

激光增材连接异质铝合金的组织及性能研究

杨光^{1*}, 邹文北¹, 王超², 王向明³¹ 沈阳航空航天大学机电工程学院, 辽宁 沈阳 110136;² 沈阳航空航天大学航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136;³ 中国航空工业集团公司沈阳飞机设计研究所, 辽宁 沈阳 110035

摘要 通过激光增材连接技术可以高效连接分散制造的零部件,进而实现以小拼大的增材制造。利用激光增材连接技术,分别以 AlSi10Mg 铝合金粉末与 2024 铝合金粉末作为填充粉末,将选择性激光熔融 AlSi10Mg 铝合金与电弧增材制造 2024 铝合金进行激光增材连接,对比分析了连接区域的显微组织及力学性能。试验结果表明:使用 AlSi10Mg 粉末增材连接后,连接区域为柱状晶组织,其生长方向与沉积方向大致平行;相比之下,使用 2024 粉末增材连接后,连接区域的晶粒更加细小。在相同退火热处理制度下,与 AlSi10Mg 连接试样相比,2024 连接试样连接区域的平均显微硬度提升了 31.90%,平均抗拉强度提高了 15.22%,这主要是 2024 连接试样显著的细晶强化与第二相强化效应导致的,二者的拉伸断裂机制均为准解理断裂。

关键词 激光技术; 激光增材连接; 增材制造; 铝合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG146.2

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.2202010

1 引言

铝合金由于具有密度低、比强度高、耐腐蚀性良好等优势,在航空航天等领域中得到了广泛应用^[1-2]。随着航空航天事业的发展,有助于飞机减重的大型整体结构件越来越受到重视。航空铝合金部件尺寸更大、结构更复杂的迫切需求导致整体结构件的增材制造遇到了诸多瓶颈,如选区激光熔融(SLM)技术能制造精度高的复杂零件,但零件尺寸受限于沉积平台的空间大小,无法制备大尺寸部件^[3];而电弧增材制造(WAAM)能够快速制造尺寸较大的零件,但其制造精度较低,不适用制备形状复杂的精密部件^[4]。单一增材制造方法无法满足航空部件的结构、尺寸需求,因此可通过连接技术,将选区激光熔融技术的高精度优势与电弧增材制造的尺寸优势相结合,进而实现大型航空铝合金部件的增材制造^[5-7]。

目前,大型结构件的常用连接方法主要有螺纹连接、铆接和焊接等。传统的铆接和螺纹连接方式增加了部件的整体重量,且在连接区域需要通过加工孔来实现连接固定,为了避免由应力集中导致的孔附近的破坏行为,常常需要增大零件的尺寸,这再次增加了飞机的重量。此外,在传统的焊接过程中,较大的热输入不仅使得焊接区域的力学性能明显受损,还极易导致大型构件产生变形。因此,对于大型复杂结构部件,需

要研发一种新型连接技术以满足大型整体构件高质量连接需求^[8]。激光增材连接(LAJ)技术通过对连接坡口进行切片处理并逐层熔覆,达到了逐层连接两侧母材的目的,通过调节增材连接过程中的工艺参数,实现了热输入量的合理调控,进而减少了工件的变形,确保了连接质量,实现了大型复杂结构金属构件的高效率、高质量智能制造^[9]。

国内玄明昊等^[10-11]研究了基于选区激光熔融 TC4 钛合金的激光增材连接技术,通过正交试验优化了能量密度、坡口角度、扫描路径等激光增材连接工艺参数,发现激光增材连接比传统焊接方式更有助于改善疲劳性能。陈铠等^[12-13]研究了基于铝合金的激光增材连接技术,连接试验母材为多种高强铝合金板材,填充粉末为 AlSi12 铝合金粉末,对比发现,使用填充粉末的连接过程更加稳定,且连接区域的表面平滑连续、成形性良好,无明显外观缺陷。国外学者 Silviu-Adrian 等^[14]研究了异质铝合金的激光焊接,通过无损检测等手段对变形铝合金异质材料的激光焊接工艺参数进行了优化。Braun^[15]研究了铝合金的激光填粉焊接,使用自制粉末对 6013 铝合金板进行了对接焊接,研究了不同热处理制度下的组织、力学性能及腐蚀行为。

本文基于异质铝合金连接,利用激光增材连接技术对 SLM AlSi10Mg 铝合金与 WAAM 2024 铝合金两种异质铝合金母材进行增材连接,填充粉料为

收稿日期: 2022-01-01; 修回日期: 2022-03-03; 录用日期: 2022-03-10

基金项目: 国家自然科学基金(51975387)

通信作者: *yangguang@sau.edu.cn

AlSi10Mg 和 2024 合金粉末, 深入分析了激光增材连接区域的显微组织演变与力学性能变化。

2 试验材料及设备

激光增材连接试验以 AlSi10Mg 铝合金粉末和 2024 铝合金粉末为连接粉料, 其化学成分如表 1 所示。增材连接试验所用设备为自主研发的 LDM800 增材制造系统, 其采用的是 YLS-6000 型 6000 W 光纤激光器, 送粉装置为 RD-PGF-D-3 型三通道式送粉器, 聚焦光斑直径为 1.5 mm。连接母材为 SLM AlSi10Mg 铝合金母材与电弧增材制造 2024 铝合金母材。为了模拟实际工件情况, 防止 SLM AlSi10Mg 母材出现较大变形, 对其进行 240 °C 保温 2 h 的退火处理^[16]。为了保证 WAAM 2024 母材的力学性能, 对

表 1 粉末化学成分表(质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of powder (mass fraction, %)

Element	Si	Mg	Mn	Cu	Fe	Zn	Ti	Cr	Al
AlSi10Mg	9.00–11.00	0.20–0.50	≤0.40	–	–	–	–	–	Bal.
2024	0.50	1.20–1.80	0.30–0.90	3.80–4.90	0.50	0.25	0.15	0.10	Bal.

在连接试样 YOZ 截面上取样(如图 1 中虚线方块所示), 经镶嵌、手工打磨后抛光, 利用 Keller 试剂(1.0 mL HF+1.5 mL HCl+2.5 mL HNO₃+95.0 mL H₂O)均匀腐蚀金相试样表面 15~25 s, 通过光学显微镜(OM)观察试样金相组织, 利用能谱仪(EDS)对连接区进行元素分析。利用硬度测试计在金相试样上进行硬度测量, 测量时沿着 OY 方向均匀取点, 点间距离为 1 mm, 硬度测量载荷大小为 100 g, 载荷保持时间为 15 s, 测试 SLM 母材、连接区、WAAM 母材的显微硬度并绘制显微硬度曲线。利用力学试验机进行室温拉伸试验, 加载速度为 2 mm/min, 拉伸试样的取样示意图如图 1 所示, 拉伸样品的尺寸如图 2 所示, 并使用扫描电子显微镜(SEM)观察断口形貌。

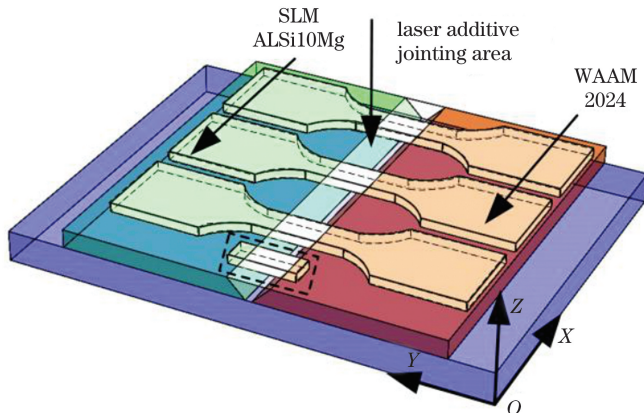


图 1 异质铝合金的 LAJ 示意图与拉伸件的取样示意图
Fig. 1 LAJ diagram of heterogeneous aluminum alloy and sampling diagram of tensile parts

其进行固溶处理(加热到 505 °C, 保温 75 min 后室温水淬)和时效处理(时效温度为 185 °C, 时效时间为 12 h)^[17]。异质铝合金的激光增材连接过程如图 1 所示, 左右两侧母材分别为 SLM AlSi10Mg 母材与 WAAM 2024 母材, 母材厚度为 6 mm, 在 ZL104 基板上装夹且保持两种异质铝合金母材底端距离 2 mm, 其中坡口形式采用 V 形, 坡口角度为 45°, 增材连接过程中采用短边往复扫描方式。对连接区成形质量进行工艺参数优化后, 激光增材连接工艺参数选择激光功率为 1800 W, 扫描速度为 3 mm/s, 送粉速率为 0.6 r/min, 搭接率为 40%, 层高为 0.6 mm。激光增材连接后, 为了防止出现应力释放, 对使用不同填充粉末的连接试样进行 240 °C 保温 2 h 的退火处理。

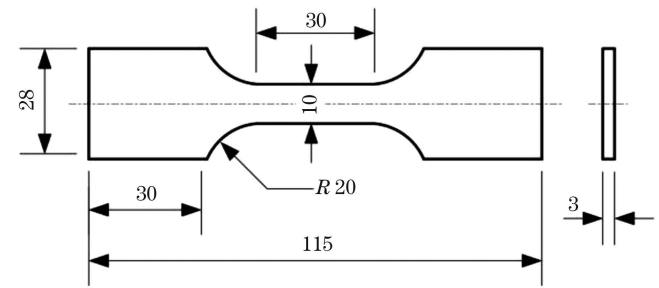


图 2 拉伸样品的尺寸示意图
Fig. 2 Schematic of tensile sample size

3 试验结果与分析

3.1 显微组织分析

图 3 为连接所用母材的显微组织, 不同的制造工艺使得其显微组织呈现不同的特点。图 3(a)为选区激光熔融制造的 AlSi10Mg 母材, 其组织形貌为典型的“鱼鳞状”特征^[18], 没有明显气孔, 组织细密。图 3(b)为电弧增材制造的 2024 铝合金母材, 其显微组织由较为粗大的等轴晶组成。

图 4 为 AlSi10Mg 粉末连接试样的 YOZ 截面显微组织。图 4(a)为 AlSi10Mg 粉末连接试样的连接区宏观组织, 分别选取三处不同位置, 观察其各自特征。从图 4(b)中可以发现, 激光增材连接区的组织为具有明显生长方向的柱状晶, 其生长方向与沉积方向大致平行。这是由于在逐层连接的过程中, 熔池冷却总是从温度梯度高的熔池底部向熔池顶部方向进行, 随着连接层数的不断累积, 出现柱状生长的特点。此外, 在靠近母材区形成了不均匀的气孔, 气孔直径为 50~100 μm。

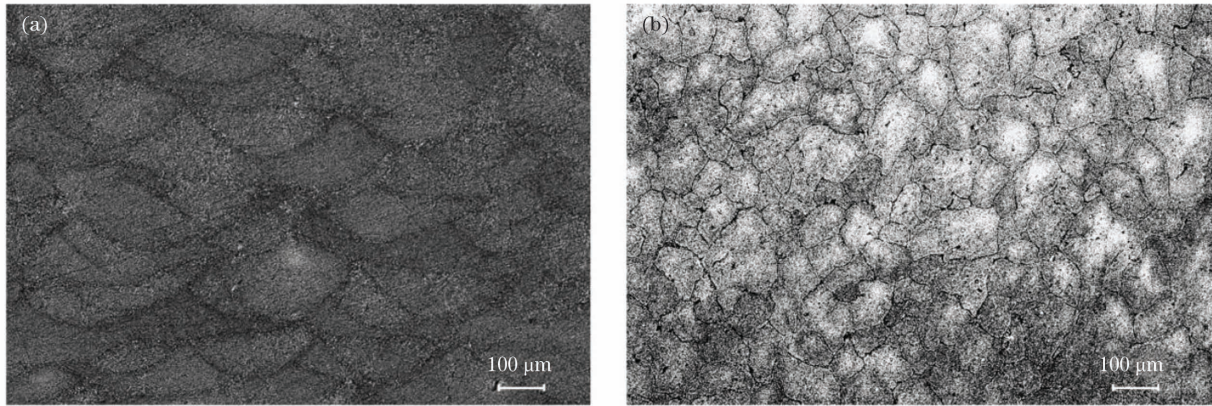


图 3 LAJ 母材形貌。(a)SLM AlSi10Mg 铝合金母材;(b)WAAM 2024 铝合金母材

Fig. 3 Microstructures of LAJ substrate. (a) SLM AlSi10Mg aluminum alloy substrate; (b) WAAM 2024 aluminum alloy substrate

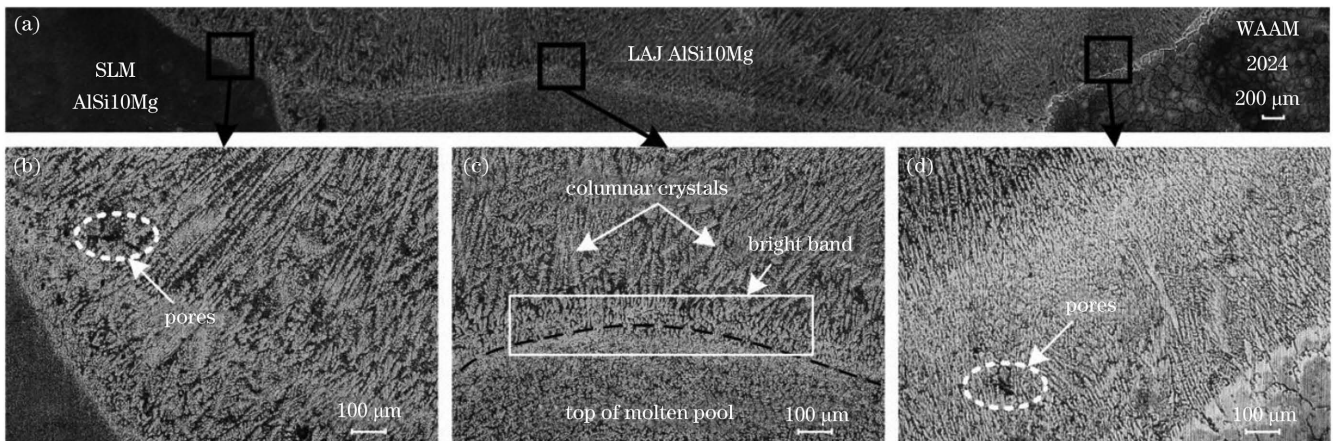


图 4 AlSi10Mg 粉末连接试样的 YOZ 截面显微组织。(a)连接区宏观组织;(b)SLM AlSi10Mg 铝合金母材连接区;(c)连接区中部;(d)WAAM 2024 铝合金母材连接区

Fig. 4 YOZ cross-section microstructures of AlSi10Mg powder jointing specimens. (a) Macrostructure of jointing area; (b) jointing area of SLM AlSi10Mg aluminum alloy substrate; (c) middle part of jointing area; (d) jointing area of WAAM 2024 aluminum alloy substrate

这是由于靠近母材处的冷却速度快,熔池中的气体未能及时从熔池中逸出,熔池快速冷却凝固,因此该区域产生气孔^[19]。而在连接区中部,由于冷却速率下降,该现象略有缓解,未发现明显气孔生成,如图 4(c)所示。另外,在连接区中部,熔池附近组织具有向等轴晶转变的趋势,熔池底部为定向生长的粗大的柱状晶组织,由于远离熔池,冷却速率下降,在熔池顶部的柱状树枝晶组织逐渐发生细化。并且在连接区熔池顶部还发现明亮条带的生成。这是由于在逐层连接过程中,该熔池顶部边界组织在其上层熔池的热输入的作用下,形态发生改变,共晶组织变得粗大,从而产生灰白色的明亮条带^[20]。如图 4(d)所示,柱状树枝晶以电弧增材制造 2024 铝合金的晶粒为生长基底,仍大致沿着沉积方向生长。如图 4(b)和图 4(d)所示,两种异质铝合金母材的连接区未出现熔合不良、液化裂纹等缺陷,连接界面呈良好的冶金结合。

图 5 为 2024 粉末连接试样的 YOZ 截面显微组织。与 AlSi10Mg 连接区宏观组织相比,2024 粉末连

接试样连接区内部的气孔明显增多,气孔直径较大(50~200 μm),如图 5(a)所示。这是由于 2024 铝合金粉末中 Mg、Zn 元素的沸点远低于 Al 元素的沸点,熔池内的这些元素在热量增加时更易蒸发,因此没有足够的金属液体填充已凝固金属之间的间隙,从而出现气孔增多的现象^[21]。另外,2024 铝合金比 AlSi10Mg 铝合金具有更高的熔点,熔池凝固速度也相对较快,进入熔池中的保护气来不及逸出也是造成气孔较多的原因之一。图 5(b)、(d)分别为两种铝合金母材连接区的显微组织,可以看出,两种铝合金母材连接区同样形成了冶金结合。如图 5(c)所示,连接区中部的显微组织产生分层特征,受逐层增材连接模式的影响,上层激光束的热输入使得下层的顶部组织重熔,导致出现了这种分层特征^[22]。与图 4(c)对比,可发现 2024 粉末连接试样的柱状树枝晶的晶粒较为细小。如图 5(d)所示,在 WAAM 2024 铝合金母材连接区,由于激光的热量输入,靠近连接处的母材发生重熔,母材区的晶粒略有长大。

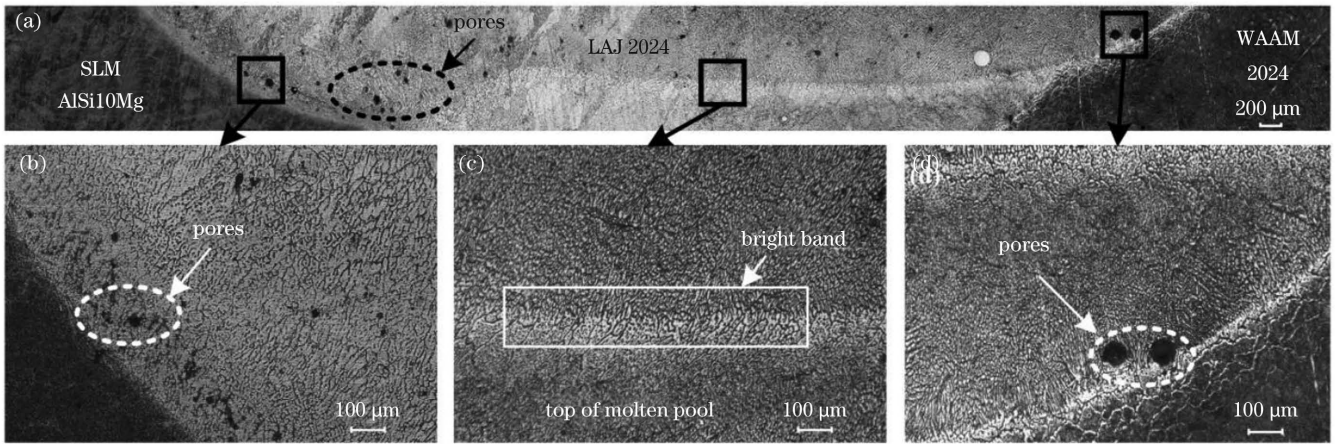


图 5 2024 粉末连接试样的 YOZ 截面显微组织。(a)连接区宏观组织；(b)SLM AlSi10Mg 铝合金母材连接区；(c)连接区中部；(d)WAAM 2024 铝合金母材连接区

Fig. 5 YOZ cross-section microstructures of 2024 powder joining specimens. (a) Macrostructure of jointing area; (b) jointing area of SLM AlSi10Mg aluminum alloy substrate; (c) middle part of jointing area; (d) jointing area of WAAM 2024 aluminum alloy substrate

图 6 为两种合金粉末激光增材连接区的成分分析结果。其中, AlSi10Mg 连接试样[图 6(a1)]连接区中灰黑色基体组织的 EDS 分析结果如图 6(a2)所示, 可确定该区域微观组织为 α -Al 相; 灰白色区域组织的 EDS 分析结果如图 6(a3)所示, 可确定该区域微观组织为 Al-Si 共晶组织。此外, 共晶 Si 组织出现了局部熔断、破碎现象, 这是由于退火过程中共晶 Si 组织发生了 Ostwald 熟化, 原本连续的共晶 Si 组织在宽度较小的部位发生熔断, 尺度较大的共晶 Si 组织逐渐粗化、球化^[23]。

对 2024 连接试样的增材连接区进行化学元素分析, 发现在试样的增材连接区晶界处, 有亮白色的析出相产生, 如图 6(b1)所示。析出相的元素占比分别符合两种不同的强化相中的元素比例, 如图 6(b2)所示, 该区域主要含有 Al、Cu、Mg 三种元素, 推测此处可能含有 S 相($MgCuAl_2$)。在图 6(b3)中, Al、Cu 元素被检测出来, 推测此处可能含有 θ 相($CuAl_2$)^[24]。由于选取的热处理对 2 系铝合金具有一定的时效强化作用, 两种强化相的析出有助于 2024 粉末连接试样力学性能的提升。

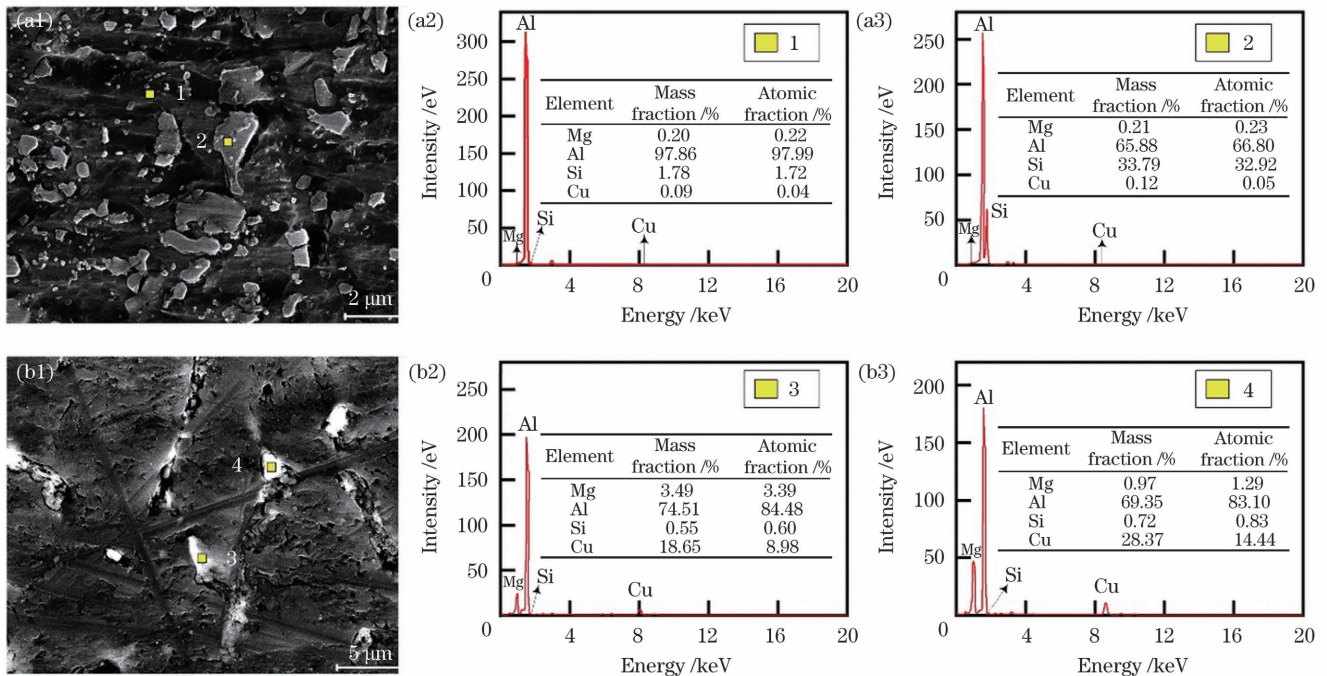


图 6 激光增材连接区的 EDS 分析结果。(a1)~(a3) AlSi10Mg 粉末连接试样; (b1)~(b3) 2024 粉末连接试样

Fig. 6 EDS analysis results of LAJ area. (a1)~(a3) AlSi10Mg powder joining specimens; (b1)~(b3) 2024 powder joining specimens

3.2 显微硬度分析

图 7 为两种合金粉末激光增材连接试样的显微硬度曲线,可以看出,不同粉末的激光增材连接试样的显微硬度曲线呈现不同的特点。对于 AlSi10Mg 粉末连接试样[图 7(a)],两侧母材的显微硬度均高于连接区的显微硬度。这主要是由于连接区的组织主要为粗大的柱状晶组织,硬度较低;而 SLM 母材一侧的组织更为细密,产生了显著的细晶强化效应,具有较高的硬度;另一侧电弧增材制造 2024 铝合金母材区由于经过固溶时效处理,时效强化效果显著提高了 WAAM 2024 铝合金母材的显微硬度。此外,在母材与激光增材连接区的结合处,二者显微硬度分别略有降低。母材区的显微强度略有降低,主要原因是激光的热输入使得靠近连接区的

母材组织发生粗化;靠近两种母材连接区的显微硬度略有降低,是因为在靠近母材的连接区,保护气未能从熔池中逸出,气孔的产生使得显微硬度下降。

图 7(b)为 2024 连接试样的显微硬度曲线,可以明显看出,2024 铝合金粉末连接试样的显微硬度平均值高于两种异质铝合金母材的显微硬度平均值。与 AlSi10Mg 铝合金粉末连接试样相比,2024 铝合金粉末连接试样连接区的平均显微硬度提高了 31.90%。这是由于 2024 铝合金粉末连接试样连接处的组织晶粒较细小,在连接区析出了 θ 相 (CuAl_2) 和 S 相 (MgCuAl_2) 两种强化相,细晶强化和时效强化使得 2024 铝合金粉末连接试样连接区的显微硬度得到明显提高^[25]。

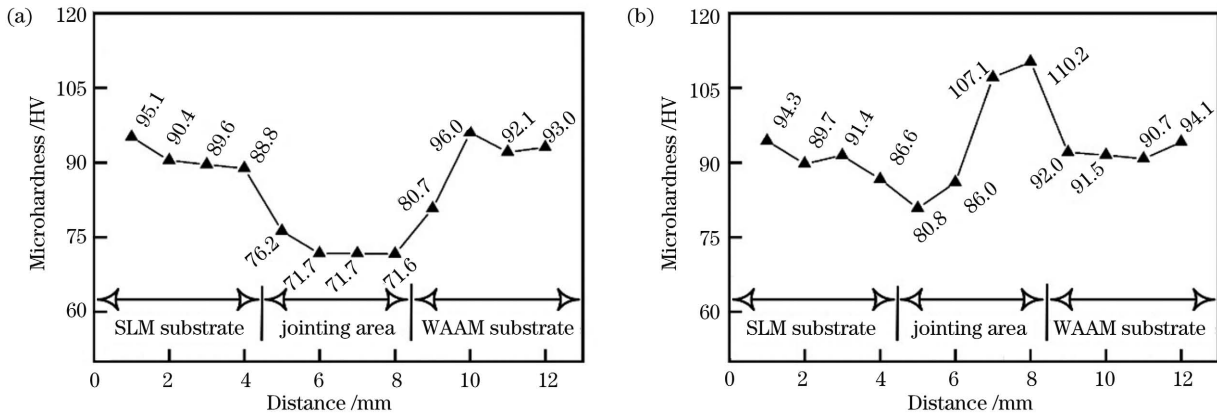


图 7 激光增材连接试样的显微硬度曲线。(a) AlSi10Mg 粉末连接试样;(b) 2024 粉末连接试样

Fig. 7 Microhardness curves of LAJ specimens. (a) AlSi10Mg powder jointing specimens; (b) 2024 powder jointing specimens

3.3 室温拉伸性能的分析

分别对两种粉末连接试样与两种异质铝合金母材的室温拉伸性能进行检测,图 8 为母材与连接试样的应力-应变曲线,测得 SLM AlSi10Mg 母材的抗拉强度为 334.55 MPa, WAAM 2024 母材的抗拉强度为 318.80 MPa。激光增材连接拉伸试样的断后照片如图 9 所示,可以看出,两种粉末连接试样的断裂位置均在连接区,这表明两种粉末的激光增材连接试样的连接区抗拉强度均低于母材的抗拉强度。由图 10 可知, AlSi10Mg 粉末连接试样的平均抗拉强度为

183.50 MPa,而 2024 粉末连接试样的平均抗拉强度为 211.43 MPa,强度提升了 15.22%。由图 4(b)和图 5(b)可知,2024 粉末连接试样的连接区组织晶粒更为细小,细晶强化效应促进了 2024 粉末连接试样强度的提升,且 2024 粉末连接试样中较多强化相的产生也对强度的提升起到了促进作用。

此外,两种铝合金粉末的连接试样的延伸率均较低,通过显微组织分析可知,母材区和连接区的组织差异较大,组织的不均匀性与气孔的形成导致连接试样的塑性较低,其中小尺度气孔对抗拉强度的影响不大^[26]。

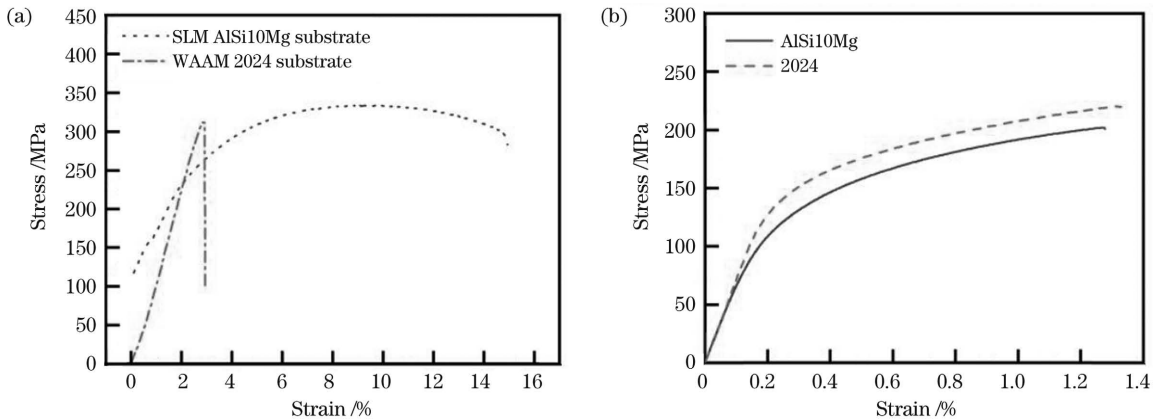


图 8 拉伸试样的应力-应变曲线。(a) 异质铝合金母材;(b) 激光增材连接试样

Fig. 8 Stress-strain curves of tensile samples. (a) Heterogeneous aluminum alloy substrates; (b) LAJ specimens

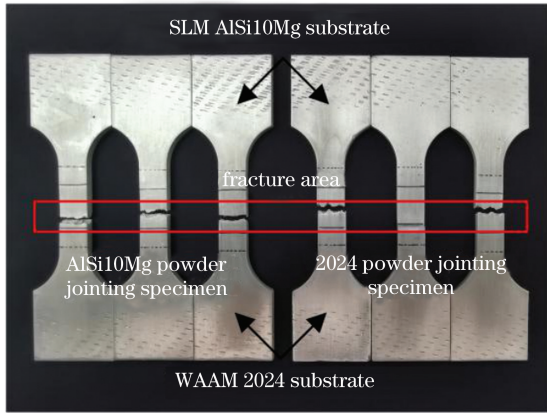


图 9 激光增材连接拉伸试样照片
Fig. 9 Photos of LAJ tensile samples

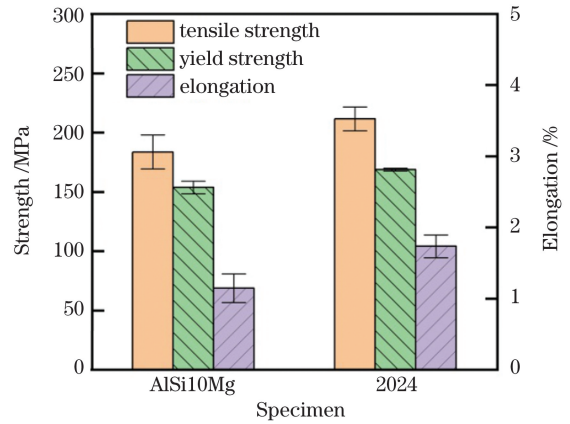


图 10 激光增材连接试样拉伸性能
Fig. 10 Tensile properties of LAJ specimens

图 11 为拉伸试样的断口形貌,由断口宏观形貌 [图 11(a)、(c)] 可知,两种粉末连接试样的拉伸断口宏观形貌中均存在少量气孔,相比之下 AlSi10Mg 粉末连接试样的断口更加平滑平坦,表明其延伸率较低。由断口微观形貌 [图 11(b)、(d)] 可知,断口处存在明显的撕裂棱,并且出现了尺寸不同的微孔聚合。大量

高密度的短而弯曲的撕裂棱线条是准解理裂纹源(连接区域的气孔处)向四周扩展形成的。不同部位先后产生许多解理小裂纹,这种解理小裂纹不断长大并且相连,最后以塑性方式撕裂剩余连接部分,进而形成了撕裂棱。两种不同粉末的连接试样的断裂机制均为准解理断裂。

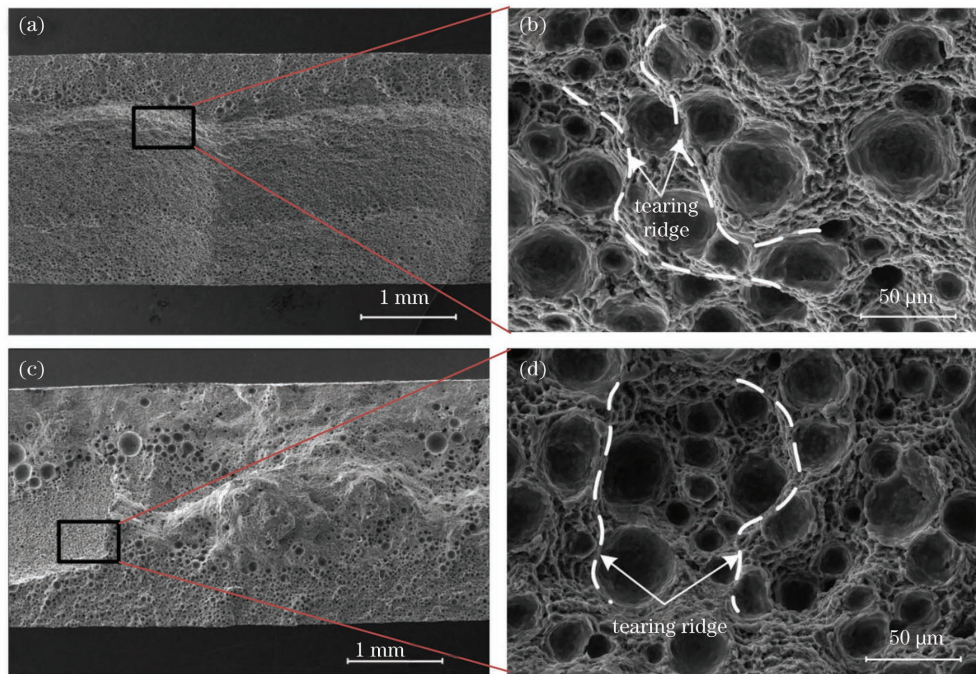


图 11 拉伸试样断口形貌。(a)(b) AlSi10Mg 粉末连接试样; (c)(d) 2024 粉末连接试样
Fig. 11 Fractography of tensile samples. (a)(b) AlSi10Mg powder jointing specimens; (c)(d) 2024 powder jointing specimens

4 结 论

以 AlSi10Mg 与 2024 两种铝合金粉末为填充粉料,采用激光增材连接的方法将 SLM AlSi10Mg 铝合金母材与 WAAM 2024 铝合金母材进行增材连接,得到以下主要结论:

1) 以 AlSi10Mg 铝合金粉末为填充粉料时,连接区组织是具有明显外延方向特征的柱状树枝晶;以 2024 铝合金粉末为填充粉料时,连接区组织的晶粒更

为细小,并有亮白色的强化相在晶界析出;

2) 在相同的退火热处理制度下,2024 铝合金粉末连接试样的显微硬度与抗拉强度均优于 AlSi10Mg 铝合金粉末连接试样,第二强化相的产生和细晶强化具有提升力学性能的作用;

3) 两种粉末连接试样的断裂位置均在连接区,表明连接试样的抗拉强度并未达到母材的抗拉强度,拉伸断口中广泛存在撕裂棱,撕裂棱在连接区域气孔周围产生并向四周逐渐扩展,二者的断裂机制均为准解理断裂。

参 考 文 献

- [1] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components: process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112-224.
- [2] 唐鹏钧, 闫泰起, 李沛勇, 等. 激光选区熔化 AlSi₁₀Mg 合金退火后的显微组织和断裂韧性研究[J]. *中国激光*, 2021, 48(10): 1002001.
- Tang P J, Yan T Q, Li P Y, et al. Microstructures and fracture toughness of annealed AlSi₁₀Mg alloy formed by selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2021, 48 (10): 1002001.
- [3] 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.
- [4] Altıparmak S C, Yardley V A, Shi Z S, et al. Challenges in additive manufacturing of high-strength aluminium alloys and current developments in hybrid additive manufacturing [J]. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2021, 4(2): 246-261.
- [5] 吴斌, 王向明, 玄明昊, 等. 基于增材制造的新型战机结构创新[J]. *航空材料学报*, 2021, 41(6): 1-12.
- Wu B, Wang X M, Xuan M H, et al. Structural innovation of new fighter based on additive manufacturing [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2021, 41(6): 1-12.
- [6] 王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题[J]. *航空学报*, 2014, 35(10): 2690-2698.
- Wang H M. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components [J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2014, 35(10): 2690-2698.
- [7] 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.
- [8] 林鑫, 黄卫东. 应用于航空领域的金属高性能增材制造技术[J]. *中国材料进展*, 2015, 34(9): 684-688, 658.
- Lin X, Huang W D. High performance metal additive manufacturing technology applied in aviation field[J]. *Materials China*, 2015, 34(9): 684-688, 658.
- [9] Wang W, Wang D, Li C F, et al. Effect of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V jointing parts proceeded by laser additive manufacturing [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 788: 139544.
- [10] 玄明昊, 邢本东, 苏亚东, 等. 基于正交试验的 TC4 钛合金激光成形连接工艺参数优化[J]. *航空制造技术*, 2019, 62(8): 64-69.
- Xuan M H, Xing B D, Su Y D, et al. Optimization of process parameters for TC4 titanium alloy laser beam welding based on orthogonal experiment [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2019, 62(8): 64-69.
- [11] 玄明昊, 张瑞, 邢本东, 等. TC4 激光选区熔化/同轴送粉成形连接的力学性能研究[J]. *航空制造技术*, 2021, 64(S1): 82-88.
- Xuan M H, Zhang R, Xing B D, et al. Research on mechanical properties of selective laser melting/coaxial powder feeding forming connection [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2021, 64(S1): 82-88.
- [12] 陈铠, 杨武雄, 肖荣诗, 等. 几种高强铝合金的激光填粉焊接[J]. *应用激光*, 2005, 25(4): 222-226.
- Chen K, Yang W X, Xiao R S, et al. Laser welding of some aluminum alloys with powder[J]. *Applied Laser*, 2005, 25(4): 222-226.
- [13] 陈铠, 肖荣诗, 张盛海, 等. 高强铝合金激光粉末焊接过程[J]. *焊接学报*, 2006, 27(10): 33-36, 114.
- Chen K, Xiao R S, Zhang S H, et al. CO₂ laser welding process of aluminum alloy with filler powder [J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2006, 27(10): 33-36, 114.
- [14] Silviu-Adrian O, Mitelea I, Simon N, et al. Influence of laser beam power on the heterogeneous welded joints morphology of deformable aluminium alloys [J]. *Materials Today: Proceedings*, 2021, 45: 4349-4355.
- [15] Braun R. Nd: YAG laser butt welding of AA6013 using silicon and magnesium containing filler powders[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 426(1/2): 250-262.
- [16] Rosenthal I, Shneck R, Stern A. Heat treatment effect on the mechanical properties and fracture mechanism in AlSi10Mg fabricated by additive manufacturing selective laser melting process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 729: 310-322.
- [17] Qi Z W, Cong B Q, Qi B J, et al. Properties of wire + arc additively manufactured 2024 aluminum alloy with different solution treatment temperature [J]. *Materials Letters*, 2018, 230: 275-278.
- [18] 李时春, 莫彬, 肖罡, 等. 金属材料的激光增材制造微观组织结构特征及其影响因素[J]. *激光与光电子学进展*, 2021, 58(1): 0100007.
- Li S C, Mo B, Xiao G, et al. Microstructure characteristics and their influence factors during laser additive manufacturing of metal materials[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2021, 58(1): 0100007.
- [19] Oliveira J P, Santos T G, Miranda R M. Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: from theory to practice[J]. *Progress in Materials Science*, 2020, 107: 100590.
- [20] Chen J, Hou W, Wang X Z, et al. Microstructure, porosity and mechanical properties of selective laser melted AlSi₁₀Mg [J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2020, 33(7): 2043-2054.
- [21] Yu Z L, Yuan T, Xu M, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy fabricated by wire+arc additive manufacturing[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 62: 430-439.
- [22] Gu T, Chen B, Tan C W, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of laser additive manufacturing of high strength Al-Cu-Mg alloy [J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 112: 140-150.
- [23] 冯秋娜. 激光熔化沉积成形 AlSi₁₀Mg 合金的工艺与组织性能研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2017.
- Feng Q N. Research on process, microstructures and properties of AlSi₁₀Mg aluminum alloy prepared by laser melting deposition[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2017.
- [24] Caiazzo F, Alfieri V, Argenio P, et al. Additive manufacturing by means of laser-aided directed metal deposition of 2024 aluminium powder: investigation and optimization[J]. *Advances in Mechanical Engineering*, 2017, 9(8): 214-220.
- [25] Qi Z W, Qi B J, Cong B Q, et al. Microstructure and mechanical properties of wire + arc additively manufactured 2024 aluminum alloy components: as-deposited and post heat-treated[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 40: 27-36.
- [26] du Plessis A, Yadroitsava I, Yadroitsev I. Effects of defects on mechanical properties in metal additive manufacturing: a review focusing on X-ray tomography insights[J]. *Materials & Design*, 2020, 187: 108385.

Microstructure and Properties of Laser Additive Joining Heterogeneous Aluminum Alloys

Yang Guang^{1*}, Zou Wenbei¹, Wang Chao², Wang Xiangming³

¹ School of Mechanical and Electrical Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, Liaoning, China;

² Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, Liaoning, China;

³ AVIC Shenyang Aircraft Design Institute, Shenyang 110035, Liaoning, China

Abstract

Objective With the development of the aerospace industry, increasing attention has been paid to large-scale integral structural parts that contribute to aircraft's lightweights. Aviation aluminum alloy parts face the urgent need for larger sizes and more complex structures. A single additive manufacturing method cannot meet the needs of aviation parts. The structure and size requirements can be realized by combining the high-precision advantages of selective laser melting (SLM) technology with the size advantages of wire arc additive manufacturing (WAAM) through connection technology to realize an additive manufacturing scheme of large aviation aluminum alloy parts. A new type of connection technology is required for large and complex structural components to meet the high-quality connection requirements of large-scale integral components. The laser additive joining (LAJ) technology can adjust the process parameters during the layer-by-layer joining to realize reasonable control of the heat input, thereby reducing the workpiece deformation. LAJ is used in this study to join SLMed AlSi10Mg aluminum and WAAMed 2024 aluminum alloys. The microstructure and mechanical properties of the joining areas are compared and analyzed. We hope that our basic strategies and research results can help advance efficient, high-quality intelligent manufacturing of large aluminum alloy components for aerospace.

Methods In this study, SLMed AlSi10Mg aluminum alloy and WAAMed 2024 aluminum alloy are joined by adding the AlSi10Mg alloy powder and 2024 alloy powder, respectively. The joining process is realized using LAJ. During the LAJ, specimens using different filling powders are annealed at 240 °C for 2 h to prevent deformation due to stress concentration, and the microstructure is systematically investigated using an optical microscope (OM) and energy dispersive spectrometer (EDS). The microhardness of SLMed AlSi10Mg substrate-joining area-WAAMed 2024 substrate is measured. The mechanism of hardness change in the joining area is revealed. In addition, tensile tests at room temperature are performed to evaluate the mechanical properties of the specimens using two different powders.

Results and Discussions The results show that the microstructure of the joining area for the AlSi10Mg joining specimen is mainly composed of columnar crystals, and its growth direction is roughly parallel to the deposition direction (Fig. 4), whereas the grain size of the joining area of 2024 joining specimen is substantially refined (Fig. 5). The microhardness of the substrate on both sides of the AlSi10Mg joining specimen is higher than that of the joining area (Fig. 7), and the average microhardness of the 2024 joining area is higher than the average microhardness of two types of heterogeneous aluminum alloy substrates. The room temperature tensile properties of the specimens using different powders and the two heterogeneous aluminum alloy substrates are tested (Fig. 8). The results show that the fracture positions of the two specimens are in the joining area (Fig. 9). The tensile strength in the joining areas of the two specimens is lower than that of the substrate (Fig. 10). In addition, the fracture mechanisms of both joining specimens are quasi-cleavage fracture (Fig. 11).

Conclusions According to the above analysis, the results of the morphology analysis show that the microstructure of the AlSi10Mg joining area is columnar crystals with obvious growth direction characteristics. The microstructure of the grain in the joining area is finer when the 2024 aluminum alloy powder is used as filling powder, and bright white strengthening phase is precipitated at the grain boundary. The microhardness and tensile strength of the joining specimen using 2024 aluminum alloy powder are better than those using AlSi10Mg aluminum alloy powder under the same annealing heat treatment system. The generation of the second strengthening phase and fine grain strengthening can improve the mechanical properties. The fracture positions of the joining specimens using two powders are all in the joining area, indicating that the tensile strength of the joining specimen does not reach the tensile strength of the substrate. The tearing edges forming around the pores in the joining area are observed in the tensile fracture. All fracture mechanisms are quasi-cleavage fractures.

Key words laser technique; laser additive joining; additive manufacturing; aluminum alloy; microstructure; mechanical properties