

高体积分数的 SiC_p/2024Al 基复合材料添加 Ti-6Al-4V 中间层激光焊接特性

陶 汪¹ 李俐群^{1,2} 王亚松¹ 王 扬³

¹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
²哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001
³哈尔滨工业大学 机电工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001

摘要 高体积分数的 SiC_p/2024Al 基复合材料由于大量增强相颗粒的存在, 在熔化焊接过程中 Al 基体极易与 SiC 颗粒反应, 生成 Al₄C₃ 金属间化合物, 严重降低焊缝的力学性能。以 Ti-6Al-4V 金属薄片作为中间层填充材料, 采用氩气作为保护气体, 对 SiC 体积分数为 45% 的 SiC_p/Al 基复合材料进行激光焊接, 分析 SiC_p/Al 基复合材料的焊接特性。结果表明, 填充钛合金材料进行 CO₂ 激光焊接时接头组织致密, 结合较好, 在焊缝组织中获得了以 Ti₃Al 为基体、Ti₅Si₃ 和 TiC 等反应产物为增强相的焊缝组织, 所获得的最高抗拉强度为母材的 50% 左右。

关键词 激光技术; 激光焊接; 铝基复合材料; 原位反应; 抗拉强度

中图分类号 TG456.7 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201239.0103009

Study on Welding Process and Microstructure of Laser Welding High Volume Fraction SiC_p/2024Al Matrix Composite with Ti-6Al-4V Filler

Tao Wang¹ Li Liqun^{1,2} Wang Yasong¹ Wang Yang³

¹ State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin, Heilongjiang 150001, China

² National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin, Heilongjiang 150001, China

³ School of Mechanical and Electrical Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin, Heilongjiang 150001, China

Abstract The fusion weldability of high volume fraction (45% of SiC) SiC_p/2024Al matrix composite is considerably difficult due to the loss of SiC and formation of Al₄C₃. The Al₄C₃ will seriously reduce the mechanical properties of the weld. The weldability of SiC_p/2024Al matrix composite with 45% volume fraction of SiC is investigated by using a thin Ti-6Al-4V foil as the intermediate material. The results clearly show that the Ti content prevents the formation of Al₄C₃ during laser welding. The weld appearance is excellent. A weld joint reinforced with Ti₅Si₃ and TiC is produced. The maximum tensile strength is 258 MPa, which is 50% of the base metal.

Key words laser technique; laser welding; Al matrix composite; in-situ reaction; tensile strength

OCIS codes 140.3390; 140.4130; 160.0160; 350.3850; 350.3390

1 引 言

与传统的金属或合金相比, 金属基复合材料 (MMC) 具有优异的物理和机械性能, 目前已成为发达国家竞相研究的热门材料, 也是我国今后新材料研究发展的重点^[1~3]。作为结构材料, SiC 颗粒增

强的铝基复合材料已被大规模应用于航空航天等领域^[4~7]。但是, 复合材料也存在着焊接性差的问题, 严重限制了它在工程中的使用。这是由于铝基复合材料基体与增强相之间物理、化学性能相差很大, 导致其焊接性很差, 增强相与基体金属之间发生界面

收稿日期: 2011-07-04; 收到修改稿日期: 2011-10-18

作者简介: 陶 汪 (1981—), 男, 博士, 助理研究员, 主要从事激光焊接方面的研究。E-mail: taowang81@sina.com

反应生成脆性 Al_4C_3 化合物,强度下降。目前,学者研究最多的连接方法有扩散焊、摩擦焊以及钎焊^[8~10]。这些焊接方法主要集中在低体积分数的复合材料中,而对于高体积分数的 SiC 颗粒增强的铝基复合材料来说,增强相与基体金属之间的反应更剧烈,焊接难度更大。

本文采用 Ti-6Al-4V 钛合金作为中间层添加材料,利用 Ti 元素与增强相颗粒 SiC 之间发生的原位反应,抑制 Al_4C_3 脆性物的产生,研究高体积分数 $SiC_p/2024Al$ 复合材料的激光焊接特性,以期实现

高体积分数铝基复合材料的可靠连接,并对其焊缝组织和力学性能进行分析。

2 试验方法

试验材料为挤压铸造法制造的以 SiC 颗粒为强化相的 2024Al 基复合材料(SiC_p/Al MMC),其中强化相直径小于 $5\ \mu m$,SiC 体积分数为 45%,如图 1 所示。基体化学成分见表 1。拉伸试验测定母材抗拉强度为 490 MPa。所添加的中间层材料为轧制状态的 Ti-6Al-4V 板材,其显微组织如图 2 所示。

表 1 基体材料的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of the base material (mass fraction, %)

| Cu | Si | Fe | Mn | Mg | Zn | Cr | Ti | Al |
|---------|------|------|---------|---------|------|------|------|------|
| 3.8~4.9 | 0.50 | 0.50 | 0.3~0.9 | 1.2~1.8 | 0.25 | 0.10 | 0.15 | Bal. |

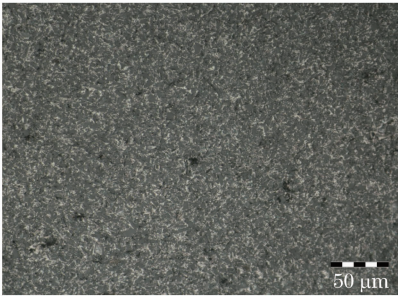


图 1 $SiC_p/2024Al$ MMC 的显微组织

Fig. 1 Microstructure of $SiC_p/2024Al$ MMC



图 2 Ti-6Al-4V 的显微组织

Fig. 2 Microstructure of Ti-6Al-4V

试验使用 Rofin-Sinar 公司生产的扩散冷却射频激励 3 kW CO_2 激光器。焊前母材用 150 号砂纸进行打磨以去除氧化膜,然后用丙酮进行超声清洗。将 Ti-6Al-4V 板材打磨清洗后放置于复合材料对接缝隙中夹紧,通过调整板材厚度来控制材料的添加量。焊接时激光束作用于 Ti-6Al-4V 板材上,使其作为中间层材料与两侧复合材料熔合。

焊完后在试件的横断面上制取金相试样,用 1 mL(HNO_3)+2 mL(HF)+97 mL(H_2O)溶液腐蚀后用奥林巴斯金相显微镜观察焊缝的显微组织。拉伸试验在美国 Instron 公司生产的万能试验机上进行,拉伸速度为 0.5 mm/min,按照国家标准 GB/T 228-2002 进行拉伸试验,用扫描电镜(SEM)观察拉伸试样的断口,并拍摄断口 SEM 照片。

3 试验结果及分析

3.1 焊接参数对成形的影响

图 3 和图 4 为不同中间层厚度(d)和不同激光功率(P)条件下获得的焊缝接头的外观形貌。由于在

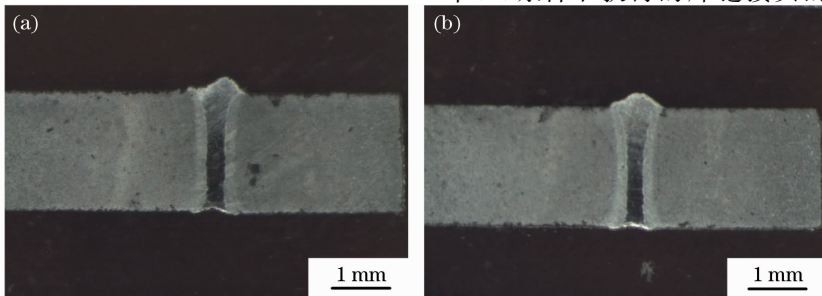


图 3 $d=0.3\ mm$ 时焊缝的宏观形貌。(a) $P=1000\ W, V=0.5\ mm/min$; (b) $P=1200\ W, V=0.5\ mm/min$

Fig. 3 Macrostructure of weld seam ($d=0.3\ mm$). (a) $P=1000\ W, V=0.5\ mm/min$;

(b) $P=1200\ W, V=0.5\ mm/min$

添加 Ti-6Al-4V 中间层原位焊接 SiC_p/2024Al 复合材料时,存在着中间层材料与增强相颗粒之间的原位反应^[11,12]。该反应的存在使得焊接过程中添加层材料与母材能够充分熔合,焊缝成形容易控制,对焊接工

艺参数有较强的适应性。从图中可以看出,添加中间层材料焊接可以获得良好成形的焊缝,无明显缺陷,焊缝上下基本等宽。焊缝宽度主要取决于添加的中间层厚度,激光功率对焊缝成形的影响较小。

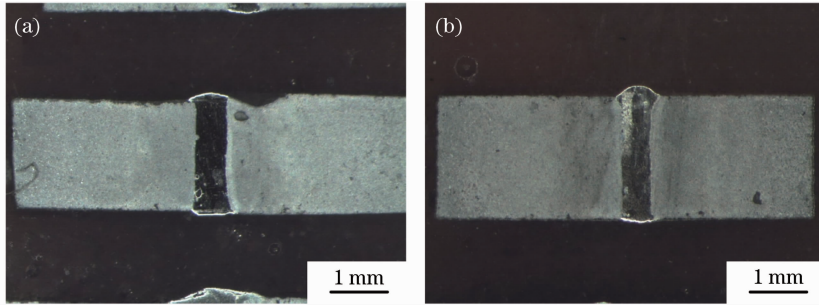


图 4 $d=0.5$ mm 时焊缝的宏观形貌。(a) $P=1000$ W, $V=0.5$ mm/min; (b) $P=1200$ W, $V=0.5$ mm/min

Fig. 4 Macrostructure of weld seam ($d=0.5$ mm). (a) $P=1000$ W, $V=0.5$ mm/min;

(b) $P=1200$ W, $V=0.5$ mm/min

3.2 焊缝组织分析

焊缝接头经过磨制、抛光和腐蚀在 SEM 下观察。焊缝组织致密,无明显缺陷,其界面组织与焊缝内部组织如图 5 所示。可以看到在中间层厚度为

0.5 mm 时,焊缝与母材之间存在一个明显的界面反应层,反应层厚度约为 $10 \mu\text{m}$ 。焊缝中心主要由树枝晶、块状相和基体组成。

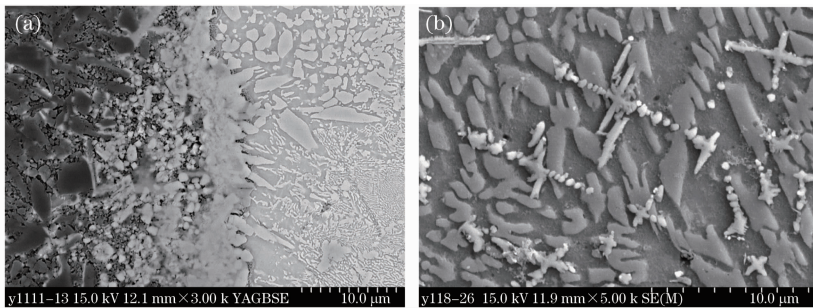


图 5 $d=0.5$ mm 时接头的组织形貌($P=1000$ W, $V=0.5$ m/min)。(a) 界面组织; (b) 焊缝中心组织

Fig. 5 Microstructure of the weld ($d=0.5$ mm, $P=1000$ W, $V=0.5$ m/min). (a) Interface; (b) fusion center

SiC_p/2024Al 复合材料添加 Ti-6Al-4V 中间夹层激光焊接过程中,由于夹层材料熔点高达 1660°C ,因此两侧母材基体 2024Al 必然会被部分熔化,同时增强相颗粒 SiC 也会进入熔池,因此熔池中 Ti、Al、Si、C 这 4 种元素之间的反应产物构成了焊缝中的各种物相。

对图 5 中的各个特征组织进行能谱(EDS)分析,定性确定各相的组成元素种类及其含量,结果如表 2 所示。

表 2 不同区域的 EDS 分析结果(原子数分数,%)

Table 2 EDS results of different zones (atomic fraction, %)

| Zone | Ti | Al | Si | C |
|------------------|-------|-------|-------|-------|
| Interfacial zone | 55.10 | 5.61 | 4.99 | 33.72 |
| Dendrite | 43.30 | 10.70 | 1.00 | 43.66 |
| Massive crystals | 51.69 | 5.03 | 28.57 | 14.71 |
| Weld seam | 46.63 | 28.10 | 5.05 | 17.61 |

可以看到界面区和树枝晶主要由 Ti 和 C 两种元素组成,块状晶主要由 Ti 和 Si 组成,焊缝中心基体主要由 Ti 和 Al 组成。为进一步确定各物相组成,对焊缝组织进行 X 射线衍射(XRD)分析,结果如图 6 所示。结合 EDS 分析和 XRD 分析,可以确

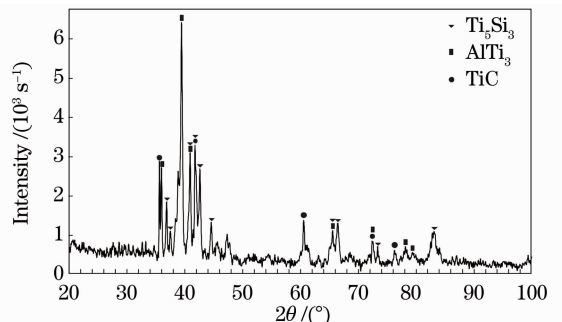


图 6 焊缝组织 XRD 结果

Fig. 6 XRD results of weld seams

定界面区组织主要由 TiC 组成,焊缝基体为 Ti₃Al, 基体上弥散分布着块状的 Ti₅Si₃ 和树枝状的 TiC 组织,这些组织在一定程度上对焊缝的强度起到了增强作用。

可以看到中间层的加入消耗了部分 SiC 颗粒, 形成 TiC 和 Ti₅Si₃ 化合物。由于形成 TiC 的吉布斯能量要低于形成 Al₄C₃ 化合物所需的能量,因此 Ti 元素的加入可以抑制 SiC 与 Al 元素之间的反应,减少脆性 Al₄C₃ 化合物的产生,从而提高焊缝强度。

3.3 中间层厚度对组织的影响

中间层材料厚度的不同会改变添加到焊接熔池中的 Ti 元素的含量。图 7 给出了中间层厚度为 0.3 mm 时的焊缝组织形貌。可以看到当中间层厚

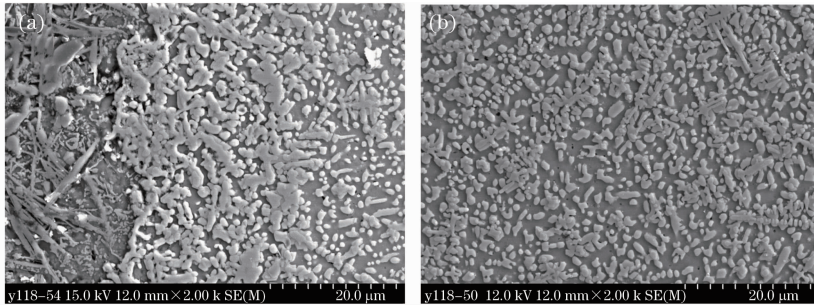


图 7 $d=0.3$ mm 时接头的组织形貌 ($P=1000$ W, $V=0.5$ m/min)。(a) 界面组织; (b) 焊缝中心组织

Fig. 7 Microstructure of the weld ($d=0.3$ mm, $P=1000$ W, $V=0.5$ m/min). (a) Interface; (b) fusion center

图 8 给出了界面处未反应完全的 SiC 颗粒形貌,可见 TiC 相优先依附于 SiC 颗粒长大,被包围的 SiC 颗粒无法再与 Al 元素反应,从而进一步避免 Al₄C₃ 化合物的产生。

很显然,当中间层厚度较小时, SiC 颗粒会被熔化, Si 和 C 元素大量进入熔池,而不是只聚集在界面处,因此界面反应层消失,焊缝中心出现大量 TiC 和 Ti₅Si₃ 组织。

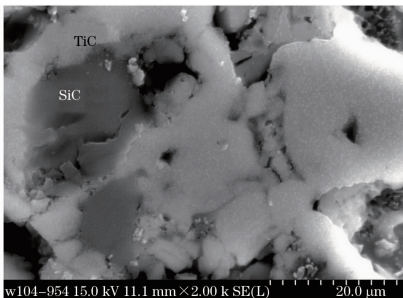


图 8 界面处未完全反应的 SiC 组织形态

Fig. 8 Microstructure of incompletely reacting SiC at the interface

3.4 力学性能分析

不同中间层厚度的焊缝内部和界面处组织会发

度减少到 0.3 mm 时,母材与焊缝之间连续的界面反应层消失,界面处呈现为尺寸较大的块状 TiC 组织。而焊缝中心的树枝状 TiC 数量明显变多,尺寸更大。

可以认为组织存在这种差异的主要原因是母材的受热状态发生了改变。由于激光光斑能量呈高斯分布,因此两侧母材所能接收到的能量与中间层厚度存在一定关系。当中间层厚度较大时,母材表面温度还不足以熔化 SiC 颗粒,因此 SiC 颗粒不会大量进入到熔池中与 Ti 发生反应,导致焊缝中心的 TiC 和 Ti₅Si₃ 化合物数量较少, SiC 和 Ti 的反应主要集中在界面处,形成与原来的 SiC 颗粒形貌相似的 TiC 颗粒。

生变化,从而影响焊缝的力学性能。图 9 给出了中间层厚度为 0.3, 0.5, 0.8, 1.0 mm 时的焊缝抗拉强度,可以看出焊接接头的力学性能随着中间层材料的厚度增加而降低,最高抗拉强度在 0.3 mm 条件下获得,为 258 MPa, 约为母材强度的 50%。焊缝一般都断裂在熔合线附近,母材与焊缝的连接界面是最薄弱的区域。

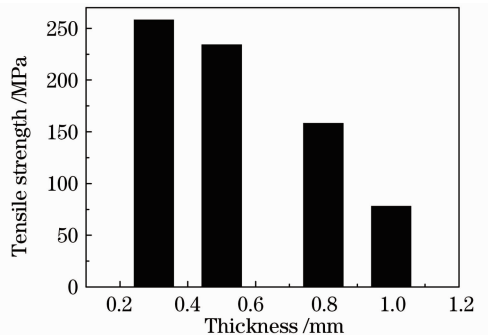


图 9 不同中间层厚度条件下的焊缝抗拉强度

Fig. 9 Tensile strengths under different thicknesses of intermediate layer

图 10 给出了 0.8 mm 厚中间层焊缝的断口形貌,可以看到断口中包含大量的针状和片状组织,导

致连接强度的下降。这可能是由于中间层厚度的增加,界面处的 Ti 与 SiC 反应能力减弱,从而导致 Al₄C₃ 脆性化合物的生成与长大。有关夹 Ti 层铝基复合材料焊缝的断裂行为将在后续的工作中进一步深入研究。

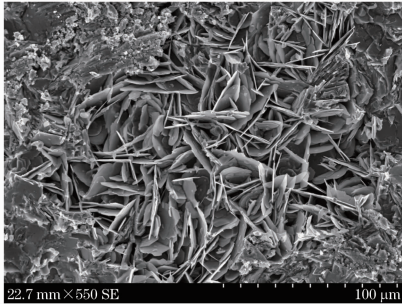


图 10 0.8 mm 厚中间层焊缝断口的形貌

Fig. 10 Fracture morphology with 0.8 mm-thick of intermediate layer

4 结 论

1) 采用 Ti-6Al-4V 作为中间层添加材料可以实现高体积分数(45%)的 SiC_p/2024Al 基复合材料的激光焊接,焊缝成形良好,焊缝内部无明显缺陷。

2) SiC 颗粒优先与 Ti 元素发生反应形成 TiC 和 Ti₅Si₃, 因此 Ti 元素的加入可以有效抑制 SiC 颗粒与 Al 元素发生反应形成脆性的 Al₄C₃ 化合物。

3) 中间层厚度影响 Ti 元素与 Al 基体及 SiC 颗粒之间的反应过程,从而影响焊缝中 TiC 和 Ti₅Si₃ 晶粒的形状、尺寸和数量。

4) 焊缝最大抗拉强度为 258 MPa,约为母材强度的 50%;中间层厚度的增加会降低焊缝的抗拉强度。

参 考 文 献

1 Zhang Guoding, Zhao Changding. Metal Matrix Composites[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 1999

张国定, 赵昌定. 金属基复合材料[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 1999

2 Ma Xingwei, Jin Zhuji, Gao Yuzhou. Effect of rare earth La₂O₃ on microstructure and tribological property of laser cladding FeAl based alloys and TiC reinforced composites coatings[J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(1): 271~276

马兴伟, 金洙吉, 高玉周. 稀土 La₂O₃ 对激光熔覆铁铝基合金及 TiC 增强复合材料涂层组织及摩擦磨损性能的影响[J]. *中国激光*, 2010, **37**(1): 271~276

3 Sun Jingchao, Zhang Yongzhong, Huang Can *et al.*. Microstructure and high temperature tensile properties of laser direct deposited Ti60 alloy and TiC_p/Ti60 composites[J]. *Chinese J. Lasers*, 2011, **38**(3): 0303004

孙景超, 张永忠, 黄 灿 等. 激光熔化沉积 Ti60 合金和 TiC_p/Ti60 复合材料的显微组织及高温拉伸性能[J]. *中国激光*, 2011, **38**(3): 0303004

4 P. Jerome. Commercial success for MMCs[J]. *Powder Metall.*, 1998, **41**(1): 25

5 M. Hull. Leading edge MMCs and powder materials[J]. *Powder Metall.*, 1997, **40**(2): 102

6 B. Maruyama, W. H. Hunt. Discontinuously reinforced aluminum: current status and future direction[J]. *Journal of the Mineral Metal & Materials Society*, 1999, (11): 59

7 W. R. Mohn, D. Vukobratovich. Recent applications of metal matrix composites in precision instruments and optical systems [J]. *J. Mater. Engng.*, 1988, **10**: 225

8 R. Gurler. Fusion welding of SiC particulate-reinforced aluminum 392 metal matrix composite[J]. *J. Mater. Sci. Lett.*, 1998, **17**: 1543~1544

9 J. M. Gomez, M. I. Barrena. Dissimilar fusion welding of AA7020/MMC reinforced with Al₂O₃ particles, microstructure and mechanical properties [J]. *Mater. Sci. Engng.*, 2003, **A352**: 162~168

10 H. Morimoto, T. Tanaka, T. Saito. Effects of Brazing Temperature on Joint Properties of SiC Fiber Reinforced Aluminum Alloy Matrix Composite. *Advances in Joining Newer Structure Materials [M]*. London: Pergamon Press, 1990. 137~142

11 Lei Yucheng, Zhang Zhen, Nie Jiajun *et al.*. Effect of Ti-Al on microstructures and mechanical properties of plasma arc in-situ welded joint of SiC_p/Al MMCs[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008, **18**(4): 809~813

12 Lei Yucheng, Zhang Zhen, Nie Jiajun *et al.*. Influence of Ti-Al-Si on microstructures and mechanical properties of weld in plasma arc "in-situ" welding of SiC_p/Al MMCs[J]. *Journal of Materials Research*, 2008, **22**(4): 420~423

雷玉成, 张 振, 聂加俊 等. Ti-Al-Si 对 SiC_p/Al 基复合材料等离子弧焊缝组织与性能的影响[J]. *材料研究学报*, 2008, **22**(4): 420~423

栏目编辑: 宋梅梅