

SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的激光焊接接头组织与性能对比孙文昊<sup>1,2</sup>, 范永强<sup>1</sup>, 张国涛<sup>1</sup>, 陶武<sup>1</sup>, 杨上陆<sup>1,3\*</sup><sup>1</sup>中国科学院上海光学精密机械研究所高功率光纤激光技术实验室, 上海 201800;<sup>2</sup>中国科学院大学, 北京 100049;<sup>3</sup>中国科学院大学材料与光电研究中心, 北京 100049

**摘要** 研究了 SiC 颗粒增强 Al 基(SiC<sub>p</sub>/Al)复合材料的激光焊接特性,并对比分析了激光-冷金属过渡(CMT)复合焊接、单光束和双光束激光填丝焊接方式对焊接接头形貌和拉伸性能的影响。实验结果表明,双光束激光填丝焊接可获得表面无明显缺陷且连续性较好的焊缝。单光束激光填丝焊接接头的力学性能最优,其强度可达到母材强度的 69.4%。受焊缝区气孔率的影响,激光-CMT 复合焊接和双光束激光填丝焊接接头的强度仅能达到母材强度的 62.5%和 53.8%。

**关键词** 激光光学; SiC 颗粒增强 Al 基复合材料; 激光-冷金属过渡复合焊接; 激光填丝焊接

**中图分类号** TG456.7

**文献标志码** A

**doi:** 10.3788/CJL202148.1002105

## 1 引言

SiC 颗粒增强 Al 基(SiC<sub>p</sub>/Al)复合材料是以 Al 为基体并在其内部按一定分布形式和比例添加增强相 SiC 颗粒,具有比强度高、比刚度高、热膨胀系数小、尺寸稳定性好等特性,同时具有优良的耐热性、耐磨性和抗疲劳性<sup>[1-6]</sup>,广泛应用于多个领域中,如高性能的航空航天零件和军事器件。此外,SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料在汽车制造、电子封装等领域也有着很好的应用前景<sup>[7-10]</sup>。

Al 基体与 SiC 颗粒物理化学性质的显著差异使传统熔化焊接接头中存在明显的焊接缺陷,如脆性的 Al-C 化合物、气孔和裂纹,导致接头性能较差。激光焊接的功率密度高,总体热输入低,有利于抑制 Al 基体与 SiC 颗粒界面反应的发生,已被广泛应用于 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的焊接研究。Bassani 等<sup>[11]</sup>的研究表明,激光焊接过程中的热输入直接决定了 SiC 颗粒与 Al 基体间的界面反应,合适的热输入可在调控界面反应的基础上提高焊缝的强度。牛济泰等<sup>[12]</sup>借助激光实现了体积分数为 25%的 SiC/6061Al 复合材料的可靠连接,实验结果表明,在保

证焊透率时,激光功率越小,焊缝的性能越好,且可用氮气代替氩气作为保护气体,以降低工艺成本。借助 CO<sub>2</sub> 激光器,吴桥<sup>[13]</sup>获得了 TA2 中间层辅助 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料激光焊接接头,并指出增加线能量可增大焊缝的熔宽和熔深,当线能量在 0.3~0.8 kJ/cm 时,焊接过程无飞溅现象且焊缝表面无缝隙等缺陷。陈永来等<sup>[14]</sup>以 Ni 片为填充材料,实现了 SiC/6061Al 复合材料的激光焊接,结果表明,引入 Ni 元素可提高液态 Al 合金中碳的活度,抑制 SiC 颗粒的溶解和增强相/基体间的界面反应;引入强碳化物形成元素 Ti 可明显抑制针状脆性相 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 的形成,并在接头中形成 Al<sub>3</sub>Ni、NiAl、Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> 等增强相,从而改善接头性能。陶汪等<sup>[15]</sup>以片状 Ti-6Al-4V 为填充材料,实现了体积分数为 45%的 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的激光焊接,焊缝以 Ti<sub>3</sub>Al 为基体、以 Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> 和 TiC 等反应产物为增强相,拉伸强度可达母材(BM)强度的 50%左右。

目前对 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料焊接的研究主要集中在弧焊、单激光焊接及焊接工艺参数的优化和填充材料的选择,关于激光焊接方法对 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料接头性能影响的研究较少。此外,Ni、Ti 等填充

收稿日期: 2020-09-09; 修回日期: 2020-10-10; 录用日期: 2020-10-26

基金项目: 中国科学院人才计划(292017312D1100301)、上海市经信委工业强基项目(GYQJ2019-1-33)

\*E-mail: yangshanglu@siom.ac.cn

材料的引入虽然可以抑制脆性相  $Al_4C_3$  的形成并获得新的强化相,减少焊缝中脆性相的占比,但过渡材料的成本较高且对接头拉伸性能的提升有限,难以实现大规模应用。相比 Ni、Ti 等填充材料,商业化的 Al-Mg 焊丝种类多、成本低,且 Mg 元素能薄化 SiC 颗粒表面吸附的气体层,提高 Al 基体与 SiC 颗粒间的浸润性并降低 SiC 颗粒的偏聚倾向,从而改善  $SiC_p/Al$  复合材料焊接接头的性能<sup>[16]</sup>。因此,本文用 Al-Mg 焊丝作为填充材料,对比分析了  $SiC_p/Al$  复合材料的激光-冷金属过渡(CMT)复合焊接、单光束和双光束激光填丝焊接方法对接头形貌和力学性能的影响;并对比分析了不同激光焊接工艺下接头

的失效行为及性能差异机理,为进一步改善  $SiC_p/Al$  复合材料激光焊接接头的性能奠定了基础。

## 2 实验材料及方法

### 2.1 实验材料

焊接材料选用厚度为 4 mm 的  $SiC_p/Al$  复合材料,其基体为 6005A 铝合金, SiC 颗粒的体积分数约为 10%; 接头形式为对接形式, 填充焊丝为 ER5356, 其直径为 1.2 mm。6005A 铝合金和焊丝的化学成分如表 1 所示。  $SiC_p/Al$  复合材料的屈服强度和抗拉强度分别约为 318 MPa 和 299 MPa, 延伸率约为 7.66%。

表 1 6005A 铝合金及 ER5356 焊丝中元素的质量分数

Table 1 Mass fraction of elements in 6005A aluminum alloy and ER5356 welding wire unit: %

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
6005A	0.50-0.90	0.35	0.30	0.50	0.40-0.70	0.30	0.20	0.10	Bal.
ER5356	0.25	0.40	0.10	0.05-0.20	4.50-5.50	0.05-0.20	0.25	0.15	Bal.

### 2.2 试样制备

实验使用的焊接设备为 IPG 公司生产的 YLS-10000 型光纤激光器,激光波长为 1070 nm,最大功率为 10 kW。焊接前,所有待焊材料均被裁剪成尺寸为 200 mm×150 mm 的试样片。对样片的对接处进行打磨,以去除表面氧化膜,然后用酒精清洗其表面,以去除油污和杂质。激光-CMT 复合焊接工艺由集成在 KUKA KR60HA 机器人端部的激光头和 Fronius CMT Advanced 4000 焊接系统共同完成,激光填丝焊接工艺仅利用 CMT 焊接系统的热丝功能,即用不会产生电弧的小焊接电流与焊接电压加热焊丝。其中,六自由度 KUKA KR60HA 机器人的重复精度为 ±0.04 mm,满足焊接过程中对焊缝位置和位置重复性的要求。

图 1 为实验使用的焊接工艺示意图,表 2 为优化后的焊接参数。激光-CMT 复合焊接工艺中,用

CMT 电弧与激光带来的热量共同实现焊丝和 BM 的软化、熔化,进而在待焊材料间形成连接;激光填丝工艺中,施加的焊接电流仅被用于预热焊丝,以改善焊丝的润湿性和流动性,减少焊接缺陷,其弧焊电流和电压均远小于激光-CMT 复合焊接工艺。与单光束激光填丝焊接工艺相比,在保证总热输入相当时,CMT 电弧带来的热输入可降低激光能量,即激光-CMT 复合焊接工艺中的激光功率更小。双光束激光填丝焊接工艺中激光被分为两束,整体功率密度较低,实现相同焊透程度所需的激光功率更大。

参照 GB/T 228.1-2010 在焊件中选取拉伸试样,取样位置及试样的形状和尺寸如图 2 所示,其中  $R$  为拉伸处弧度的半径。该试样以焊缝为中心,利用 SUNS 万能拉伸试验机进行拉伸测试,拉伸速率为 5 mm/min。

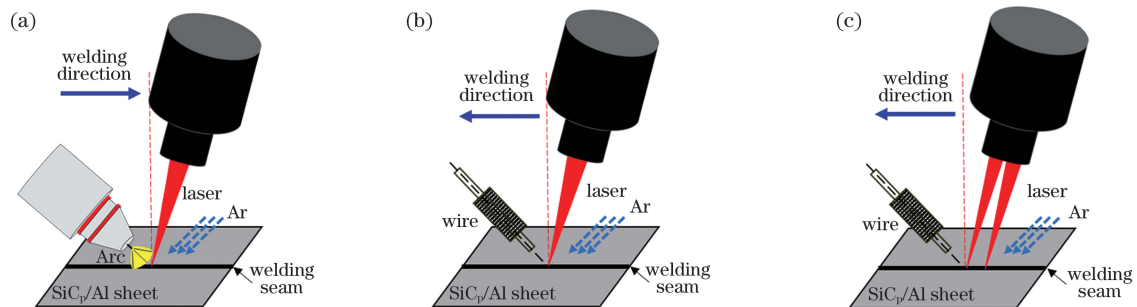


图 1 三种激光焊接工艺的原理。(a)激光-CMT 复合焊接;(b)单光束激光填丝焊接;(c)双光束激光填丝焊接

Fig. 1 Principles of three laser welding processes. (a) Hybrid laser-CMT welding; (b) single laser beam welding with filler wire; (c) dual laser beam welding with filler wire

表 2 不同工艺的最优焊接参数

Table 2 Optimal welding parameters of different processes

Parameter	Hybrid laser-CMT welding	Single laser beam welding with filler wire	Dual laser beam welding with filler wire
Laser spot diameter / $\mu\text{m}$	500.0	560.0	560.0
Laser power /kW	6.0	7.7	8.5
Welding speed /( $\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$ )	4.2	4.2	4.2
Wire feeding speed /( $\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$ )	6.0	6.0	6.0
Arc voltage /V	11.8	2.0	2.0
Arc current /A	105.0	20.0	20.0
Heat input /( $\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$ )	113.7	110.6	122.0

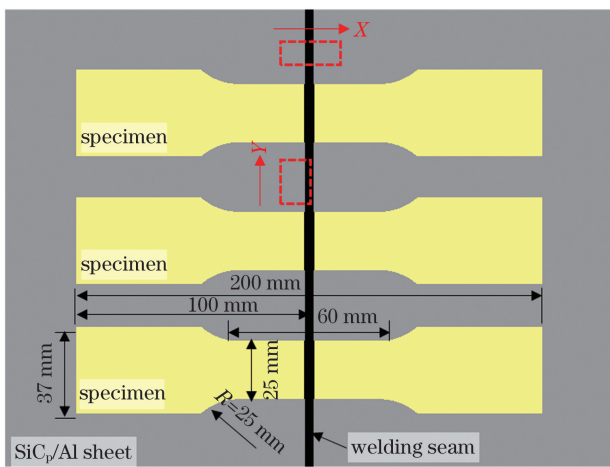


图 2 拉伸试样的尺寸

Fig. 2 Dimensions of the tensile specimen

为分析焊接接头的微观形貌,首先,采用线切割

方式沿垂直于焊缝的方向( $X$  方向)截取试样。然后,用热镶嵌机制成金相试样,对试样进行磨抛处理用  $V(\text{HNO}_2) : V(\text{HCl}) : V(\text{HF}) : V(\text{H}_2\text{O}) = 2.5 : 1.5 : 1 : 95$  的 Keller 试剂腐蚀试样表面。最后,借助 KEYENCE 的 VHX-6000 超景深显微镜观测接头横截面的宏观形貌,用 COXEM 电镜观测接头和断口的微观形貌,通过集成在 COXEM 电镜上的能谱得到接头的元素成分,其加速电压为 15 kV。此外,用 X 射线衍射仪(XRD)检测焊缝区的物相结构。

### 3 实验结果及分析

#### 3.1 焊接工艺对焊缝表面形貌的影响

图 3 为不同激光焊接工艺获得的焊缝上表面(与焊丝接触的面)及焊缝横截面形貌。对比图 3 和

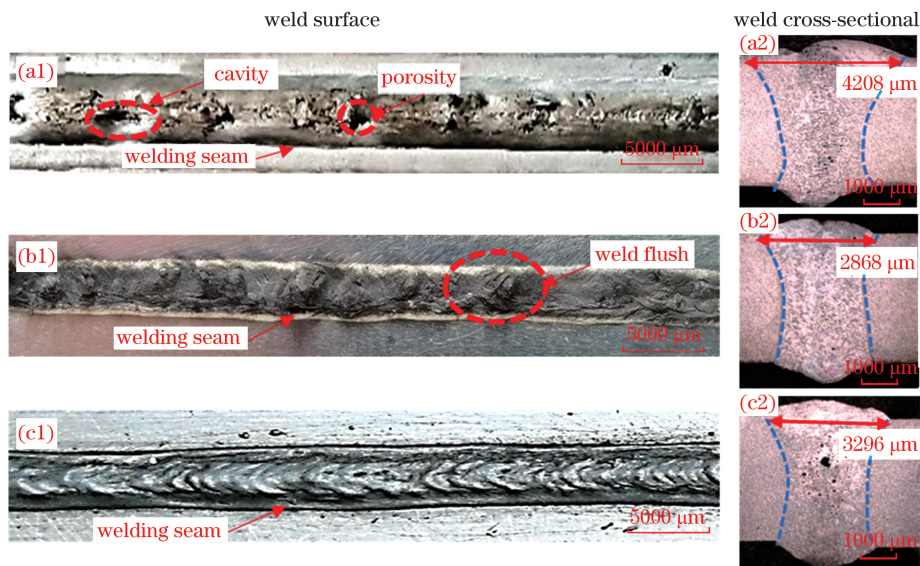


图 3 不同焊接工艺得到的焊缝表面及横截面形貌。(a)激光-CMT 复合焊接;(b)单光束激光填丝焊接;(c)双光束激光填丝焊接

Fig. 3 Surfaces and cross-sectional morphologies of welds obtained by different welding processes. (a) Hybrid laser-CMT welding; (b) single laser beam welding with filler wire; (c) dual laser beam welding with filler wire



表 2 中的工艺参数可知,当焊接速度为 4.2 m/min、送丝速度为 6.0 m/min 时,三种工艺均能获得连续且无明显飞溅现象的焊缝。但激光-CMT 复合焊接中激光和电弧共同作用于 BM 表面,局部热输入较大,熔池波动剧烈,形成的焊缝表面凹凸不平且存在明显的气孔,如图 3(a) 所示;相比激光-CMT 复合焊接工艺,单光束激光填丝焊接中的整体热输入较低,且焊丝软化、熔化过程也会消耗部分热量,提高了焊接过程中熔池的稳定性,因此焊缝的表面焊接缺陷较少,但仍存在明显的凸起,如图 3(b) 所示;相比单光束激光填丝焊接工艺,双光束激光填丝焊接的焊缝表面更平滑,几乎无焊接缺陷,且焊缝表面有清晰的鱼鳞状条纹,如图 3(c) 所示。原因是前束激光对 BM 的预热、焊接以及后束激光对熔池的加热重熔。其中,激光-CMT 复合焊接的焊缝宽度最大,约为 4208  $\mu\text{m}$ ;其次为双光束激光填丝焊接的焊缝宽度,约为 3296  $\mu\text{m}$ ;单光束激光填丝焊接的焊缝宽度最小,约为 2868  $\mu\text{m}$ 。但激光-CMT 复合焊接的焊缝表面缺陷最多,双光束激光填丝焊接的焊缝则无明显缺陷,单光束激光填丝焊接的焊缝有少量缺陷。因此,无法通过焊缝的宏观形貌揭示三种焊缝的性能差异。

双光束激光填丝焊接工艺中,按一定的能量配比将激光分为两束,两束激光相距 1 mm,前束激光的能量相对较高(占总能量的 62%),作为主要热源以熔化待焊材料和焊丝形成熔池和匙孔,后束激光的能量相对较低(占总能量的 38%),主要用于降低熔池的冷却速度和改善熔池中的热循环,从而改善焊缝形貌。此外,双光束模式下更大的热输入有助于形成较大的匙孔,保证熔池的稳定性,同时抑制气孔和热裂纹等缺陷的产生,改善接头的性能<sup>[17]</sup>。但热输入的增大会促进 SiC 颗粒与 Al 基体的反应,消耗更多的 SiC 颗粒,且生成的新相会进一步降低熔池的流动性,导致 SiC 溶解后留下的孔难以填补,气孔率增大。

### 3.2 焊接工艺对接头拉伸性能的影响

图 4 为三种焊接工艺得到的 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料接头的拉伸强度,可以发现,相比 BM,焊接接头的强度均有大幅降低,原因是焊接过程中 SiC 增强相与 Al 基体间会发生界面反应生成脆性相 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>。其中,单光束激光填丝焊接的接头强度最大,约为 208.2 MPa(BM 强度的 69.4%);双光束激光填丝焊接的接头强度最小,约为 161.3 MPa(BM 强度的 53.8%);激光-CMT 复合焊接的接头强度约为

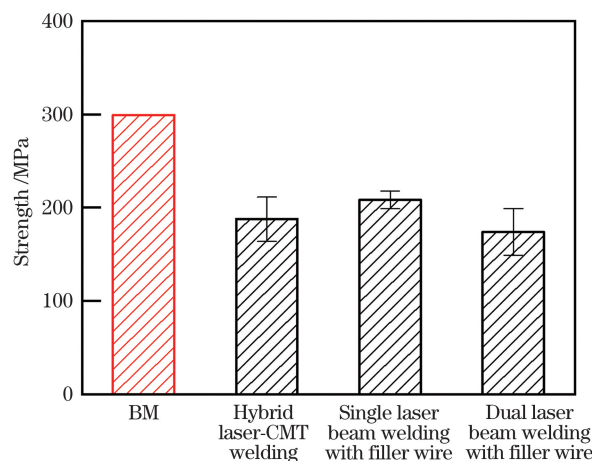


图 4 不同焊接工艺的接头力学性能

Fig. 4 Mechanical properties of the joints of different welding processes

187.5 MPa(BM 强度的 62.5%)。

图 5 为三种焊接工艺接头拉伸失效后的试样,可以发现,断裂位置均在焊缝处。图 6 为三种接头拉伸失效后断口的扫描电子显微镜(SEM)图像,可以发现,激光-CMT 复合焊接和双光束激光填丝焊接的断口表面存在大量气孔,减少了接头拉伸过程中的有效承载面积,严重削弱了接头的力学性能(接头强度降低),如图 6(a) 和图 6(c) 所示。相比激光-CMT 复合焊接,双光束激光填丝焊接接头断口表面的气孔尺寸更大,接头强度更低。此外,双光束激光填丝焊接中更高的热输入加剧了 SiC 增强相与 Al 基体的界面反应,生成更多的 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 脆性相,进

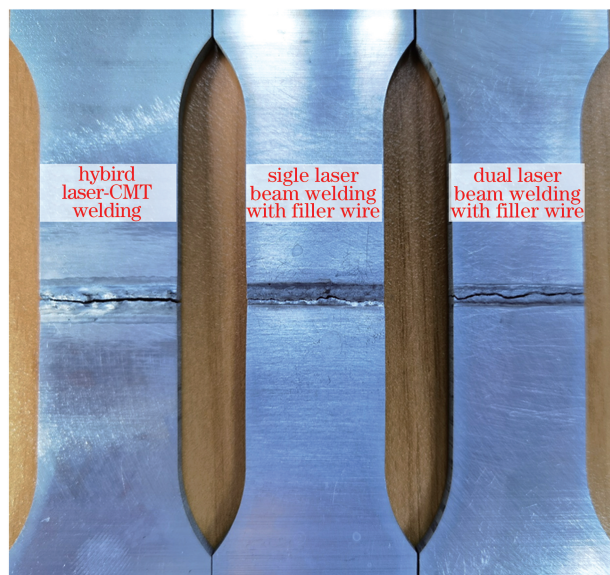


图 5 拉伸失效后的试样

Fig. 5 Samples after tensile shear testing



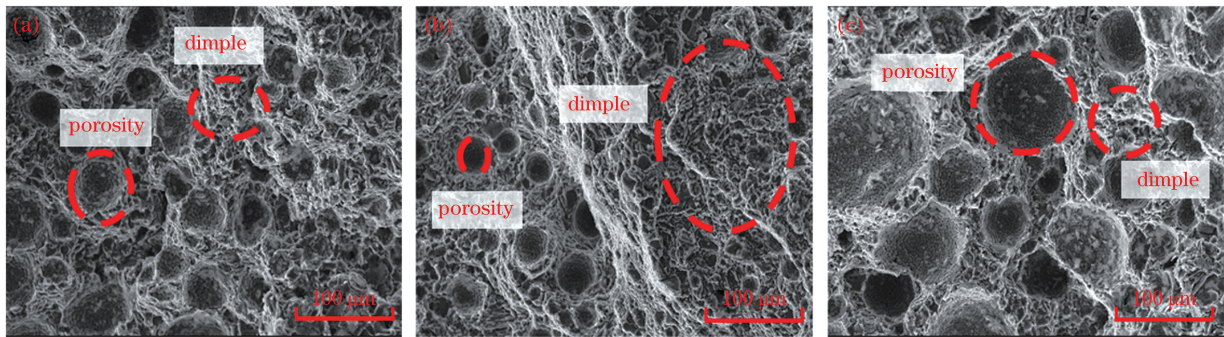


图 6 焊缝拉伸失效后断口的 SEM 图像。(a)激光-CMT 复合焊接;(b)单光束激光填丝焊接;(c)双光束激光填丝焊接  
Fig. 6 SEM image of fracture after weld tensile failure. (a) Hybrid laser-CMT welding; (b) single laser beam welding with filler wire; (c) dual laser beam welding with filler wire

一步削弱了接头性能。相比激光-CMT 复合焊接,单光束激光填丝焊接接头断口表面的气孔尺寸和密度更小,焊接接头的强度更高。对比三种焊接工艺接头的拉伸断口发现,断口表面均存在一定数量的韧窝,这表明拉伸时三种接头均发生了韧性断裂,气孔的存在也进一步削弱了接头的韧性。

图 7 为三种接头的显微硬度分布,可以发现,三种接头中 BM 的平均硬度均最大,约为 108 HV;焊缝区(WZ)和靠近 WZ 的热影响区(HAZ)整体硬度最低,平均约为 85 HV。越靠近焊缝中心,焊缝的硬度越低,且 WZ 的硬度波动较大。这表明 WZ 附近和焊缝中心硬度值的差异与不同部位的微观组织密切相关。

图 8 为单光束激光填丝焊接接头焊缝区的硬度分布。可以发现,测试区分布着大量针状组织和块状组织,这两者的存在与测试区域的位置对硬度的分布和大小至关重要。为确定这两个组织的元素,给出了焊缝典型区域的元素分布,如图 9 所示。可以发现,焊缝区域的块状组织为 Si 块或 Si-C 化合物,针状组织为 Al-C 化合物。基于文献[12-15]和图 10 中的 XRD(其中  $\theta$  为扫描角度)图像可知,块

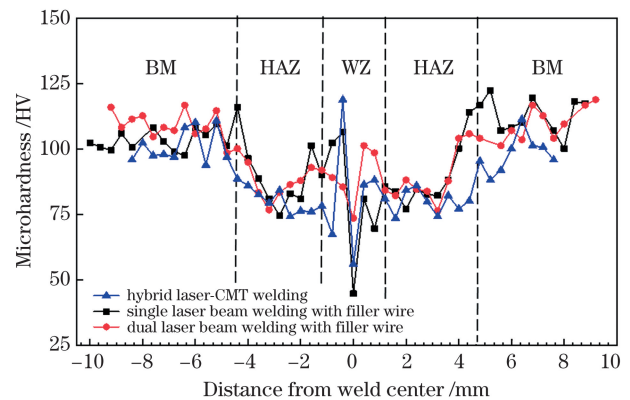


图 7 不同焊接工艺接头的显微硬度分布  
Fig. 7 Microhardness distributions of joints with different welding processes

状组织为界面反应生成的 Si 和增强相 SiC,针状组织为  $Al_4C_3$  相。SiC 颗粒的硬度明显更高,最大约为 106 HV,如图 8(b)所示;远离 SiC 颗粒且位于 Al 基体上的焊缝硬度明显较低,如图 8(c)所示;气孔和大量针状相( $Al_4C_3$ )的存在也会降低相应区域的硬度值,最小约为 45 HV。原因是测试区域发生了剧烈的化学反应,该区域也是接头拉伸过程中性能的薄弱区,更易发生断裂。



图 8 单光束激光填丝焊接接头的显微硬度分布。(a)焊缝截面;(b)硬度最大的位置;(c)硬度最小的位置  
Fig. 8 Microhardness distribution of single laser beam welding with filler wire welded joints. (a) Weld section; (b) position of the greatest hardness; (c) position of the least hardness



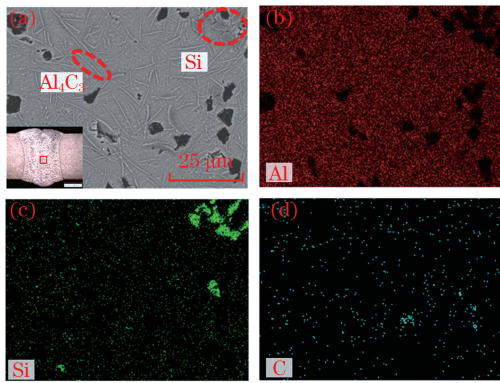


图 9 焊缝区的元素分布。(a) SEM 图像;(b) Al 元素;(c) Si 元素;(d) C 元素

Fig. 9 Element distribution of the weld zone. (a) SEM image; (b) Al element; (c) Si element; (d) C element

### 3.3 焊接工艺对接头显微组织的影响

图 11 为不同焊接工艺接头的截面形貌,其中,虚线区域为母材、实线区域为焊缝、焊缝区域内的黑点为孔洞。可以发现,三种工艺焊接的焊缝中均有

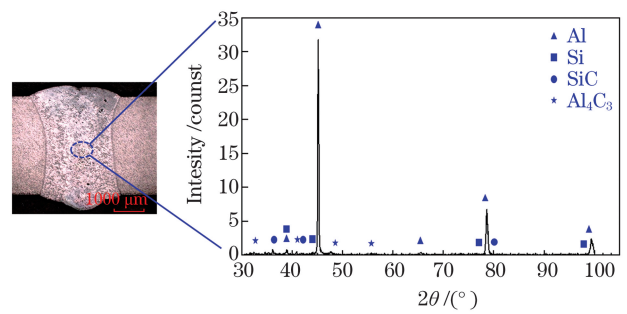


图 10 单光束激光填丝焊接接头的 XRD 图像

Fig. 10 XRD image of the single laser beam welding with filler wire joints

明显的孔洞。为对比焊缝区孔洞的数量,引入孔洞率的概念,即孔洞区域面积与焊缝区域面积的比值。三种接头中垂直于焊缝横截面方向(X 方向)和平行于焊缝纵截面方向(Y 方向)的孔洞率如表 3 所示。可以发现,单光束激光填丝焊接焊缝的孔洞率最低,双光束激光填丝焊接焊缝的孔洞率最高。焊缝中出现的孔洞主要分为两类:一类是气孔,由焊接

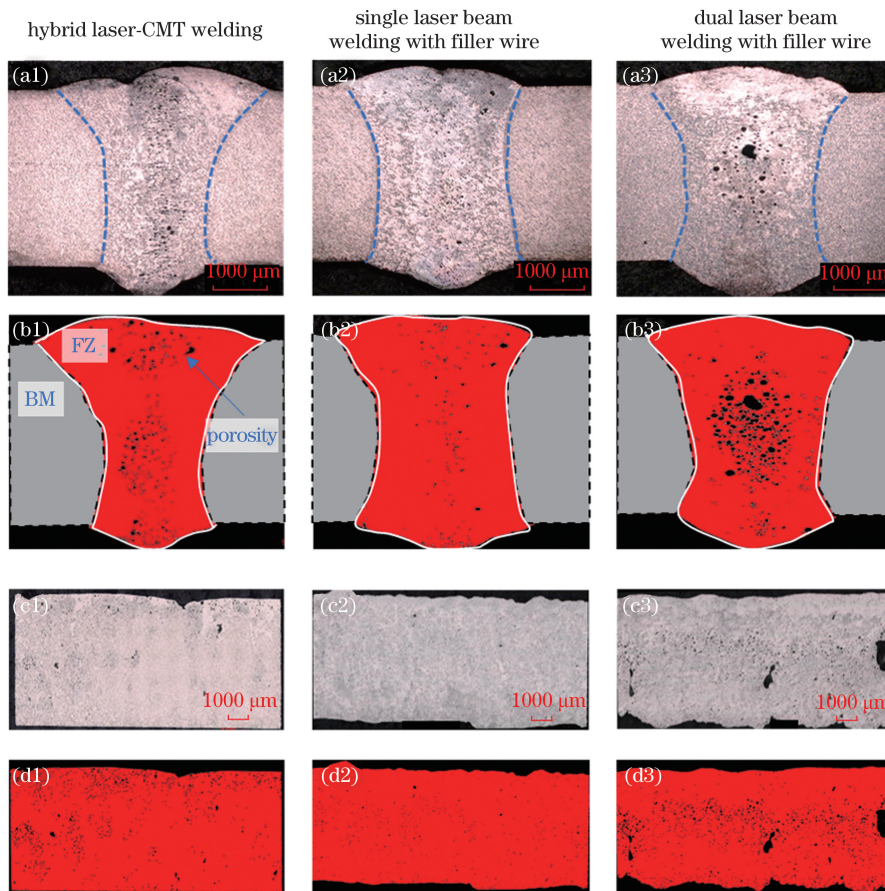


图 11 不同焊接接头的横截面形貌及气孔分布。(a) X 方向的横截面形貌;(b) X 方向的气孔分布;(c) Y 方向的横截面形貌;(d) Y 方向的气孔分布

Fig. 11 Cross-sectional morphologies and pore distributions of different welded joints. (a) Cross-sectional morphology in X direction; (b) pore distribution in X direction; (c) cross-sectional morphology in Y direction; (d) pore distribution in Y direction

过程中熔池内部未溢出的气体(氢气、氩气等)导致;另一类是缺孔,形成原因是焊接过程中界面反应产生的固态  $Al_4C_3$  (熔点为  $2100\text{ }^\circ\text{C}$ ) 导致熔池流动性进一步下降,  $SiC$  颗粒溶解却未能及时填补。焊缝区孔洞率的明显差异使接头的拉伸性能差异较大,且孔洞率越大,焊接接头的性能越差。

表 3 不同焊接工艺焊缝区的孔洞率

Table 3 Porosities in the weld zone of different welding processes unit: %

Process	unit: %	
	X direction	Y direction
Hybrid laser-CMT welding	1.65	2.70
Single laser beam welding with filler wire	1.40	1.18
Dual laser beam welding with filler wire	2.01	6.85

焊接过程中,熔融态的 Al 与  $SiC$  颗粒发生的化学反应是不可逆的,反应时消耗增强相  $SiC$  颗粒的同时会生成脆性的  $Al_4C_3$  和 Si,从而削弱焊接接头

的拉伸性能,反应过程可表示为<sup>[18]</sup>

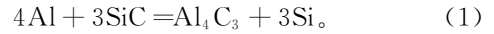


图 12 为三种接头焊缝区的局部微观组织,结合图 9、图 10 发现,三种焊缝中均出现了大量的针状相  $Al_4C_3$  和块状相 Si。激光-CMT 复合焊接焊缝中,针状  $Al_4C_3$  相和 Si 块主要分布在焊缝的上、下表面附近,且针状相  $Al_4C_3$  尺寸粗大,约为  $35\text{ }\mu\text{m}$ ;焊缝中心位置处的针状相  $Al_4C_3$  更密集且尺寸相对较小,约为  $12\text{ }\mu\text{m}$ ,如图 12(a)所示。单光束激光填丝焊接焊缝中,针状相主要分布在焊缝中心及下表面附近,在焊缝中心位置针状相  $Al_4C_3$  呈弥散分布且尺寸细小,原因是该工艺的热输入整体较低。此外,焊缝中心的针状相周围无明显孔洞,如图 12(b)所示。双光束激光填丝焊接接头中针状相的分布与激光-CMT 复合焊接相似,但针状相  $Al_4C_3$  尺寸更粗大,约为  $45\text{ }\mu\text{m}$ ,原因是该工艺的热输入较高;且针状相附近存在大量孔洞,严重削弱了焊缝的力学性能,如图 12(d)所示。

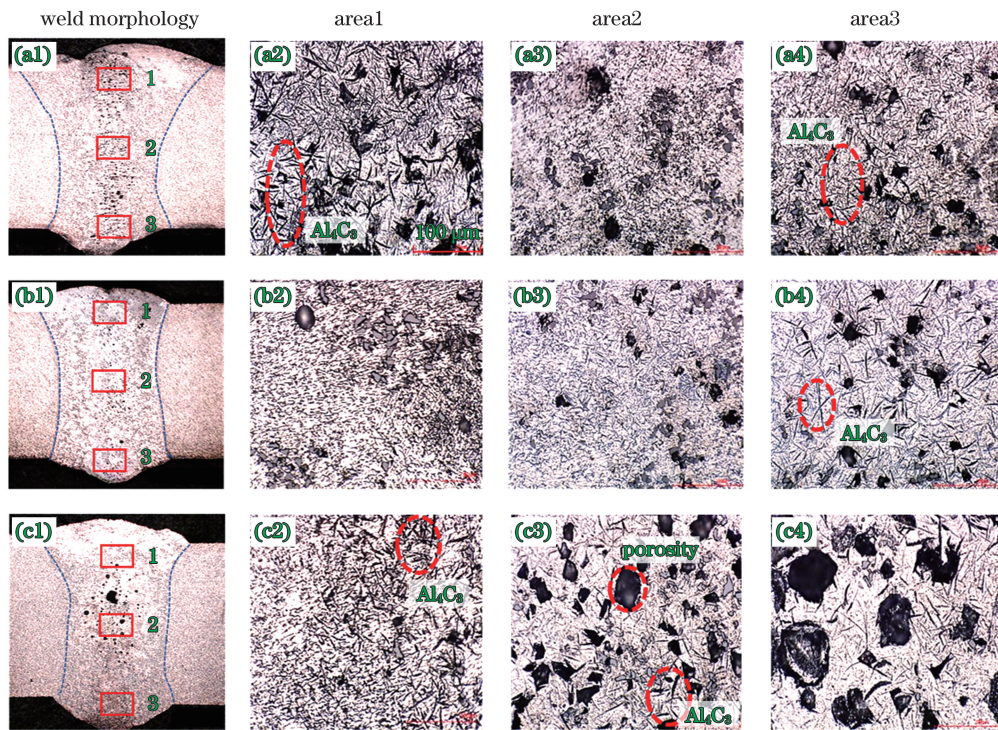


图 12 不同焊接工艺接头的微观组织。(a)激光-CMT 复合焊接;(b)单光束激光填丝焊接;(c)双光束激光填丝焊接

Fig. 12 Microstructures of the joints of different welding processes. (a) Hybrid laser-CMT welding; (b) single laser beam welding with filler wire; (c) dual laser beam welding with filler wire

图 13(a)为母材和三种焊接接头焊缝中心区域的  $SiC$  颗粒分布图,按图 13(b)的方式均分成五个区域,并对  $SiC$  颗粒截面的面积进行统计,结果如图 13(c)所示。可以发现,母材中  $SiC$  颗粒分布均匀,且尺寸大、含量多。三种焊接接头的焊缝中, $SiC$  颗

粒出现了明显的偏聚现象,且大量  $SiC$  颗粒被溶解并发生反应。其中,双光束激光填丝焊接接头的焊缝中, $SiC$  颗粒含量最低,原因是该工艺下的热输入较高,界面反应剧烈。此外,严重的偏聚现象导致接头的力学性能极其不均匀,进一步削弱了焊缝的拉



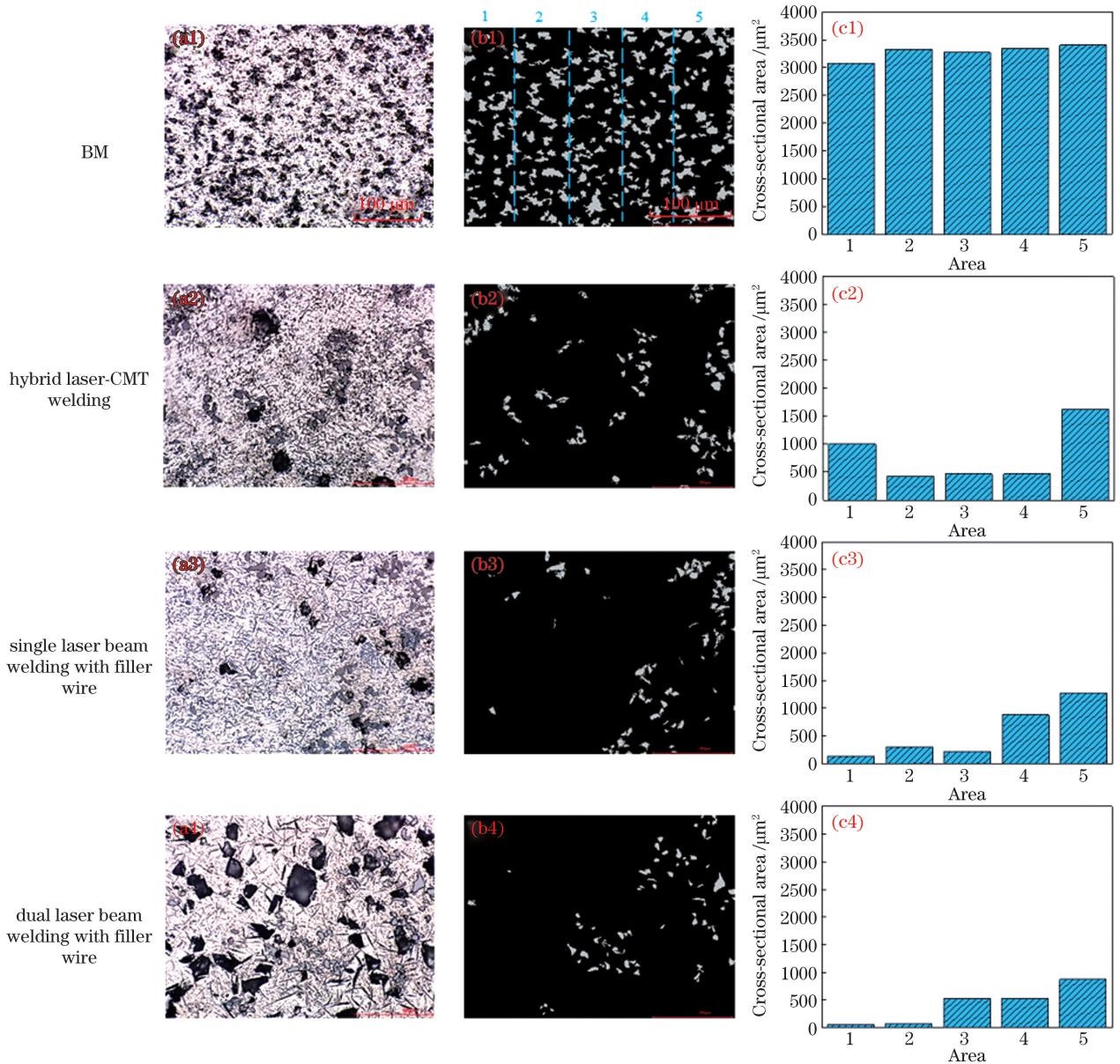


图 13 母材及焊接接头处的 SiC 颗粒分布情况。(a) SiC 颗粒的分布情况;(b)区域分割方式;(c)不同区域的颗粒分布情况

Fig. 13 Distributions of SiC particles at the base metal and welded joints. (a) Distributions of the SiC particles; (b) division of the regions; (c) distributions of the particles in different regions

伸强度。

综上所述, SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料进行激光焊接时, 影响其力学性能的因素主要有焊缝区的孔洞率、焊缝区 SiC 增强相的比例及分布和 Al 基体与 SiC 颗粒的界面反应等。改善 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料焊接接头质量的方式: 1) 通过优化焊接工况和工艺参数降低焊缝的孔洞率; 2) 在填充材料中增加微量元素, 抑制增强相与基体间的界面反应、改善焊接过程中熔池的流动性, 提高焊缝中 SiC 颗粒分布的均匀性。

## 4 结 论

1) 采用激光-CMT 复合焊接、单光束和双光束

激光填丝焊接均可获得连续无明显飞溅现象的焊缝, 但激光-CMT 焊缝表面存在明显的焊接缺陷, 如凹陷、气孔; 单光束激光填丝焊接焊缝表面缺陷较少, 双光束激光填丝焊接焊缝表面连续平滑, 有清晰的鱼鳞状条纹, 焊缝成形效果最好。

2) 三种焊接工艺下焊缝的微观组织中均出现针状脆性相 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, 相比激光-CMT 复合焊接和双光束激光填丝焊接, 单光束激光填丝焊接焊缝组织中的针状脆性相 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 尺寸更小。

3) 三种接头中, 单光束激光填丝焊接接头的拉伸强度最高, 约为 208.2 MPa; 双光束激光填丝焊接接头的拉伸强度最低, 约为 161.3 MPa。

4) 影响  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料激光焊接接头力学性能的主要因素有焊缝中的孔洞率、焊缝区增强相  $\text{SiC}$  颗粒的溶解和偏聚情况等;且  $\text{Al}$  基体与  $\text{SiC}$  颗粒间界面反应生成的  $\text{Al}_4\text{C}_3$  脆性相是制约接头性能提升的重要因素。

## 参 考 文 献

- [1] Zhai Z Y, Mei X S, Wang W J, et al. Research advancement on laser etching technology of silicon carbide ceramic matrix composite [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(6): 0600002.  
翟兆阳, 梅雪松, 王文君, 等. 碳化硅陶瓷基复合材料激光刻蚀技术研究进展 [J]. 中国激光, 2020, 47(6): 0600002.
- [2] 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.  
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.
- [3] Zhang H Z, Huang T, Xiao R S, et al. Nanosecond pulsed fiber laser ablation of  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  composite materials [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(1): 0102017.  
张寰臻, 黄婷, 肖荣诗, 等.  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料纳秒脉冲光纤激光刻蚀 [J]. 中国激光, 2017, 44(1): 0102017.
- [4] Sun L, Wei C Q, Sui X M, et al. Effects of  $\text{SiC}$  particle size on microstructures and properties of TiNi based cladding layers [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(5): 0502002.  
孙琳, 位超群, 隋欣梦, 等.  $\text{SiC}$  颗粒尺寸对 TiNi 基熔覆层组织与性能的影响 [J]. 中国激光, 2018, 45(5): 0502002.
- [5] Hung N P, Boey F Y C, Khor K A, et al. Machinability of aluminum alloys reinforced with silicon carbide particulates [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1996, 56(1/2/3/4): 966-977.
- [6] Wang L X, Cao L Y, Liu H O, et al. Progress of aluminium matrix composites [J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2005, 33(8): 10-12, 52.  
王丽雪, 曹丽云, 刘海鸥, 等. 铝基复合材料研究的进展 [J]. 轻合金加工技术, 2005, 33(8): 10-12, 52.
- [7] Clyne T W, Withers P J. An introduction to metal matrix composites [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1993.
- [8] Jerome P. Commercial success for MMCs [J]. Power Metallurgy, 1998, 41(1): 25-26.
- [9] Maruyama B. Discontinuously reinforced aluminum: current status and future direction [J]. JOM, 1999, 51(11): 59-61.
- [10] Cui Y. Aerospace applications of silicon carbide particulate reinforced aluminium matrix composites [J]. Journal of Materials Engineering, 2002, 30(6): 3-6.  
崔岩. 碳化硅颗粒增强铝基复合材料的航空航天应用 [J]. 材料工程, 2002, 30(6): 3-6.
- [11] Bassani P, Capello E, Colombo D, et al. Effect of process parameters on bead properties of A359/ $\text{SiC}$  MMCs welded by laser [J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2007, 38(4): 1089-1098.
- [12] Niu J T, Xu D S, Lai Z H, et al. Mechanism of laser welding for  $\text{SiC}_w/6061\text{Al}$  composite [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2000, 21(1): 1-5.  
牛济泰, 王慕珍, 来忠红, 等.  $\text{SiC}_w/6061\text{Al}$  铝基复合材料激光焊机理 [J]. 焊接学报, 2000, 21(1): 1-5.
- [13] Wu Q. Study on laser welding  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  composite with high volume fraction of  $\text{SiC}$  particles [D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2015: 50-51.  
吴桥. 高体积分数  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料激光焊接技术研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2015: 50-51.
- [14] Chen Y L, Yu L G, Wang H M, et al. Effect of alloyed filler Ni on microstructure of laser welded welds of  $\text{SiC}_p/6061\text{Al}$  composites [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2000, 17(4): 63-65.  
陈永来, 于利根, 王华明, 等. 合金化填充材料 Ni 对  $\text{SiC}_p/6061\text{Al}$  复合材料激光焊接焊缝显微组织的影响 [J]. 复合材料学报, 2000, 17(4): 63-65.
- [15] Tao W, Li L Q, Wang Y S, et al. Study on welding process and microstructure of laser welding high volume fraction  $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$  matrix composite with Ti-6Al-4V filler [J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(1): 0103009.  
陶汪, 李俐群, 王亚松, 等. 高体积分数  $\text{SiC}_p/2024\text{Al}$  基复合材料添加 Ti-6Al-4V 中间层激光焊接特性 [J]. 中国激光, 2012, 39(1): 0103009.
- [16] Chen J, Pan F S. Present study status of effects of alloying elements on the wettability of aluminium/ceramic system [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 1999, 22(4): 53-58.  
陈建, 潘复生. 合金元素影响铝/陶瓷界面润湿性的研究现状 [J]. 兵器材料科学与工程, 1999, 22(4): 53-58.
- [17] Ma G L. Study on welding characteristics and molten pool behaviors of dual-spot fiber laser welding [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017: 95-117.  
马国龙. 双焦点光纤激光焊接特性及熔池行为研究

- [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2017: 95-117.
- [18] Salvo L, L'Espérance G, Suéry M, et al. Interfacial reactions and age hardening in Al-Mg-Si metal matrix composites reinforced with SiC particles [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1994, 177(1/2): 173-183.

## Comparison of Structure and Performance of Laser Welded Joints of SiC<sub>p</sub>/Al Composite Materials

Sun Wenhao<sup>1,2</sup>, Fan Yongqiang<sup>1</sup>, Zhang Guotao<sup>1</sup>, Tao Wu<sup>1</sup>, Yang Shanglu<sup>1,3\*</sup>

<sup>1</sup> *Laboratory of High Power Fiber Laser Technology, Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China;*

<sup>2</sup> *University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;*

<sup>3</sup> *Center of Materials Science and Optoelectronics Engineering, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China*

### Abstract

**Objective** Owing to the excellent strength-to-weight ratio, SiC particle reinforced aluminum composites have been widely used in the aerospace industry. To maintain the structural performance, the welded joint strength must be maintained. It has been a challenge for SiC particle reinforced aluminum composites to keep the weld strength as base materials due to the SiC particle dissolution and chemical reaction between SiC particles and base aluminum alloys during the welding process. In the past, the common approach to join SiC particle reinforced aluminum composites is arc welding or single laser beam welding or the corresponding parameters' optimization. There are limited studies on various laser-welding approaches on weldability of SiC particle reinforced aluminum composites, and their microstructure and mechanical properties. In this study, we selected three laser-welding processes to join SiC/Al composite, which include 1) hybrid laser-CMT welding; 2) single laser beam welding with filler wire; 3) dual laser beam welding with filler wire. We obtained that using the dual laser beam welding process can significantly improve the weld surface quality. Single laser beam welding with filler wire can produce the highest tensile shear strength of about 69.4% of base SiC particle reinforced aluminum composite strength. The tensile shear strength is only 62.5% and 53.8% of the base material for hybrid laser-CMT welding and dual laser beam welding with filler wire, respectively. The reason for the degradation of the weld strength is attributed to the formation of a large amount of porosity in the weld fusion zone.

**Methods** Hybrid laser-CMT welding, single laser beam welding with filler wire, and dual laser beam welding with filler wire are used to join 4 mm SiC/Al composite with an ultimate strength of 318 MPa and volume fraction of 7.66% in a butt joint configuration. Tensile shear and micro-hardness tests are employed to evaluate the weld mechanical properties. The microstructures of the fractured weld are analyzed using scanning electron microscopy with energy dispersive X-ray spectroscopy (SEM/EDS). Besides, a digital microscope (KEYENCE: VHX-6000) is used to investigate the porosity distribution and ratio in various weld zones obtained using hybrid laser-CMT welding, single laser beam welding with filler wire, and dual laser beam welding with filler wire. X-ray powder diffraction (XRD) is used to identify the phase in the weld zone.

**Results and Discussions** Hybrid laser-CMT welding and single laser beam welding processes produced a rough weld surface in 4 mm SiC particle reinforced aluminum alloy (SiC<sub>p</sub>/Al) composite. The weld surface quality is significantly improved (Fig. 3) using a dual laser beam welding process. The tensile shear test showed that the single laser beam welding process produced the highest weld strength, which reached 69.4% of the base material. The hybrid laser-CMT welding and dual laser beam welding processes produced the weld strength of 62.5% and 53.8% of the base material, respectively (Fig. 4). All welds failed in the mode of combining porosity with dimples (Fig. 6). The welds showed inhomogeneous hardness profiles with selected welding processes (Fig. 7) are due to variation in SiC particle distribution and porosity formation in the weld (Fig. 8). Using the XRD technique, we obtained that the SiC reinforcement particles chemically reacted with molten aluminum matrix, and the Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> compound is produced in the fusion zone during the laser welding process (Fig. 10). The experimental results showed that under the selected welding parameters, the porosity is mainly concentrated on the top and bottom part of



the fusion zone for hybrid laser-CMT welding (Fig. 11(a)). However, the center part of the fusion zone is occupied by a large amount of porosity for dual laser beam welding with filler wire (Fig. 11(b)). Compared with hybrid laser-CMT welding and dual laser beam laser welding with filler wire, porosity is significantly reduced, and it is obtained through the entire weld depth (Fig. 11(c)). To investigate the SiC particle sizes and their distribution after the laser welding process, it is essential to consider the image analysis approach to analyze the weld fusion zone. We obtained that the amount of SiC particle is reduced by dual laser beam welding with filler wire to the highest level among the three laser-welding processes (Fig. 13). This phenomenon could be explained due to higher heat input from the dual laser beam promoted the chemical reaction between SiC particle and molten aluminum matrix.

**Conclusions** In this study, hybrid laser-CMT welding, single laser beam welding with filler wire, and dual beam laser welding with filler wire are selected to investigate the weldability of 4 mm SiC particle reinforced aluminum composite. The experimental results showed that uneven surfaces are usually found in the welds, which are achieved by hybrid laser-CMT welding and single laser beam welding with filler wire. The weld surface quality is significantly improved using the dual laser beam welding process. Under the selected welding parameters, the highest tensile shear strength of 208.2 MPa is obtained by single laser beam welding with filler wire, which is 69.4% of the base material. Besides, a large amount of porosity is found in the fusion zone, and their distribution is different. SiC reinforced particle is dissolved and segregated during laser welding process. The reduced SiC particle amount, porosity formation, and brittle  $Al_4C_3$  formation in the fusion zone are the main reasons for the degradation of weld strength.

**Key words** laser optics; SiC reinforced Al composite; hybrid laser-cold metal transfer welding; laser welding with filler wire

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390