

引用格式:支江泽,巩建强,赵梓添,等.基于LPBF增材成形与MIG焊技术的Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双金属材料制备[J].热加工工艺,2026,55(7):148-156.
ZHI Jiangze, GONG Jianqiang, ZHAO Zitian, et al. Preparation of Ti-6Al-4V/AlSi10Mg Bimetallic Materials via LPBF Additive Manufacturing and MIG Welding[J]. Hot Working Technology, 2026, 55(7):148-156. DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.26010163

基于 LPBF 增材成形与 MIG 焊技术的 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg 双金属材料制备

支江泽^{1,2}, 巩建强³, 赵梓添¹, 李云龙¹, 王建宏¹

(1. 中北大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030051; 2. 西安华山金属材料科技有限公司, 陕西 西安 710001; 3. 共享智能装备(安徽)有限公司, 安徽 芜湖 241000)

摘要:在 Ti-6Al-4V 基板上,采用激光粉末床熔融成形(laser powder bed fusion, LPBF)和 AlSi10Mg 粉末制备了 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg 双金属材料;将 Ti-6Al-4V 基板和 LPBF 成形的 AlSi10Mg 板材对接装配,采用 MIG 焊和 5083-Al 焊丝制备了 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg 双金属材料。并对二种双金属材料的界面显微组织特征及力学性能进行了对比分析。结果表明,LPBF 工艺形成的钛/铝界面呈液-液结合特征,受钛基板局部熔化影响,界面形貌及组织分布不均匀;相比之下, MIG 焊工艺中钛/铝界面主要为固-液结合,界面较为平整。这两种工艺的热输入不同,导致界面晶粒尺寸存在显著差异: LPBF 试样界面的平均晶粒尺寸为 7.2~9.5 μm , 明显小于 MIG 焊试样的。LPBF 试样的抗拉强度与伸长率分别为 170 MPa 和 2.56%, 优于 MIG 焊试样的 160 MPa 和 0.94%。此外, LPBF 试样铝合金侧的显微硬度低于 MIG 焊试样的。

关键词:钛/铝双金属;激光粉末床熔融成形;MIG 焊;界面

中图分类号: TG455

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2026)07-0148-09

Preparation of Ti-6Al-4V/AlSi10Mg Bimetallic Materials via LPBF Additive Manufacturing and MIG Welding

ZHI Jiangze^{1,2}, GONG Jianqiang³, ZHAO Zitian¹, LI Yunlong¹, WANG Jianhong¹

(1. School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China; 2. Xi'an Huashan Metal Materials Technology Co., Ltd, Xi'an 710001, China; 3. Kocel Intelligent Machinery (Anhui) Co., Ltd., Wuhu 241000, China)

Abstract: On the Ti-6Al-4V substrate, Ti-6Al-4V/AlSi10Mg bimetallic materials were prepared using laser powder bed fusion (LPBF) and AlSi10Mg powder. The Ti-6Al-4V substrate and the LPBF-formed AlSi10Mg plate were butt assembled, and Ti-6Al-4V/AlSi10Mg bimetallic materials were prepared using MIG welding and 5083-Al welding wire and a comparative evaluation of interfacial microstructure and mechanical performance of the two bimetallic materials was carried out. The results show that the titanium/aluminum interface formed by the LPBF process exhibits liquid-liquid bonding characteristics, and due to the influence of local melting of the titanium substrate, the interface morphology and microstructure distribution are uneven. Whereas MIG welding results in a relatively planar solid-liquid interface. In contrast, the titanium/aluminum interface in MIG welding process is mainly solid-liquid bonded, with a relatively flat interface. The heat input differs between these two processes, leading to significant variations in interfacial grain size: the average grain size of the LPBF sample interface is 7.2 μm -9.5 μm , which is notably smaller than that of the MIG welding sample. The tensile strength and elongation of LPBF samples are 170 MPa and 2.56%, respectively, which are superior to those of MIG welding samples, which have a tensile strength of 160 MPa and an elongation of 0.94%. In addition, the microhardness of the aluminum alloy side of the LPBF sample is lower than that of the MIG welding sample.

Key words: Ti/Al bimetallic; laser powder bed fusion (LPBF); metal inert gas (MIG) welding; interface

收稿日期: 2026-01-10 修回日期: 2026-03-01

基金项目: 山西省专利转化专项计划项目(20250023); 山西省回国留学人员科研资助项目(2024-116)

作者简介: 支江泽, 男, 硕士, 主要研究方向: 金属增材制造工艺;

E-mail: 13183220801@vip.163.com

通讯作者: 王建宏, 男, 教授, 博士, 主要研究方向: 金属增材制造微观组织及性能; E-mail: wangjianhong@nuc.edu.cn

随着航空航天、汽车等领域对材料高性能、轻量化及成本控制的要求不断提高, 单一材料已难以兼顾强度、密度与经济性等多重指标。为此, 由不同材料组合形成的异种合金体系(如铝/镁、铝/钛、钛/铁和铝/铜等)因可实现性能互补与结构优化, 近年来受到广泛关注^[1-5]。双金属材料通过将两种金属的

优势组合在同一结构中,可实现不同区域的性能匹配,从而弥补单一材料在强度、质量和服役需求方面的不足。钛/铝双金属材料兼具钛合金高强度与铝合金轻质化特点,近年来在航空航天、汽车等领域具有良好的应用前景。但在实际制备过程中,钛合金与铝合金的热导率、熔点及热膨胀系数差异较大,采用传统焊接方法时,界面处容易出现热应力集中与变形,同时还易生成脆性的金属间化合物(intermetallic compounds,IMCs)^[6-8]和铝合金侧的粗大热影响区(heat affected zone,HAZ)。由于IMCs的成分与分布难以稳定控制且热影响区往往为性能薄弱点,钛/铝双金属材料的结合强度与可靠性受到影响。

为实现钛/铝异种材料连接,扩散焊^[9]、搅拌摩擦焊^[10]等低热输入方法以及引入过渡层的熔钎焊工艺已被报道。扩散焊接头质量较高,但工艺周期长、成本高,且高温长时保温可能影响基体性能;搅拌摩擦焊可降低熔化缺陷,但过程中塑性变形较大,易引入残余应力,往往需要后续处理;熔钎焊^[11]可借助过渡层实现连接,但过渡材料的匹配与界面脆性相控制难度较大。上述因素在一定程度上限制了钛/铝双金属材料在工程上的规模化应用,尤其难以同时兼顾效率和成本。相比之下,激光粉末床熔融(laser powder bed fusion,LPBF)在钛/铝双金属材料制备方面提供了新的途径。LPBF成形精度高、热影响区小,能够一定程度上缓解异种材料连接中的界面缺陷问题^[12-14]。相关研究表明^[15-16],在激光作用下,较快的熔化——凝固热循环有助于限制界面反应层的持续长大,并对界面组织演化产生重要影响。对于LPBF工艺而言,其局部高能量密度与快速凝固特征同样可能对界面反应层形貌及组织分布产生调控作用。另外,熔化极惰性气体保护焊(metal inert gas, MIG)工艺成熟、效率较高,仍是工业生产中常用的钛/铝连接手段之一^[17-20]。

基于此,以Ti-6Al-4V和AlSi10Mg为研究对象,对比分析LPBF与MIG焊制备的钛/铝双金属材料界面显微组织与力学性能差异,重点讨论不同工艺热输入条件下界面结合特征及其对性能的影响,以期钛/铝双金属连接工艺选择与工程应用提供参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

本研究选用Ti-6Al-4V与AlSi10Mg作为基体

材料,用于对比分析LPBF与MIG焊工艺下的界面组织特征及力学性能差异。Ti-6Al-4V为采用机械加工的钛合金基板。LPBF试验用球形粉末采用真空雾化制备。为保证原材料一致性,MIG焊所用AlSi10Mg基板使用球形粉末在相同设备与工艺条件下通过LPBF成形制备,随后经机械加工获得规定尺寸的基板。

LPBF用AlSi10Mg粉末粒径分布为 $D_{10}=22.91\mu\text{m}$ 、 $D_{50}=35.18\mu\text{m}$ 、 $D_{90}=54.23\mu\text{m}$ 。MIG焊过程中,选用5183-Al作为填充焊丝。Ti-6Al-4V基板、AlSi10Mg粉末和5183-Al焊丝的化学成分见表1。

表1 Ti-6Al-4V合金、AlSi10Mg粉末和5183-Al焊丝的化学成分(质量分数,%)

Tab.1 Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy, AlSi10Mg powders and 5183-Al wire (wt%)

原材料	Si	Fe	V	Mn	Mg	Zn	C	O	Ti	Al
AlSi10Mg	9.74	0.10	-	0.01	0.37	0.01	-	-	-	余量
Ti-6Al-4V	0.03	0.20	4.02	-	-	-	0.02	0.12	余量	6.31
5183-Al	0.40	0.10	-	0.4	4.50	0.20	-	-	0.15	余量

1.2 激光粉末床熔融

采用激光粉末床熔融技术制备Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双金属材料。AlSi10Mg的成形参数选取激光功率150W,扫描速度1700mm/s,层厚30 μm 。LPBF制备得到的Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双金属试样形貌如图1所示。

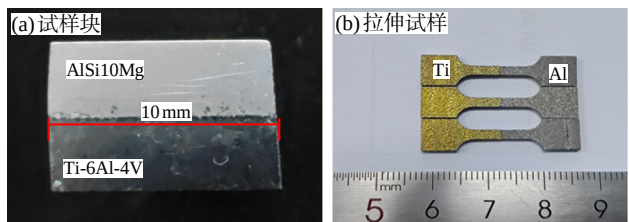


图1 LPBF制备的Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双金属试样

Fig.1 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg bimetallic specimens fabricated by LPBF

1.3 熔化极惰性气体保护焊

采用熔化极惰性气体保护焊工艺制备Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双金属材料。优化后的工艺参数为:焊接速度0.6m/min,送丝速度6.7m/min,平均焊接电流109A,平均焊接电压18.4V,正面保护气体为Ar、He混合气,背面的为Ar气。试样采用钛板与铝板对接装配,板间间隙约为0.5mm。为减少钛合金侧的熔化并降低界面反应程度,焊丝向铝合金侧偏移0.5mm,焊丝伸出长度设定为12mm。MIG焊制备的Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双金属试样形貌如图2所示。

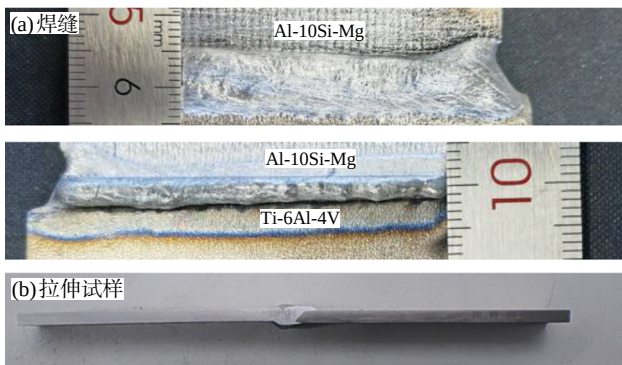


图2 MIG焊制备的Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双金属材料
Fig.2 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg bimetallic specimen
fabricated by MIG welding

1.4 显微组织表征和力学性能测试

完成Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双金属材料制备后,采用电火花线切割加工金相与拉伸试样。金相试样依次经180~5000目砂纸打磨并进行机械抛光处理,随后采用Keller试剂腐蚀约15s,以显现组织特征。试样腐蚀后,首先利用光学显微镜观察界面形貌与组织分布;进一步采用扫描电镜(SEM)对界面微观结构进行表征,并结合电子背散射衍射(EBSD)获取晶粒取向与晶粒尺寸等信息,EBSD数据通过Aztec Crystal软件进行处理与分析。显微组织表征取样位置图见图3。

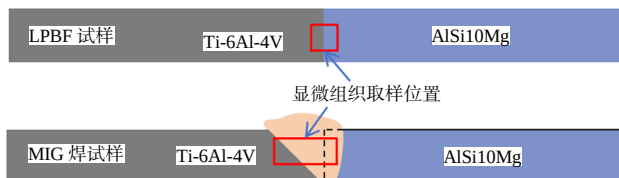


图3 双金属材料显微组织取样位置示意图
Fig.3 Schematic of sampling locations of the bimetallic materials for microstructural characterization

显微硬度测试依据GB/T 32660.2—2016进行,载荷200g、保载15s,测点间距100 μ m;每个试样沿3条平行线测量显微硬度以降低误差。考虑到MIG焊试样测试路径较长,硬度曲线绘制时对数据点进行了适当抽样显示,以更清晰地反映整体变化趋势。

拉伸试验在电子万能试验机上进行,拉伸速率1mm/min,试验温度25 $^{\circ}$ C,每种工艺下制备2个拉伸试样进行重复验证。拉伸断裂后,采用SEM对断口形貌进行观察,并结合断口特征分析其失效模式。

2 试验结果及讨论

2.1 Ti/Al界面微观组织分析

图4给出了LPBF制备Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双

金属材料的界面组织特征。LPBF试样的Ti/Al界面可分为钛合金区、反应层和铝合金区(图4(a))。界面处存在明显的熔池重熔特征(即液-液作用特征),熔池最大深度约为200 μ m;熔池中心区域受局部重熔的热循环影响。结合图4(b)相分布结果可见,Ti基板表层组织发生变化,钛合金基体中 α -Ti发生相变并形成 β -Ti(深蓝色区域)。

由EBSD结果可见,铝合金侧的晶粒形貌随距反应层的距离而变化:靠近反应层的区域形成细小等轴晶,平均晶粒尺寸约为7.2 μ m;远离反应层的区域逐渐过渡为柱状晶,平均晶粒尺寸约为9.5 μ m(图4(c)、(e)、(f))。该差异与界面附近积热以及沿成形方向散热条件不同导致的凝固冷却条件变化有关,近界面区域受界面反应与热循环影响,形核率较高;远离界面区域凝固条件不同,晶粒更易长大。KAM分布结果表明,界面附近(尤其是钛合金重熔区及铝合金粗大晶粒区域)存在较高的局部取向差,提示这些区域可能具有较高的残余应变/应力集中(图4(d))。此外,铝合金极图的极密度强度为1.53,未表现出明显择优取向(图4(g))。

图5为MIG焊制备Ti-6Al-4V/AlSi10Mg双金属材料的界面组织特征。与LPBF试样相比,MIG焊试样同样由钛合金区、反应层和铝合金区组成,由于钛合金母材未发生明显熔化,如图5(a)所示,界面反应以固-液反应为主,界面反应层厚度较薄(图5(b)~(d))。

从EBSD结果看,界面反应层附近晶粒尺度较小,铝合金侧靠近界面的晶粒相对粗大,平均晶粒尺寸约为43 μ m,远离反应层区域晶粒逐渐细化(图5(b)、(c)),粗大晶粒区域为焊接热影响区。铝合金极图显示,最大极密度强度为4.03,整体仍未呈现明显择优取向,仅表现出一定程度的取向差异(图5(f))。

LPBF与MIG焊在热源特征、界面反应时间及冷却条件方面存在明显差异:LPBF热源集中、凝固速率高并伴随局部重熔,而MIG焊热影响范围更大、焊缝与热影响区组织演化更为显著。上述差异共同导致两种工艺在界面反应层形貌、晶粒尺度及局部应变分布方面表现出不同特征。上述界面组织与局部应变分布差异,将进一步影响后续硬度梯度分布、裂纹萌生位置及断裂路径。

2.2 MIG焊试样熔焊区微观组织分析

除Ti/Al界面外,MIG焊试样中AlSi10Mg/

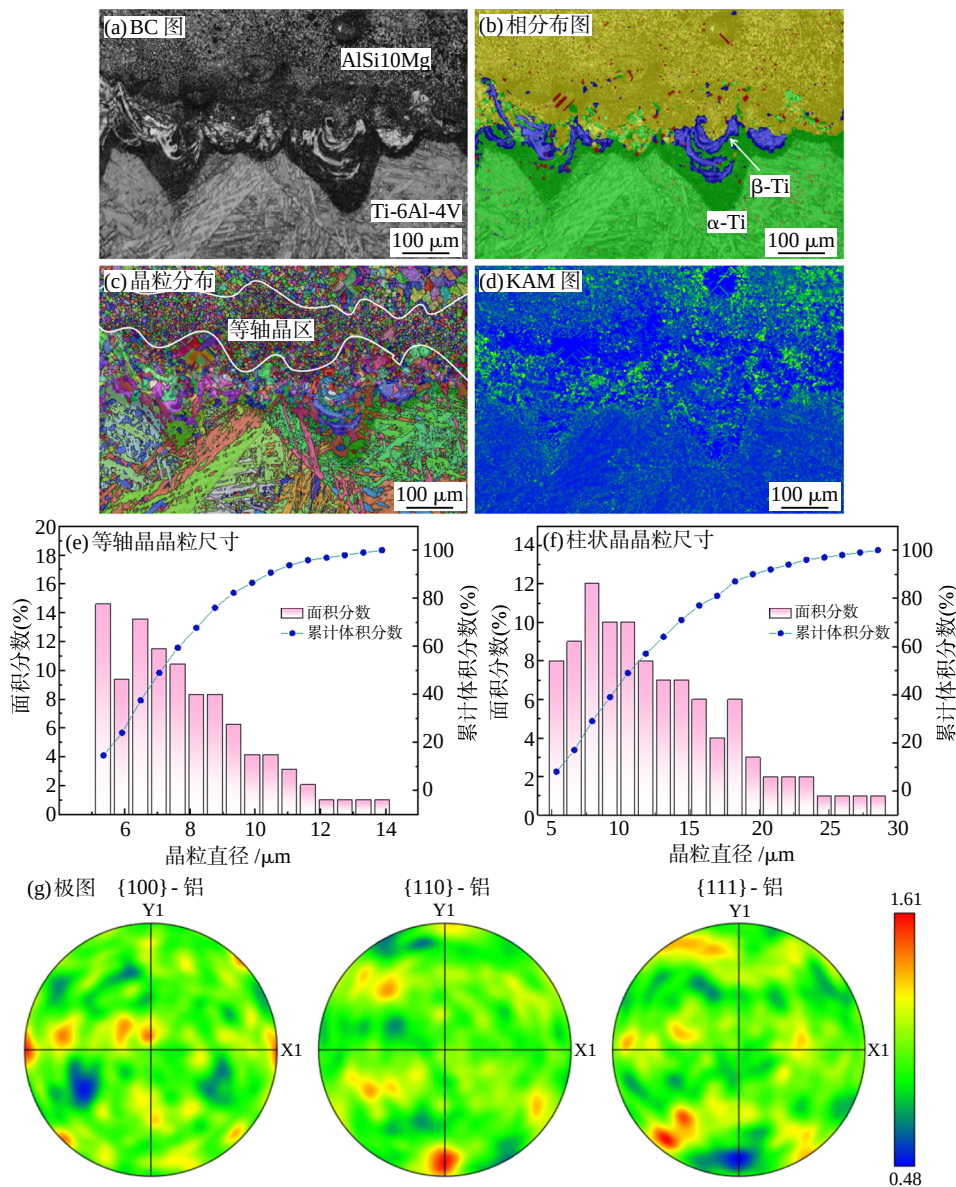


图4 LPBF 试样的 Ti/Al 界面组织特征
Fig.4 Microstructure characterization of Ti/Al interface of the LPBF specimen

5183-Al熔焊区的组织特征及演化同样值得关注。从铝合金母材向焊缝方向,组织可分为AlSi10Mg热影响区、熔合区以及焊缝区,如图6所示。母材靠近HAZ一侧原有鱼鳞状熔池特征逐渐消失。受热输入不均匀影响,HAZ组织呈现明显的差异,第二相形貌发生明显变化。在熔合区及焊缝区,由于母材局部熔化并与焊丝金属共同凝固,组织形貌进一步发生改变。需要说明的是,图6主要用于展示熔焊区各区域的组织分区及其过渡关系。考虑到仅依据该图的形貌特征难以对第二相进行准确判定,进一步结合图7和图8中的SEM、EDS结果,分别对热影响区和熔合区的典型组织进行分析。

图7为MIG焊试样热影响区的SEM形貌及EDS元素分布。由图7(a)可见,热影响区内原有组织被明显影响,局部可见弥散分布的颗粒状第二相。结合元素分布结果可知,该区域Si元素存在明显富集,说明原有共晶组织在焊接热循环作用下发生了断裂、溶解及再分布。随着靠近热源,原先较连续的共晶组织逐渐转变为颗粒状富Si相,这与Al-Si合金在焊接/热循环条件下共晶Si发生球化和离散化的规律一致^[21]。上述变化表明,热影响区的组织演化具有明显的空间非均匀性,其根本原因在于局部温度升高、保温时间及冷却条件的差异,使第二相在不同位置的溶解与再析出程度不同。

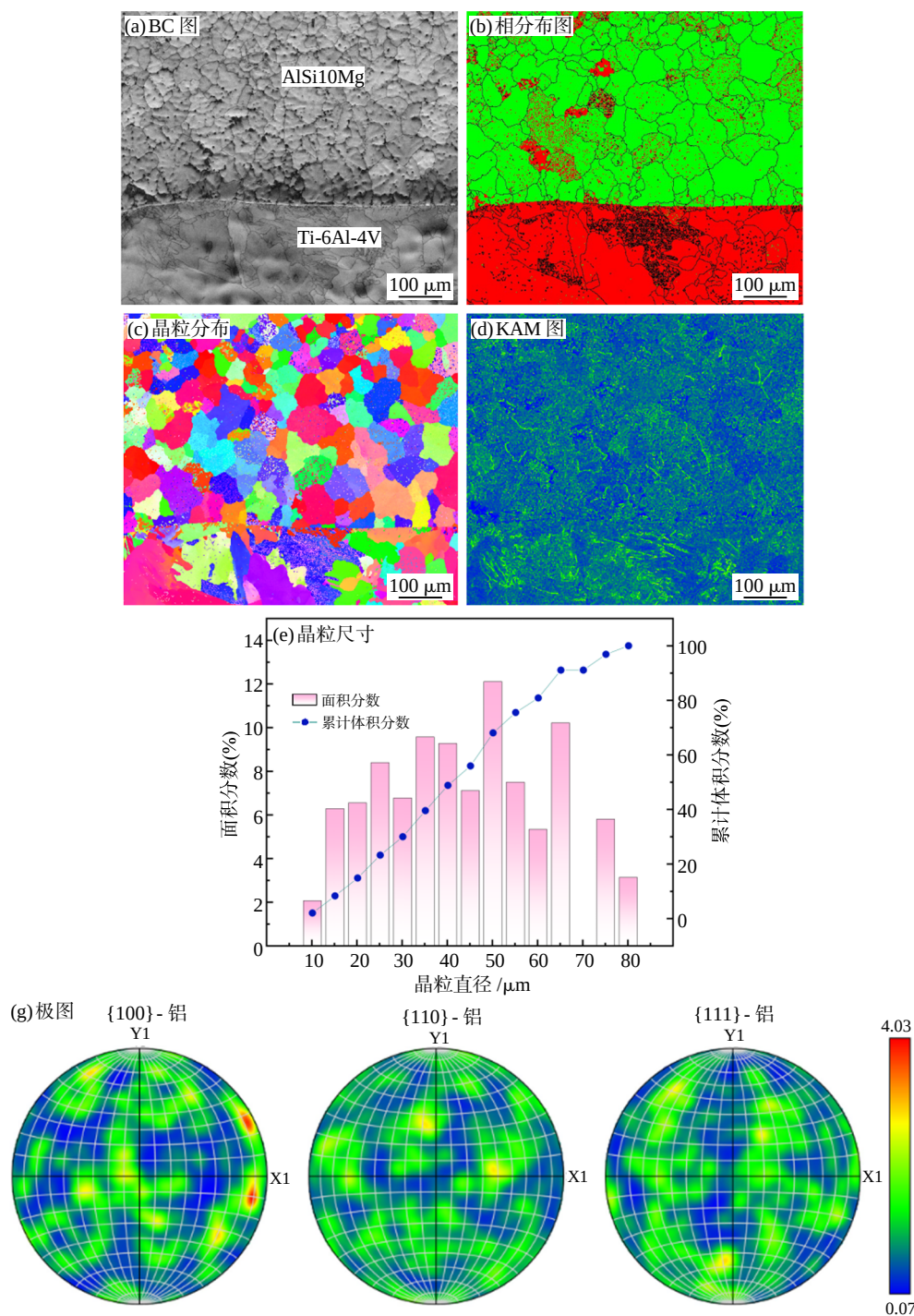


图 5 MIG 焊制备试样 Ti/Al 界面组织的表征

Fig.5 Structure characterization of Ti/Al interface of the MIG welding fabricated specimen

图 8 为 MIG 焊试样熔合区的 SEM 形貌及 EDS 元素分布。由于 AlSi10Mg 母材与 5183-Al 焊丝在熔融状态下发生混合并共同凝固，熔合区组织与热影响区及焊缝中心区均存在明显差异。该区域可见沿晶界分布的网状或不连续第二相。结合图 8 (b)~(d) 的 EDS 元素分布结果，推测该类组织与 Mg-Si 系

第二相及富 Si 相的析出有关。与母材相比，熔合区凝固过程受到成分混合、局部冷却速率及焊接热循环的共同影响，导致第二相形貌和分布呈现明显不均匀性。该类沿晶界分布的第二相可能削弱局部晶界结合强度，并进一步影响熔合区的局部硬度与后续裂纹扩展行为。

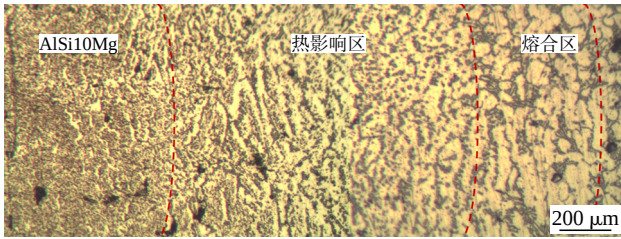


图 6 MIG 焊试样 AlSi10Mg/5183-Al 熔焊区的显微组织
Fig.6 Microstructure of AlSi10Mg/5183-Al fusion zone in the MIG welded specimen

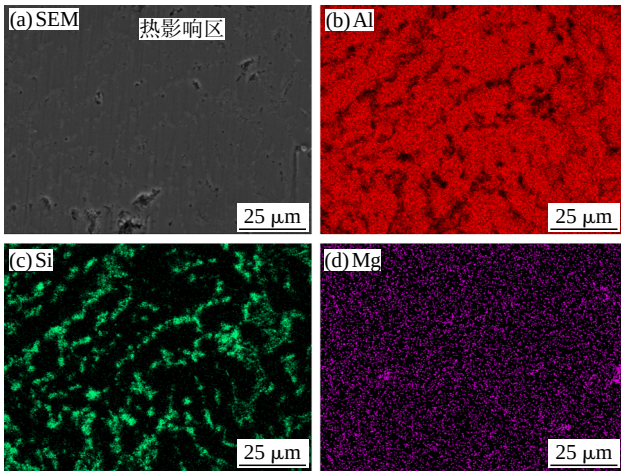


图 7 MIG 焊试样热影响区的 SEM 形貌和 EDS 元素分析
Fig.7 SEM morphology and EDS elemental maps of the HAZ in the MIG welded specimen

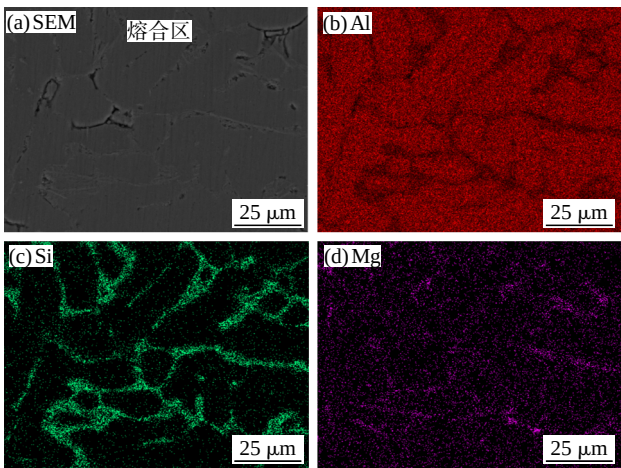


图 8 MIG 焊试样熔合区的 SEM 形貌和 EDS 元素分析
Fig.8 SEM morphology and EDS elemental maps of fusion zone in the MIG weld specimen

图 9 为 MIG 焊试样焊缝区不同位置的显微组织形貌,取样位置见图 9(c)。在靠近 Al 侧边界区域和焊缝中心区域均可观察到上部(靠近焊缝表面)与下部(靠近焊缝根部)的组织形貌差异。总体上,焊缝上部以等轴晶为主,而下部可见较明显的树枝晶组织。两区域树枝晶生长方向存在差异:靠近熔合线区域的树枝晶更倾向于沿熔合线法向方向生长,而焊

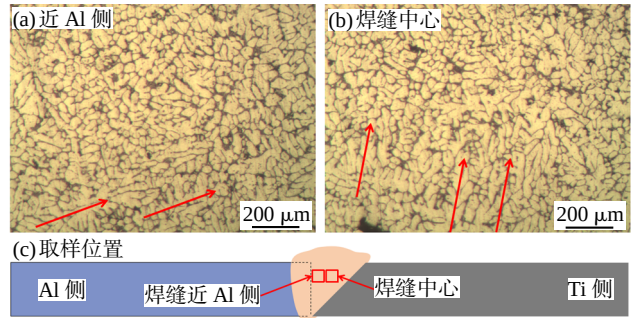


图 9 MIG 焊试样焊缝的显微组织
Fig.9 Microstructure of weld in the MIG welded specimen

缝中心区域的树枝晶生长方向受焊缝底部形貌及多方向散热条件的共同影响。该差异与焊接过程中不同位置的局部温度梯度与散热路径差异有关,从而导致焊缝区晶粒取向与形貌分布不一致。

2.3 力学性能

2.3.1 显微硬度

图 10 给出了 LPBF 与 MIG 焊制备的 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg 双金属试样的维氏显微硬度分布。LPBF 试样中,钛合金与铝合金的平均显微硬度分别为 (330 ± 16.2) HV0.2 和 (70 ± 13.2) HV0.2。相比之下,

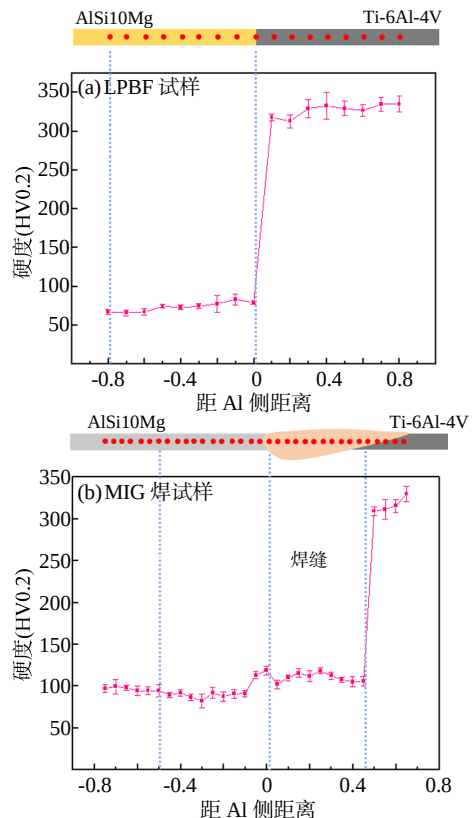


图 10 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg 试样的硬度分布曲线
Fig.10 Microhardness distribution curves of Ti-6Al-4V/AlSi10Mg specimens

MIG 焊试样中钛合金与铝合金的平均显微硬度分别为 (320 ± 10) HV0.2 和 (97 ± 2) HV0.2, 焊缝区显微硬度为 (108 ± 4) HV0.2。总体而言, 两种工艺试样的硬度分布趋势基本一致, 均表现出由 Ti 合金侧向 Al 合金侧硬度降低的总体趋势, 但 LPBF 试样在铝合金侧的硬度明显低于 MIG 焊试样, 这可能与 LPBF 成形过程中 AlSi10Mg 的组织状态及缺陷水平差异有关, 从而导致硬度偏低。

LPBF 试样显微硬度由 Ti-6Al-4V 区向反应层呈现先降低再升高的梯度特征, 这主要与界面附近较强的热循环作用有关; 在 AlSi10Mg 成形过程中, 钛合金基板表层发生短暂重熔并重新凝固, 形成类似“表面重熔强化”的组织特征, 从而提高局部硬度。由反应层过渡至 AlSi10Mg 区域后, 硬度显著降低; 同时, 靠近反应层的 AlSi10Mg 区域硬度略高于远离反应层区域。结合图 3 可知, 这一差异与散热条件不同导致的晶粒尺寸变化有关: 近界面区域晶粒更细, 从而表现出更高的硬度。

需要说明的是, MIG 焊试样显微硬度测试的实际测点间距同样为 0.1 mm; 考虑到测试路径较长, 不能完整展示全部测点, 因此图 10 中按 0.5 mm 间隔选取代表性数据点进行显示, 而相关分析仍基于完整原始数据。AlSi10Mg 母材与焊缝之间存在明显软化的热影响区, 其硬度约为 (85 ± 5) HV0.2, 宽度约为 5.0 mm。在焊接热循环作用下该区域的网状第二相发生溶解与形貌变化, 导致局部强化作用减弱, 是钛 / 铝双金属材料的潜在性能薄弱区。相比之下, 熔合区 / 焊缝区因母材与焊丝成分混合凝固及第二相重新析出, 硬度有所回升。

2.3.2 拉伸性能与断裂机制

图 11 给出了 LPBF 与 MIG 焊制备的 Ti/Al 双金属试样应力-应变曲线及拉伸断裂试样。两种试样在拉伸过程中均未出现明显屈服平台, 伸长率均小于 5%, 表明塑性变形能力有限, 断裂以脆性特征为主。LPBF 试样的抗拉强度与伸长率分别为 170 MPa 和 2.56%; MIG 焊试样分别为 160 MPa 和 0.94%。相比 MIG 焊试样, LPBF 试样的抗拉强度提高约 10 MPa, 且伸长率更高。由图 11 所示的断裂位置可知, LPBF 试样宏观断裂主要发生在 Ti/Al 界面反应层区域; MIG 焊试样宏观断裂虽位于焊缝区, 但其底部起裂位置靠近 Ti/Al 结合区域。考虑到 Ti 合金基板底部为 45° 斜面, 裂纹更可能在斜界面附近萌生, 并

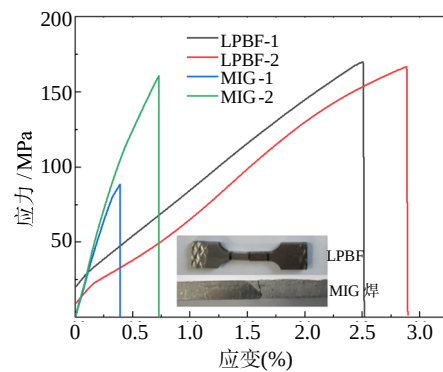


图 11 LPBF 和 MIG 焊 Ti/Al 双金属试样的应力-应变曲线
Fig.11 Stress-strain curves of Ti/Al bimetallic specimens fabricated by LPBF and MIG welding

沿焊缝方向扩展直至断裂。

需要指出的是, MIG 焊条件下两组拉伸结果存在一定离散性。结合界面组织特征分析, 性能差异可能与界面反应层连续性、焊缝区组织非均匀性及热影响区软化范围差异有关, 这些因素会改变裂纹萌生位置与扩展路径, 从而导致拉伸性能波动。

如图 4(a)所示, LPBF 试样中 IMC 层与 Al 合金呈锯齿状结合, 裂纹在扩展过程中易发生偏转并局部进入铝合金侧, 一定程度上有利于裂纹钝化与提高塑性耗能, 从而提升伸长率。

如图 12 所示, LPBF 试样断口可分为韧窝区、解理面区以及含未熔化粉末的未反应区, 呈现混合断裂特征。鉴于 LPBF 试样断口由多种断裂形貌共同构成, 为明确不同特征区域的成分组成, 本研究采用 EDS 点分析对典型区域进行成分验证, 如表 2 所示。EDS 点扫描结果表明, I 区、II 区以及 III 区分别对应 AlSi10Mg 合金、Ti-Al 金属间化合物以及未熔化的 AlSi10Mg 粉末。未熔化粉末区及其边界易形成裂纹扩展通道, 从而削弱双金属材料的承载能力并降低拉伸强度。结合断裂位置观察可知, LPBF 试样裂纹主要在界面邻近区域萌生并扩展, 表明界面组织特征对界面失效行为具有显著影响。

与 LPBF 试样断口区较为复杂不同, MIG 焊试

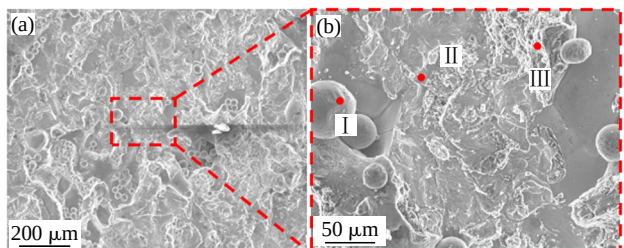


图 12 LPBF 试样的拉伸断口形貌
Fig.12 Tensile fracture morphologies of the LPBF specimen

表 2 LPBF 拉伸试样断口的 EDS 结果(原子分数, %)
Tab.2 EDS results of the fracture of LPBF tensile specimen (at%)

EDS 区域	Ti	Al	Si
I	0.6	95.86	3.64
II	74.6	23.25	2.15
III	7.19	89.42	3.39

样断裂区域主要集中于焊缝及其邻近区域。由于 MIG 焊断口的局部区域差异更多体现在元素分布上,为获得更完整的成分信息,本采用 EDS 面扫描对典型区域进行表征。

图 13 为 MIG 焊制备 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg 双金属材料拉伸断口的 SEM 形貌及 EDS 面扫结果。断口整体以焊缝区断裂为主,局部可见光滑区与沿晶断裂区。EDS 元素面扫描图(图 13(b)~(d))表明,光滑区 Ti、Al 元素共存,且该区域形貌呈较平整的解理特征,推测其与界面反应层(IMC 层)相关,该区域反应层较薄,与前文 EBSD 结果一致,这说明界面反应层厚度有限、界面承载能力相对不足,裂纹易在焊缝底部界面附近萌生并向焊缝扩展。沿晶断裂区以 Al、Mg 元素为主,表现为焊缝内部晶界开裂。该断裂特征可能与焊接热循环作用下的焊缝/熔合区凝固组织及在晶界处富集的第二相有关,导致晶界结合强度降低,在拉伸载荷作用下更易发生沿晶扩展。

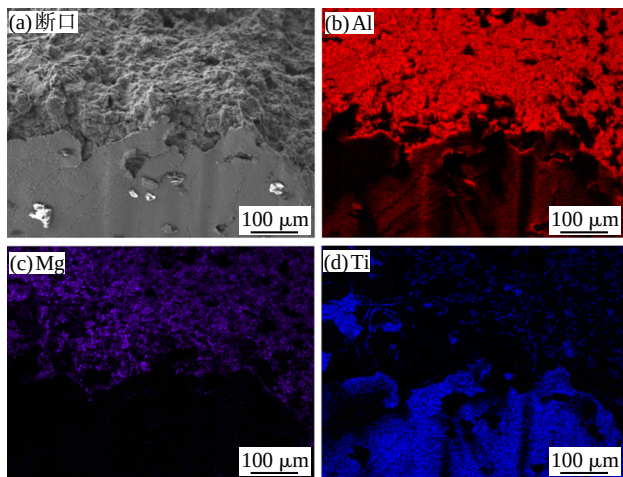


图 13 MIG 焊试样拉伸断口的形貌和元素面扫描图
Fig.13 Tensile fracture morphology and elemental surface scanning pattern of the MIG welded specimen

综合上述结果可知,MIG 焊试样的失效行为受界面反应层承载能力与焊缝区晶界弱化的共同影响,这与硬度曲线中热影响区/焊缝邻近区域的性能变化趋势相一致。

LPBF 和 MIG 焊制备的 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg

双金属材料试样展现了不同的断裂行为和力学特性。LPBF 试样的 IMC 层与铝合金的锯齿状结合在断裂过程中有利于裂纹部分扩展至铝合金区域,这种结构略微提高了试样的塑性。相反,MIG 焊试样中的大多数断裂主要发生在焊缝内,且由于 IMC 层较薄且生成速度快,其未形成有效的冶金连接,使得焊接试样的塑性和整体强度较低。此外,MIG 焊接试样在焊缝中的沿晶断裂主要是由于焊接过程中的高热输入引起的母材晶界弱化。综上,LPBF 试样界面锯齿状界面可促使裂纹发生偏转与分叉,从而延长裂纹扩展路径并提高扩展阻力,进而使伸长率略有提高;MIG 焊试样的断裂多由焊缝区组织与晶界弱化主导,塑性较低。

3 结论

(1) 采用 LPBF 与 MIG 焊工艺均可实现 Ti-6Al-4V/AlSi10Mg 双金属材料制备,界面未见明显裂纹和气孔等宏观缺陷,表明两种工艺在本研究条件下均具有可行性。

(2) 两种工艺的界面结合特征存在明显差异。LPBF 试样界面表现为液-液作用特征,并伴随局部重熔与快速凝固;MIG 焊试样界面以固-液反应为主,界面反应层相对较薄。受热源特征、界面反应时间及冷却条件差异影响,两种工艺在界面反应层形貌、晶粒尺度及局部应变分布方面表现出不同组织特征。

(3) LPBF 试样的抗拉强度与断后伸长率分别约为 170 MPa、2.56%,高于 MIG 焊试样(约 160 MPa、0.94%)。LPBF 试样铝合金侧的硬度低于 MIG 焊试样,而 MIG 焊试样在铝合金母材与焊缝之间存在明显的热影响区软化现象。

(4) LPBF 试样主要在界面邻近区域断裂,拉伸断口呈韧窝、解理面与未反应区共存的混合断裂特征;MIG 焊试样断裂主要位于焊缝区,局部界面反应层参与断裂,同时焊缝区表现出沿晶断裂特征。两种试样的失效行为与界面反应层特征、局部组织演化及硬度梯度分布密切相关。

(5) 在本研究条件下,LPBF 工艺在界面组织细化与综合拉伸性能方面表现出一定优势,但仍需关注未反应区/未熔化粉末等缺陷对承载能力的不利影响;MIG 焊工艺具有工艺成熟、效率较高的特点,但需重点控制界面反应层、热影响区软化及焊缝晶

界弱化问题。

参考文献:

- [1] Bandyopadhyay A, Zhang Y, Oniuke B. Additive manufacturing of bimetallic structures [J]. Virtual and Physical Prototyping, 2022, 17(2):256-294.
- [2] Wang T, Chen Q, Wang C, et al. Design and fabrication of Al-Mg bimetallic interface structures via synergistic additive manufacturing and powder hot pressing [J]. Materials Today Communications, 2025, 49:114295.
- [3] 秦铭泽,张伟涛,姬晓晨,等. 复合材料在我国航空航天与轨道交通领域中的应用研究[J]. 热加工工艺, 2024, 53(6):6-9.
- [4] 李聪,汪宇泽,李海军,等. 铜/铝双金属复合材料制备和性能优化研究进展[J]. 热加工工艺, 2025, 54(23):1-8.
- [5] 李俐群,丁宏伟,常帅. 太空金属增材制造研究进展[J]. 热加工工艺, 2025, 54(14):56-67.
- [6] 刘金浩,董吉义,尹玉环,等. 钛/铝异种金属搅拌摩擦焊接界面设计及组织性能分析[J]. 电焊机, 2025, 55(3):72-76.
- [7] 张文鑫,张贤昆,石磊,等. 钛合金与铝锂合金异种搅拌摩擦焊接:组织与力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(2):311-318.
- [8] Chen Y B, Chen S H, Li L Q, et al. Influence of interfacial reaction layer morphologies on crack initiation and propagation in Ti6Al4V/AlSi10Mg joint by laser welding-brazing[J]. Materials & Design, 2010, 31:227-233.
- [9] Sohn W H, Bong H H, Hong S H. Microstructure and bonding mechanism of Al/Ti bonded joint using Al-10Si-1Mg filler metal[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 355(1/2):231-240.
- [10] 张志涛,陈玉华,王善林. 工艺参数对钛/铝搅拌摩擦点焊成形及拉剪性能影响[J]. 热加工工艺, 2015, 44(23):27-30.
- [11] Chen X, Xie R, Lai Z, et al. Ultrasonic-assisted brazing of Al-Ti dissimilar alloy by a filler metal with a large semi-solid temperature range [J]. Materials and Design, 2016, 95:296-305.
- [12] 李得利,汪瑞,张哈,等. 激光粉末床熔融 Ti/Al 层状复合材料的成形性、界面特性及力学性能研究 [J]. 机械工程学报, 2022, 58(17):288-296.
- [13] Ren Z, Gao L, Clark S J, et al. Machine learning-aided real-time detection of keyhole pore generation in laser powder bed fusion[J]. Science, 2023, 379:89.
- [14] 吴旭苹. 激光粉末床熔融成形 Ti/Al 异种合金界面形成机理及控制研究[D]. 北京:北京工业大学, 2023.
- [15] Song Z, Nakata K, Wu A, et al. Interfacial microstructure and mechanical property of Ti6Al4V/A6061 dissimilar joint by direct laser brazing without filler metal and groove[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 560:111-120.
- [16] Gao M, Chen C, Gu Y, et al. Microstructure and tensile behavior of laser arc hybrid welded dissimilar Al and Ti alloys [J]. Materials, 2014, 7(3):1590-1602.
- [17] 苗玉刚,王腾,周玥,韩端锋. 铝/钛异种金属旁路分流 MIG 电弧熔钎焊特性[J]. 焊接学报, 2015, 36(1):47-50.
- [18] 王建宏,魏守征,饶文姬,等. CA-MIG 热源处理下钛/铝异质合金界面显微组织特性[J]. 中国冶金, 2022, 32(3):55-60.
- [19] 李永梅,陈利华,王延龙,等. 热输入对钛铝异种合金激光自熔钎焊接头组织与力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2023, 52(9):47-50.
- [20] 刘李宾, 魏守征, 王建宏, 等. 高速超威弧 MIG 焊下 TC4/5A06 接头界面组织特性[J]. 焊接学报, 2023, 44(11):80-87.
- [21] Day M G, Hellawell A. The microstructure and crystallography of aluminium-silicon eutectic alloys[J]. Proceedings of the Royal Society A:Mathematical,Physical and Engineering Sciences, 1968, 305(1483):473-491. 
- [31] 邓贵德. 离散多层爆炸容器内爆载荷和抗爆特性研究[D]. 杭州:浙江大学, 2008.
- [32] 石礼硕,朱智,吴迪,等. 双模 CNT/Al 复合材料变形过程的代表性体积单元模拟[J]. 精密成形工程, 2024, 16(4):71-78.
- [33] Noh W F. CEL: a time-dependent, two-space-dimensional, coupled Eulerian-Lagrange code [R]. Lawrence Radiation Lab., Univ. of California, 1963.
- [34] 朱智,王敏,张会杰,等. 基于 CEL 方法搅拌摩擦焊材料流动及缺陷的模拟[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(2):294-299.
- [35] 宋奎晶,韦勇,徐萌,等. Al/Ti 异质合金回填式搅拌摩擦点焊数值模拟[J]. 热加工工艺, 2024, 53(11):42-48.
- [36] 张泽宇. 碳纳米管增强铝基复合材料 FSW 接头组织性能研究[D]. 南京:南京理工大学, 2021.
- [37] 李志强, 飞尚才. 6061 铝合金 FSW 焊接接头组织和力学性能分析[J]. 焊接技术, 2024, 53(8):44-48.
- [38] Ruilin L, Diqui H, Luocheng L, et al. A study of the temperature field during ultrasonic assisted friction-stir welding[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 73(1-4):321-327
- [39] He X C, Gu F S, Ball A. A review of numerical analysis of friction stir welding [J]. Progress in Materials Science, 2014, 65:1-66.
- [40] Xiang X, José O, Jun Z, et al. Machining simulation of Ti6Al4V using coupled Eulerian-Lagrangian approach and a constitutive model considering the state of stress[J]. Simulation Modelling Practice and Theory, 2021, 110:102312.
- [41] Johnson G R, Cook W H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures [J]. Engineering Fracture Mechanics, 1985, 21(1):31-48.
- [42] 弋翔宇. 5083-O 铝合金 FSW 接数值仿真及焊接性能研究[D]. 长春:吉林大学, 2021. 