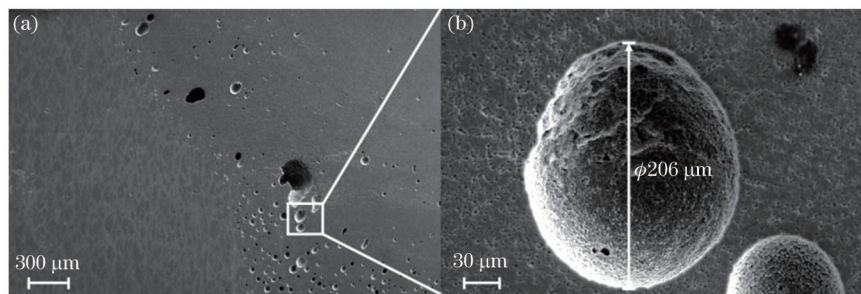


图 5 气孔 SEM 图像。(a)熔合区位置缺陷集中分布; (b)缺陷的局部形貌

Fig. 5 SEM images of pores. (a) Pores distributed around the interface; (b) magnified morphology of the pore

较于未添加超声时的致密度略有提升;致密度最低处位于近熔合区部分,这与图 4(e)~(g)中的气孔缺陷的分布情况对应,达到 91% 以上,与未添加超声时同位置的致密度相比最高提升了 7%。从添加超声外场干预前后的致密度变化趋势对比曲线可以看出,添加超声外场的连接区与熔合区的致密度明显高于未添加超声外场干预的情况。结合以上现象,在 1.6 A 的超声电流下得到最高的熔合区致密度。

超声前后连接件不同区域的显微硬度如图 6(b) 所示。未添加超声外场辅助时基材的维氏显微硬度为

175 HV,连接区的硬度在 130 HV 左右,硬度最低处位于近熔合区域,这与气孔缺陷的分布以及致密度位置对应;能量密度从 75 J/mm<sup>2</sup>增加到 150 J/mm<sup>2</sup>时,基材与熔合区的显微硬度基本不变,而连接区硬度呈上升趋势。添加超声外场辅助时,基材的显微硬度为 175 HV,连接区的硬度在 120 HV 左右,略低于未添加超声时的硬度,硬度最低处位于基材和连接区的交接部分,这与气孔缺陷的分布以及致密度位置对应;熔合区显微硬度最高为 99 HV,较未添加超声辅助时硬度提升了 10 HV 左右。

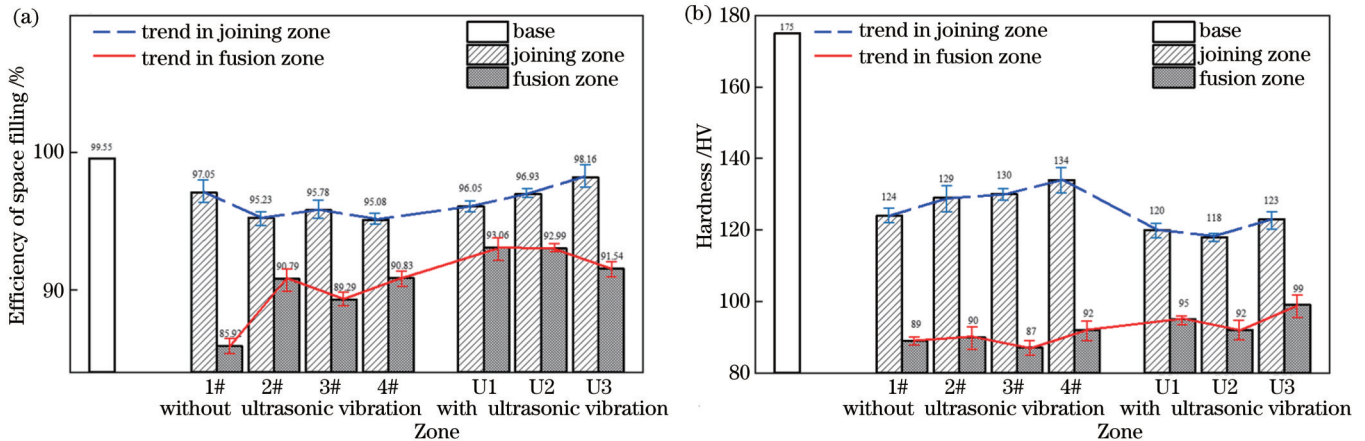


图 6 超声前后连接试样致密度和显微硬度。(a)超声前后连接件致密度;(b)超声前后连接件显微硬度

Fig. 6 Efficiency of space filling and microhardness of samples with and without ultrasonic vibration assistance. (a) Efficiency of space filling of samples with and without ultrasonic vibration assistance; (b) microhardness of samples with and without ultrasonic vibration assistance

### 3.3 拉伸性能

图 7(a)所示为未添加超声外场辅助时不同工艺参数试样的应力应变曲线,其中:无超声外场辅助时,能量密度依次为 75、100、125、150 J/mm<sup>2</sup>,对应的抗拉强度分别为 191.74、192.85、196.75、203.38 MPa,随能量密度从 75 J/mm<sup>2</sup>到 150 J/mm<sup>2</sup>呈上升趋势;超声外场辅助时,超声电流依次为 0.8、1.2、1.6 A,对应的抗拉强度分别为 240、241、292 MPa。对比未添加超声外场时的 190 MPa~203 MPa,超声外场辅助下的抗拉强度提升了 50~100 MPa。图 7(b)显示,发生断裂位置在连接区,且结合图 7(c)、(d)箭头位置可知,发生断裂位置主要在熔合区气孔密集分布处。有超声外场辅助时样品的韧性和抗拉强度明显好于无超声外场辅助时的样品<sup>[24]</sup>。横向对比不同超声电流下的抗拉强度,1.6 A 超声电流的抗拉强度达到 292 MPa,远远高于 0.8 A 与 1.2 A 超声电流的抗拉强度,因此 1.6 A 超声电流为最佳的参数。图 7(e)、(g)所示分别为添加超声外场前后的断口形貌,可以看到,添加超声外场之后的气孔数量比未添加超声外场辅助时明显减少,气孔尺寸明显减小。图 7(f)、(h)所示分别为超声外场辅助前后的局部位置。无超声外场辅助时,断口表面比较光滑,为沿晶断裂;超声外场辅助时,样品呈现沿晶断

裂和韧性断裂混合的断裂形式。图 7(i)所示为超声辅助前后以及超声后热等静压的试样应力应变曲线,热等静压后的抗拉强度为 405.71 MPa,较未热等静压试样提升了 110~165 MPa,较未超声未热等静压试样提升了 200 MPa 左右。图 7(j)、(h)所示为超声辅助下热等静压后试样的断口形貌,可以看到热等静压后的孔隙缺陷已基本消失。

表 5 为超声辅助前后样品断后伸长率。无超声辅助时伸长率为 0.44%~0.73%,超声辅助下伸长率为 1.29%~1.51%,较无超声辅助时增加了 0.75%~0.78%,超声辅助后经热等静压伸长率最高达到 7.58%,较未热等静压时增加了 6% 以上。综合图 7(a)、(c)、(d)可以观察到,样品在断裂前几乎没有发生塑性变形,超声辅助下断裂前样品出现少量塑性变形,且其延展性优于无超声辅助时的延展性,热等静压后样品延展性明显优于热等静压之前。

### 3.4 宏观组织差异

图 8(a)所示为超声外场下连接件的超声后连接区微观组织,超声辅助下组织均匀,晶粒细小,在晶粒中心可观察到析出的 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) 粒子。由于连接过程中冷却速率快,大量 Sc、Zr 以固溶体形式保留在基体中,只有在局部冷却速率慢的区域一次析出 Al<sub>3</sub>(Sc,

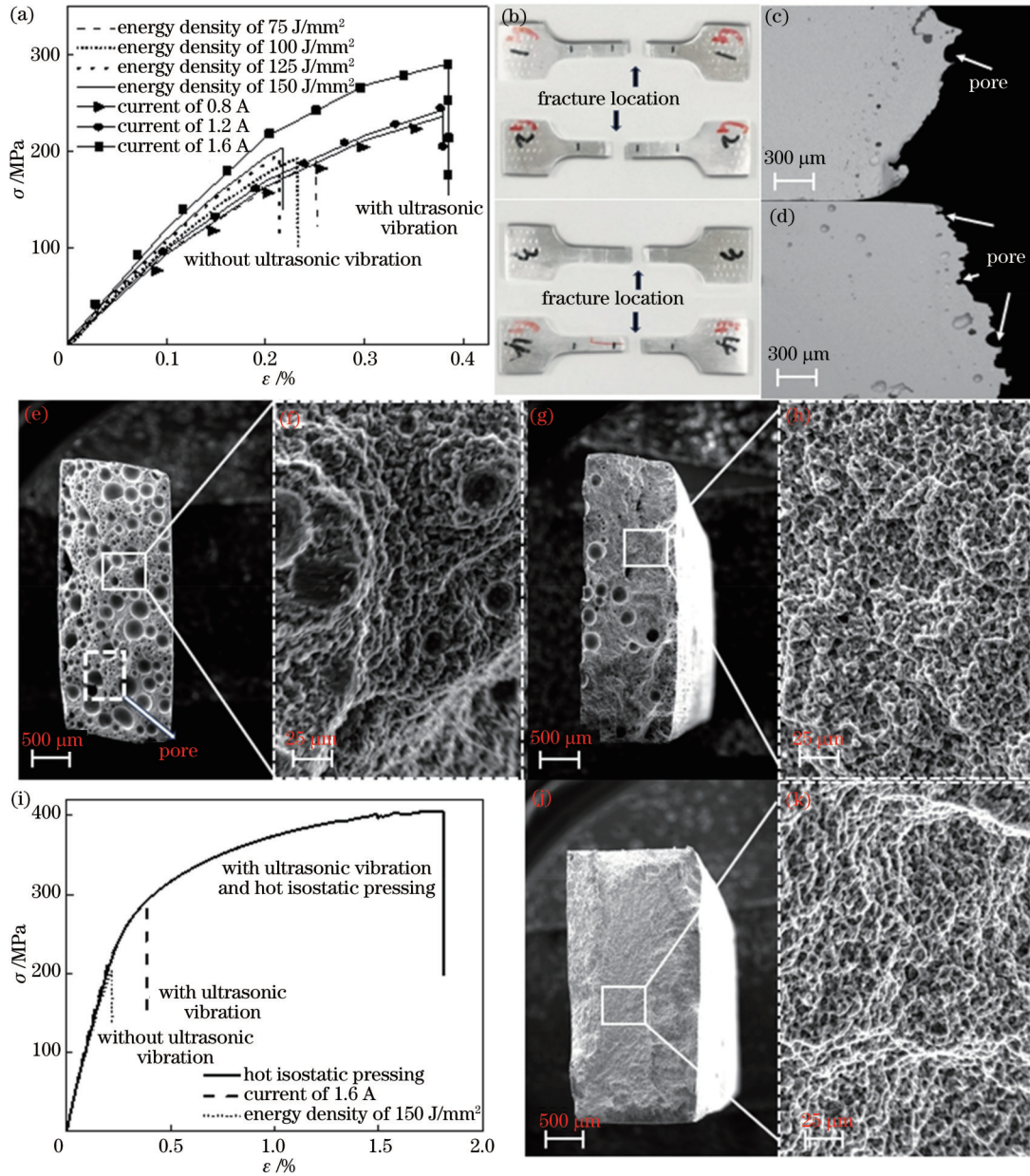


图 7 无超声和超声振动条件下室温时样品的拉伸性能和断口形貌对比。(a)应力-应变曲线;(b)不同试样的断裂位置;(c)1.6 A 电流超声外场和 150 J/mm<sup>2</sup>能量密度下的断裂位置;(d)未加超声外场和 150 J/mm<sup>2</sup>能量密度下的断裂位置;(e)未加超声外场和 150 J/mm<sup>2</sup>能量密度下的断口形貌;(f)未加超声外场和 150 J/mm<sup>2</sup>能量密度下的局部断口形貌;(g)1.6 A 电流超声外场和 150 J/mm<sup>2</sup>能量密度下的断口形貌;(h)1.6 A 电流超声外场和 150 J/mm<sup>2</sup>能量密度下的局部断口形貌;(i)超声辅助前后和热等静压后样品应力-应变曲线;(j)1.6 A 电流超声外场下热等静压后断口形貌;(k)1.6 A 电流超声外场下热等静压后局部断口形貌

Fig. 7 Tensile properties and fracture morphologies of specimens with and without ultrasonic vibration assistance. (a) Stress-strain curves; (b) fracture location of different tensile samples; (c) fracture location with 1.6 A current ultrasonic vibration and 150 J/mm<sup>2</sup> energy density; (d) fracture location with 150 J/mm<sup>2</sup> energy density and without ultrasonic vibration; (e) fracture morphology with 150 J/mm<sup>2</sup> energy density and without ultrasonic vibration; (f) magnified fracture morphology with 150 J/mm<sup>2</sup> energy density and without ultrasonic vibration; (g) fracture morphology with 1.6 A current ultrasonic vibration and 150 J/mm<sup>2</sup> energy density; (h) magnified fracture morphology with 1.6 A current ultrasonic vibration and 150 J/mm<sup>2</sup> energy density; (i) stress-strain curves with and without ultrasonic vibration and with hot isostatic pressing; (j) fracture morphology with 1.6 A current ultrasonic vibration and hot isostatic pressing; (k) magnified fracture morphology with 1.6 A current ultrasonic vibration and hot isostatic pressing

Zr) 粒子, 这些粒子大多呈多边形形态, 粒径 < 10 μm, 如图 8(b) 所示, 在凝固过程中可作为新晶粒的核心,

从而起到细化晶粒的作用<sup>[25]</sup>。

图 8(d) 所示为超声外场辅助下连接件连接区组织

表 5 超声辅助前后和热等静压后样品伸长率

Table 5 Elongations of specimens with and without ultrasonic vibration and with hot isostatic pressing

No.	1#	2#	3#	4#	U1	U2	U3	HIP1
A / %	0.73	0.68	0.44	0.58	1.36	1.29	1.51	7.58

以及 Al、Sc、Zr 元素的面分布情况。从图 7 箭头处可以观察到 Al 元素缺少的部分恰好为 Sc、Zr 元素富集的区域,存在明显的相关性。图 8(c) 为连接区强化相与非强化相区域的元素分布, Sc、Zr 元素大量聚集的区域 Sc、Zr 质量分数分别为 11.18% 和 10.80%, 无强化相析出部分几乎没有 Sc、Zr 元素。该颗粒主要由 Al 和少量 Sc、Zr 组成, Al 与 Sc、Zr 的原子数之比约为 3:1, 这是熔池凝固过程中形成的初级  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  强化相<sup>[26-27]</sup>。图 8(e) 所示为未添加超声外场辅助连接件连接区组织以及 Al、Sc、

Zr 元素的面分布情况, 对比图 8(d) 超声外场辅助下的面分布可知, 添加超声振动使得 Sc、Zr 元素分布更加弥散, 这是因为在合金凝固过程中外加超声场对  $\text{Al}_3\text{Sc}$ 、 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  金属间化合物的形成产生了影响,  $\text{Al}_3\text{Sc}$ 、 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  在超声外场辅助下分布更加均匀, 强化相大量弥散在基体中, 这是超声外场辅助连接提升连接区性能的原因之一<sup>[28]</sup>。超声处理时形成的细化效果激发  $\text{Al}_3\text{Sc}$ 、 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  金属间化合物形成核质点, 从而提高形核率, 产生细晶强化效果, 晶粒间距和晶粒尺寸小。

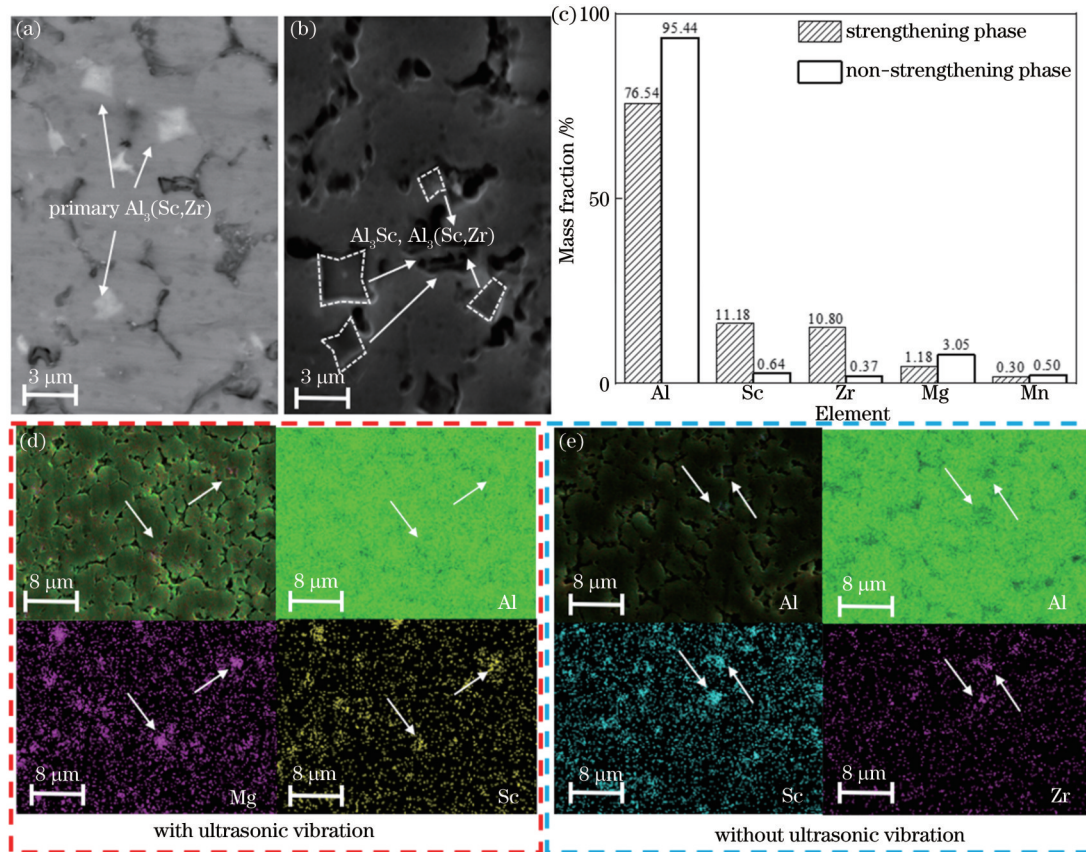


图 8 超声前后连接区组织及成分分布。(a) 1.6 A 电流超声外场和  $150 \text{ J/mm}^2$  能量密度下连接区组织; (b) 1.6 A 电流超声外场和  $150 \text{ J/mm}^2$  能量密度下强化相分布; (c) 1.6 A 电流超声外场和  $150 \text{ J/mm}^2$  能量密度下强化相与非强化相的元素含量; (d) 1.6 A 电流超声外场和  $150 \text{ J/mm}^2$  能量密度下组织和元素分布; (e) 无超声辅助和  $150 \text{ J/mm}^2$  能量密度下组织和元素分布

Fig. 8 Microstructure and chemical composition distribution in the joining zone of specimens fabricated with and without ultrasonic vibration. (a) Microstructure with 1.6 A current ultrasonic vibration and  $150 \text{ J/mm}^2$  energy density; (b) distribution of strengthening phase with 1.6 A current ultrasonic vibration and  $150 \text{ J/mm}^2$  energy density; (c) element content of strengthening and non-strengthening phase with 1.6 A current ultrasonic vibration and  $150 \text{ J/mm}^2$  energy density; (d) microstructure and element distribution of specimens with 1.6 A current ultrasonic vibration and  $150 \text{ J/mm}^2$  energy density; (e) microstructure and element distribution of specimens with  $150 \text{ J/mm}^2$  energy density and without ultrasonic vibration

基材和超声前后连接区的 XRD 图谱如图 9 所示。对比超声前后的图谱, Al 的衍射峰强度在附加超声外场辅助时有所降低, 结合图 8 可知, 超声后晶粒为较均匀

的等轴晶, 这与超声后的晶粒取向有关。如图 9(b) 所示,  $\text{Al}_3\text{Sc}$ 、 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  的衍射峰强度有所提升, 表明此处  $\text{Al}_3\text{Sc}$ 、 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  的质量分数相较于未添加超声外场时



增大。此外,相较于基材,未添加超声外场辅助时的 $\alpha$ -Al的衍射峰的位置向低角度偏移,说明基体中固溶的元素增多。 $Al_3(Sc,Zr)$ 衍射峰强度增加,衍射峰宽度减小,这表明 $Al_3(Sc,Zr)$ 的晶粒尺寸增大<sup>[29]</sup>。添加超声外

场辅助的Al、Sc、Zr的衍射峰位置与基材基本一致,表明超声外场下连接区的组织更类似于基材的组织,宏观来看超声外场辅助的力学性能也好于未添加超声外场时的性能,更接近基材(铺粉打印态)的性能<sup>[30]</sup>。

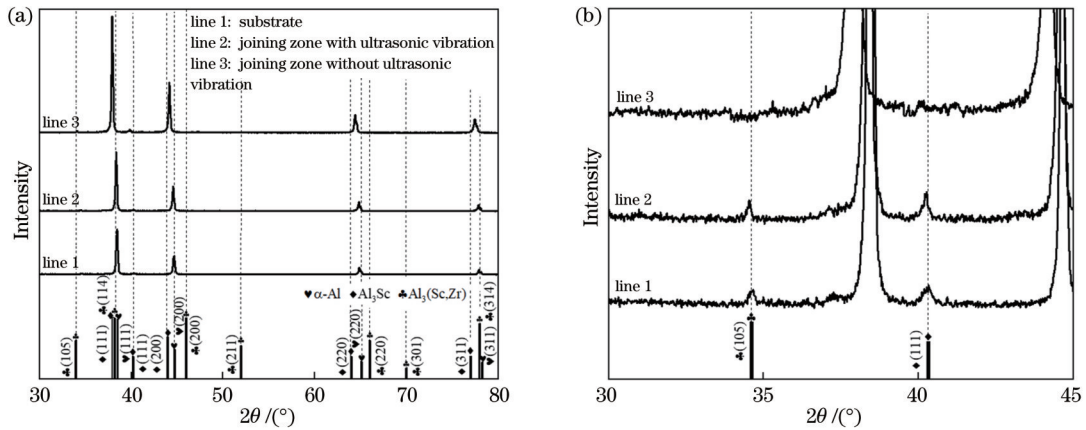


图9 基材和超声前后连接区的XRD图谱。(a)30°~80°;(b)30°~45°

Fig. 9 XRD spectra of substrate and joining zone with and without ultrasonic vibration. (a) 30°-80°; (b) 30°-45°

## 4 结 论

采用DED工艺连接SLM成形Al-Mg-Sc-Zr,探究不同工艺参数以及超声外场辅助条件对连接件的微观组织及拉伸等力学性能的影响规律,并阐明了孔隙缺陷的抑制是连接试样显微硬度与拉伸力学性能提升的关键因素,所得结论如下:1)在75~150 J/mm<sup>2</sup>激光能量密度范围内,能量密度越大,气孔越少、抗拉强度越高。采用3000W激光功率、5 mm/s扫描速率、3.7 g/min送粉速率,得到最高熔合区硬度、熔合区致密度和抗拉强度,分别为90 HV、90.83%、203.38 MPa。2)超声外场辅助下,超声振动促进 $Al_3(Sc,Zr)$ 强化相的形成析出,细化晶粒,并能够有效消除缺陷,使气孔有向外逸出趋势并分散到连接区中。在19.66 kHz的超声振动频率和1.6 A超声电流的超声外场辅助下进行DED连接Al-Mg-Sc-Zr实验,超声振动产生的熔池搅动效应为熔池内气孔的上浮提供足够快的逃逸速度,较未添加超声外场合金试样的孔隙缺陷显著减少,分布更加均匀,强度、硬度等力学性能明显提升,熔合区处硬度为95 HV,致密度为93.06%,抗拉强度为292 MPa,较未超声时分别提高了5%、2.4%和44%。3)超声后采用热等静压的后处理方法,可使综合力学性能得到进一步提高,熔合区硬度为160 HV,致密度为99.99%,抗拉强度为405.71 MPa,较未热等静压分别提高了68.4%、7.4%和38.9%。

## 参 考 文 献

[1] Cole B, Daniel A. Applying graded material transitions with low-cost additive manufacturing[J]. Rapid Prototyping Journal, 2023, 29(2): 378-392.

[2] Yang K, Rometsch P, Davies C H J, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and anisotropy in mechanical properties of A357 alloy produced by selective laser melting[J]. Materials & Design, 2018, 154: 275-290.

[3] Yuan R, Deng S J, Cui H C, et al. Interface characterization and mechanical properties of dual beam laser welding-brazing Al/steel dissimilar metals[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 40: 37-45.

[4] 罗兵兵, 张华, 雷敏, 等. 汽车6016铝合金/低碳钢激光焊接接头界面组织与性能[J]. 材料导报, 2020, 34(4): 4108-4112. Luo B B, Zhang H, Lei M, et al. Laser welded joints of automotive 6016 aluminum and low carbon steel: interface microstructure and mechanical properties[J]. Materials Reports, 2020, 34(4): 4108-4112.

[5] 梅丽芳, 陈根余, 金湘中, 等. 车用铝合金光纤激光搭接焊的研究[J]. 中国激光, 2010, 37(8): 2091-2097. Mei L F, Chen G Y, Jin X Z, et al. Study on fiber laser overlap-welding of automobile aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(8): 2091-2097.

[6] Hong K M, Shin Y C. Prospects of laser welding technology in the automotive industry: a review[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 245: 46-69.

[7] 黄毅, 黄坚, 裴璞林. 6016和5182铝合金激光焊接接头的组织与结构[J]. 中国激光, 2019, 46(4): 0402003. Huang Y, Huang J, Nie P L. Microstructures and textures of 6016 and 5182 aluminum laser welded joints[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(4): 0402003.

[8] 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.

[9] 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.

[10] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材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.
- [11] 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.
- [12] 杨孝梅, 蹇海根, 张唯, 等. 选区激光熔化 AlSi10Mg 粉末性能研究[J]. 新技术新工艺, 2021(7): 57-63.  
Yang X M, Jian H G, Zhang W, et al. Research on characteristics of AlSi10Mg aluminum powder in the selective laser melting[J]. New Technology & New Process, 2021(7): 57-63.
- [13] 刘子奇, 赵俊鹏, 刘长军. 高强铝合金双焦点激光焊接研究现状[J]. 热加工工艺, 2021, 50(17): 6-11.  
Liu Z Q, Zhao J P, Liu C J. Research status of bifocal laser welding of high strength aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2021, 50(17): 6-11.
- [14] 张智慧, 董世运, 王玉江, 等. 7A52 铝合金光纤激光焊接接头组织与性能研究[J]. 应用激光, 2014, 34(6): 567-571.  
Zhang Z H, Dong S Y, Wang Y J, et al. Microstructure and properties of fiber laser welded 7A52 Al alloy joints[J]. Applied Laser, 2014, 34(6): 567-571.
- [15] 徐育焯, 李超然, 李敬勇, 等. 工艺参数对 6061-T6 铝合金激光焊接接头组织及性能的影响[J]. 热加工工艺, 2023, 52(21): 26-31.  
Xu Y L, Li C R, Li J Y, et al. Influence of process parameters on microstructure and properties of 6061-T6 aluminum alloy laser welded joint[J]. Hot Working Technology, 2023, 52(21): 26-31.
- [16] 邹健, 刘红军, 赵宇辉, 等. 高强度 Al-Mg-Sc-Zr 合金的激光熔化沉积工艺研究[J]. 激光与光电子学进展, 2023, 60(9): 0914003.  
Zou J, Liu H J, Zhao Y H, et al. Study on process parameters for preparing a high-strength Al-Mg-Sc-Zr alloy by laser melting deposition[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2023, 60(9): 0914003.
- [17] Ahmed T, Joao S, Jamil K, et al. Improvements in the microstructure and mechanical properties of aluminium alloys using ultrasonic-assisted laser welding[J]. Metals, 2022, 12(6): 1041.
- [18] 赵宇辉, 贺晨, 邹健, 等. 外场对激光熔化沉积 Al-Mg-Sc-Zr 合金组织性能的影响[J]. 光学学报, 2023, 43(2): 0214002.  
Zhao Y H, He C, Zou J, et al. Effect of external field on microstructure and properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy prepared by laser melting deposition[J]. Acta Optica Sinica, 2023, 43(2): 0214002.
- [19] Sherepenko O, Mohamadizadeh A, Zvorykina A, et al. Determination of resistance spot weld failure path in ultra-high-strength press-hardened steel by control of fusion boundary transient softening[J]. Journal of Materials Science, 2021, 56(25): 14287-14297.
- [20] 尹士科, 王移山, 李凤辉. 焊缝中氢的扩散行为及影响因素[J]. 钢铁研究学报, 2013, 25(5): 39-43.  
Yin S K, Wang Y S, Li F H. Behavior and effect factors of hydrogen diffusion in weld[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2013, 25(5): 39-43.
- [21] 孔祥峰, 邹妍, 张婧, 等. 焊缝金属中扩散氢的形成及控制研究进展[J]. 钢铁, 2015, 50(10): 77-84.  
Kong X F, Zou Y, Zhang J, et al. Review of formation and controlling for diffusible hydrogen in steel weldments[J]. Iron & Steel, 2015, 50(10): 77-84.
- [22] Chicos L A, Zaharia S M, Cempura G, et al. Effect of concentrated solar energy on microstructure evolution of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022, 118(9/10): 3183-3207.
- [23] 蔡创, 谢佳, 刘致杰, 等. 铝合金摆动激光-MIG 复合焊接特性及气孔控制[J]. 中国激光, 2021, 48(18): 17-26.  
Cai C, Xie J, Liu Z J, et al. Welding characteristics and porosity control of weaving laser-MIG hybrid welding of aluminum alloys [J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(18): 17-26.
- [24] 樊振中, 熊艳才, 陆政, 等. 真空脱氢对 Sr 变质 ZL114A 焊缝组织性能影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(1): 1802002.  
Fan Z Z, Xiong Y C, Lu Z, et al. Effect of vacuum dehydrogenation on welding microstructure and mechanical properties of ZL114A alloy modified by strontium[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(1): 1802002.
- [25] 黄宏锋, 姜锋, 刘兴涛, 等. Al<sub>3</sub>(Sc, Zr) 粒子与剪切带对 Al-Mg-Sc-Zr 合金再结晶及断裂行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(5): 1117-1127.  
Huang H F, Jiang F, Liu X T, et al. Effects of Al<sub>3</sub>(Sc, Zr) particles and shear bands on recrystallization and fracture behaviors of Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(5): 1117-1127.
- [26] Rosalbino F, Delsante S, Borzone G, et al. Assessing the corrosion resistance of binary Al-Sc alloys in chloride-containing environment[J]. Materials and Corrosion, 2017, 68(4): 444-449.
- [27] Riva S, Yusenko K V, Lavery N P, et al. The scandium effect in multicomponent alloys[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(3): 203-228.
- [28] 徐值, 张泽文, 鲁宇杰, 等. 基于激光超声的铝合金组织性能无损检测研究[J/OL]. 激光杂志: 1-8[2023-06-05]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/50.1085.TN.20230517.1752.022.html>.  
Xu Z, Zhang Z W, Lu Y J, et al. Nondestructive testing of microstructure and properties of aluminum alloy based on laser ultrasound[J/OL]. Laser Journal: 1-8[2023-06-05]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/50.1085.TN.20230517.1752.022.html>.
- [29] Tang H, Geng Y X, Gao C F, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of high-performance Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy fabricated by laser powder bed fusion[J/OL]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China: 1-25[2023-08-05]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/43.1239.tg.20230727.1547.006.html>.
- [30] Wang J E, Gao Y, You Z M, et al. The effect of ultrasonic cleaning on the secondary electron yield, surface topography, and surface chemistry of laser treated aluminum alloy[J]. Materials, 2020, 13(2): 296.

# DED Joining Process and Ultrasonic-Assisted Performance Optimization of High-Strength Aluminum Alloys Manufactured by SLM

Shang Xiaofeng<sup>1</sup>, Dong Jianzhou<sup>1,2</sup>, Zhang Yingwei<sup>4</sup>, Wang Zhiguo<sup>2,3\*</sup>, Zhao Yuhui<sup>2,3\*\*</sup>,  
He Zhenfeng<sup>2,3</sup>, Zhao Jibin<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>*School of Mechatronics Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110135, Liaoning, China;*

<sup>2</sup>*Shenyang Institute of Automation, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China;*

<sup>3</sup>*Institutes for Robotics and Intelligent Manufacturing, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110169, Liaoning, China;*

<sup>4</sup>*AVIC Shenyang Aircraft Industrial (Group) Co., Ltd., Shenyang 110850, Liaoning, China*

## Abstract

**Objective** As structural materials, aluminum alloys are widely employed in aerospace, especially in the 5 series and 7 series aluminum alloys. Currently, most of these aluminum alloy materials are prepared by traditional forging processes. Additive manufacturing technology, especially selective laser melting (SLM) forming technology, has gradually demonstrated enormous technological advantages under numerous demanding requirements such as weight reduction and functional upgrading of aerospace structures. However, currently, SLM forming of aluminum alloy structural components mainly relies on low-strength aluminum alloys, and these aluminum alloys' strength and other indicators cannot meet the performance requirements of 5 series and 7 series aluminum alloys. Additionally, the size of structural aluminum alloy components formed by SLM often has certain limitations. The development of high-strength Al-Mg-Sc-Zr forming and joining processes is significant for the large-scale and integrated development of aerospace equipment. Currently, there is relatively little research on the joining technology of SLM-formed Al-Mg-Sc-Zr alloys both domestically and internationally. Therefore, we hope to find a method to improve the joining performance of high-strength aluminum alloys.

**Methods** Due to the difficulty in forming large-scale high-strength aluminum components by SLM directly, we investigate the directed energy deposition (DED) joining process of Al-Mg-Sc-Zr fabricated by SLM. The distribution and morphology of defects and their influence on the mechanical properties are analyzed. Moreover, the microstructure, element distribution, and properties of specimens joining with different DED process parameters and the addition of ultrasonic external field assistance are compared, and mechanical properties are improved by hot isostatic pressing.

**Results and Discussions** The results indicate that the defects are mainly distributed in the fusion zone, which is the interface between the base and the joining zone (Fig. 4). The aggregation of dense pores at the fusion zone leads to a lower hardness than that of the joining zone and the base and then affects the mechanical properties of the whole specimens. With the laser energy density of 75–150 J/mm<sup>2</sup>, the higher energy density leads to higher density and tensile strength (Fig. 6). The highest fusion zone hardness, joining zone efficiency of space filling, and tensile strength of 90 HV, 90.83%, and 203.38 MPa respectively are obtained using 3000 W laser power, 5 mm/s scanning rate, and 3.7 g/min powder feeding rate. Ultrasonic vibration promotes the precipitation of the Al<sub>3</sub>(Sc, Zr)-enhanced phases and refines the grains, and ultrasonic vibration reduces the pore number and size. With ultrasonic vibration, the comprehensive mechanical properties of the specimens are significantly improved (Fig. 7). Hot isostatic pressing after ultrasound can further enhance the comprehensive mechanical properties.

**Conclusions** We employ the DED process to join SLM forming Al-Mg-Sc-Zr and explore the influence of different process parameters and ultrasonic external field assistance conditions on the microstructure and tensile mechanical properties of the joining samples. We also elucidate that the suppression of pore defects is a key factor in improving the microhardness and tensile mechanical properties of the connecting sample. Between 75 J/mm<sup>2</sup> and 150 J/mm<sup>2</sup> laser energy densities, the larger energy density brings fewer pores and higher tensile strength. The highest hardness, efficiency of space filling, and tensile strength of the fusion zone are obtained using 3000 W laser power, 5 mm/s scanning rate, and 3.7 g/min powder feeding rate, with values of 90 HV, 90.83%, and 203.38 MPa respectively. Ultrasonic vibration promotes the formation and precipitation of Al<sub>3</sub>(Sc, Zr)-enhanced phases, refines the grains, and solves the defects, causing the pores to tend to escape outward and disperse into the joining zone. With ultrasonic vibration at a frequency of 19.66 kHz and a 1.6 A current, the Al-Mg-Sc-Zr joining is carried out by DED. Ultrasonic vibration generates a stirring effect in the melt pool, providing sufficient escape speed for the upward movement of pores in the melt pool. Compared with the alloy samples without ultrasonic vibration, the pore defects in the sample are significantly reduced and distributed

more evenly, with notably improved mechanical properties such as strength and hardness. The hardness at the fusion zone is 95 HV, the efficiency of space filling is 93.06%, and the tensile strength is 292 MPa, all of which are 5%, 2.4%, and 44% higher than those without ultrasonic vibration respectively. The post-treatment method using hot isostatic pressing after ultrasonic vibration can further improve the comprehensive mechanical properties. The hardness of the fusion zone is 160 HV, the efficiency of space filling is 99.99%, and the tensile strength is 405.71 MPa, which are 68.4%, 7.4%, and 38.9% higher than those without hot isostatic pressing respectively.

**Key words** optical design; directed energy deposition; joining; Al-Mg-Sc-Zr alloys; ultrasonic external field assistance; mechanical properties; hot isostatic pressing