

引文格式: 杨玉乐, 呼树增, 赵均岐, 等. SLM- AlSi10Mg 与 6061-T6 异种铝合金 TIG 接头组织与性能研究[J]. 焊接学报, 2026, 47(4): 153 – 160. YANG Yule, HU Shuzeng, ZHAO Junqi, *et al.* Study on microstructure and properties of TIG welded joints of dissimilar aluminum alloys SLM- AlSi10Mg and 6061-T6[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2026, 47(4): 153 – 160.



SLM- AlSi10Mg 与 6061-T6 异种铝合金 TIG 接头组织与性能研究

杨玉乐¹, 呼树增², 赵均岐¹, 戴延丰¹, 杨超¹, 彭为康¹, 王德²

(1. 中国航空工业集团公司金城南京机电液压工程研究中心, 南京, 210016;

2. 南昌航空大学, 材料科学与工程学院, 南昌, 330063)

摘要: 采用钨极惰性气体保护焊 (tungsten inert-gas arc welding, TIG) 焊接方法对 SLM 成形 AlSi10Mg 和轧制 6061 合金 (T6 热处理) 进行了对接焊, 使用 ER4043 填丝对不同电流参数的 TIG 焊接接头进行了显微组织和力学性能分析. 结果表明, 峰值电流 $I_p = 140\text{ A}$ 和 $I_p = 125\text{ A}$ 均可获得外观成形质量优良的焊缝组织, 在焊缝中靠近 AlSi10Mg 母材一侧气孔汇聚成“链”状分布, 6061-T6 一侧孔隙率较低. 低电流条件下平均孔隙尺寸较小. 焊接电流增大, 焊缝两侧热影响区宽度和不同区域晶粒尺寸随之增大. 焊缝靠近 AlSi10Mg 一侧组织为等轴晶, 6061-T6 一侧为柱状晶, 中心区域为粗大的等轴晶. 随着焊接电流增大, 焊缝各区域的平均显微硬度下降, 焊接接头的抗拉强度也相应降低. 焊接接头拉伸断裂位置均位于 6061-T6 母材热影响区, 析出相沿晶界聚集, 增加了组织脆性. 断后伸长率均低于 4%, 低电流 TIG 接头抗拉强度最高可达到 185 MPa.

创新点: (1) 探索 SLM 生产的 AlSi10Mg 合金与常规轧制生产的 6061-T6 合金异种铝合金的 TIG 焊接性.

(2) 分析了焊接电流对异种铝合金 TIG 接头组织和性能的影响.

关键词: AlSi10Mg 铝合金; 6061 铝合金; 钨极惰性气体保护焊; 抗拉强度; 异种铝合金

中图分类号: TG 444 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20250415001

Study on microstructure and properties of TIG welded joints of dissimilar aluminum alloys SLM- AlSi10Mg and 6061-T6

YANG Yule¹, HU Shuzeng², ZHAO Junqi¹, DAI Yanfeng¹, YANG Chao¹,
PENG Weikang¹, WANG De²

(1. Jincheng Nanjing Electromechanical and Hydraulic Engineering Research Center, Aviation Industry Corporation of China,

Nanjing, 210016, China; 2. School of Materials Science and Engineering,

Nanchang Hangkong University, Nanchang, 330063, China)

Abstract: Butt welding between SLM-formed AlSi10Mg and rolled 6061 alloy (T6 state) was conducted by the tungsten inert-gas arc welding (TIG) method. The microstructure and mechanical properties of TIG welded joints under different current parameters were analyzed using ER4043 filler wire. The results indicate that weld seams with excellent appearance and formation quality are obtained under current parameters of 140 A and 125 A. Near the AlSi10Mg base metal side in the weld seam, pores aggregate and are distributed in a “chain-like” manner, while the porosity on the 6061-T6 side is low. Under low current conditions, the average pore size is small. As the welding current increases, the width of the heat-affected zone on both sides of the weld seam and the grain size in different regions increase accordingly. The microstructure near the AlSi10Mg side of the weld seam consists of equiaxed

grains; the 6061-T6 side exhibits columnar grains, and the central region is composed of coarse equiaxed grains. With the increase in welding current, the average microhardness in various regions of the weld seam decreases, and the tensile strength of the welded joint decreases correspondingly. The tensile fracture locations of the welded joints are all situated in the heat affected zone of the 6061-T6 base metal, where precipitated phases aggregate along the grain boundaries, which increases the brittleness of the microstructure. The post-fracture elongation is consistently lower than 4%, and the maximum tensile strength of the TIG welded joint at low current can reach 185 MPa.

Highlights: (1) The TIG weldability of SLM-produced AlSi10Mg alloy and conventionally rolled 6061-T6 alloy dissimilar aluminum alloys was explored.

(2) The effect of welding current on the microstructure and properties of TIG joints of dissimilar aluminum alloys was analyzed.

Key words: AlSi10Mg alloy; 6061 alloy; tungsten inert-gas arc welding; tensile strength; dissimilar aluminum alloy

0 序言

选区激光熔化 (SLM) 的增材制造 (AM) 技术已成功应用于各种材料. 然而 SLM 构建室的尺寸有限, 所以对 SLM 成形零件焊接是必要的^[1]. 由 AM 制造部件和常规制造的部件组合特别是异种混合的可焊性研究较少. 硅铝合金已被广泛应用, 其具有优异的力学性能^[2]. AlSi10Mg 合金代表了 AM 技术中常用的 Al 合金之一^[3-4]. 由于增材制造的 AlSi10Mg 的广泛应用, 需要关注其与其他常规铝合金的焊接研究.

由于受成形腔体尺寸等因素的限制, SLM 成形零件的尺寸较小. 因此, 将 SLM 成形零件进行焊接是必要的, 以满足对较大零件的需求. 此外, 通过焊接修复增材制造零件比更换它们更具成本效益和节省时间, 这使得焊接技术成为一种实用的解决方案^[5]. 近些年对增材制造 AlSi10Mg 合金的激光焊接进行了有限的研究. SCHWARZ 等人^[6]通过降低孔隙率来提高接头强度. MAKIKANGAS 等人^[7]发现降低孔隙率可以提升焊接接头的延展性. CHEN 等人^[8]发现, 环境压力对焊缝中孔隙的形成有很大影响. BIFFI 等人^[9]研究发现焊接区共晶硅网格的改变导致硬度降低. 然而, 这些研究并没有涵盖 TIG 方面的常规方式制造的 6061 合金与 AM 零件 (AlSi10Mg) 的力学性能的改善.

焊接参数优化已被证明对于在增材制造合金中获得良好的焊接接头至关重要^[10]. 且 SLM 成形 AlSi10Mg 合金在焊接过程中的氢气孔敏感性明显高于传统铝合金, 对焊接结构力学性能产生不利影响. 文中探索 SLM 生产的 AlSi10Mg 与常规轧制 Al 6061-T6 态异种铝合金的 TIG 焊接性. 分析了不

同电流参数下焊接接头的显微形貌和力学性能.

1 试验方法

文中采用焊接用 SLM AlSi10Mg 铝合金板材, 保护气体为氩气, 试样制备过程如图 1 所示. 成形尺寸为 150 mm × 100 mm × 3 mm SLM AlSi10Mg 合金, 轧制 6061-T6 板选用尺寸为 150 mm × 100 mm × 3 mm. TIG 夹具及取样示意, 如图 2 所示. 焊前用砂纸对板材表面进行打磨, 并采用 NaOH 溶液对板材进行处理, 最后用酒精对试样进行冲洗并烘干. 在工作台垫板的表面铣出一道宽度为 10 mm, 深度为 1 mm 的方形工艺槽, 用以保证焊缝背面焊透. 采用直径为 3.2 mm 的 ER4043 焊丝. SLM AlSi10Mg、轧制 6061-T6 板和 ER4043 焊丝的化学成分, 如表 1 所示. 交流脉冲 TIG 焊机额定电压 $U = 220$ V, 允许的电压波动范围为 187 ~ 253 V, 焊接速度固定为 2 mm/s, 电源频率为 170 Hz, 脉冲频率为 15 Hz, 参数 A 焊接电流基值 $I_b = 70$ A, 峰值电流 $I_p = 140$ A. 参数 B 基值电流 $I_b = 63$ A, 峰值电流 $I_p = 125$ A.

为了研究焊缝的微观组织结构, 切割焊缝的样品尺寸为 20 mm × 10 mm × 3 mm, 如图 2 所示. 样

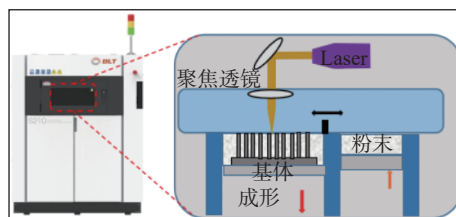


图 1 SLM 增材制造过程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of SLM additive manufacturing process

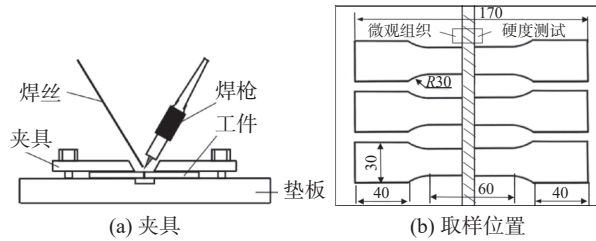


图2 铝合金TIG及取样示意图(mm)

Fig. 2 Schematic diagram of TIG and sampling for aluminum alloy. (a) fixture; (b) sampling location

品经镜面抛光后,用水和乙醇清洁样品并用空气干燥器干燥,先采用 Axio Scope.A1 光学显微镜(OM)观察焊接接头横截面,采用 HF, HCL, HNO₃ 和 H₂O 体积分数分别为 1%, 1.5%, 2.5% 和 95% 的 Keller 试剂腐蚀 30 s.采用 Axio Scope.A1 光学显微镜(OM)和配备有能量色散光谱(EDS)检

测器的 FEI Nova Nano SEM450 扫描电子显微镜(SEM)来表征这些样品的微观形貌特征.

从焊接接头处截取硬度样品,取样区域如图2所示.采用 HV-1000 型维氏硬度计,在 1.96 N 的载荷下,以 2 mm 为间隔测量了在试样的不同区域,即垂直于焊接方向的母材、热影响区和焊缝进行维氏硬度测量.为了避免偶然性,维氏硬度测量重复了 3 次,并取其平均值.拉伸试验使用 WDW-E200 微机控制电子万能试验机在室温下进行,试验前对拉伸试样表面进行打磨,试样拉伸速率为 1 mm/min.为了确保拉伸试验结果的可靠性,每组样品沿垂直于焊接方向分别取 3 组拉伸试样并测试.室温拉伸试样的尺寸和取样区域如图2所示.在样品之间保持测试参数恒定,以使所有样品的变形条件均匀.

表1 AlSi10Mg 铝合金、6061-T6 铝合金和 ER4043 焊丝的化学成分(质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg alloy, 6061-T6 alloy and ER4043 welding wire

材料	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti	Al
AlSi10Mg	10.0	0.30	0.55	0.05	0.45	0.15	0.10	0.05	余量
6061-T6	0.60	1.00	0.70	0.27	0.15	0.20	0.25	0.15	余量
ER4043	5.50	0.05	0.80	0.30	0.45	—	0.01	0.20	余量

2 试验结果与分析

2.1 TIG 接头宏观形貌分析

不同焊接电流的焊缝外观形貌如图3所示,两个样品的焊缝正面均成形良好,焊缝背面也被焊透,无明显缺陷.图4展示了不同焊接电流下TIG接头的截面形貌特征.采用 ER4043 焊丝成功获得全熔透接头,显微组织显示母材与焊缝之间界限分明.值得注意的是,焊缝靠近 AlSi10Mg 侧存在明显的孔隙聚集现象,主要表现为“链”状排列的球形气孔及顶部少量大尺寸孔洞,该现象与熔池内气泡上浮、合并行为相关^[11].试验数据显示,当焊接电流从 140 A 减小到 125 A 时,熔池几何参数发生显著变化,截面面积减小 48%,从 23.4 mm² 降至 15.8 mm²;熔宽缩小 18%,从 5.3 mm 降至 4.5 mm.主要归因于热传导差异引起的熔池流动特性改变^[12].孔隙缺陷主要通过以下途径影响接头性能,降低材料致密度、减小有效受力面积以及产生应力集中效应,3 者协同作用最终导致力学性能劣

化^[13].因此,精确调控工艺参数以实现熔池形貌优化,对改善接头质量至关重要.进一步观察发现,AlSi10Mg 界面区孔隙呈现显著尺寸梯度分布,顶部区域多为直径大于 200 μm 的大孔,熔合线附近

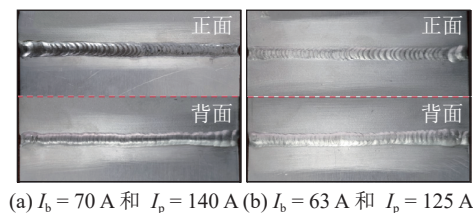


图3 不同焊接电流焊缝表面形貌

Fig. 3 Surface morphology of the welded seam with different welding currents. (a) $I_b = 70$ A and $I_p = 140$ A; (b) $I_b = 63$ A and $I_p = 125$ A

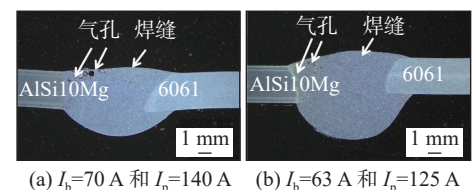
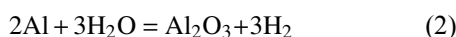
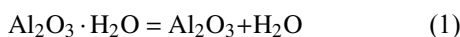


图4 不同焊接电流接头横截面

Fig. 4 Cross sections of welded joints with different welding currents. (a) $I_b = 70$ A and $I_p = 140$ A; (b) $I_b = 63$ A and $I_p = 125$ A

则密集分布直径小于 $50\ \mu\text{m}$ 的微孔. 这种分布特征与氢溶解度突变密切相关即凝固过程中氢溶解度急剧降低, 从液态的 0.63×10^{-6} 降至固态的 3.2×10^{-8} , 促使过饱和氢聚集成核^[11]. 虽然通过工艺优化可降低 SLM 成形 AlSi10Mg 的初始孔隙率, 但使用 HORIBA EMGA-830 型氮氢氧分析仪测出其氢含量 (6.16×10^{-5}) 仍比传统轧制合金 (1.99×10^{-5}) 高 2.09 倍, 这主要与粉末原料的比表面积效应有关, 加剧了反应生成 H_2 ^[14], 即



焊接热作用使 AlSi10Mg 熔融区成为 H 元素的主要来源, 如图 5 所示统计了两组试样焊缝两侧熔合区附近的气孔尺寸分布. 随着电流从 140 A 降低至 125 A, AlSi10Mg 界面气孔数量增多, 但平均孔径从 $124.95\ \mu\text{m}$ 降至 $87.12\ \mu\text{m}$, 减少 43%; 6061-T6 界面孔径从 $132.68\ \mu\text{m}$ 降至 $92.82\ \mu\text{m}$, 同样呈现减少趋势. 这种孔径与密度的负相关关系主要受热输入增加导致熔池冷却速率降低, 延长气泡合并时间; 电流增强促进气泡碰撞聚合效应两方面因素影响. 值得注意的是, 125 A 参数下 (B 试样) 因热输入较低, 母材熔化量减少, 氢析出总量相应降低, 这是小孔径气孔形成的主要原因.

2.2 TIG 接头微观组织分析

图 6 和图 7 分别为 TIG 接头不同区域的显微组织特征. 分析表明, 热影响区宽度与焊接电流呈正相关, 这源于热输入引起的组织演变. 值得注意的是, 在相同工艺条件下, 6061-T6 侧的热影响区宽度显著大于 AlSi10Mg 侧, 这与其较高的热导率, 合金热导率为 $167\ \text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, 对比材料为 $126\ \text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, 导致的更快散热速率 (提升 28% ~ 35%) 直接相关^[14-16]. 根据焊接过程中产生的温度梯度, 热影响区可划分为邻近焊缝的再结晶区 (温度梯度大于 $180\ ^\circ\text{C}/\text{mm}$), 由于热效应, 存在半熔融晶粒; 靠近母材的过时效区 (温度梯度小于 $80\ ^\circ\text{C}/\text{mm}$), 形成不规则晶粒两个特征区域^[14,16-17]. 焊缝显微组织主要由 α -Al 基体和晶界 Al-Si 共晶组成, 其中白灰色区域为 α -Al 固溶体; 黑色网状结构为 Al-Si 共晶; 黑色块状区域为气孔缺陷. 熔合线附近观察到 Si 元素的团聚现象, 这主要归因于 TIG 的高热输入和缓慢冷却过程产生的类似热处理效应^[14].

图 8 和图 9 的 SEM 分析揭示了焊缝区的组织

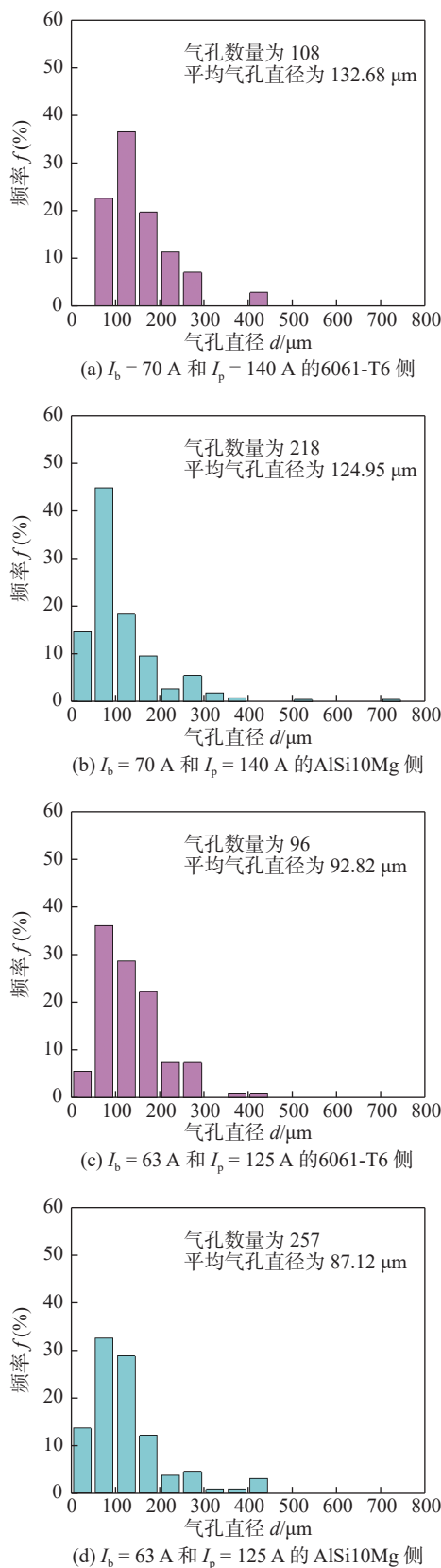


图 5 焊缝两侧靠近母材熔合区附近的气孔尺寸分布
Fig. 5 Distribution of pore sizes in the fusion zone adjacent to the base metal on both sides of the weld. (a) 6061-T6 side of $I_b = 70\ \text{A}$ and $I_p = 140\ \text{A}$; (b) AlSi10Mg side of $I_b = 70\ \text{A}$ and $I_p = 140\ \text{A}$; (c) 6061-T6 side of $I_b = 63\ \text{A}$ and $I_p = 125\ \text{A}$; (d) AlSi10Mg side of $I_b = 63\ \text{A}$ and $I_p = 125\ \text{A}$

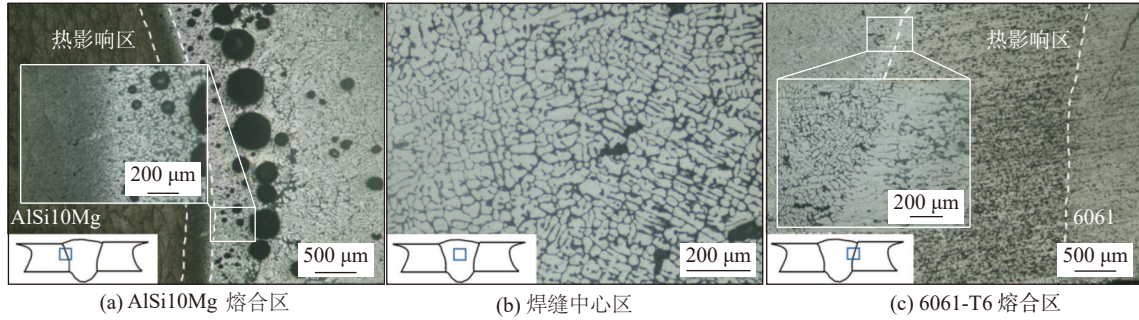


图6 基值电流 $I_b = 70$ A 峰值电流 $I_p = 140$ A TIG 接头不同区域显微组织

Fig. 6 Different regions microstructure in the TIG joint of base current $I_b = 70$ A and peak current $I_p = 140$ A. (a) AlSi10Mg fusion zone; (b) weld seam central region; (c) 6061-T6 fusion zone

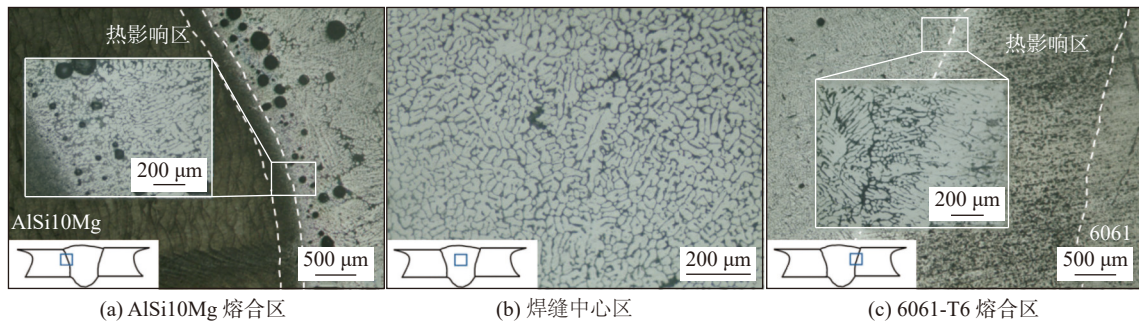


图7 基值电流 $I_b = 63$ A 峰值电流 $I_p = 125$ A TIG 接头不同区域显微组织

Fig. 7 Different regions microstructure in the TIG joint of base current $I_b = 63$ A and peak current $I_p = 125$ A. (a) AlSi10Mg fusion zone; (b) weld seam central region; (c) 6061-T6 fusion zone

演化规律.与两侧母材相比,焊缝组织明显粗化,主要归因于TIG比SLM工艺更低的冷却速率,而6061母材经过T6热处理,内部晶粒也极为细小.6061-T6侧组织演变为电流从140 A降低至125 A导致温度梯度缩小,柱状晶沿热流反方向生长,平均直径变小,与6061-T6母材中细小的针状 Mg_2Si 强化相形成对比. AlSi10Mg侧特征为呈现细晶等轴化结构,由棒状Si相与 $\alpha-Al$ 基体构成非连续共晶网络,高冷却速率抑制枝晶定向生长.图8(b)和图9(b)插图Si元素分布,焊缝中心区演化为电流降低凝固时间缩短使等轴晶尺寸减小,ER4043焊丝中Si元素的原子分数由图8(b)的

8.04%降至图9(b)的7.59%,通过降低热导率,即从纯铝的237 W/(m·K)降至172 W/(m·K),导致粗大枝晶形成^[18-20].共晶组织演变为热输入降低抑制Si相Ostwald熟化,共晶间距缩小,网络结构未断裂,EDS面扫描证实溶质再分配效应,使得Si原子在固液界面前沿的富集程度降低^[11].

2.3 TIG 接头力学性能与拉伸断口分析

TIG接头显微硬度分析如图10所示,焊缝和热影响区的硬度值均低于母材.具体表现为SLM成形AlSi10Mg母材硬度为108 HV,6061-T6母材为93 HV; A试样(140 A)和B试样(125 A)焊接电流下焊缝区平均硬度分别为51 HV和54 HV.

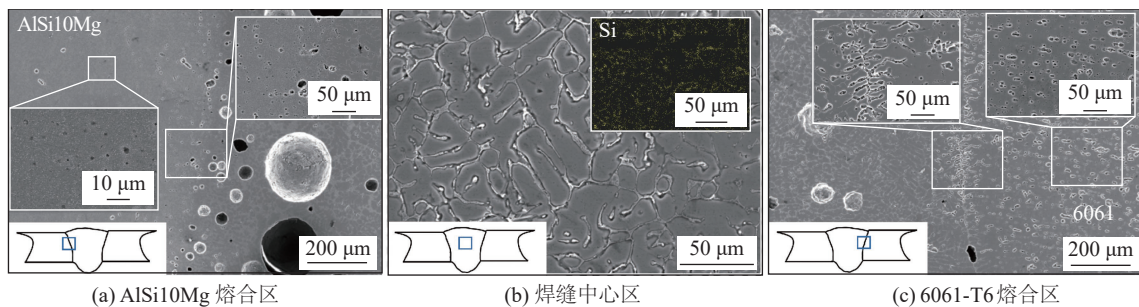


图8 基值电流 $I_b = 70$ A 峰值电流 $I_p = 140$ A TIG 接头不同区域 SEM

Fig. 8 Different regions SEM in the TIG joint of base current $I_b = 70$ A and peak current $I_p = 140$ A. (a) AlSi10Mg fusion zone; (b) weld seam central region; (c) 6061-T6 fusion zone

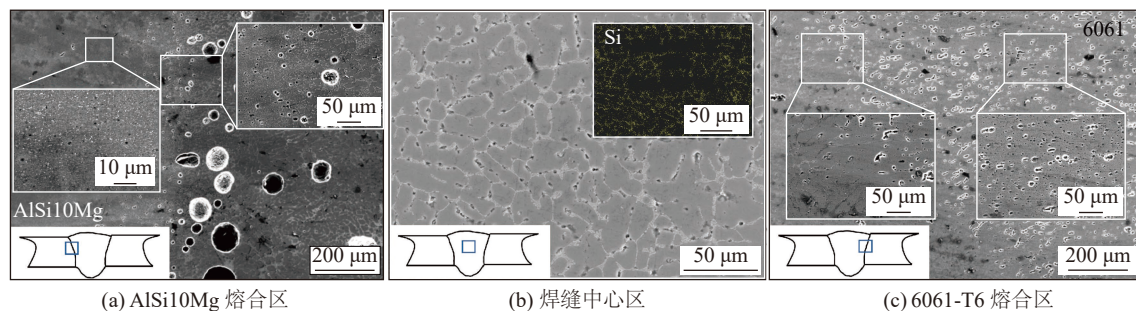


图 9 基值电流 $I_b = 63$ A 峰值电流 $I_p = 125$ A TIG 接头不同区域 SEM

Fig. 9 Different regions SEM in the TIG joint of base current $I_b = 63$ A and peak current $I_p = 125$ A. (a) AlSi10Mg fusion zone; (b) weld seam central region; (c) 6061-T6 fusion zone

硬度分布特征可归因为, 组织演变方面, TIG 的热输入较大导致焊缝区 α -Al 枝晶粗化及 Si 元素在晶界偏聚, 气孔等缺陷导致组织不均匀性增加^[11], 电流升高加剧晶粒粗化程度^[7,14], 焊缝平均显微硬度降低; 区域差异方面, 6061-T6 侧热影响区柱状晶粗化明显, 热循环导致 Mg_2Si 相析出和晶界偏聚, 再结晶引起晶粒粗化. AlSi10Mg 侧等轴晶区 Si 相团聚长大, 组织分布差异导致硬度梯度.

拉伸测试结果, 如图 11 所示. 断裂均发生在

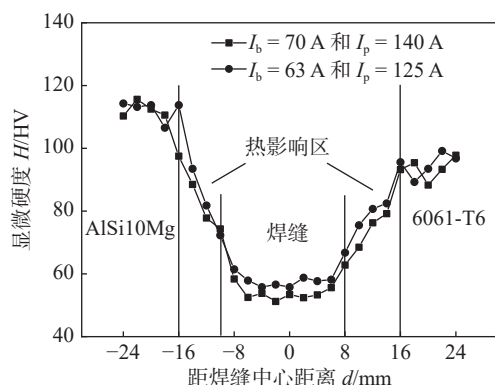


图 10 同焊接电流接头显微硬度分布

Fig. 10 Joint microhardness with different welding currents

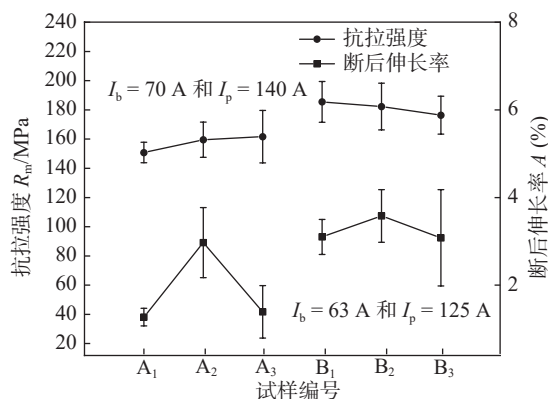
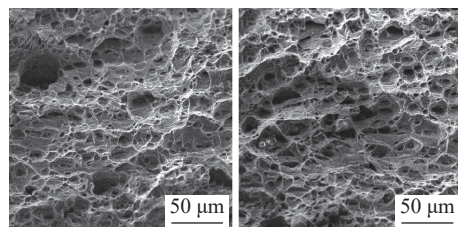


图 11 不同焊接电流接头拉伸性能

Fig. 11 Tensile properties of the welded joint with different welding currents

6061-T6 热影响区, $B_1 \sim B_3$ 试样抗拉强度整体大于 $A_1 \sim A_3$ 试样. $B_1 \sim B_3$ 试样最高强度为 185 MPa, 可达 6061-T6 母材的 71%, 断后伸长率均低于 4%, 呈现脆性断裂特征. 焊接过程中热影响区受热循环影响, 温度超过了再结晶温度, 晶粒内晶格发生畸变, 晶粒变大同时有 Mg_2Si 等相析出, 晶内强度下降, 析出相沿晶界聚集, 增加组织的脆性, 形成软化, 造成拉伸断裂在 6061-T6 母材一侧^[16,21-22]. 性能差异机理为 $B_1 \sim B_3$ 试样 ($I_p = 125$ A) 快速凝固获得细晶组织, Si 共晶网络完整性好. 平均孔隙尺寸更小, 应力集中效应弱, Mg_2Si 强化相保留较多^[14,23]. 结果表明, 优化热输入参数可有效调控, 强化相分布, 晶粒尺寸, 缺陷特征, 从而改善接头综合性能.

图 12 为 TIG 接头的拉伸断口 SEM. 试样拉伸断口均呈纤维状, 有浅而密集的韧窝和撕裂棱, 为宏观的塑性变形, 属于典型的韧性断裂形式. $I_p = 125$ A 断裂表面有一些较大较深的韧窝, 且第二相颗粒相对较多. 说明此区域受热循环影响更小, Mg_2Si 增强相溶解较少, 造成晶内强度升高.



(a) $I_b = 70$ A 和 $I_p = 140$ A (b) $I_b = 63$ A 和 $I_p = 125$ A

图 12 不同焊接电流接头断口 SEM

Fig. 12 Fracture SEM of different welding current joints. (a) $I_b = 70$ A and $I_p = 140$ A; (b) $I_b = 63$ A and $I_p = 125$ A

3 结论

(1) 采用 SLM AlSi10Mg 与轧制 6061-T6 进行

TIG对接焊, 140 A和125 A电流参数均可获得外观成形质量优良的焊缝组织, 但焊缝靠近AlSi10Mg母材侧球形孔汇聚成“链”状分布, 且上部区域存在较大气孔, 而SW靠近6061-T6侧孔隙率较低, 这归因于SLM制备AlSi10Mg母材的高氢含量. 低电流条件下母材熔化率低, 导致AlSi10Mg合金侧氢析出总量减少, 平均孔隙尺寸较小.

(2) 焊接电流增大, 焊缝两侧热影响区宽度随之增大, 焊缝晶粒越来越表现为粗大的等轴晶, 网格状的Al-Si共晶组织呈现断裂分离趋势. 焊缝靠近6061-T6侧柱状晶从母材向焊缝中心生长, 柱状晶尺寸随焊接电流增加相应增大. 焊缝靠近AlSi10Mg侧呈现细晶等轴化特征, 随着焊接电流增大等轴晶有粗化趋势.

(3) 随着焊接电流增大, 由于焊缝微观组织和气孔缺陷有较大差异, 导致接头各区域的平均显微硬度下降, 接头抗拉强度也相应降低. 接头拉伸断裂位置均位于6061-T6母材热影响区, 析出相沿晶界聚集, 增加组织的脆性. 断后伸长率均低于4%, 低电流的TIG接头抗拉强度最高可达到185 MPa.

参考文献

- [1] 张宇, 姜云, 胡晓安. 选区激光熔化成形 Inconel 625 合金的激光焊接头组织及高温蠕变性能[J]. 焊接学报, 2020, 41(5): 78–84.
- [2] ZHANG Yu, JIANG Yun, HU Xiaolan. Microstructure and high temperature creep properties of Inconel 625 alloy by selective laser melting[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2020, 41(5): 78–84.
- [3] 奥妮, 何子昂, 吴圣川, 等. 激光增材制造 AlSi10Mg 合金的力学性能研究进展[J]. 焊接学报, 2022, 43(9): 1–19.
- [4] AO Ni, HE Ziang, WU Shengchuan, *et al.* Recent progress on the mechanical properties of laser additive manufacturing AlSi10Mg alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2022, 43(9): 1–19.
- [5] MOEINI G, SAJADIFAR S V, WEGENER T, *et al.* On the influence of build orientation on properties of friction stir welded Al-Si10Mg parts produced by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 12: 1446–1460.
- [6] MERTENS A, DELAHAYE J, DEDRY O, *et al.* Microstructure and properties of SLM AlSi10Mg: understanding the influence of the local thermal history[J]. *Procedia Manufacturing*, 2020, 47: 1089–1095.
- [7] CUI L, PENG Z, CHANG Y, *et al.* Porosity, microstructure and mechanical property of welded joints produced by different laser welding processes in selective laser melting AlSi10Mg alloys[J]. *Optics & Laser Technology*, 2022, 150: 107952.
- [8] SCHWARZ A, SCHLESER M, GERHARDS B, *et al.* Welding of additive manufactured AlSi10Mg: using laser welding in a vacuum for high quality weld seams—a new approach to welding LPBF manufactured AlSi10Mg[J]. *South African Journal of Industrial Engineering*, 2021, 32(4): 99–112.
- [9] MAKIKANGAS 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.
- [10] CHEN N, WAN Z, WANG H P, *et al.* Effect of ambient pressure on laser welding of AlSi10Mg fabricated by selected laser melting[J]. *Materials & Design*, 2022, 215: 110427.
- [11] BIFFI C A, FIOCCCHI 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: 6714–6719.
- [12] CAIAZZO F, ALFIERI V. Optimization of laser beam welding of steel parts made by additive manufacturing[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 114(9): 3123–3136.
- [13] ZHANG C, BAO Y, ZHU H, *et al.* A comparison between laser and TIG welding of selective laser melted AlSi10Mg[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 120: 105696.
- [14] KUMAR K, MASANTA M. Effect of reducing heat input on autogenous TIG welding of Ti-6Al-4V alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2023, 33(12): 3712–3724.
- [15] GOMEZ O A, CORONA G L, DESCHAUX B F, *et al.* Effect of process parameters on the quality of aluminium alloy Al₅Si deposits in wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, 23(4): 316–332.
- [16] VISHWAKARMA A K, DEBNATH D, PAWAR M D, *et al.* Laser welding of additively manufactured AlSi10Mg and conventionally manufactured Al6061 alloy[J]. *Welding in the World*, 2024, 68(7): 1731–1745.
- [17] LOUVIS E, FOX P, SUTCLIFFE C J. Selective laser melting of aluminium components[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, 211(2): 275–284.

- [16] FADAEIFARD F, MATORI K A, GARAVI F, *et al.* Effect of post weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AA6061-T6 alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(12): 3102 – 3114.
- [17] BASKUTIS S, BASKUTIENE J, BENDIKIENE R, *et al.* Effect of weld parameters on mechanical properties and tensile behavior of tungsten inert gas welded AW6082-T6 aluminium alloy[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2019, 33: 765 – 772.
- [18] SALES R C, FELIPE P, PARADELA K G, *et al.* Effect of solidification processing parameters and silicon content on the dendritic spacing and hardness in hypoeutectic Al-Si alloys[J]. Materials Research, 2018, 21(6): e20180333.
- [19] NAING T H, MUANGJUNBUREE P. Metallurgical and mechanical characterization of MIG welded repair joints for 6082-T6 aluminum alloy with ER 4043 and ER 5356[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2022, 75(6): 1583 – 1593.
- [20] KUMAR V, MEHDI H, KUMAR A. Effect of silicon content on the mechanical properties of aluminum alloy[J]. International Research Journal of Engineering and Technology, 2015, 2(4): 1326 – 1330.
- [21] 宋刚, 董孝南, 程继文, 等. 6061-T6 铝合金 DP-MIG 焊轧复合成形接头组织与力学性能 [J]. 焊接学报, 2023, 44(4): 1 – 6.
SONG Gang, DONG Xiaonan, CHENG Jiwen, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Al 6061-T6 alloy joints fabricated by DP-MIG welding-rolling hybrid forming[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2023, 44(4): 1 – 6.
- [22] RAJESHKUMAR R, DEVAKUMARAN K, BANERJEE K. Role of interfacial microstructure on mechanical properties of cold metal transfer welded dissimilar A6061-T6 and A6082-T6 joints [J]. Materials Letters, 2020, 279: 128521.
- [23] GERARD D A, KOSS D A. The influence of porosity on short fatigue crack growth at large strain amplitudes[J]. International Journal of Fatigue, 1991, 13(4): 345 – 352.

作者简介: 杨玉乐, 硕士, 工程师; 主要研究方向金属增材制造; Email: yyl101@mail.ustc.edu.cn.

王德 (通信作者), 博士, 副教授; Email: wangde@nchu.edu.cn.

(编辑: 汤明日)