

原位 $ZrB_2/p/6061Al$ 复合材料的大功率高速激光焊接成形和组织演变

余彬彬^{1,2}, 郭吉萍³, 曾一达^{1,2}, 夏丽⁴, 胡扬坡⁴, 李智勇⁵, 何永健^{1,2}

(1. 南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063)

(2. 南昌航空大学 航空制造工程学院, 江西 南昌 330063)

(3. 南昌航空大学 科技学院, 江西 九江 332020)

(4. 江西洪都航空工业集团有限责任公司, 江西 南昌 330024)

(5. 江西昌河航空工业有限公司, 江西 景德镇 333002)

摘要: 通过原位合成法制备 5%(质量分数) $ZrB_2/p/6061Al$ 复合材料, 并对其激光焊接组织和力学性能研究。XRD 和 EDS 分析表明, 通过 $Al-K_2ZrF_6-KBF_4$ 原位反应体系成功制备 5% $ZrB_2/p/6061Al$ 复合材料。通过 OM 和 SEM 分析, 与基体 6061Al 合金相比, $ZrB_2/p/6061Al$ 复合材料中的纳米 ZrB_2 颗粒产生的异质形核和钉扎效应对基体晶粒具有一定的晶粒细化作用, 但纳米级颗粒团簇体的存在使其细化效果受到局限。进行激光焊接试验, 在保证完全焊透的情况下, 采用 3.6 kW、2.4 m/min 的大功率高速焊接可获得成形良好的焊缝。激光快速熔凝过程使基体晶粒进一步高度细化, 大量 ZrB_2 团簇体基本消失, ZrB_2 颗粒基本均匀分散, 通过电子显微镜研究 ZrB_2 颗粒的迁移行为, 发现激光熔池的熔体搅动和快速凝固过程实现了 ZrB_2 颗粒的 2 次分布。焊缝组织的优化提高了焊接接头的维氏硬度和抗拉强度, 分别最高达到 561.54 MPa 和 125.17 MPa, 并探讨了焊缝的强化机制。

关键词: 激光焊接; ZrB_2 颗粒; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TB333; TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)09-3409-10

随着现代制造业的发展程度越来越高, 对高强轻质材料的需求日益增长。颗粒增强铝基复合材料 (particle reinforced matrix aluminum composites, PRAMCs) 由于其高比强度、比模量、良好的耐腐蚀性等优异的综合性能, 在航空航天、轨道交通、汽车等行业得到广泛关注^[1-3]。在 PRAMCs 的制备工艺中, 原位反应法^[4]因其生成的颗粒尺寸细小、界面结合清晰、克服了颗粒与基体结合力弱等优点, 被用来制备 Al_2O_3 、 $MgAl_2O_4$ 、TiC 和 TiB_2 等各类 PRAMCs, 其中 ZrB_2 由于高熔点 (3245 °C)、高弹性模量 (5.03×10^5 MPa) 和优秀的化学稳定性^[5], 上述优良特性使它适用于高温应用^[6]。科研人员为探索 ZrB_2 颗粒对铝基复合材料的微观组织和力学性能的优化原理, 进行了一系列相关研究^[7-9]。普遍认为随着 ZrB_2 体积分数的提高, 复合材料的强度提升明显, 但塑性和韧性降低。

但有争议的是, Narendra 等人^[10]的研究表明, ZrB_2 的引入不仅提高了复合材料的强度, 良好的颗粒分散性使其塑性和韧性也得到大幅提升, 且当 ZrB_2 质量分数为 5% 时塑性提升最明显, 为 129.5%。Dinakaran 等人^[11]发现球形 ZrB_2 颗粒阻碍了裂纹的萌生, 提高了复合材料的耐磨性。可见优化增强相的微观几何结构及分布状态, 是提升 PRAMC 性能、开发材料新功能的有效途径和研究方向。

对于 PRAMCs 的可焊性, 熔化极气体保护焊 (GMAW) 和钨极氩弧焊 (GTAW) 是铝合金焊接中比较常见的方法, 但这些电弧焊接头的气孔率较高^[12,13]。搅拌摩擦焊在焊接过程中不需保护气以防焊缝氧化, 但会出现弥散强化相的长大粗化, 接头组织软化^[14]。激光焊接具有操作灵活、工艺参数选择范围大, 可在各种环境下进行激光传输, 并可以

收稿日期: 2021-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (52105451); 江西省重点研发计划重点项目 (20212BBE51007); 江西省重点研发计划 (20202BBEL53029); 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室开放课题研究基金 (EG202003411); 江西省自然科学基金 (20192BAB216024); 南昌航空大学博士启动基金 (EA201903236)

作者简介: 余彬彬, 男, 1995 年生, 硕士生, 南昌航空大学轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 江西 南昌 330063, E-mail: yuprefect@163.com

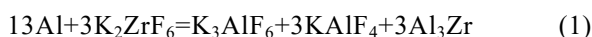
进行无接触焊接而受到广泛关注^[15]。采用激光焊接技术连接含有 SiC、Al₂O₃ 和 B₄C 等增强颗粒的 PRAMCs 已有大量报道^[16-18]。很多研究着重强调了在高密度热输入的条件下，增强相与铝基体之间的界面反应产物—脆性相会严重降低接头强度。由于 ZrB₂ 优秀的化学稳定性，Christy 等人^[19]进行了搅拌摩擦焊对 ZrB_{2p}/6061Al 的显微组织和力学性能研究。由于 ZrB₂ 的引入，接头的组织晶粒细化，力学性能得到大幅改善。Dinaharan 等人^[20]对 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料进行搅拌摩擦焊接试验，提高了接头耐磨性，当旋转速度 1150 r/min、焊接速度 50 mm/min 且焊接压力 6 kN 时，接头的耐磨性最高。但这些研究结果显示接头的产生的大角度晶界对接头强度的提升有限。而激光焊产生的小角度晶界对焊接接头的强度提升明显^[21]。

本研究通过激光束对原位合成 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料进行焊接，探究焊接参数对焊缝成形、颗粒分布等接头微观组织和力学性能的影响。采用 XRD、EDS、OM、SEM 对接头进行微观结构和成分分析，采用维氏硬度计和电子万能试验机测量硬度和抗拉强度。探讨了 ZrB₂ 增强相和激光焊接参数对焊接接头组织和力学性能的影响机制。这些结果为进一步研究高性能 PRAMC 的连接提供一定的理论依据，对其应用和推广具有积极意义。

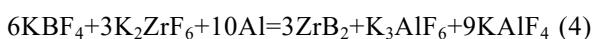
1 实验

使用石墨坩埚将 AA6061 放置在高频感应炉中熔化，AA6061 的化学成分如表 1 所示。将 K₂ZrF₆ 和 KBF₄ 按比例混合并研磨，置于烘箱中 200 °C 保温 2 h。将包裹混合粉末的铝箔分批次添加至熔体内部并进行 8 min 机械搅拌，反应完成后将 C₂Cl₆ 添加至铝液内部并进行机械搅拌、精炼和扒渣，待铝液降至 720 °C 浇注于金属型中。

值得注意的是，根据 Kai 等人研究^[22]可知，复合材料原位合成过程可能存在如 Al₃Zr/AlB₂ 等副产物或中间产物，主要为熔体内富余的 K₂ZrF₆ 或 KBF₄ 粉末与铝基体反应所得：



原位反应生成 ZrB₂ 的总方程式为：



为了保证反应完全，尽量避免最终产物含有 Al₃Zr 或 AlB₂，以获得目标产物 ZrB₂，需按照 Zr:B 元素比略大于 1:2 的比例添加 K₂ZrF₆ 和 KBF₄。

表 1 AA6061 和 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of AA6061 aluminum alloy and ZrB_{2p}/6061Al composites (ω/%)

Material	Zr	B	Mg	Si	Fe	Mn	Cu	Al
AA6061	0	0	0.95	0.54	0.22	0.15	0.17	Bal.
ZrB _{2p} /6061Al	3.86	5.69	0.87	0.54	0.21	0.15	0.14	Bal.

将原位合成的 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料用线切割机加工成 100 mm×50 mm×2 mm 的试板，焊接试验前用机械处理去除表面氧化膜并用丙酮除去表面的有机物。焊接试板对接间隙小于 0.1 mm，采用氩气作为保护气，流量为 20 L/min，采用 0 离焦，整个焊接过程在充满氩气的保护环境下完成。

激光焊接系统主要由 YASKAWA 机器人，YLS-4000 光纤激光器构成，激光器主要工作参数如表 2 所示。图 1 为复合材料对接板激光焊接示意图，表 3 为各组试样焊接参数。

从母材和激光焊接接头上加工成所需尺寸的样品，以进行微观结构观测和力学性能表征。制备标准金相样品并抛光，并用 Keller 试剂（2.5 mL HNO₃+1.5 mL HCl+1.0 mL HF+95 mL H₂O）进行腐蚀，腐蚀时间为 10~20 s。使用光学显微镜（OM, XJP-6A）、X 射线衍射仪（XRD, D8 ADVANCE）、扫描电镜（SEM, HITACHI, SU1510）进行微观组织和相结构分析。采用维氏硬度计（HV-1000SPTA）测量其显微硬度并计算其平均值。微机控制电子万能试验机（WDW-E100D）测量抗拉强度和延伸率，加载速度为 0.005 kN/s。

表 2 激光器主要设备参数

Table 2 Laser equipment parameters

Laser model	YLS-4000
Maximum laser output power/W	4000
Laser wavelength/nm	1064
Focal length/mm	400
Spot diameter after focus/mm	0.6

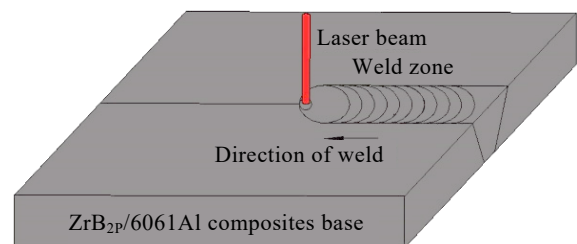


图 1 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料板材对接激光焊接示意图

Fig.1 Diagram of laser welding ZrB_{2p}/6061Al composite butt joint

表3 ZrB_2 /6061Al 的激光焊接参数Table 3 Laser welding parameters of ZrB_2 /6061Al composites

No.	Laser power, P/W	Welding speed, v/m·min ⁻¹	Shield gas flow rate/ L·min ⁻¹
1	3600	1.8	20
2	3600	2.1	20
3	3600	2.4	20
4	3600	2.7	20

2 结果与讨论

2.1 铸态复合材料的显微组织

图2为铸态 AA6061 和 ZrB_2 /6061Al 复合材料光学显微组织。图2a为铸态 AA6061 微观组织形貌。可见晶粒组织粗大, 平均尺寸约 $80\ \mu\text{m}$ 。图2b为复合材料微观组织形貌, 基体晶粒组织细小, 平均尺寸约 $35\ \mu\text{m}$ 。与 AA6061 相比, 复合材料晶粒尺寸明显减小, 基体晶粒明显细化。结果表明, 复合材料中引入的 ZrB_2 对基体晶粒细化具有显著的提升效果。复合材料中细小的 ZrB_2 颗粒对减小 α -Al 晶粒尺寸主要有以下原因: 原位合成的 ZrB_2 属于微纳米级颗粒, 尺寸细小的 ZrB_2 颗粒为 α -Al 形核提供了更多的异质形核核心, α -Al 在纳米 ZrB_2 颗粒上形核、生长和长大, 因此 AA6061 基体晶粒出现细化。另外 ZrB_2 颗粒的存在对 α -Al 存在钉扎效应, 在快速凝固过程中, 当基体晶粒生长方向存在细小 ZrB_2 颗粒时, 由于 ZrB_2 颗粒的钉扎效应限制了晶粒生长, 细小的 ZrB_2 颗粒强烈阻碍了基体晶粒的长大。因此, 基体组织的晶粒细化效果显著。

图3为焊接接头母材区 ZrB_2 颗粒团聚形貌, 图3a为焊接接头母材区 ZrB_2 颗粒大团聚形貌。由图可知, 大团簇的周围部位呈现不紧密的分布状态并存在明显间隙的 ZrB_2 小颗粒。图3b显示, 颗粒团簇并不是紧密结合。Gao 等人^[23]通过超声振动对直接熔融法 (DMR) 制备的 TiB_2 /Al-4.5Cu 复合材料的颗粒分布状态研究后发现, 大颗粒团簇在空化和超声振动的声流作用下被消除, 颗粒分散在整个熔体中, 因此, 纳米增强颗粒存在理论上均匀分散的可能。由图3b可知, ZrB_2 颗粒呈六角形或八边形。

图4为 ZrB_2 /6061Al 复合材料内 ZrB_2 团簇体的 SEM 照片和 EDS 元素面分布及 EDS 成分分析结果, 图4a为 ZrB_2 颗粒团聚的 SEM 照片, 图4b和4c中清晰地显示了 Zr 和 B 的存在。图5为 ZrB_2 /6061Al 复合材料的 XRD 图谱, 衍射峰清晰显示出复合材料中主要含有 Al、 ZrB_2 成分。结果表明 Al-K₂ZrF₆-KBF₄ 原位反应体系成功合成目标产物 ZrB_2 , 且未显示其他反应中间产物如 Al_3Zr 或 AlB_2 等中间相的生成。这可

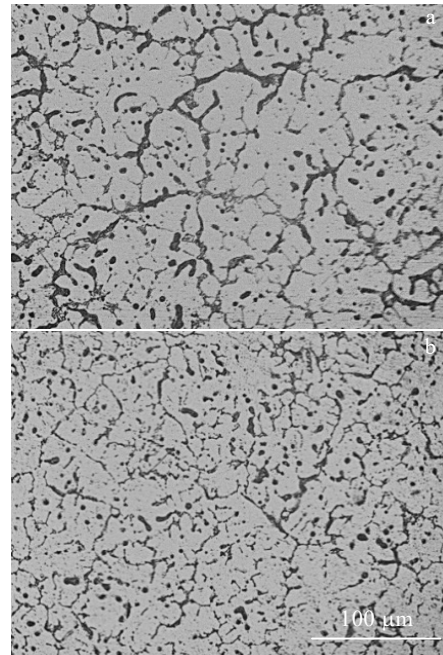


图2 AA6061 和 ZrB_2 /6061Al 复合材料的光学显微组织
Fig.2 Microstructures of as-cast AA6061 (a) and ZrB_2 /6061Al composites (b)

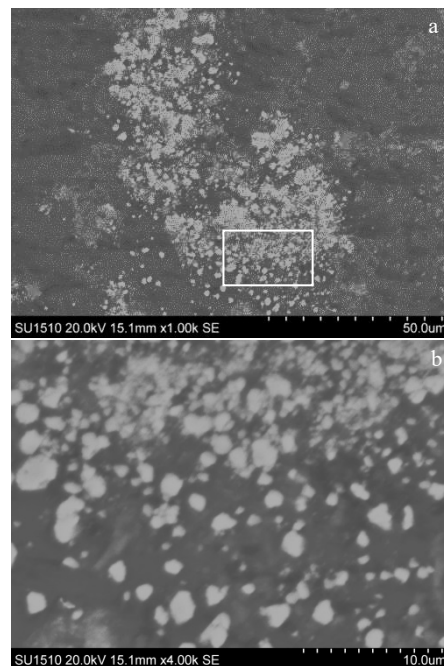


图3 ZrB_2 颗粒及团簇体形貌

Fig.3 Morphologies of ZrB_2 particle cluster (a) and ZrB_2 nanoparticles (b)

能是因为 Al_3Zr 或 AlB_2 的含量太低, XRD 无法表征其存在, 或者反应物彻底反应完全, 基本避免 Al_3Zr 或 AlB_2 的生成^[7]。

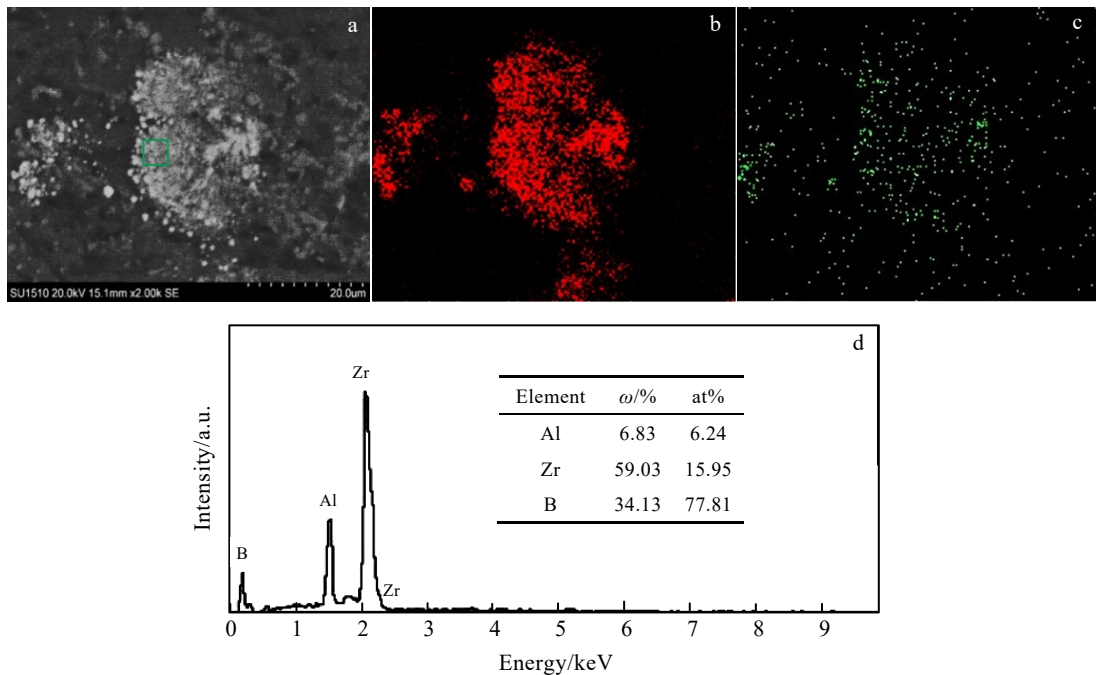


图 4 ZrB₂ 团簇体的 SEM 照片和 EDS 元素面分布及 EDS 成分分析结果

Fig.4 SEM image (a), EDS element mappings of Zr (b), B (c), and EDS analysis result (d) of ZrB₂ cluster

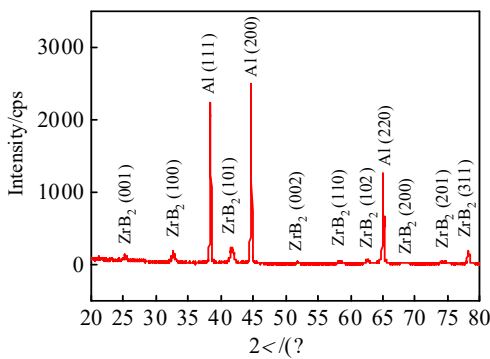


图 5 ZrB₂p/6061Al 复合材料的 XRD 图谱

Fig.5 XRD pattern of ZrB₂p/6061Al composite

2.2 焊接参数对接头成形的影响

图 6 为复合材料在不同激光焊接参数下的焊缝表面形貌。除最高焊接速度 2.7 m/min 接头外，其余接头均完全焊透，得到了单面焊双面成形的焊缝。正面呈现出间断的鱼鳞纹和咬边。这可能是随焊接速度的升高，激光热输入的降低和熔池冷却速度的加快，流动的熔池金属来不及重新分布，因此形成了咬边和粗糙不连续的鱼鳞纹。

图 7 为各焊接速度下焊缝断面形貌。由图 7a~7c 为完全焊透时复合材料焊缝断面形貌图，部分样品出现不同程度焊缝塌陷。焊接速度最小为 1.8 m/min 时焊缝塌陷严重，焊缝底部熔池堆积较多，热影响区较

宽，焊缝成形差。随焊接速度的增加，焊缝底部塌陷程度逐渐降低，熔池堆积减少。当焊接速度为 2.4 m/min 时焊缝底部仅有微量熔池堆积，焊缝成形较好。但焊接速度最高为 2.7 m/min 时焊缝未透，未出现焊缝塌陷和熔池堆积。熔池塌陷可能是大功率产生了强大的金属蒸气反作用力，该蒸气反作用力使熔池的气液界面瞬间出现大幅度凹陷，同时重力作用加速熔池中金属液体向匙孔底部流动，使金属液体从熔池底部掉落，所以焊缝出现明显的塌陷^[24]。

图 8 为不同焊接速度下的焊缝成形系数。由图可知，随焊接速度的升高，焊缝成形系数呈先增加后降低的趋势。还可以看出，在保证完全焊透的前提下，焊接速度的提高对焊缝成形系数有积极的提升效果，焊接速度由 1.8 m/min 提高到 2.4 m/min，成形系数由 0.46 提升到 0.69。这是因为与低速焊接相比，高速焊接过程中激光热输入的减少和熔池边缘母材加热时间的缩短降低了焊缝熔宽，提升了焊缝成形系数。

2.3 复合材料激光焊缝显微组织

2.3.1 光学显微组织

图 9 为激光功率 3.6 kW，焊接速度 2.4 m/min 的接头的显微组织。图 9a~9c 为 AA6061 接头显微组织，在焊缝热影响区 (HAZ) 靠近母材区的部分熔化区 (PMZ) 和靠近焊缝中心区 (WZ) 的焊缝熔合

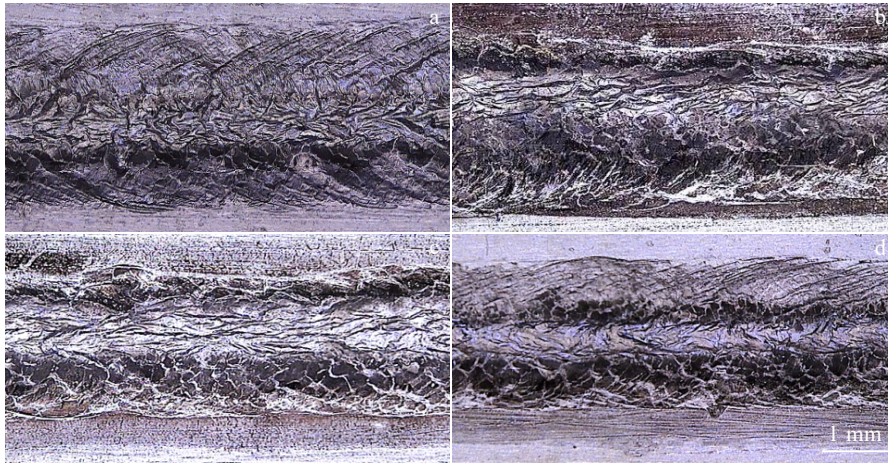


图 6 不同焊接速度下 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料焊缝表面形貌

Fig.6 Weld surface morphologies of ZrB_{2p}/6061Al composite materials at different welding speeds: (a) 1.8 m/min, (b) 2.1 m/min, (c) 2.4 m/min, and (d) 2.7 m/min

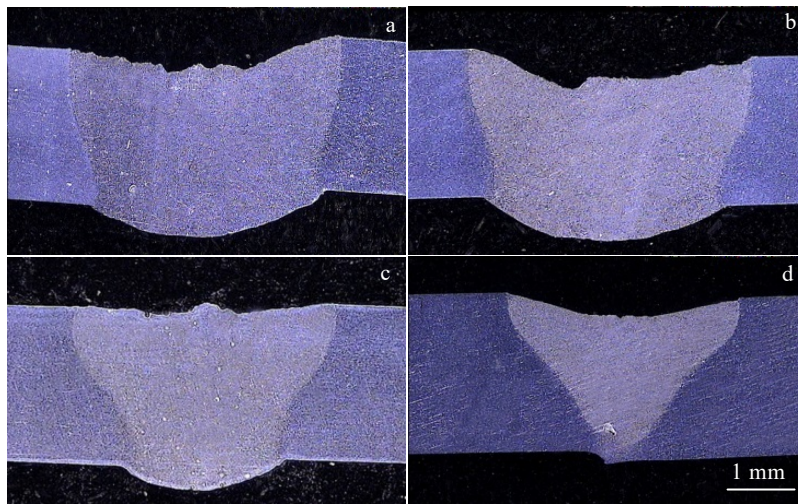


图 7 不同焊接速度下 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料焊缝宏观形貌

Fig.7 Weld cross section morphologies of ZrB_{2p}/6061Al composite materials at different welding speeds: (a) 1.8 m/min, (b) 2.1 m/min, (c) 2.4 m/min, and (d) 2.7 m/min

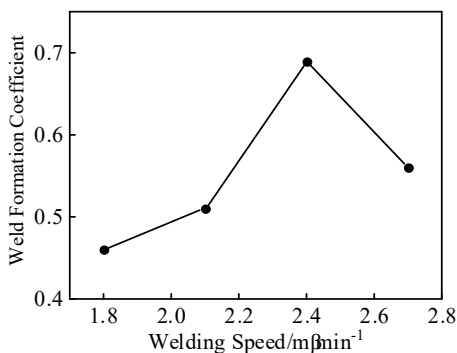


图 8 不同焊接速度下焊缝成形系数

Fig.8 Weld forming coefficient vs welding speeds

区 (FZ)，基体晶粒组织表现为粗大的树突状枝晶结构，在 WZ 的基体晶粒组织表现为粗大的柱状枝晶结构。对于 AA6061，与 BM 晶粒相比，WZ 的焊缝组织晶粒尺寸明显更加细小，晶粒细化度更高。通过将各个区域放大后观察发现，母材中存在较为粗大的晶粒。图 9d~9f 为 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料接头显微组织。接头中未出现液化裂纹或凝固裂纹等焊接缺陷。PMZ 和 FZ 表现为粗大的树枝状枝晶结构和柱状晶结构，而 WZ 表现为细小的柱状晶结构。

图 10 为 AA6061 和 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料焊接试样的母材和焊缝晶粒尺寸对比。由图可知，复合材料晶粒组织较 AA6061 在母材和焊缝区均有不同程度细化。这

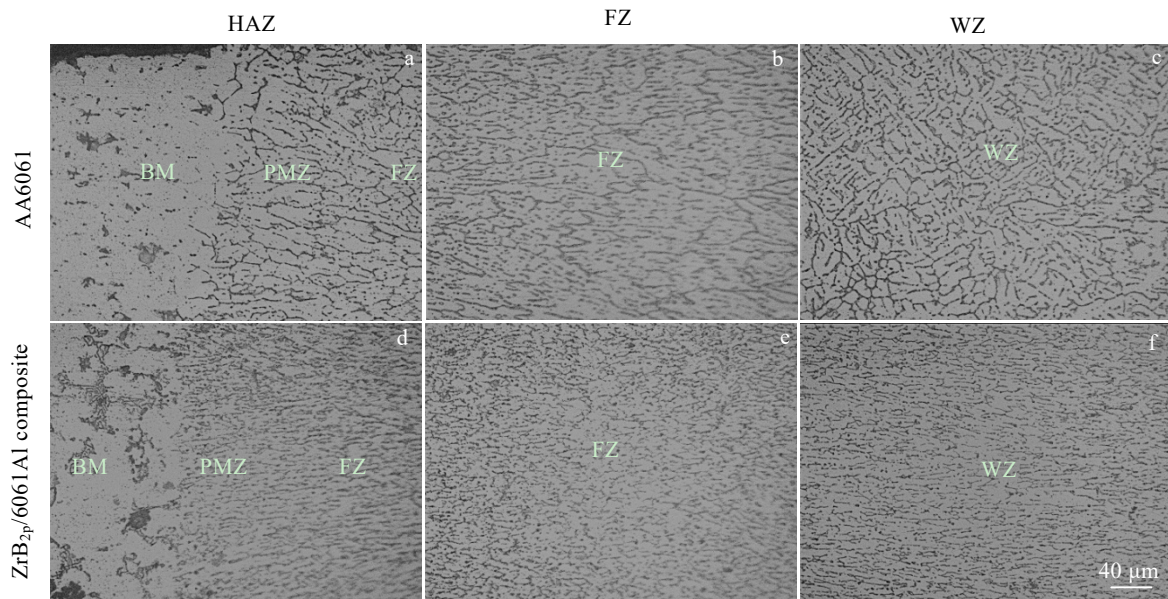


图 9 6061Al 合金和 ZrB_{2p}/6061Al 复合材料在 3.6 kW 和 2.4 m/min 下的焊接接头光学显微组织
 Fig.9 OM microstructures of weld joints for 6061Al alloy and ZrB_{2p}/6061Al composite at power of 3.6 kW and welding speed of 2.4 m/min

是由于 ZrB₂ 颗粒的存在, 有效地成为液相凝固过程的异质形核核心^[7], 且产生一定的纳米粒子钉扎效应。

从晶体学角度出发, 在激光焊接的快速非平衡凝固过程中, 温度梯度从焊缝中心区向母材方向逐级增加。在焊缝中心区和热影响区的交界附近, 基体晶粒生长取向几乎垂直于熔合线边界, 这是由于极高的温度梯度导致结晶方向与温度梯度方向相同, 基体结晶方向表现为焊缝熔合线表面的<100>方向择优取向。此外, 在固液界面的移动过程中, 焊缝中心区由于较低的温度梯度和较小的过冷度, 焊缝中心区表现为细小的柱状晶组织。

2.3.2 电子显微组织

图 11 为不同焊接速率下复合材料焊缝的 SEM 形貌。整体呈现颗粒弥散沿晶分布和少量团簇体共存的现象。并且, 随着焊接速率的提高, ZrB₂ 纳米颗粒的分散从趋于均匀, 到有一定数量的团簇体出现, 且基体铝合金晶粒尺寸略微减小 (图 11a~11c); 当焊接速率为 2.7 m/min 时, 颗粒团簇体较多出现, 基体晶粒尺寸相对速率为 2.4 m/min 时略有粗化 (图 11d)。

产生颗粒均匀沿晶弥散分布的基本原因是: 激光焊接过程中由于等离子体压力的存在使得熔池发生剧烈的复杂流动。因此焊接过程中增强颗粒在熔池中存在以下行为: 熔池搅动带来的颗粒初步分散、凝固过程固液界面的推移分散和颗粒团簇引起的颗粒沉降行为。

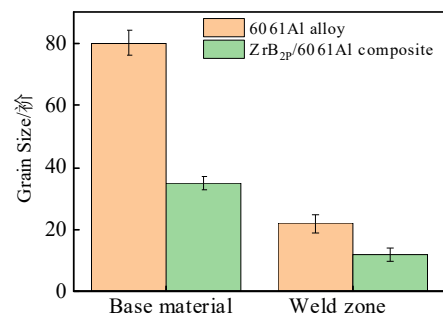


图 10 晶粒尺寸对比
 Fig.10 Comparisons of grain size of 6061Al alloy and ZrB_{2p}/6061Al composite in base material and weld zone

图 12 是复合材料激光焊接过程中熔池流动方向示意图。在激光热输入下, 复合材料受热熔化形成熔池, 熔池表面张力引起的马兰戈尼对流作用导致了旋转涡流模式, 这种模式决定了熔池中颗粒的运动行为。由于旋转涡流产生的离心和搅拌作用, 尺寸细小的 ZrB₂ 颗粒被分散, 结合不紧密的大尺寸 ZrB₂ 颗粒团簇体在熔池铝液持续不断的旋转搅动下被破碎、分裂成更加细小的 ZrB₂ 颗粒, 使得团簇体的颗粒在熔池内发生迁移, 促使 ZrB₂ 初步分散。田雨等^[25]认为, 激光焊接区熔体流动导致团簇体 ZrB₂ 颗粒朝熔体流动方向发生分散, 与本试验结果一致。

在熔池的快速非平衡凝固过程中, 固液界面凝固

前沿对增强相的作用有推移和吞噬 2 种。Youssef 等人^[26]研究发现，存在固液界面临界推移速度 V_{Cr} ，当固液界面推移速度大于 V_{Cr} 时，增强相颗粒被凝固界面凹陷而包裹吞噬，当固液界面推移速度小于 V_{Cr} 时，增强相颗粒被凝固界面凸起而排挤推移。Surappa 等人^[27]研究发现，增强颗粒被固液界面凝固前沿相互作用效果，主要取决于颗粒和基体液相的热导率 K 、比热容

C 和密度 ρ 乘积之比 $\sqrt{\frac{K_p C_p \rho_p}{K_1 C_1 \rho_1}}$ ，当 $\sqrt{\frac{K_p C_p \rho_p}{K_1 C_1 \rho_1}} > 1$ 时被

吞噬，当 $\sqrt{\frac{K_p C_p \rho_p}{K_1 C_1 \rho_1}} < 1$ 时被推移。对于 ZrB₂/6061Al

复合材料的 $K_p=58.2 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ^[28]， $\rho_p=6.02 \text{ g}/\text{cm}^3$ ， $C_p=70 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$ ^[29]， $K_1=180 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ^[30]， $C_1=1174 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$ ，

$\rho_1=2.7 \text{ g}/\text{cm}^3$ ，此时 $\sqrt{\frac{K_p C_p \rho_p}{K_1 C_1 \rho_1}} < 1$ ，试验结果与 Surappa

模型相吻合，证明 ZrB₂ 颗粒被固液界面推移至晶界。这种固液界面的推移作用使 ZrB₂ 颗粒出现了进一步分散。

复合材料由于增强相颗粒的存在，一般密度相较于 Al 基体合金密度（约 $2.7 \text{ g}/\text{cm}^3$ ）有所增加，ZrB₂ 的密度为 $6.09 \text{ g}/\text{cm}^3$ ，远高于 Al 基体合金的密度，因此颗粒团聚尺寸不同下的重力作用差异对于 ZrB₂ 颗粒在焊缝中心分布状态有一定影响。根据颗粒在蠕流状态的熔池内沉降速度可以用 Stokes 表示：

$$V_0 = \frac{(\rho_p - \rho_m)gd^2}{18\eta} \quad (5)$$

式中， V_0 为颗粒沉降速率， ρ_p 为 ZrB₂ 密度， ρ_m 为铝熔液密度， g 为重力加速度， d 为颗粒团簇直径，可知当增强颗粒尺寸为 $0.5 \mu\text{m}$ 时，颗粒的沉降速度为 $1.14 \times 10^{-7} \text{ m/s}$ ，根据 Enrique 等^[31]研究，激光焊熔池凝固速度约为 10^3 K/s ，因此基本可以忽略在凝固时间内纳米级颗粒在熔池中的沉降行为。

另一方面，基体晶粒细化的原因是：在凝固过程中固液界面的推移作用将颗粒推移至晶界处，使颗粒在晶界处聚集。在晶界处聚集的颗粒对晶粒的钉扎效应限制了晶粒尺寸的过度增长。熔池的快速凝固过程大大缩短了基体晶粒形核、长大时间，这种基体快速凝固过程和颗粒钉扎的双重效应，抑制了晶粒的过度长大，对基体晶体组织产生了细晶强化作用。

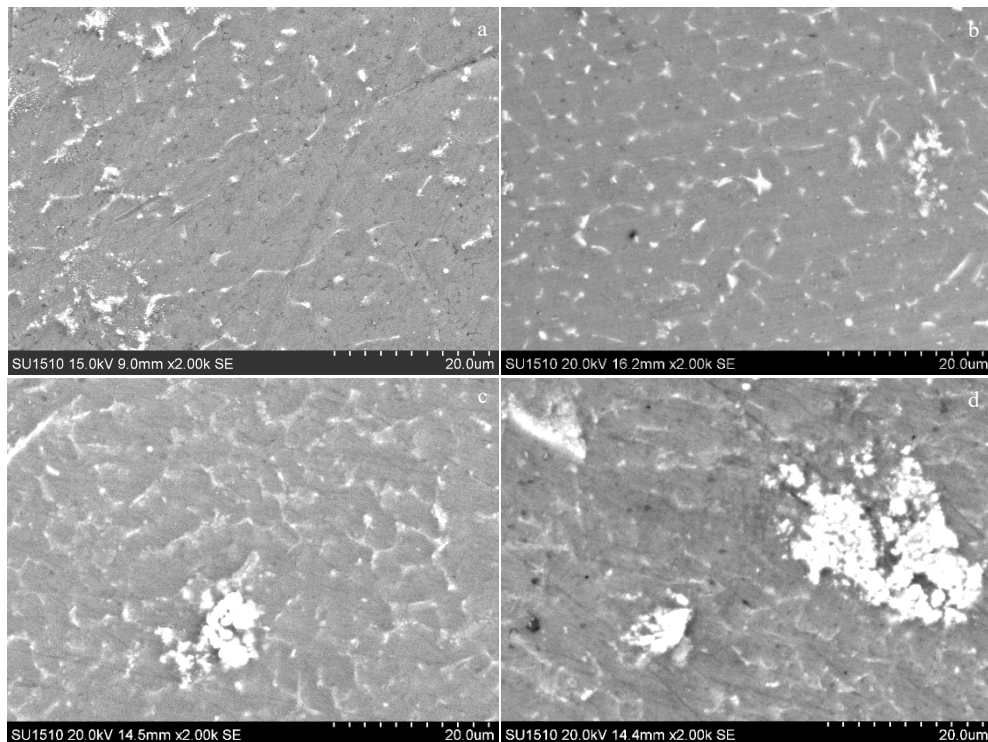


图 11 不同焊接速度下复合材料激光焊接接头的 SEM 形貌

Fig.11 SEM morphologies of laser welding joint of ZrB₂p/6061Al composites at different welding speeds: (a) 1.8 m/min, (b) 2.1 m/min, (c) 2.4 m/min, and (d) 2.7 m/min

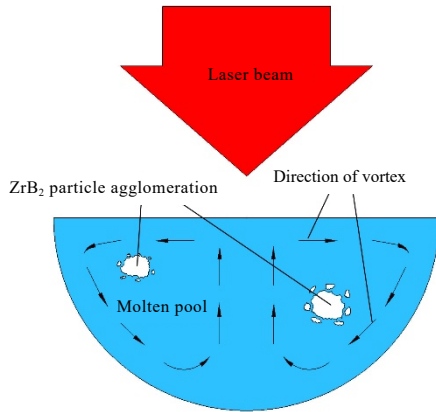


图 12 激光焊接过程中熔池涡流流动方向示意图

Fig.12 Schematic diagram of molten metal flow during laser welding

综上所述,可推断当焊接速度 ≤ 2.4 m/min 时,随着激光对单位长度焊缝上停留时间的降低,即对材料辐照时间降低,熔池流体流动作用减弱,凝固后团簇体数量和体积增加,由于焊接速度的降低也有利于熔池热传导提升过冷度,此时对于基体结晶过程,更高的过冷度占据主导因素,因此晶粒有一定细化;当焊接速度为 2.7 m/min 时,由于熔池存在时间较短,熔池搅动相对不充分,导致颗粒分散均匀度较为显著降低^[32],颗粒的不均匀分散降低了快速凝固时对基体结晶的钉扎和异质形核效果,导致晶粒长大。

2.4 力学性能分析

2.4.1 显微硬度

图 13 为不同焊接速度下焊接接头显微硬度,硬度值从焊接试样中部测定。由图可知,焊缝中心区和热影响区的硬度相较母材区出现不同程度的升高。随焊接速度的升高,焊缝区硬度呈先升高后降低的趋势。焊缝平均硬度(HV)从焊接速度为 1.8 m/min 的 527.24 MPa 升高至 2.4 m/min 的 557.62 MPa,焊接速度的升高降低了激光热输入,提升了焊缝显微硬度。但焊接速度提升至 2.7 m/min 时,焊缝平均硬度(HV)为 522.34 MPa:这是由于此时颗粒分散相对不均匀且基体晶粒相对粗化,不利于硬度提升。

随着激光焊接过程中激光束持续不断的高密度热输入,熔池产生极大的过冷度,进而出现焊缝基体晶粒高度细化。根据霍尔-佩奇关系,晶粒尺寸的减小可明显提升复合材料的硬度。另一方面,在熔池快速非平衡凝固过程中,与母材相比,焊缝区均匀分布的细小 ZrB_2 颗粒于附近的 $\alpha-Al$ 形成更高的位错密度,提高了位错线在 ZrB_2 颗粒附近的曲率。对于 ZrB_2 颗粒

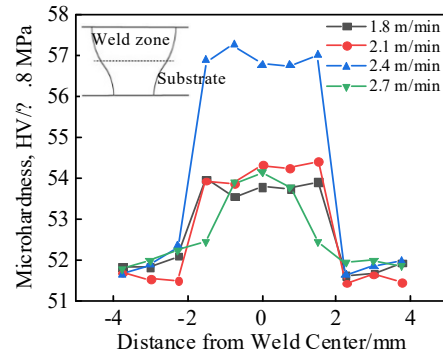


图 13 焊接接头显微硬度随焊缝中心距离的变化

Fig.13 Variations of the microhardness of welded joints with the distance of weld center

或团簇体周边的位错密度,可以用以下公式表示^[33,34]:

$$\rho = 12 \frac{\Delta\alpha\Delta T V F_p}{b R_p (1 - V F_p)} \quad (6)$$

式中, R_p 为增强相或团簇体尺寸, ΔT 为熔池凝固温度变化, $\Delta\alpha$ 为增强相与基体的热膨胀系数差, $V F_p$ 为增强颗粒的体积分数, b 为柏氏矢量。据此, ρ 与 R_p 成反比。由于团簇体尺寸显著减小或消失,导致 R_p 越小, ρ 越大,即 ZrB_2 颗粒周边的位错密度越高。进一步地,激光熔池凝固过程中,由于凝固前后温差相对原位合成过程更大,基体与增强颗粒间的热膨胀系数差异会导致基体-增强相界面产生高密度位错。而位错密度与材料强度呈强烈正相关:高密度位错促进复合材料的硬度提升。综上,焊缝中心区硬度均较母材提升明显。

2.4.2 抗拉强度

图 14 为不同焊接速度下 $ZrB_{2p}/6061Al$ 复合材料接头抗拉强度和延伸率。由图可知,除焊接速度为 2.7 m/min 外,接头均断裂在接头母材区,其平均抗拉强度为 122.37 MPa,平均延伸率为 8.31%;而当焊接速度为 2.7 m/min 时,接头断裂在焊缝区。这主要是由于:当焊接速度小于 2.7 m/min 时,焊缝的显微组织相对于母材均有较大改善,因此焊接速度为 1.8、2.1 和 2.4 m/min 时焊缝拉伸试样均在母材断裂。显微组织的优化主要是基体细晶强化和颗粒弥散强化:首先,在熔池快速凝固过程基体合金形成细小晶粒,显著增加的晶界数量在变形时将有效阻碍位错运动,提升强度;同时, ZrB_2 纳米颗粒在焊缝内以均匀分散取代团聚分布,颗粒平均间距显著减小。复合材料强度变化 ($\Delta\sigma_{or}$) 可用以下公式估算^[35]:

$$\Delta\sigma_{or} = 2 G b / \lambda \quad (7)$$

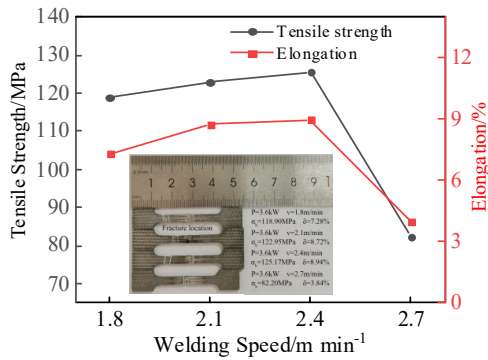


图 14 焊缝的抗拉强度和延伸率

Fig.14 Tensile strength and elongation of the weld

式中, G 为剪切模量, b 为柏氏矢量, λ 为增强相间距。因此 λ 的减小可提升复合强化的效果, 使焊缝区域的抗拉强度提升。最后, 由于焊接速度的提高, 降低了焊缝气孔率, 较低的气孔率也提高了焊缝承载能力。而当焊接速度最高为 $2.7 m/min$ 时, 激光热输入过低使焊缝未焊透, 拉伸试验时焊缝根部产生应力集中, 在焊缝区断裂。因此, 在功率 $3.6 kW$, 焊接速度为 $2.4 m/min$ 时, 复合材料接头的力学性能最优, 其抗拉强度达 $125.17 MPa$, 延伸率达 8.94% , 显微硬度(HV)达 $557.62 MPa$ 。

3 结论

1) 通过 $Al-K_2ZrF_6-KBF_4$ 反应体系成功合成原位 $ZrB_{2p}/6061Al$ 复合材料, 与铸态 AA6061 相比, $ZrB_{2p}/6061Al$ 复合材料的晶粒细化效果更显著。

2) 在保证焊透的前提下, 与低速焊接相比, 采用 $3.6 kW$ 、 $2.4 m/min$ 的高速焊接的焊缝成形良好。相较 $1.8 m/min$ 的焊接速度, 焊缝成形系数由 0.46 提升至 0.69 。

3) 母材区出现大尺寸 ZrB_2 颗粒团簇体, 在焊缝区, 大颗粒团簇基本消失, ZrB_2 颗粒均匀分散, 并呈现典型的沿晶分布特征。

4) 随焊接速度的提升接头强度先增大后减小, 在焊接参数为 $3.6 kW$ 、 $2.4 m/min$ 时, 复合材料激光焊接接头力学性能最优, 显微硬度(HV)达 $557.62 MPa$, 抗拉强度达 $125.17 MPa$, 延伸率达 8.94% 。

参考文献 References

[1] Lloyd D J. *International Materials Reviews*[J], 1994, 39(1): 1
 [2] Wang H W, Li X F, Yi H Z. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2005, 34(9): 1394

[3] Zhao Yongqing(赵永庆), Vassel A. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(3): 161
 [4] Pulkit G, Anbesh J, Devendra K et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 8(5): 4924
 [5] Guo S Q, Yang J M, Tanaka H et al. *Composites Science and Technology*[J], 2008, 68 (14): 3033
 [6] Zhang X H, Xu L, Du S Y et al. *Materials Letters*[J], 2008, 62(6-7): 1058
 [7] Sivakumar S, Golla B R, Rajulapati K V. *Ceramics International*[J], 2019, 45(6): 7055
 [8] Kumar G N, Narayanasamy R, Natarajan S. *Materials & Design*[J], 2010, 31(3): 1526
 [9] Muralidharan N, Chockalingam K, Dinaharan L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 735(25): 2167
 [10] Narendra K, Rakesh K G, Sunil M. *Materials & Design*[J], 2015, 80(5): 129
 [11] Dinaharan I, Murugan N, Parameswaran S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(18): 5733
 [12] Alessandro A, Alessandro F, Leonardo O et al. *Optics and Laser Technology*[J], 2012, 44(5): 1485
 [13] Sathishkumar D, Daniel D A. *Materials Today: Proceeding*[J], 2021, 37(2): 621
 [14] Genevois C, Deschamps A, Denquin A et al. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(8): 2447
 [15] Bassani P, Capello E, Colombo D et al. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2007, 38(4): 1089
 [16] Guo K W. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2010, 19(1): 52
 [17] Dabala M, Magrini M. *Science and Engineering of Composite Materials*[J], 2000, 9(3): 123
 [18] Guo J, Gougeon P, Chen X G. *Composites Part B: Engineering*[J], 2012, 43(5): 2400
 [19] Christy T V, Franklin D E S, Nelson R et al. *Advance in Manufacturing Process*[J], 2019: 267
 [20] Dinaharan I, Murugan N. *Journal of Mineral & Materials Characterization & Engineering*[J], 2011, 10(14): 1359
 [21] Paola B, Edoardo C, Daniele C et al. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2007, 38(4): 1089
 [22] Kai X Z, Huang S M, Wu L et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 35(9): 2107
 [23] Gao Q, Wu S S, Lu S L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 680(5): 437
 [24] Ren Wenjie(任闻杰). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2017
 [25] Tian Yu(田雨), Guo Jiping(郭吉萍), Lu Fengkai(卢冯恺)

- et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2020, 40(12): 1400
- [26] Youssef Y M, Dashwood R J, Lee P D. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2005, 36(6): 747
- [27] Surappa M K, Rohatgi P K. *Journal of Materials Science*[J], 1981, 16: 562
- [28] Guo S Q. *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2009, 29: 995
- [29] Lawsan J W, Charles W B J, Murray S D. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2011, 94(10): 3494
- [30] Geiger A L, Jackson M. *Advanced Materials Processes*[J], 1989, 7: 23
- [31] Enrique J, Lavernia E J, Srivatsan T S. *Journal of Materials Science*[J], 2010, 45: 287
- [32] Gu D D, Shen Y F, Xiao J. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2008 26(5): 411
- [33] Abarghouie S M R M, Reihani S M S. *Materials & Design*[J], 2010, 31(5): 2368
- [34] Hassan S F, Gupta M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 392 (1-2): 163
- [35] Peng K, Cui H C, Lu F G *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(9): 1925

Weld Formation and Microstructure Evolution of High Power and High-Speed Laser Welded In-situ ZrB_{2p}/6061Al Composites

Yu Binbin^{1,2}, Guo Jiping³, Zeng Yida^{1,2}, Xia Li⁴, Hu Yangpo⁴, Li Zhiyong⁵, He Yongjian^{1,2}

(1. National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(3. Science and Technology College of NCHU, Jiujiang 332020, China)

(4. Jiangxi Hongdu Aviation Industry Co., Ltd, Nanchang 330024, China)

(5. Jiangxi Changhe Aviation Industry Co., Ltd, Jingdezhen 333002, China)

Abstract: The 5wt%ZrB_{2p}/6061Al composite was prepared by in-situ synthesis and the microstructure of laser welding and mechanical properties were studied. XRD and EDS analysis results show that 5wt%ZrB_{2p}/6061Al composites are successfully prepared by the Al-K₂ZrF₆-KBF₄ in-situ reaction system. By OM and SEM analysis, compared with the matrix 6061Al alloy, the heterogeneous nucleation effect and pinning effect of the nano ZrB₂ particles has a certain grain refinement effect on the matrix grains of the composite, but the existence of nanoparticle clusters makes the refinement effect limited. During laser welding, under the condition of complete penetration, a high-power and high-speed welding of 3.6 kW and 40 mm/s can be utilized to obtain a well-formed weld. The rapid laser melting process and solidification make the matrix grains further refined, a large number of ZrB₂ clusters basically disappear, and ZrB₂ particles are basically evenly dispersed. By analyzing the migration behavior of ZrB₂ particles, it is found that the melt agitation and rapid solidification process of the laser molten pool achieve the twice distribution of ZrB₂ particles. The optimization of the weld microstructure improves the Vickers hardness (HV) and the tensile strength of the welded joint, up to 561.54 MPa and 125.17 MPa, respectively. And the strengthening mechanism of weld was discussed.

Key words: laser welding; ZrB₂ particle; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Zeng Yida, Ph. D., Lecturer, National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: zyd_welding@163.com