

基于 Ti 中间层的 SiC_p/6061-T6Al MMCs 低功率激光-TIG 复合焊接头组织与性能

巴现礼¹, 高增¹, 王振江¹, 邱得超¹, 牛济泰^{1,2,3}, 邱玉洁³

(1. 河南理工大学 材料科学与工程学院, 河南 焦作 454000)

(2. 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(3. 河南晶泰航空航天新材料科技有限公司, 河南 焦作 454000)

摘要: 以 0.1 mm 厚的 Ti 箔作中间夹层, 使用低功率激光-TIG 复合焊的方式对 SiC_p/6061-T6Al MMCs 进行焊接, 并对接头的宏观形貌、显微组织、物相、电阻率、抗拉强度及断口形貌进行分析。结果表明: 激光功率对焊缝的成形有着较大影响; Ti 箔的加入基本抑制了焊缝中针状 Al₄C₃ 的生成, 并生成 TiC 增强相以及条状 TiAl₃; 焊缝区为等轴晶组织, 熔合区为柱状晶组织, 热影响区组织变化不明显; 随着激光功率的增加, 接头的电阻率呈现出增加的趋势, 并明显高于母材; 在 554 W 时, 接头的抗拉强度可达 196.98 MPa, 是母材强度的 54.71%。接头断口中几乎没有气孔, 韧窝中的第二相粒子以 TiC 为主, 接头呈现出以脆性断裂为主的脆-韧性混合断裂特征。

关键词: SiC_p/6061-T6Al 复合材料; 激光-TIG 复合焊; Ti 箔中间层; 显微组织; 性能

中图分类号: TG442

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)10-3657-07

随着汽车工业的快速发展, 大气污染和能源紧张问题越来越突出。在保证车辆安全可靠的前提下实现轻量化, 达到节能环保的目的, 成为汽车行业发展的新方向^[1-3]。作为一种先进材料, SiC 颗粒增强铝基复合材料 (SiC_p/Al MMCs) 具有较高的比强度和比刚度、较低的密度和热膨胀系数、良好的耐磨性及尺寸稳定性等普通材料无法提供的优异性能, 可以达到汽车材料的特殊使用需求, 用于制造汽车零部件如活塞、刹车盘、驱动轴及底板等^[4-6]。该种材料的使用可以大大减轻汽车的整体质量, 提升零部件的强度和使用寿命, 受到了广大汽车制造企业的青睐。但是在成形部分零部件时, 由于缺乏良好的连接方法特别是焊接方法, 导致其在汽车行业的应用受到限制。为此, 科研工作者针对 SiC_p/Al MMCs 的焊接进行了广泛的探索, 如搅拌摩擦焊、扩散焊、钎焊、MIG 焊等^[7-10], 但是这些方法获得的接头存在着缺陷多、局限性大、效率低及能耗多等问题。因此, 针对 SiC_p/Al MMCs 材料探索新的焊接方法、开展焊接工艺研究具有十分重要的意义。

低功率激光-TIG 复合焊接是采用低功率激光对 TIG 电弧进行诱导、压缩, 从而提高 TIG 电弧的稳定性、能量密度的一种焊接方法。该方法具有激光和电弧两者

的优点, 是一种新型、绿色、高效、优质的焊接方法, 可以达到“1+1>2”的高品质焊接效果^[11,12]。目前该方法在焊接钢材、铝合金及镁合金等材料方面优势明显^[13-15], 但是在铝基复合材料的焊接领域应用不多, 特别是对 SiC_p/Al MMCs 的焊接研究较少 (熔化焊时接头容易产生针状 Al₄C₃ 影响接头性能), 基础数据缺乏。

本研究采用低功率激光-TIG 复合焊的方法, 主要以 Ti 箔作中间夹层对 SiC_p/6061-T6Al MMCs 进行焊接, 探索低功率激光-TIG 复合焊方法对该种材料的焊接适用性以及接头的组织与性能, 为低功率激光-TIG 复合焊方法在该种材料焊接领域的应用提供基础工艺, 为进一步解决铝基复合材料的焊接难题、实现绿色焊接提供参考。

1 实验

采用粉末冶金、挤压等工艺制备 SiC_p/6061-T6Al MMCs 板材, SiC 粒径为 10~20 μm, 体积分数为 10%, 板材强度为 360 MPa, 尺寸为 200 mm×50 mm×4 mm。纯 Ti 箔中间层的尺寸为 200 mm×4 mm×0.1 mm。6061 铝合金的主要成分和材料的显微组织分别如表 1 和图 1 所示。

收稿日期: 2020-10-14

基金项目: 河南省重点创新示范专项 (191110211800); 河南省高校基本科研业务费专项资金 (NSFRF180405); 河南省科技攻关项目 (202102210036)

作者简介: 巴现礼, 男, 1989 年生, 硕士生, 河南理工大学材料科学与工程学院, 河南 焦作 454000, 电话: 0391-3986901, E-mail: 211806020036@home.hpu.edu.cn

表 1 6061 铝合金的主要成分

Table 1 Main composition of 6061 aluminum alloy (ω/%)

Si	Mg	Cu	Cr	Fe	Ti	Al
0.4~0.8	0.8~1.2	0.15~0.40	0.04~0.35	0.36	0.15	Bal.

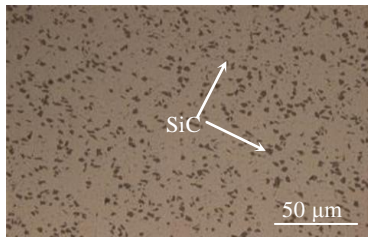


图 1 SiC_p/6061-T6Al MMCs 的显微组织
Fig.1 Microstructure of SiC_p/6061-T6Al MMCs

表 2 激光-TIG 复合焊接参数

Table 2 Welding parameters of laser-TIG hybrid welding

Arc current/ A	Gas flow rate/ L min ⁻¹	Welding speed/ mm min ⁻¹	Laser power/ W	Laser pulse frequency/Hz	Arc pulse frequency/Hz	Defocusing amount/mm
200	15	700	403~605	30	50	1

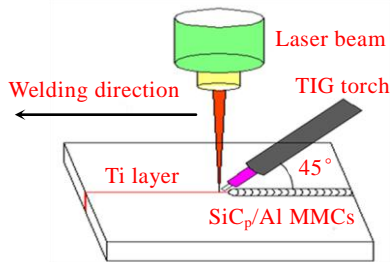


图 2 低功率激光-TIG 复合焊接示意图
Fig.2 Schematic diagram of low-power laser-TIG hybrid welding

2 结果与分析

2.1 接头的宏观形貌

不同激光功率下接头焊缝的宏观形貌如图 3 所示。由图可知，由于激光-TIG 电弧复合焊热源焊接速度快、热输入较小、冷却速度较快，焊接后 2 对接板材仍然在一个平面，没有发生翘曲、变形。但是不同功率下含 Ti 中间层接头的焊缝存在着 Ti 箔熔化不充分、咬边、不连续以及 Ti 箔严重烧损等缺陷。在 554 W 时，焊缝成形相对较好，但焊缝表面边缘有黑点状氧化物，454 W 时，无 Ti 中间层接头的成形良好，但表面有气孔形成，说明热输入对接头的成形有着重要的影响。这些缺陷的产生会引起焊缝应力集中，使接头在缺陷处开裂，降低接头的力学性能。低功率激光-TIG 电弧复合焊的热输入 Q 可以表示为式(1) [11,16]:

$$Q = \frac{UI\eta_r + P_l\eta_l}{v} \quad (1)$$

焊前用角磨机、砂纸打磨材料表面，用乙醇和丙酮的混合溶液对表面进行清洁处理。采用最大输出功率为 1000 W 的 LWS-1000 型 Nd:YAG 激光器和最大输出电流为 500 A 的 AVP-500POTC 型双重逆变交直流用脉冲 TIG 焊机组成复合焊装置对材料进行双面焊接，焊接工艺参数和示意图分别如表 2 和图 2 所示。采用 CMT5205 型万能材料试验机对接头的抗拉强度进行测试；采用高真空电致成型系统对接头的电阻率进行测试；采用 OLYMPUS-GX51 型倒置式系统金相显微镜、Merlin Compact 型扫描电镜和 EDS 能谱设备以及 D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪对接头的微观组织和物相进行分析。

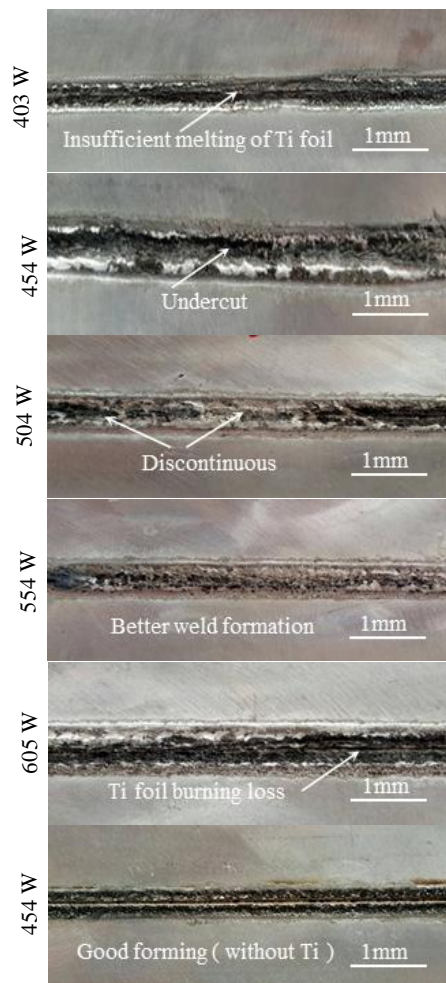


图 3 不同激光功率时接头的宏观形貌
Fig.3 Macro morphologies of the joints at different laser powers

式中： U 为 TIG 电压， I 为 TIG 电流， P_1 为脉冲激光的平均功率， v 为焊接速度， $\eta_T=0.70$ ， $\eta_1=0.50$ 。

根据式 (1) 计算出不同功率下的热输入，如表 3 所示。由表 3 可知，随着激光功率的增加，焊接热输入不断增加。当功率为 403 W 时，热输入为 161.3 J/mm，相对偏低，导致焊缝出现部分 Ti 箔熔化不充分；当激光功率为 605 W 时，焊接热输入为 169.9 J/mm，相对偏高，导致 Ti 箔发生严重烧损。咬边和焊缝不连续现象是由于 SiC_p/6061Al MMCs 的 Al 基体和中间层 Ti 箔的第一电离能较小，分别为 577.5 和 658.6 kJ/mol，焊接时在脉冲 TIG 电弧和脉冲激光的作用下，可能会发生一定程度的蒸发和电离，使部分电子和金属离子被加速，不断地冲击或逸出材料的表面，并且熔池边缘的温度较高导致气化强烈造成的^[17]。454 W 时，无 Ti 中间层接头焊缝的气孔是由于焊接时部分水蒸气进入熔池而造成的。

2.2 接头的显微组织

对焊缝成形相对较好的含 Ti 箔中间层的 554 W 接头、Ti 箔烧损的 605 W 接头以及 454 W 无 Ti 箔中间层的接头进行显微组织观察如图 4 所示。由图 4a 可知，接头的焊缝区(WZ)、熔合区(FZ)、热影响区(HAZ)分界明显。在焊缝区有部分 SiC 颗粒熔入，但分布不太均匀，存在 SiC 分布的贫瘠区如图 4b 和团聚区如图 4c。焊缝中有大量的条状物形成，长度在 5~60 μm 之间，宽度在 1~6 μm 之间，并且在焊缝的上部和下部分布相对更多，中间和靠近熔合区分布相对较少，分析认为是 Al-Ti 化合物相。这种现象的出现主要是由于焊接时采用双面焊的方法，焊缝上部和下部受热循环的影响更大，Ti 箔最先熔化，先与铝液发生反应形成 Al-Ti 化合物，并不断长大形成条状组织。由图 4b 发现，在 SiC 颗粒的贫瘠区主要为等轴晶粒，且组织细小。与图 4c SiC 颗粒团聚区相比，在贫瘠区的条状组织分布相对较少。由于 SiC 的熔点较高(2700 °C)，在焊缝中可以被看作一种难熔的活化夹杂颗粒，周围容易成为 Al-Ti 化合物的形核基底，在一定程度上促进了 Al-Ti 相的非均匀形核。

由图 4c 可以看出，部分条状组织呈现出间断的现象，如区域 A 和 B。分析认为，在脉冲激光和脉冲

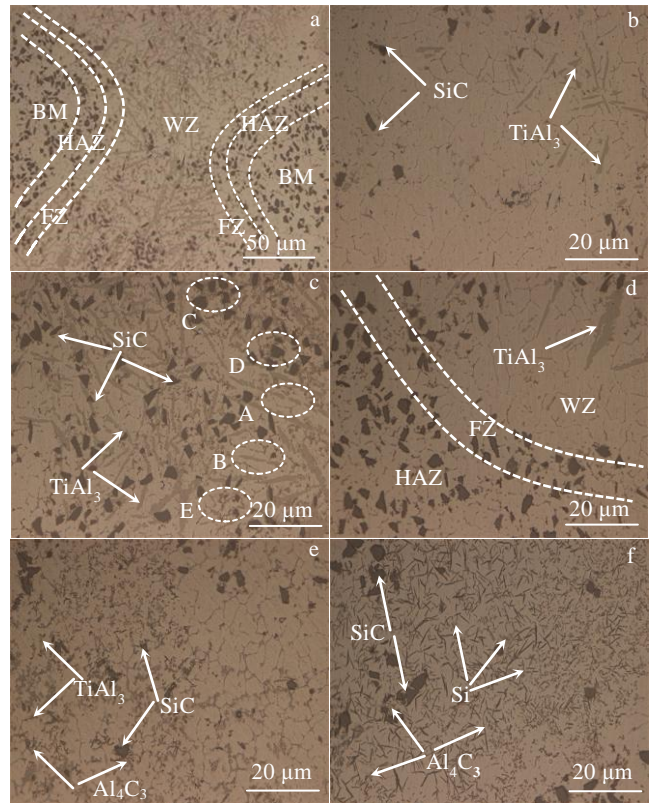


图 4 不同激光功率时接头的显微组织
Fig.4 Microstructures of the joints at different laser powers: $P_1=554$ W (a~d); (a) weld profile, (b) barren area of SiC particles, (c) segregation zone of SiC particles, (d) fusion zone; (e) $P_1=605$ W weld zone; (f) $P_1=454$ W weld zone

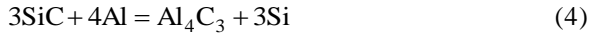
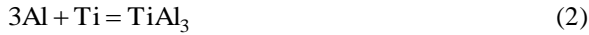
电弧的共同作用下，部分条状物发生断裂，形成不连续组织。在区域 C 和 D 发现，部分 SiC 颗粒被细小的灰色颗粒包围。在区域 E 发现，SiC 颗粒明显变小，周围分布着小颗粒物，说明该处的 SiC 被反应消耗，颗粒为反应的产物。由图 4d 发现，熔合区为柱状晶组织，热影响区组织变化不够明显，与母材组织类似，说明用激光-TIG 复合焊接方法焊接该种材料时，母材受热影响较小，热影响区较窄，具有一定的优势。在图 4e 中可以看出，605 W 时，由于部分 Ti 箔被烧损，焊缝中有少量细小的针状 Al₄C₃ 形成。在图 4f 中，由于没有 Ti 中间层，焊缝组织中形成了大量的针状 Al₄C₃，Al₄C₃ 作为一种脆性相，严重弱化了接头的力学性能。

为了进一步分析焊缝的组织物相组成，对 554 W 接头进行 SEM-EDS 测试和 XRD 物相分析，分别如图 5、表 4 和图 6 所示。对图 5 SEM 图中的黑色相、条状组织、细小颗粒及黑色相周围的颗粒等（如图中标注位置）进行 EDS 点成分分析，各点的成分如表 4

表 3 不同激光功率时的焊接热输入

Table 3 Welding heat input at different laser powers					
Laser power/W	403	454	504	554	605
Heat input/J mm ⁻¹	161.3	163.5	165.6	167.7	169.9

所示,并对整个区域做 EDS 面扫描分析,如图 5 所示。由表 4 可知,块状黑色相 A 为 SiC 颗粒,周围分布的小颗粒 C、D、E 为细小的 Al₄C₃、TiAl₃ 和 TiC 相,因此推测图 4c 中区域 C 和 D 中 SiC 周围的灰色相可能为这 3 种物相。结合 Al、Ti、Si、C 元素的 EDS 面扫描图发现在 SiC 的周围环绕着 Al、Ti、C、Si 元素,说明 SiC 颗粒周围的 Ti、Al 与 SiC 颗粒发生了反应(2), (3), (4):



小颗粒 Al₄C₃ 的存在说明了 Ti 箔的加入抑制了 Al 和 SiC 之间的剧烈反应,减弱了其对接头力学性能的影响。

图 5 中的条状物(B)和小棒状(F)为 TiAl₃。由于 TiAl₃ 的晶体结构为 D0₂₂ 型正方晶体结构,沿着密排方向生长,而晶格的其他方向生长速率相对缓慢,导致形成长条状或者棒状形貌^[18]。由两处的元素成分发现,在 TiAl₃ 化合物中可能含有少量的 Si,这种现象的出现是由于 Si 和 Al 在元素周期表中的位置相邻,原子半径相近,在反应过程中 Si 可以部分置换 TiAl₃ 中的 Al 原子,即形成 Ti(Al,Si)₃,该过程如式(5)所示^[19,20]:

表 4 图 5 中各标注位置的主要成分

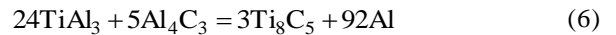
Table 4 Main composition of each position marked in Fig.5 (at%)

Position	Al	Ti	Si	C	Mg	Possible phase
A	0.6	0	43.4	56.0	0	SiC
B	71.2	22.4	6.4	0	0	TiAl ₃
C	83.5	1.8	1.2	13.5	0	Al+Al ₄ C ₃
D	65.2	19.2	5.9	9.5	0.2	TiAl ₃
E	19.5	29.0	3.5	44.9	3.1	TiC+Al ₄ C ₃
F	63.9	20.7	6.3	9.1	0	TiAl ₃
G	84.1	6.1	4.5	5.4	0	Al+TiC



集聚颗粒(G)为 TiC。G 点的周围 Ti 和 C、Si 元素分布较多,推测认为,此处为被反应消耗完的 SiC 颗粒。TiC 的形核能相对较低,形核率较高,因而在 SiC 周围容易形成颗粒 TiC。

由图 6 接头的 XRD 物相分析发现,焊缝中主要有 Al、Ti、Si、Mg₂Si、SiC、TiAl₃、TiC、Al₄C₃ 等物相,其中 Mg₂Si 是 6061 铝合金的强化相。由上述分析发现,在 SiC 颗粒周围分布有 TiAl₃、细小 Al₄C₃ 相。相关研究认为^[20],TiAl₃、Al₄C₃ 与 SiC 同时存在时,可能发生反应(6), (7)生成 Ti₈C₅ 相:



但在 XRD 分析中并没有发现该相的存在,说明在激光-TIG 复合热源的低热输入,散热速度快的特点下,没有达到式(6), (7)发生所需的反应条件。

由 Ti-Al 二元相图可知,Al 与 Ti 反应能形成 TiAl、TiAl₂、TiAl₃、Ti₃Al 等化合物,而接头物相中只有 TiAl₃ 相比较明显,这一现象的出现可以用 Kattner 等^[21,22]建立的 Ti-Al 化合物的吉布斯自由能关系解释。在 Al 液凝固以前,各物相的吉布斯自由能有如下关系: $0 > \Delta G_T(TiAl) > \Delta G_T(Ti_3Al) > \Delta G_T(TiAl_3) > \Delta G_T(TiAl_2)$,说明在焊缝中几个物相都有可能出现,且 TiAl₂ 在 Ti-Al 反应中的自由能最低,但 TiAl₂ 的形成常以 TiAl 为前提,而 TiAl 的自由能相对较高,且一般难以稳定的形式存在,因而更容易形成 TiAl₃,并且是焊缝中 Ti-Al 反应的主要产物。

2.3 接头的电阻率

对母材和不同功率下接头的电阻进行测试,电阻率的计算公式为:

$$\rho = RS / L \quad (8)$$

式中: ρ 为电阻率, S 为截面积, R 为电阻值, L 为长度。根据式(8)计算出母材的电阻率为 $3.623 \times 10^{-8} \Omega \cdot m$, 无 Ti 中间层接头的电阻率为 $4.153 \times 10^{-8} \Omega \cdot m$, 不同功率下含 Ti 中间层接头的电阻率如下图 7 所示。

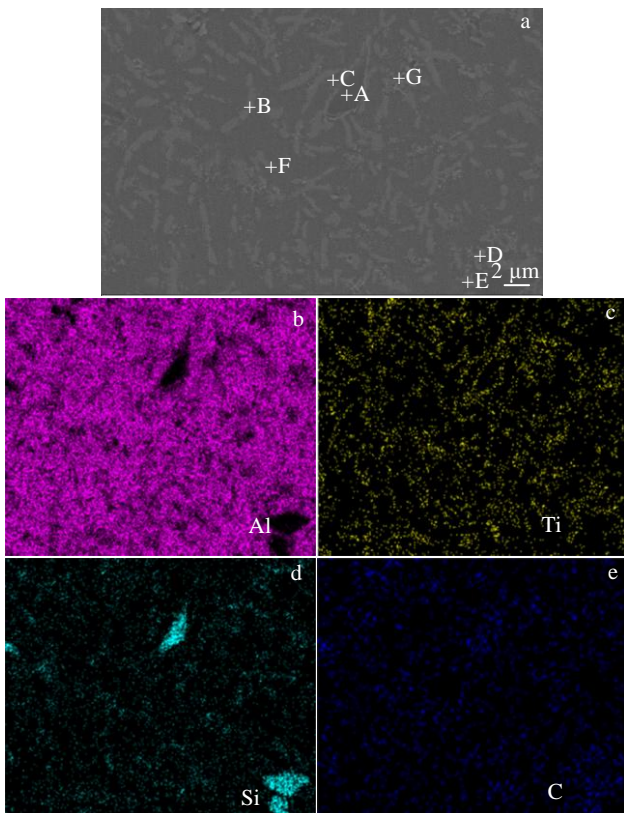


图 5 P₁=554 W 接头的 SEM 照片和 EDS 面扫描

Fig.5 SEM image (a) and EDS mappings of Al (b), Ti (c), Si (d), C (e) element of the joint at P₁=554 W

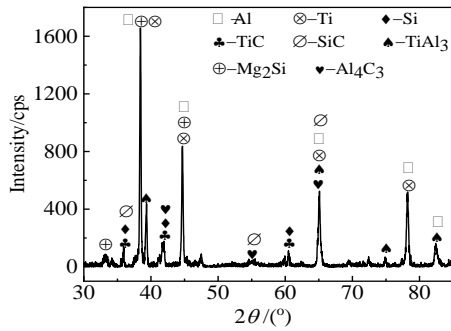


图 6 $P_1=554$ W 接头的 XRD 图谱
Fig.6 XRD pattern of joint at $P_1=554$ W

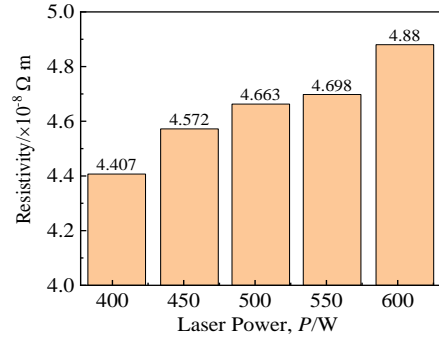


图 7 不同激光功率下接头的电阻率
Fig.7 Resistivities of the joints at different laser powers

由图 7 可知，母材的电阻率明显低于焊接接头，无 Ti 中间层接头的电阻率高于母材，但低于含 Ti 中间层接头。随着激光功率的增加，含钛中间层接头的电阻率呈现出不断增加的趋势，在 605 W 时接头的电阻率最大，为 $4.88 \times 10^{-8} \Omega \cdot m$ 。

由自由电子理论可知^[23]，在一般金属中存在的缺陷和杂质会引起静态点阵畸变和热振动。引起的动态点阵畸变会引起电子波散射而产生电阻。因此，降低金属内部缺陷和不均匀性发生的概率，减少电子波散射，对降低金属的电阻率有着积极的作用。相对于焊缝金属，母材中的组织更加均匀，因而电阻率较低。Ti 的电阻率较高，为 $5.4 \times 10^{-7} \Omega \cdot m$ ，随着激光功率的增加，Ti 箔熔化越充分，在焊缝中发生反应(2)、(3)、(4)的趋势越明显，导致生成的 TiAl₃、TiC、Si 等不断增加，焊缝金属的组织与成分越来越不均匀，电阻率发生一定程度的升高。同时，部分未完全反应的 Ti 凝固在焊缝中也会导致接头的平均电阻率增加。在无 Ti 中间层的接头焊缝中，由于发生反应(4)，生成了大量的 Al₄C₃，且消耗了大量的 SiC，因而电阻率低于含 Ti 中间层接头。

2.4 接头的抗拉强度

对接头的抗拉强度进行测试发现，无 Ti 中间层接头的抗拉强度为 155.26 MPa，不同功率下含 Ti 中间层接头的抗拉强度如图 8 所示。由图 8 可知，随着激光功率的增加，接头的抗拉强度呈现出先增加后降低的趋势。当激光功率为 403 W 时，接头的强度最低，为 168.05 MPa。当激光功率为 554 W 时，接头的强度最高，为 196.98 MPa，相对于 403 W 接头，强度提高了 17.22%，达到母材强度（360 MPa）的 54.71%。相对于无 Ti 中间层接头，强度提高了 26.87%。说明低功率激光-TIG 电弧复合焊接方法适合对该种材料进行焊接，加入 Ti 箔作为中间夹层可以一定程度地提高接头的力学性能。

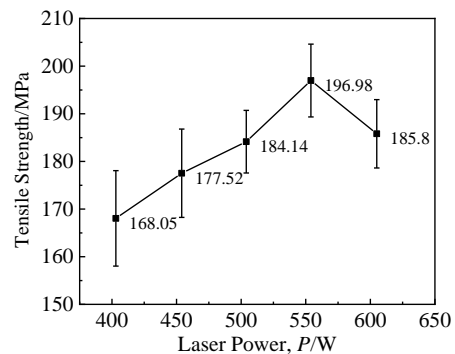


图 8 不同激光功率下接头的抗拉强度
Fig.8 Tensile strengths of the joints at different laser powers

在含 Ti 中间层的接头中，随着焊接热输入的增加，进入熔池中的 SiC 颗粒也相对更多，Ti 箔熔化越完全，抑制了 Al 和 SiC 之间的界面反应，使 SiC 在焊缝中以增强相的形式存在。根据颗粒的承载强化应力理论，SiC 颗粒分布在焊缝中，其体积分数与强化应力有如下关系^[24,25]：

$$\Delta\sigma_{\text{Load}} = 0.5f\sigma_m \tag{9}$$

式中： f 为增强颗粒的体积分数， σ_m 为未经颗粒增强的金属基体的屈服强度。

由式(9)可知，熔入焊接熔池的 SiC 颗粒增多时，接头的承载强化应力越明显，强度也随之增加。对于 TiC 颗粒也有这一增强作用，这也是在激光功率为 403~554 W 时接头强度增加的重要原因之一。在 605 W 时，由于热输入偏大，Ti 箔被严重烧损，焊缝的成形不好，并且焊缝中生成了部分针状 Al₄C₃，导致接头的平均强度下降。

同时，庄伟彬等^[26]认为，TiC 的自然形状和 6061 铝合金的自然空穴形状不同，可以通过位错环来松弛错配应变，当生成的 TiC 含量增多时，可以提高接头

的位错强化应力，接头的强度也随之提升。但是 Ti 与 Al 在焊缝中反应形成条状 $TiAl_3$ 相，细小的 $TiAl_3$ 对接头的力学性能可以起到一定的强化作用，粗大的 $TiAl_3$ 相会弱化接头的力学性能。因而，降低焊接热输入，减少或避免粗大 $TiAl_3$ 的形成是改善接头力学性能的有效方法之一。

2.5 接头的断口形貌

554 W 接头断口的宏观形貌和微观形貌如图 9 所示。由图 9a 发现，接头几乎都在焊缝区断裂，断裂时没有发生十分明显的塑性变形。由图 9b 可以看出，断口中气孔较少，主要是热输入稍大，延长了熔池的凝固时间，在脉冲激光和脉冲电弧的震荡作用下，加快了气泡的逸出。由图 9c 发现，在上部区域，分布着较多的解离台阶和河流花样，下部有明显的微孔聚集，且韧窝明显，说明断口中存在着解理断裂和韧窝断裂 2 种断裂机制，呈现出以脆性断裂为主的脆-韧性混合断裂。

在高倍下的图 9d 发现，部分韧窝底部存在着尺寸为 0.2 μm 左右的第二相颗粒物，如点 A、B、C、D 所示，分别对其进行 EDS 能谱分析，各点的成分如表 5 所示。根据成分可以确定，韧窝底部的颗粒物主要为焊缝中原位反应生成的 TiC 和少量的细小 $TiAl_3$ 。由于第二相颗粒与基体 Al 合金的力学性能、热膨胀系数等不同，当拉伸应力作用在微孔集聚区域时，第二相颗粒的边界容易形成微孔裂纹的核心并长大，导致相近的微孔变薄，引发接头断裂。

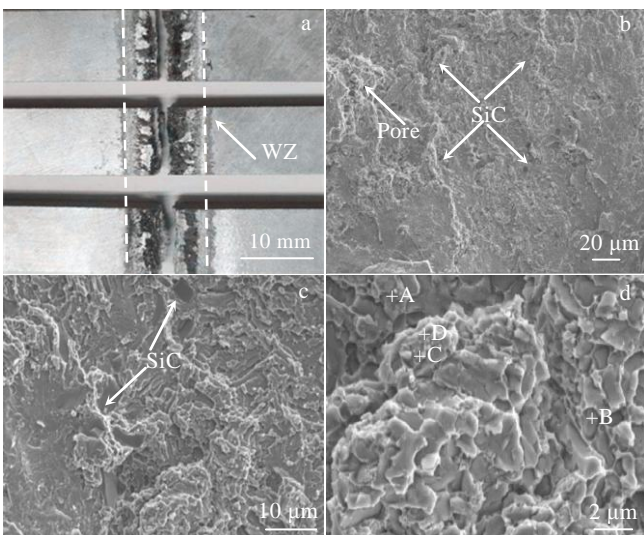


图 9 $P_1=554 W$ 接头的宏观和微观断口形貌

Fig.9 Macro (a) and micro (b~d) fracture morphologies of the joint at $P_1=554 W$

表 5 图 9d 中各标注位置的成分

Table 5 Composition of each position marked in Fig.9d (at%)

Position	Al	Ti	Si	C	Mg	Possible phase
A	31.4	29.9	0.7	37.6	0.5	Al+TiC
B	44.8	25.0	1.0	28.8	0.4	Al+TiC
C	57.1	17.4	4.6	18.9	1.9	Al+TiC
D	64.4	22.8	4.0	8.3	0.5	$TiAl_3$

3 结 论

- 1) 低功率激光-TIG 复合焊接方法对 $SiC_p/6061-Al$ MMCs 的焊接适用性良好，适合铝基复合材料焊接。
- 2) Ti 箔中间层的加入可以抑制 Al 与 SiC 之间的界面反应，但形成了 TiC 增强相和条状 $TiAl_3$ 相。SiC 与 TiC 共同强化了接头的强度。
- 3) 接头的焊缝区为等轴晶，熔合区为柱状晶，热影响区组织变化不明显。
- 4) 接头的电阻率随激光功率的增加而增加，并明显高于母材。
- 5) 本实验的最佳焊接工艺为：TIG 电弧电流为 200 A、焊接速度为 700 mm/min、气流量为 15 L/min、激光功率为 554 W，获得的接头强度为 196.98 MPa，达到母材强度的 54.71%。接头呈现出以脆性断裂为主的脆-韧性混合断裂。

参考文献 References

[1] Yang Dawei(杨大伟), Chen Shuhai(陈树海), Huang Jihua(黄继华) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2017, 38(10): 51

[2] Yan Lipeng(尧利鹏), Wang Aiqin(王爱琴), Xie Jingpei(谢敬佩) *et al. Rare Metals and Cemented Carbides*(稀有金属与硬质合金)[J], 2013, 41(2): 44

[3] Meschut G, Janzen V, Olfemann T. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2014, 23(5): 1515

[4] Wang Hongming(王宏明), Peng Congxiang(彭琮翔), Li Guirong(李桂荣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(5): 1425

[5] Li H, Xu P Y, Lu S B *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(6): 1873

[6] Shen Baoluo(沈保罗). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 1996, 25(6): 46

[7] Wang D, Xiao B L, Wang Q Z *et al. Materials & Design*[J], 2013, 47: 243

[8] Zhang G F, Chen B, Jin M Z *et al. Materials Transactions*[J], 2015, 56(2): 212

[9] Gao Z, Yang H Y, Feng J G *et al. Nanomaterials*[J], 2020,

- 10(3): 4373
- [10] Garcia R, Lopez V H, Kennedy A R *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2007, 42(18): 7794
- [11] Li Xuwen(李旭文), Song Gang(宋刚), Zhang Zhaodong(张兆栋) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2019, 46(12): 101
- [12] Liu L M, Hao X F, Song G. *Materials Transactions*[J], 2006, 47(6): 1611
- [13] Chen H C, Ng F L, Du Z L. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 47: 324
- [14] Faraji A H, Moradi M, Goodarzi M *et al.* *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2017, 96: 1
- [15] Li C B, Chen M H, Yuan S T *et al.* *Materials and Manufacturing Processes*[J], 2012, 27(12): 1424
- [16] Wu S C, Hu Y N, Duan H *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2016, 91(1): 1
- [17] Liu Liming(刘黎明), Shi Jipeng(史吉鹏), Wang Hongyang(王红阳). *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2016, 52(18): 38
- [18] Tian Yinbao(田银宝), Shen Junqi(申俊琦), Hu Shengsun(胡绳荪) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(11): 1407
- [19] Chen Shuhai(陈树海), Li Liqun(李俐群), Chen Yanbin(陈彦宾). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008, 18(6): 991
- [20] Pang Jincheng(逢锦程). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013
- [21] Li Huikai(黎慧开), Liu Yue(刘越), Wang Baoyong(王保勇) *et al.* *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2012, 29(4): 132
- [22] Kattner U R, Boettinger W J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1992, 152(1-2): 9
- [23] Liu Hongwei(刘红伟), He Xiaolong(贺小龙), Yang Zhao(杨昭) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2300
- [24] Ye Xiangping(叶想平), Li Yinglei(李英雷), Weng Jidong(翁继东) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2018, 46(12): 28
- [25] An D C, Wang W X, Chen H S *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(2): 411
- [26] Zhuang Weibin(庄伟彬), Tian Zongwei(田宗伟), Liu Guangzhu(刘广柱) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(22): 3762

Microstructure and Properties of SiC_p/6061-T6Al MMCs Joint Manufactured by Low-Power Laser-TIG Hybrid Welding Technology with Ti as Interlayer

Ba Xianli¹, Gao Zeng¹, Wang Zhenjiang¹, Qiu Dechao¹, Niu Jitai^{1,2,3}, Qiu Yujie³

(1. School of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, China)

(2. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

(3. Henan Jingtai High-Novel Materials Ltd. of Science and Technology, Jiaozuo 454000, China)

Abstract: Using Ti foil with thickness of 0.1 mm as the interlayer, SiC_p/6061-T6Al MMCs was welded by employing low-power laser-TIG hybrid welding. After welding experiment, the macro morphology, microstructure, phase, resistivity, tensile strength and fracture morphology of the joint were analyzed. The results show that laser power has significant influence on the formability of welding seam. Ti foil can basically suppress the formation of needle-like Al₄C₃ in weld seam. Meanwhile, some new phases such as TiC reinforcement phase and strip-like TiAl₃ generate in welding seam. The microstructures of weld zone and fusion zone are equiaxed crystal and columnar crystal, respectively. The microstructure in heat-affected zone does not change obviously. The joint resistivity increases with the increasing of laser power and the value of joint resistivity is significantly higher than that in base material. The joint tensile strength achieves 196.98 MPa, which is equal to 54.71% of base material, when laser power of 554 W is applied. There are almost no pores in joint fracture and the second phase particle in dimple is mainly composed of TiC. The joint displays the characteristics of brittle-ductile mixed fracture which is dominated by brittle fracture.

Key words: SiC_p/6061-T6Al composite material; laser-TIG hybrid welding; Ti foil intermediate layer; microstructure; performance

Corresponding author: Gao Zeng, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, P. R. China, Tel: 0086-391-3986901, Email: gaozeng@hpu.edu.cn