



## SiC<sub>p</sub>/2A14 复合材料厚板 FSW 接头 微观组织与力学性能

戈军委<sup>1</sup>, 钟宇<sup>2</sup>, 张林涵<sup>2</sup>, 谢吉林<sup>2,3</sup>, 陈玉华<sup>2</sup>, 何鹏<sup>3</sup>

1. 贵州航天天马机电科技有限公司, 遵义 563000;
2. 南昌航空大学 江西省航空构件成形与连接重点实验室, 南昌 330063;
3. 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

**摘要:** 实现了20 mm厚的15% SiC<sub>p</sub>增强2A14铝基复合材料搅拌摩擦对接焊, 对接头的微观组织和力学性能进行了分析。结果表明: SiC<sub>p</sub>/2A14复合材料焊接接头可以划分为四个区域, 分别是母材(BM)、热影响区(HAZ)、热力影响区(TMAZ)和焊核区(NZ)。其中, BM区的组织呈现轧制条带状, 该组织在HAZ受热发生了粗化; 在TMAZ中, 能够观察到由细小晶粒组成的挤压流线状组织; 然而在NZ中, 条带状组织消失, 形成了均匀细小的等轴晶; 并且NZ中SiC颗粒和白色相Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>得到充分细化, 呈弥散均匀分布。接头的显微硬度最低值出现在HAZ和TMAZ的交界处, 此处也是FSW接头断裂位置。接头的抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为278 MPa、255 MPa和2.77%, 分别达到母材的83.91%、77.62%和71.76%。通过数字图像相关法(DIC)测得接头的最大局部应变为16.8%。接头的断裂模式为韧性断裂和脆性断裂的混合断裂模式。

**关键词:** 搅拌摩擦焊; 铝基复合材料; 微观组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-08-2251-10

中图分类号: TF11.31

文献标志码: A

**引文格式:** 戈军委, 钟宇, 张林涵, 等. SiC<sub>p</sub>/2A14复合材料厚板FSW接头微观组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(8): 2251-2260. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42069

GE Jun-wei, ZHONG Yu, ZHANG Lin-han, et al. Microstructure and mechanical properties of SiC<sub>p</sub>/2A14 composite thick plate FSW joints[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(8): 2251-2260. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42069

SiC<sub>p</sub>/Al复合材料具有高耐磨性、高耐腐蚀性、高比刚度和低热膨胀系数等优异性能, 且制作工艺简单、成本低, 易于实现大规模产业化生产, 因此该复合材料在航空航天、汽车、电子等领域受到越来越多的关注。SiC<sub>p</sub>/Al复合材料不仅在战斗机的腹鳍、飞机发动机的风扇出口导向叶片、卫星结构材料等先进航天设备中有特殊的应用, 而且还可用

作汽车活塞、刹车盘等<sup>[1-3]</sup>。然而, SiC颗粒与铝基体合金性能的巨大差异性给SiC<sub>p</sub>/Al复合材料的二次加工带来了很大的困难, 尤其是在连接方面, 这已成为其广泛应用的最主要障碍<sup>[4]</sup>。利用传统熔化焊进行焊接时, SiC颗粒容易与熔池中的铝基体反应形成空洞等缺陷, 还会产生有害的Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>脆性相, 使焊接后的复合材料难以满足接头的性能要求<sup>[5-6]</sup>。

**基金项目:** 哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室开放基金资助项目(AWJ-22M11); 江西省优势科技创新团队项目(20181BCB19002)

收稿日期: 2021-07-20; 修订日期: 2021-09-27

通信作者: 谢吉林, 博士, 讲师; 电话: 13170875231; E-mail: xiejilin1990@126.com

因此,采取固相焊接是目前对 $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 复合材料进行连接对最佳方式。

搅拌摩擦焊(Friction stir welding, FSW)是英国焊接研究所(TWI)于1991年发明的一种新型绿色固相连接技术,最早应用在铝合金的连接上,它采用一种带有轴肩和搅拌针的工具,通过高速旋转产生的摩擦热和旋转摩擦力,使焊缝区的金属被挤压及摩擦加热,发生严重塑性变形;并在搅拌头的作用下,使金属在一定区域发生塑性流动,原子间扩散和再结晶,最终形成搅拌摩擦焊的焊缝<sup>[7-9]</sup>。搅拌摩擦焊(FSW)是一种理想的铝合金焊接技术<sup>[10]</sup>,广泛应用于同种或异种铝合金的焊接。这一焊接过程是在低于材料熔点温度下进行的<sup>[11-12]</sup>。相比熔化焊等传统连接方法,搅拌摩擦焊焊接过程并无熔化发生。因此,采用这种技术能有效解决或甚至消除许多熔化焊导致的焊接接头强度低、易产生气孔等问题<sup>[10-11]</sup>。

WANG等<sup>[13]</sup>对3 mm厚、体积分数为17%的 $\text{SiC}_p/2009\text{Al-T4}$ 薄板进行不同焊接速度的搅拌摩擦焊接,发现随着焊接速度的提高(50~800 mm/min),接头的抗拉强度不断增高;在800 mm/min焊接速度下,接头抗拉强度到达母材的97%。LIU等<sup>[14]</sup>在厚为5 mm、体积分数为30%的 $\text{SiC}_p/\text{AC4A}$ 铝基复合材料板材上进行不同焊接速度(25~150 mm/min)的搅拌摩擦焊接,发现较高的焊接速度会导致 $\text{SiC}$ 颗粒在焊缝上部的聚集,使焊缝上下部强度不一致,导致焊缝强度降低。WANG等<sup>[15]</sup>对6 mm厚的 $\text{SiC}_p/2009\text{Al}$ 热轧复合材料板材进行搅拌摩擦对接焊,发现经T4热处理后, $\text{Al}_2\text{Cu}$ 是主要强化析出物,焊接接头强度明显增高。FERNÁNDEZ等<sup>[16]</sup>通过搅拌摩擦焊技术成功地连接了8 mm厚、体积分数为25%的 $\text{SiC}_p/2124\text{Al}$ 复合材料板材,发现采用较低的焊接速度和焊接转速、以及较高的锻造力时,可以获得力学性能更好的焊缝。CIOFFI等<sup>[17]</sup>对高体积分数(25%) $\text{SiC}_p/2124\text{Al}$ 复合材料厚板(15 mm)的搅拌摩擦焊接头在不同转速下的组织和力学性能进行了研究,发现随着转速的增加,接头的性能也逐渐增强。

目前,对于 $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 复合材料薄板的搅拌摩擦焊研究已经取得了一定的进展,但是对于厚度为

20 mm左右或大于20 mm的复合材料板材的搅拌摩擦焊研究较少。本文主要对体积分数为15%的 $\text{SiC}/2\text{A14}$ 铝合金厚板(20 mm)的FSW对接进行了研究,分析该 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料焊接接头的微观组织和力学性能。这对开展 $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 复合材料厚板的应用具有积极作用。

## 1 实验

试验采用的材料是通过粉末冶金法制备的体积分数为15%的 $\text{SiC}$ 颗粒增强2A14铝基复合材料,制备后将板材热轧至20 mm厚,其中 $\text{SiC}$ 颗粒平均直径约为35  $\mu\text{m}$ 。表1所列为 $\text{SiC}_p$ 增强2A14铝基复合材料中2A14铝合金的主要化学成分。

表1 2A14铝合金主要化学成分

Table 1 Chemical composition of 2A14 aluminum alloy (mass fraction, %)

Si	Cu	Mn	Mg
0.6-1.2	3.9-4.8	0.4-1.0	0.4-0.8
Fe	Ti	Zn	Al
0-0.7	<0.15	<0.3	Bal.

FSW试验设备为由X35K铣床改装而成的搅拌摩擦焊设备,对尺寸为200 mm×55 mm×20 mm板材进行对接焊。通过前期参数试验探索确定合适焊接工艺参数,搅拌头转速为300 r/min,焊接速度为35 mm/min,主轴倾角为2.5°,轴肩下压量为0.2 mm。采用的搅拌头轴肩直径为32 mm,搅拌针长度为20 mm。FSW过程如图1所示,搅拌头逆时针旋转,搅拌头下压保证板材接触紧凑。

焊后沿材料横截面截取尺寸为75 mm×25 mm×20 mm的金相试样,经研磨、抛光、接着用酒精擦

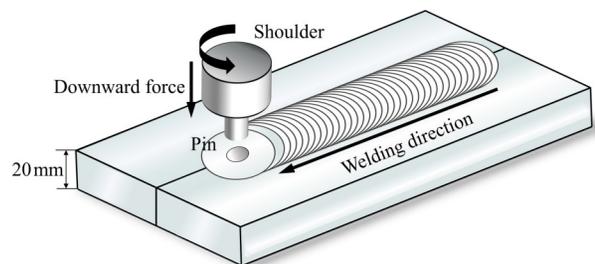


图1 搅拌摩擦焊(FSW)示意图

Fig. 1 Schematic diagram of friction stir welding

拭试样、再采用 Keller 试剂(95 mL  $\text{H}_2\text{O}+2.5$  mL  $\text{HNO}_3+1.5$  mL  $\text{HCl}+1$  mL  $\text{HF}$ )刻蚀 20 s 后再清洗, 然后用酒精清洗并风干, 最后采用型号为 MR500 型倒置金相显微镜观察其显微组织。采用沃伯特上海分公司生产的 401MVDTM 数显显微维氏硬度计沿材料横截面距加工表面分别为 2 mm、10 mm、18 mm 的层面上对试样进行显微硬度测量, 测试载荷为 1.98 gf, 加载时间为 10 s, 相邻测试点之间的间距为 1.5 mm。根据 ASTM E8M-2015, 沿焊缝横截面取如图 2 所示的拉伸试样。拉伸试样制好后对要测试的一面进行喷漆, 首先采用白漆打底, 目的是为了遮住材料的金属光泽, 待白漆干后, 将黑漆以斑点的形式均匀喷涂在白漆上以此来制作散斑, 然后采用美国 MTS E45 电子万能拉伸机以 0.5 mm/min 拉伸速率对试样进行拉伸试验, 并配备苏州西博三维科技有限公司生产的基于 DIC 辅助新型剪切试验技术对  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料拉伸试样进行全过程变形测量。最后通过 FEIQUANTA200 型扫描电镜 (SEM) 及 X 射线能谱仪 (Energy dispersive spectrometer, EDS) 分别采用背散射和二次电子模式观察  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料的显微组织和拉伸试样断口形貌, 并分析其断裂机制。

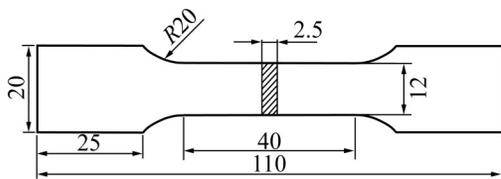


图2  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料拉伸试样的形状和尺寸  
Fig. 2 Shape and dimension of  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  composite tensile specimen (Unit: mm)

## 2 结果与讨论

### 2.1 接头宏观组织形貌分析

图 3 所示为 20 mm 厚的  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料成功对接的焊缝横截面宏观形貌。如图 3 可知, 20 mm 厚板的搅拌摩擦焊接头除母材区(Base material, BM)外, 还可分焊核区(Nugget zone, NZ)、热力影响区(Thermo-mechanical affected zone, TMAZ)和热影响区(Heat-affected one, HAZ)三个区域<sup>[18]</sup>; 这三个区域分布与薄板焊接接头相同, 也为上宽下窄状, 呈明显“V”形凸台分布, 前进侧界线明显, 后退侧界线模糊<sup>[19]</sup>, 但与大多薄板焊接接头的宏观样貌不相同的是并无典型的“洋葱环”形貌。这种凸台样貌特征是由搅拌头轴肩的摩擦作用及其在工件上横移所产生的, 即“尾流效应”<sup>[20]</sup>。同时, 在 300 r/min、35 mm/min 焊接工艺参数下, 20 mm 厚板的搅拌摩擦焊接头呈现出内部无气孔、裂缝、凹陷和隧道等缺陷的焊缝。由于任何一种缺陷都会导致接头性能的大幅度下降, 因此获得一个好的接头形貌尤为重要。

### 2.2 接头显微组织分析

图 4 所示为  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料焊缝显微组织, 图 4(a)~(d) 所示分别为 BM 区、HAZ、TMAZ 和 NZ。由图 4(a)~(d) 可知, 2A14 铝合金从细长的轧制条带组织转变为细小的等轴晶, 即晶粒尺寸从 370  $\mu\text{m}$  减小到大约 2.7  $\mu\text{m}$ 。这是因为在高旋转速率的搅拌摩擦焊接过程, NZ 的组织在轴肩的压力、

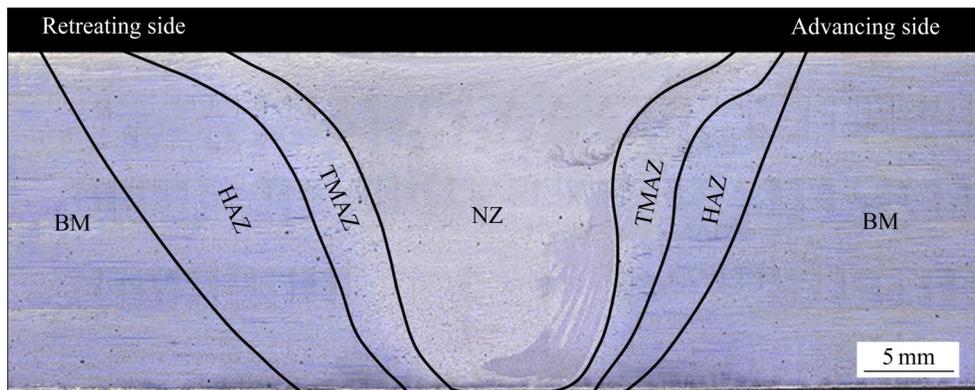


图3  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料焊缝横截面宏观形貌  
Fig. 3 Macroscopic morphology of cross-section of  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  composite weld

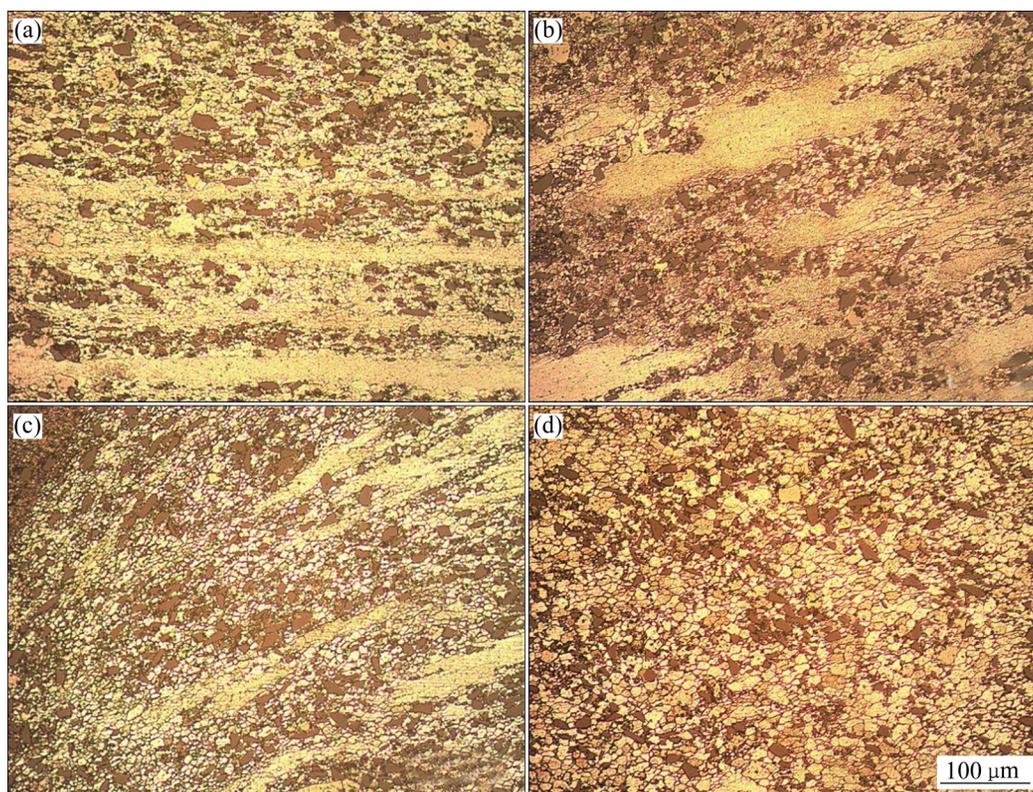


图4  $\text{SiC}_p/2\text{A14Al}$  复合材料焊缝的显微组织

Fig. 4 Microstructures of  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  composite weld: (a) BM; (b) HAZ; (c) TMAZ; (d) NZ

高速旋转产生的摩擦热、搅拌针的机械力的共同作用下，搅拌针周围的金属产生了剧烈塑性变形<sup>[9]</sup>；同时将晶粒打碎，并在摩擦热的作用下重新生长成细晶组织，即动态再结晶现象<sup>[21]</sup>。此外， $\text{SiC}$ 颗粒的针扎效应不仅在动态再结晶过程提供了形核点，而且还阻止了晶界位移和晶粒长大，这与在薄板的焊接中起到的作用相同<sup>[22]</sup>。如图4(a)所示，BM区的晶粒细长，呈板条状， $\text{SiC}$ 颗粒相比其他三个区域大，同时由于板材轧制缘故，晶粒和 $\text{SiC}$ 颗粒沿横向方向分布。如图4(b)和(c)所示，这两个区的晶粒和 $\text{SiC}$ 颗粒受搅拌头搅拌作用，呈明显的方向性分布；其中HAZ的组织仅受热循环作用，晶粒受热长大，部分晶粒长大程度明显，呈较大的长块状晶粒；但TMAZ不仅受热循环作用还受搅拌针的机械搅拌作用，因而获得了较细小的晶粒结构。如图4(d)所示，NZ的晶粒和 $\text{SiC}$ 颗粒与其他区域相比粒径最小，且 $\text{SiC}$ 颗粒的分布也更加均匀，呈弥散均匀分布。

图5所示为 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料搅拌摩擦焊接

头的显微组织SEM像。由图5可知，在铝基体中存在大小不一的块状和圆形状白色相及灰白色相。经EDS能谱仪分析，图5中A~C各点主要化学成分如表2所示，其中白色相(A点)为 $\text{Al}_4\text{C}_3$ 析出相，黑色相(B点)为 $\text{SiC}$ 颗粒，灰白色相(C点)为 $\text{Al}_2\text{Cu}$ 。母材在粉末冶金方法制备中，Al基体在较高温度下会与增强相 $\text{SiC}$ 发生反应，生成 $\text{Al}_4\text{C}_3$ 脆性相和Si晶粒；同时，铝基体及基体中的Cu会与制备过程中混入的Fe元素反应先生成 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相<sup>[23]</sup>，然后在热轧过程中， $\text{Al}_2\text{Cu}$ 相会在 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相表面形核并快速长大，最终形成 $\text{Al}_2\text{Cu}$ 析出相。由图5(a)可知， $\text{Al}_4\text{C}_3$ 相和 $\text{SiC}$ 颗粒尺寸较大，且分布不均匀；而由图5(b)可知，由于受到搅拌头摩擦热和机械搅拌作用， $\text{Al}_4\text{C}_3$ 、 $\text{Al}_2\text{Cu}$ 析出相和 $\text{SiC}$ 颗粒发生破碎和部分溶解，尺寸得到充分的细化，且分布更加均匀。综上所述，20 mm厚 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料搅拌摩擦焊接头的显微组织与薄板 $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 搅拌摩擦焊接头的显微组织大体上是相似的<sup>[15-16]</sup>，两者最大的区别在于，与薄板 $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 搅拌摩擦焊接头相比，厚板

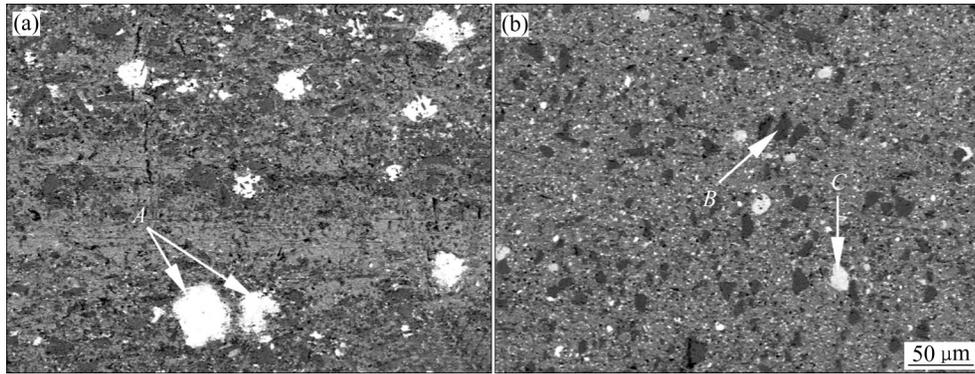


图5 SiC<sub>p</sub>/2A14 复合材料搅拌摩擦焊接头的显微组织SEM像

Fig. 5 SEM images of SiC<sub>p</sub>/2A14 composite FSW joint: (a) Base material; (b) Nugget zone

表2 图5中A~C各点主要化学成分

Table 2 Chemical composition of points A-C in Fig. 5

Point	Mole fraction/%							Potential phase
	Al	Si	C	Cu	Fe	Mg	Mn	
A	45.67	19.15	24.27	0.20	2.51		8.19	Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub>
B	1.19	43.81	54.84			0.16		SiC
C	58.54		16.89	24.58				Al <sub>2</sub> Cu

的焊接接头沿板厚方向存在较大的温度梯度, 造成板厚方向上各区域间面积相差更大, 晶粒尺寸相差也更大。

### 2.3 接头力学性能分析

#### 2.3.1 接头显微硬度

图6所示为搅拌摩擦焊后 SiC<sub>p</sub>/2A14 复合材料焊缝在距加工表面 2、10、18 mm 层面上的显微硬度分布。由图6可看出, 沿厚度方向不同焊缝层面的显微硬度分布具有相似的变化趋势。SiC<sub>p</sub>/2A14 复合材料焊缝NZ的显微硬度相比母材有明显的提高。NZ的平均硬度为 140 HV, TMAZ的平均硬度值为 123 HV, HAZ的平均硬度为 115 HV, BM的平均硬度为 130 HV。最低硬度位于HAZ, 最高硬度位于NZ, TMAZ次之。根据接头各区域的硬度分布, 可初步判断焊接接头可能在HAZ/TMAZ交界处发生断裂。

SiC<sub>p</sub>/2A14 复合材料的显微硬度与晶粒尺寸和 SiC 颗粒相关。一方面, 在搅拌摩擦焊接后, SiC<sub>p</sub>/2A14 复合材料焊缝NZ的晶粒尺寸因受搅拌针和摩擦热的共同作用而减小, 组织更加致密、均匀, 单

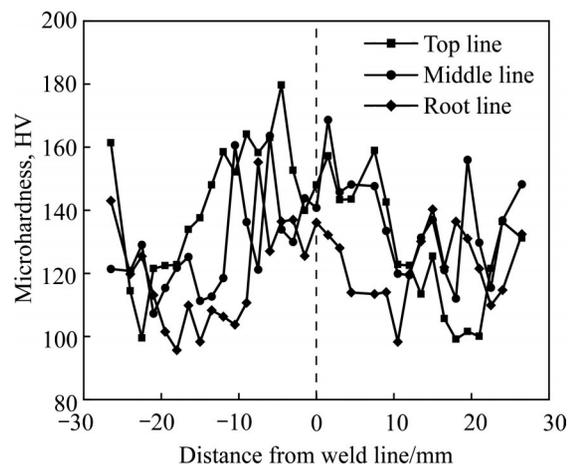


图6 FSW 接头横截面各层显微硬度分布

Fig. 6 Microhardness distribution of each layer of FSW joint cross section

位体积内晶界数增加, 晶界阻止晶粒位错的作用显著提升, 使NZ硬度相对母材明显提高<sup>[24]</sup>; 另一方面, 焊缝NZ的SiC颗粒在搅拌针和摩擦热的共同作用下, 单位体积内SiC颗粒分布更加均匀, 尺寸大幅度减小, 弥散强化作用显著增强<sup>[25]</sup>, 进一步增大复合材料硬度, 且在FSW过程中, 粗大的第二相Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>、Al<sub>2</sub>Cu被打碎发生部分溶解, 提高了搅拌区显微硬度。SiC颗粒的均匀分布对复合材料对显

微硬度有显著影响。

### 2.3.2 接头拉伸性能

复合材料拉伸试验结束后发现, 接头断裂均发生在后退侧HAZ/TMAZ交界处, 断口表面与拉伸方向基本呈垂直角度。图7所示为 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材及FSW接头的室温拉伸性能。由图7可以看出, 相比母材, FSW接头的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率均有小幅度下降。 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材的屈服强度、抗拉强度及断后伸长率分别为328.8 MPa、331.4 MPa和3.7%; FSW接头的屈服强度、抗拉强度及断后伸长率分别为255.2 MPa、

278.2 MPa和2.77%。在此实验条件下, 20 mm厚 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料FSW接头强度到达母材的83.9%, 实现了较好的工件连接, 其优异的焊接效果可归因于无明显缺陷的焊接接头和焊接工艺参数合理的选择。经FSW后, 焊缝NZ中细小晶粒和 $\text{SiC}$ 颗粒的破裂虽可提高显微硬度, 但降低了焊接接头断后伸长率<sup>[26]</sup>。

图8所示为DIC方法获得的焊接接头应变云图。由图8可知, 拉伸试验开始时试样处于弹性阶段, 此时接头各区域应变分布均匀, 随着载荷的不断增大, 应变呈现明显的不均匀分布, 应变集中出

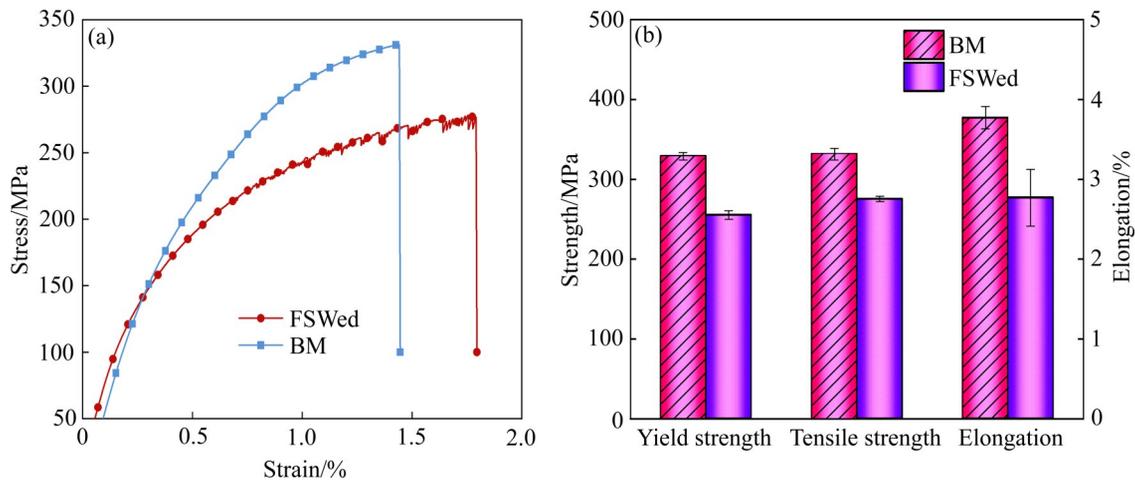


图7  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材及接头拉伸性能

Fig. 7  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  composites base material and joint tensile properties: (a) Stress-strain curve; (b) Yield/tensile strength and elongation

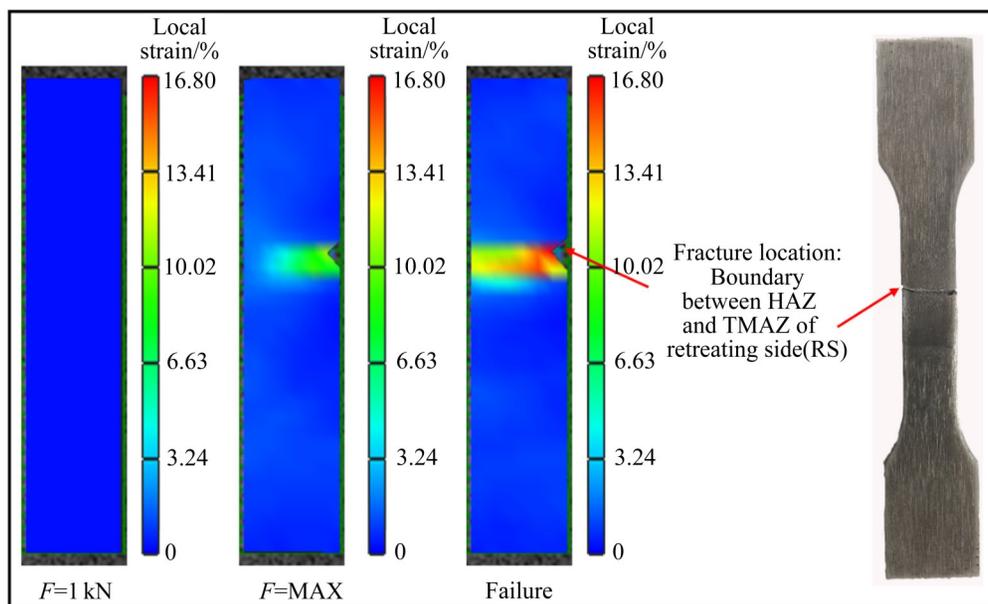


图8 DIC方法获得的焊接接头应变云图

Fig. 8 Strain contour of joint by DIC method

现在焊缝后退侧 HAZ 与 TMAZ 交界处。接头未进行颈缩时, 其应变在焊缝后退侧 HAZ 和 TMAZ 交界处呈梯度分布; 当接头开始颈缩时, 应变迅速增加, 局部应变最大达到 16.80%; 随着变形的继续, 试样进入颈缩阶段, 载荷逐渐下降<sup>[27]</sup>; 局部应变迅速增加直至试样最终断裂在焊缝后退侧 HAZ 和 TMAZ 交界处。综上所述,  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料 FSW 接头强度比母材强度要低, 断裂发生在后退侧 HAZ/TMAZ 交界处, 这与 2.3.1 节中显微硬度试验结果相对应。

颗粒增强铝基复合材料的典型失效机制有以下 3 种: 1) 大尺寸增强颗粒的破裂; 2) 增强颗粒与铝基体界面脱落导致空洞形核; 3) 空洞在铝基体中延展与合并<sup>[28-29]</sup>。拉伸试样均断裂于后退侧的 HAZ/TMAZ 交界处, 其断口宏观形貌如图 9 所示。根据断口横截面可初步判断, 断口存在两种断裂模式, 如图 9 中区域 1(圆形框)和区域 2(矩形框)所示。 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料断口形貌如图 10 所示。由图 10(a)可知,  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料的母材断口表面呈网状韧窝分布, 其中韧窝较少但较大, 分布较大体积  $\text{SiC}$  颗粒, 这说明基体在断裂失效发生大量的塑性

流动, 失效形式为韧性断裂。由图 10(b)和(c)可知, 图 9 中区域 1 的断口形貌 1 表面平坦, 呈阶梯状分布, 无明显韧窝; 区域 2 的断口形貌 2 呈网状韧窝分布, 与母材相比其韧窝更细小, 数量也更多,  $\text{SiC}$  颗粒也更加细小。这表明在搅拌摩擦焊的作用下,  $\text{SiC}$  颗粒被搅拌打碎, 分布区域更加均匀, 占据更多的形核位从而抑制更多晶粒的生长, 使基体晶粒更加细化, 提高了接头的强度、断后伸长率及韧性, 故可观察到的断口韧窝数量更多、尺寸也更加细小。从图 10(d)所示断口形貌 2 的放大图可知, 大块状的  $\text{SiC}$  颗粒发生破裂, 从而降低其与基体之

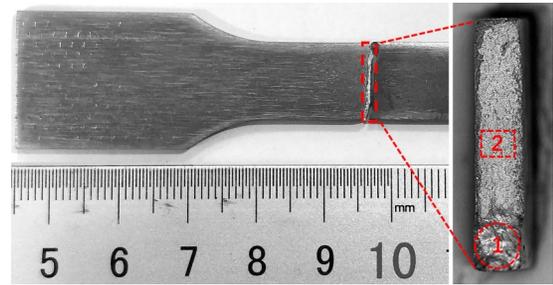


图 9  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料 FSW 接头的断口宏观形貌  
Fig. 9 Macroscopic fracture morphology of  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  composite FSW joint

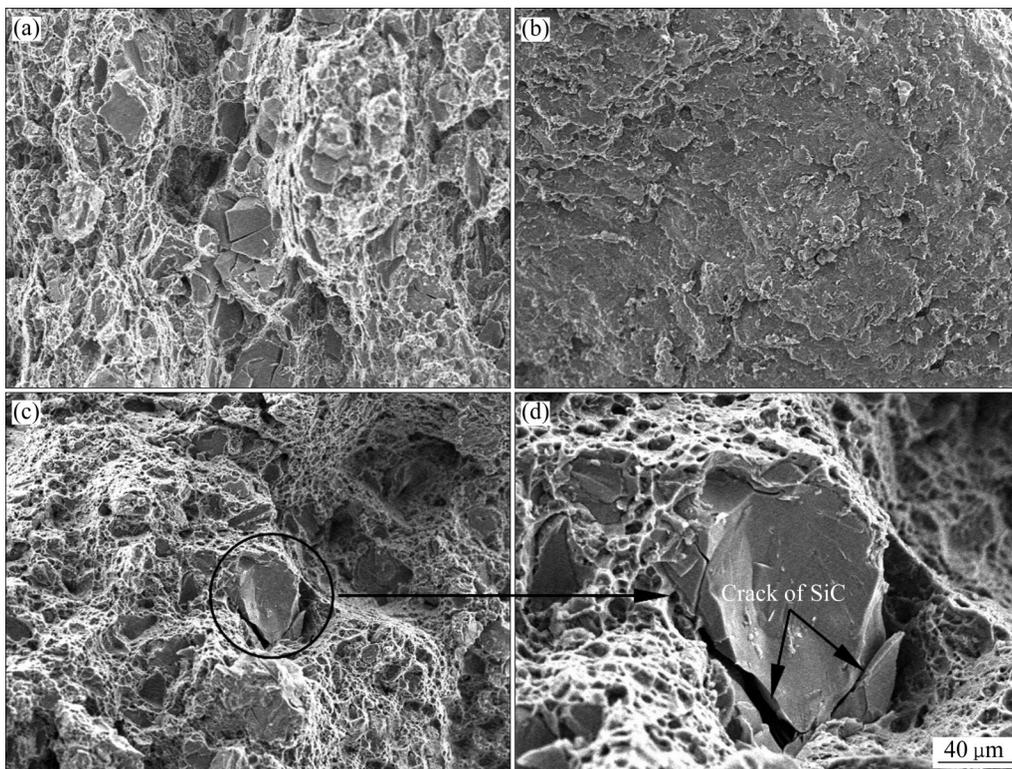


图 10  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料的断口形貌

Fig. 10 Fracture morphologies of  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  composite: (a) Base metal; (b) Weld joint sample 1 in Fig. 9; (c) Weld joint sample 2 in Fig. 9; (d) Enlarged view of weld joint sample 2

间的结合, 这对接头的力学性能有较大影响, 同时可能也是导致断口出现脆性断裂的原因之一。综上所述,  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  复合材料的断裂失效形式为韧性断裂和脆性断裂的混合式断裂模式。

### 3 结论

1) 在搅拌头旋转速度 300 r/min、焊接速度 35 mm/min 时, 20 mm 厚、 $\text{SiC}_p$  体积分数为 15% 的 2A14 增强铝基复合材料可获得较好的焊接性能。该焊接接头无气孔、隧道等缺陷, 抗拉强度  $R_m=278$  MPa, 屈服强度  $R_{eL}=255$  MPa, 断后伸长率  $\delta=2.77\%$ 。焊接接头抗拉强度可达到母材的 83.9%, 屈服强度可达到母材的 77.62%, 断后伸长率接近母材, 接头性能可满足工程应用要求。

2)  $\text{SiC}_p/2\text{A14}$  增强铝基复合材料接头从母材区 (BM) 到焊核区 (NZ), 其晶粒尺寸逐渐减小, BM 和 HAZ 的晶粒最大, TMAZ 次之, NZ 晶粒最小。 $\text{SiC}$  颗粒和基体中的白色相尺寸大小也遵循以上规律。同时,  $\text{SiC}$  颗粒和白色相在母材区分布不均匀, 存在团簇式分布, 但在 NZ 呈弥散式均匀分布, 其中白色相确定为  $\text{Al}_4\text{C}_3$  析出相。

3) FSW 焊接接头横截面顶部、中部和底部的显微硬度具有相似的变化趋势, 从 BM 到 NZ 的显微硬度变化较大, 最高硬度均位于 NZ, BM 次之, 最低硬度均出现在 HAZ/TMAZ 交界处。

4) 通过数字图像分析方法 (DIC) 获得了复合材料 FSW 焊接接头不同区域的应变变化云图, 拉伸试样均在焊缝后退侧 HAZ/TAMZ 交界处发生断裂, 其中局部应变最大达到了 16.80%。

5) 母材拉伸试样断口呈网状韧窝分布, 韧窝少但大, 表现出良好韧性。FSW 焊接接头断口呈阶梯平台状分布和存在大量小的韧窝与撕裂棱,  $\text{SiC}$  颗粒尺寸明显减小, 断裂形式为韧性断裂和脆性断裂的混合式断裂模式。

### REFERENCES

- [1] ACHARYA U, ROY B S, SAHA S C. Torque and force perspectives on particle size and its effect on mechanical property of friction stir welded AA6092/17.5SiCp-T6 composite joints[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 38: 113–121.
- [2] ACHARYA U, SAHA ROY B, CHANDRA SAHA S. A study of tool wear and its effect on the mechanical properties of friction stir welded AA6092/17.5SiC<sub>p</sub> composite material joint[J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(9): 20371–20379.
- [3] AMIRIZAD M, KOKABI H, ABBASI GHARACHEH M, et al. Evaluation of microstructure and mechanical properties in friction stir welded A356+15%SiC<sub>p</sub> cast composite[J]. Materials Letters, 2006, 60(4): 565–568.
- [4] ZUO L S, ZHAO X R, LI Z Y, et al. A review of friction stir joining of SiC<sub>p</sub>/Al composites[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2020, 33(3): 792–804.
- [5] BASSANI P, CAPELLO E, COLOMBO D, et al. Effect of process parameters on bead properties of A359/SiC MMCs welded by laser[J]. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2007, 38(4): 1089–1098.
- [6] BOZKURT Y, UZUN H, SALMAN S. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded particulate reinforced AA2124/SiC/25p-T4 composite[J]. Journal of Composite Materials, 2011, 45(21): 2237–2245.
- [7] ÇAM G, MISTIKOGLU S. Recent developments in friction stir welding of Al-alloys[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(6): 1936–1953.
- [8] SCHNEIDER J, STROMBERG R, SCHILLING P, et al. Processing effects on the friction stir weld stir zone[J]. Welding Journal, 2013, 92: 11–19.
- [9] THOMAS W M, NICHOLAS E D. Friction stir welding for the transportation industries[J]. Materials & Design, 1997, 18 (4/5/6): 269–273.
- [10] MISHRA R S, MA Z Y. Friction stir welding and processing[J]. Materials Science and Engineering R, 2005, 50(1/2): 1–78.
- [11] SALIH O S, OU H G, SUN W, et al. A review of friction stir welding of aluminium matrix composites[J]. Materials & Design, 2015, 86: 61–71.
- [12] YAU Y H, HUSSAIN A, LALWANI R K, et al. Temperature distribution study during the friction stir welding process of Al2024-T3 aluminum alloy[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2013, 20(8): 779–787.
- [13] WANG D, WANG Q Z, XIAO B L, et al. Achieving friction stir welded SiC<sub>p</sub>/Al-Cu-Mg composite joint of nearly equal strength to base material at high welding speed[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 589: 271–274.
- [14] LIU H J, HU Y Y, ZHAO Y Q, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AC4A+30vol.% SiC<sub>p</sub> composite[J]. Materials & Design (1980-2015), 2015,

- 65: 395–400.
- [15] WANG D, XIAO B L, WANG Q Z, et al. Friction stir welding of SiC<sub>p</sub>/2009Al composite plate[J]. *Materials & Design*, 2013, 47: 243–247.
- [16] FERNÁNDEZ R, IBÁÑEZ J, CIOFFI F, et al. Friction stir welding of 25%SiC/2124Al composite with optimal mechanical properties and minimal tool wear[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2017, 22(6): 526–535.
- [17] CIOFFI F, FERNÁNDEZ R, GESTO D, et al. Friction stir welding of thick plates of aluminum alloy matrix composite with a high volume fraction of ceramic reinforcement[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, 54: 117–123.
- [18] ZHANG X X, WANG D, XIAO B L, et al. Enhanced multiscale modeling of macroscopic and microscopic residual stresses evolution during multi-thermo-mechanical processes[J]. *Materials & Design*, 2017, 115: 364–378.
- [19] UZUN H. Friction stir welding of SiC particulate reinforced AA2124 aluminium alloy matrix composite[J]. *Materials & Design*, 2007, 28(5): 1440–1446.
- [20] CESCHINI L, BOROMEI I, MINAK G, et al. Effect of friction stir welding on microstructure, tensile and fatigue properties of the AA7005/10vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3p</sub> composite[J]. *Composites Science and Technology*, 2007, 67(3/4): 605–615.
- [21] MORADI M M, JAMSHIDI AVAL H, JAMAATI R, et al. Effect of SiC nanoparticles on the microstructure and texture of friction stir welded AA2024/AA6061[J]. *Materials Characterization*, 2019, 152: 169–179.
- [22] BAHRAMI M, FARAHMAND NIKOO M, BESHARATI GIVI M K. Microstructural and mechanical behaviors of nano-SiC-reinforced AA7075-O FSW joints prepared through two passes[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 626: 220–228.
- [23] 王东, 王全兆, 肖伯律, 等. 焊前热处理状态对 SiC<sub>p</sub>/Al-Cu-Mg 复合材料搅拌摩擦焊接头微观组织和力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2014, 50(4): 489–497.
- WANG Dong, WANG Quan-zhao, XIAO Bo-lii, et al. Effect of heat treatment before welding on microstructure and mechanical properties of friction stir welded SiC<sub>p</sub>/Al-Cu-Mg composite joints[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(4): 489–497.
- [24] 曹金营, 曹贺, 欧阳求保, 等. 多道次搅拌摩擦加工对 SiC<sub>p</sub>/2A14 铝合金复合材料显微组织和力学性能的影响[J]. *复合材料学报*, 2020, 37(11): 2861–2869.
- CAO Jin-ying, CAO He, OUYANG Qiu-bao, et al. Effect of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of SiC<sub>p</sub>/2A14 aluminum alloy composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2020, 37(11): 2861–2869.
- [25] 张璐, 张大童, 曹耿华. 搅拌摩擦加工制备羟基磷灰石增强镁复合材料的微观组织和力学性能[J]. *复合材料学报*, 2019, 36(10): 2341–2347.
- ZHANG Lu, ZHANG Da-tong, CAO Geng-hua. Microstructure and mechanical properties of hydroxyapatite reinforced magnesium composites prepared by friction stirring processing[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2019, 36(10): 2341–2347.
- [26] KALAISELVAN K, DINAHARAN I, MURUGAN N. Characterization of friction stir welded boron carbide particulate reinforced AA6061 aluminum alloy stir cast composite[J]. *Materials & Design*, 2014, 55: 176–182.
- [27] 李庆生, 李志, 贺小华. 锆-钛复合板焊接接头局部力学性能研究[J]. *稀有金属*, 2020, 44(12): 1240–1248.
- LI Qing-sheng, LI Zhi, HE Xiao-hua. Local mechanical properties of welded joint of Zr/Ti cladding plate[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2020, 44(12): 1240–1248.
- [28] SRIVATSAN T S, AL-HAJRI M, PETRAROLI M, et al. Influence of silicon carbide particulate reinforcement on quasi static and cyclic fatigue fracture behavior of 6061 aluminum alloy composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 325(1/2): 202–214.
- [29] WANG Z G, LI S, SUN L. Fatigue and fracture behaviors of discontinuously reinforced aluminum matrix composites[J]. *Key Engineering Materials*, 1995, 104/105/106/107: 729–748.

## Microstructure and mechanical properties of SiC<sub>p</sub>/2A14 composite thick plate FSW joints

GE Jun-wei<sup>1</sup>, ZHONG Yu<sup>2</sup>, ZHANG Lin-han<sup>2</sup>, XIE Ji-lin<sup>2,3</sup>, CHEN Yu-hua<sup>2</sup>, HE Peng<sup>3</sup>

(1. Guizhou Aerospace Tianma Electromechanical Technology Co., Ltd., Zunyi 563000, China;

2. Jiangxi Key Laboratory of Forming and Joining Technology for Aerospace Components, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

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

**Abstract:** FSW butt welding was attained for the 20 mm thick plates of SiC<sub>p</sub>/2A14 reinforced aluminum matrix composite with 15% in SiC volume fraction, and the microstructure and mechanical properties of the joint were analyzed. The results show that the composite welded joint can be divided into four zones, which are the base material (BM), heat-affected zone (HAZ), thermo-mechanical affected zone (TMAZ) and nugget zone (NZ). Among them, the base material microstructure presents a rolled strip organization, which is coarsened by heat in the HAZ. In the TMAZ, the extruded streamline microstructures composed of fine grains can be observed, and the strip microstructure in the NZ disappears, and a uniformly fine equiaxed grains are formed. Moreover, the SiC particles and white phase Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> in the NZ are fully refined and distributed in a diffuse and uniform manner. The lowest value of microhardness of the joint is observed at the interface of the HAZ and TMAZ, which is also the place where fracture occurs. The tensile strength, yield strength and elongation of the joints are 278 MPa, 255 MPa and 2.77%, respectively, which reach 83.91%, 77.62% and 71.76% of the BM, respectively. A maximum local strain of 16.8% at fracture is observed with digital image correlation method (DIC). The joint fracture mode is a mixed fracture mode of ductile fracture and brittle fracture.

**Key words:** friction stir welding; aluminum matrix composite; microstructure; mechanical property

**Foundation item:** Project(AWJ-22M11) supported by The Foundation of State Key Lab of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, China; Project(20181BCB19002) supported by the Key Projects of Jiangxi Superior Science and Technology Innovation Team, China;

**Received date:** 2021-07-20; **Accepted date:** 2021-09-27

**Corresponding author:** XIE Ji-lin; Tel: +86-13170875231; E-mail: xiejilin1990@126.com

(编辑 何学锋)