

DOI: [10.13801/j.cnki.fhclxb.20200306.002](https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200306.002)

多道次搅拌摩擦加工对 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 铝合金复合材料显微组织和力学性能的影响

曹金营, 曹贺, 欧阳求保*, 张荻

(上海交通大学 材料科学与工程学院, 上海 200240)

摘要: 采用搅拌摩擦加工 (FSP) 技术对 SiC 颗粒增强 2A14 铝合金 ($\text{SiC}_p/2\text{A14}$) 复合材料进行处理, 通过金相表征、电子背散射衍射 (EBSD)、SEM、硬度测试及力学拉伸实验等分析了多道次搅拌摩擦加工对 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料微观组织、力学性能及超塑性变形行为的影响。研究表明: 经搅拌摩擦加工后, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料搅拌区内 SiC 颗粒分布明显均匀, 晶粒细化, 其中 2 道次搅拌摩擦加工的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的晶粒尺寸最小, 为 $3.14 \mu\text{m}$ 。随着搅拌加工道次的增加, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的硬度降低, 室温抗拉强度和高温延伸率均先提高后降低, 其中 2 道次搅拌摩擦加工的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的室温抗拉强度为 319 MPa , 相较于未经 FSP 处理的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料提高了 41% , 在 500°C 、应变速率为 $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下高温延伸率为 609% , 相较于未经 FSP 处理的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料提高了 133% 。

关键词: 搅拌摩擦加工 (FSP); 铝基复合材料; 微观组织; 力学性能; 超塑性

中图分类号: TB331 文献标志码: A 文章编号: 1000-3851(2020)11-2861-09

Effect of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ aluminum alloy composites

CAO Jinying, CAO He, OUYANG Qiubao*, ZHANG Di

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: The SiC particle reinforced 2A14 aluminum alloy ($\text{SiC}_p/2\text{A14}$) composite was treated by friction stir processing (FSP) technology. The metallurgical characterization, electron backscatter diffraction (EBSD), SEM, hardness test and mechanical tensile test were used to analyze the influence of the multi-pass FSP on the microstructure, mechanical properties and superplastic deformation behavior of the $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite. The results show that the distribution of SiC particles in the $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite stirring zone is obviously uniform and the grain is refined after FSP. The grain size of the $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite with 2-pass of FSP is the smallest, which is $3.14 \mu\text{m}$. With the increase of processing passes, the hardness of the $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite decreases, and the tensile strength at room temperature and the elongation at high temperature both increase first and then decrease. Among them, the $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite with 2-pass FSP reaches the peak, and the tensile strength at room temperature is 319 MPa , which is 41% higher than the $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite without FSP, and the elongation is 609% at 500°C and the strain rate is $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, which is 133% higher than the $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite without FSP.

Keywords: friction stir processing(FSP); aluminum matrix composite; microstructure; mechanical properties; superplasticity

收稿日期: 2019-12-04; 录用日期: 2020-02-28; 网络首发时间: 2020-03-06 14:15:28

网络首发地址: <https://doi.org/10.13801/j.cnki.fhclxb.20200306.002>

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB0704400)

通信作者: 欧阳求保, 博士, 研究员, 博士生导师, 研究方向为金属基复合材料 E-mail: oyqb@sjtu.edu.cn引用格式: 曹金营, 曹贺, 欧阳求保, 等. 多道次搅拌摩擦加工对 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 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 Jinying, CAO He, OUYANG Qiubao, et al. Effect of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ aluminum alloy composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2020, 37(11): 2861-2869(in Chinese).

铝基复合材料由于其优异的力学性能和良好的应用前景而备受关注，被视为新一代轻质高强度材料的理想候选^[1]。相比铝合金，铝基复合材料具有更高的杨氏模量、比刚度、比强度和耐磨性^[2-3]，在航空航天、交通运输、电子通信等领域都取得了一定应用。其中，颗粒增强铝基复合材料凭借成本较低、各向同性、制备工艺简单等优点^[4]，一直是金属基复合材料领域的研究热点之一。搅拌铸造法作为颗粒增强铝基复合材料常用的制备方法，具有效率高、生产成本低等优势，适合实际工业中的大规模生产，但同时由于增强体颗粒较大的比表面积及颗粒与基体合金之间的密度差，导致在搅拌铸造过程中增强体颗粒容易发生团聚，不易分散均匀^[5-6]，且材料中脆性增强体的引入会导致材料的塑性及加工性能变差，为制备加工复杂精密零件带来一定的困难^[7]。

大塑性变形技术^[8]不仅可以解决增强体颗粒团聚的问题，且具有明显的晶粒细化作用，有利于提高复合材料的力学性能。其中，搅拌摩擦加工(FSP)^[9-10]作为一种在搅拌摩擦焊基础上发展而来的新型塑性变形技术，具有工艺简单、加工流程短等优点，已被证明是一种非常有效的晶粒细化技术^[11-14]。通过FSP不会明显改变材料的形状和尺寸，且加工后材料晶粒得到细化，具有优异的室温力学性能和高温超塑性。近年来，开展了很多FSP技术在铝基复合材料上的研究。Ju等^[15]对原位自生的纳米TiB₂颗粒增强铝基复合材料进行多道次FSP，发现晶粒明显细化，4道次加工后的复合材料屈服强度提高了48%。Zhao等^[16]对不同含量(1wt%、3wt%、5wt%)的纳米ZrB₂/2024Al复合材料进行FSP，发现基体晶粒尺寸减小至1μm，在750 K变形温度下获得了292.5%的最大延伸率。

现今SiC颗粒增强铝基复合材料由于其优异性能而备受关注，已经被成功应用于航空航天结构件^[17]、空间站太阳能电池结构框架^[18]等重要航天组件。但由于SiC颗粒在铸造过程中极易发生团聚现象，限制了颗粒对材料的增强效果，最终影响复合材料的性能。通过FSP技术可以有效解决复合材料中SiC颗粒团聚的问题，同时能够细化晶粒，得到均匀稳定的细晶组织和良好的力学性能，对SiC颗粒增强铝基复合材料性能的进一步提高具有一定的指导意义。目前对于FSP在铝基复合材料上的研究大多集中在复合材料制备及纳米颗粒增强铝基复合材料组织优化方面，对于

微米SiC颗粒增强铝基复合材料，其晶粒组织及超塑性性能与FSP工艺之间的规律还有待研究完善。本文主要通过多道次FSP来改变SiC颗粒增强2A14铝合金(SiC_P/2A14)复合材料的颗粒分布和晶粒尺寸，从而提高复合材料的力学性能和超塑性，并系统分析了不同道次FSP工艺对SiC_P/2A14复合材料组织性能的影响规律。

1 实验材料及方法

实验所用材料为体积分数为10vol%的SiC颗粒增强2A14铝合金(SiC_P/2A14)复合材料，其中，2A14铝合金的化学成分如表1所示，SiC颗粒的平均尺寸为15 μm。SiC_P/2A14复合材料的制备采用搅拌铸造法，首先将SiC颗粒加入到780℃的铝熔体中混合并通过机械搅拌使其分散均匀，然后将混合物浇注成铸锭，之后对制备好的复合铸锭在挤压温度为460℃、挤压比为16:1的条件下进行挤压处理，最后通过线切割加工得到尺寸为300 mm×60 mm×6 mm的SiC_P/2A14复合材料板材。

表1 2A14铝合金的化学成分及含量

Table 1 Chemical composition of 2A14 aluminum alloy
wt%

Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ti	Ni	Al
0.6-1.2	3.9-4.8	0.4-0.8	0.4-1.0	0-0.7	≤0.3	≤0.15	≤0.1	Balance

搅拌摩擦加工(FSP)实验在拓璞公司提供的多轴搅拌摩擦焊机床上进行，实验选用H13钢制成的带有三平面的锥形螺纹圆搅拌头，其轴肩直径为18 mm，搅拌针根部直径为8 mm，头部直径为5 mm，长度为5.7 mm。实验参数为：搅拌头转速为600 r/min，加工速度为80 mm/min，搅拌针倾角为2.5°，轴肩压下量0.2 mm。FSP过程如图1所示，搅拌头下压保证轴肩下端与板材表面接触紧密，搅拌头逆时针旋转，沿同一方向连续对材料进行1~4道次的FSP。图2为FSP前后搅拌头对比。可以看出，经过多轮FSP后，搅拌头表面

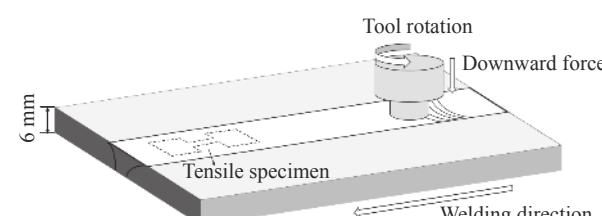


图1 搅拌摩擦加工(FSP)示意图

Fig. 1 Schematic diagram of friction stir processing(FSP)

螺纹磨损较严重, 这是由于 SiC 颗粒存在导致的。

沿材料横截面取样, 进行磨抛后, 采用 ZEISS Axio Scope.A1 型号光学显微镜观察材料的微观组织和 SiC 颗粒的分布情况; 电子背散射衍射 (EBSD) 样品取自材料搅拌区, 通过 Leica 三离子束切割仪对样品进行离子抛光, 采用 MIRA3 型 SEM 进行 EBSD; 采用 Zwick Zhu 自动维氏硬度计沿材料横截面在距加工表面分别为 1 mm、2 mm、3 mm 的层面上进行显微硬度测量, 测试载荷为 400 g, 加载时间为 10 s, 相邻硬度点之间的测试间距为 0.5 mm; 室温单轴拉伸实验在 Zwick Z100 试验机上以 0.5 mm/min 的恒定拉伸速率进行, 拉伸试样取自材料 FSP 区域, 拉伸方向与加工方向相同, 试样尺寸如图 3(a) 所示, 拉伸实验后, 通过 SEM 观察拉伸断口形貌; 高温拉伸实验在 Zwick Z050 高温力学试验机上进行, 其试样截取方式与室温拉伸试样类似, 试样尺寸如图 3(b) 所示。

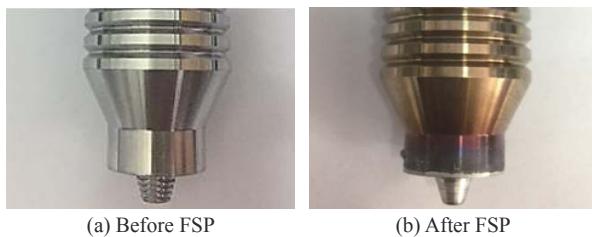


图 2 FSP 前后搅拌头对比

Fig. 2 Comparison of welding tool before and after FSP

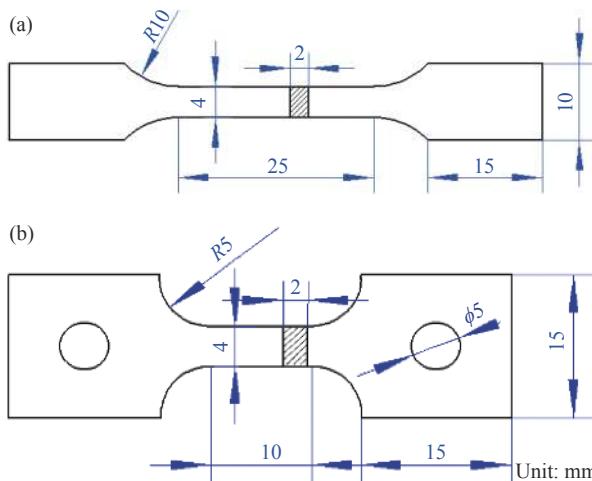


图 3 SiC 颗粒增强 2A14 铝合金 ($\text{SiC}_p/2\text{A14}$)

复合材料拉伸试样的形状和尺寸

Fig. 3 Shape and dimension of SiC particle reinforced 2A14 aluminum ($\text{SiC}_p/2\text{A14}$) composites tensile specimen((a) Room temperature tensile specimen; (b) High temperature tensile specimen)

2 结果与讨论

2.1 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的微观形貌

2.1.1 SiC 颗粒的分布及尺寸

图 4(a) 为 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材区 (未经 FSP 处理的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料区域) 的金相组织。可以看出, 母材区内 SiC 颗粒分布不均匀, 尺寸大小不一, 且存在少量尺寸较大的 Al_2Cu 第二相 (如图中圆圈所示)。图 4(b) 为 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料热影响区到搅拌区过渡的金相组织 (图中虚线所示)。可以看出, SiC 颗粒在 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料热影响区和搅拌区的分布明显不同, 经过 FSP 后, 搅拌区内的 SiC 颗粒分布明显均匀化, 且大尺寸的 Al_2Cu 相基本消失, 部分尺寸较小的 Al_2Cu 相均匀分布在基体上, 这是由于在 FSP 过程中粗大的第二相 Al_2Cu 发生破碎及部分溶解。图 4(c) 为 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料搅拌区中心的金相组织。可以看到, SiC 颗粒均匀地分布在基体上。

图 5 为不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料 SiC 颗粒的尺寸分布。可以看出, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材中 SiC 颗粒的平均长轴尺寸约为 $13.8 \mu\text{m}$, 平均短轴尺寸约为 $8.5 \mu\text{m}$ 。而经过 1 道次 FSP 后, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料中 SiC 颗粒的平均长轴尺寸降低至 $11.1 \mu\text{m}$, 平均短轴尺寸降低至 $7.1 \mu\text{m}$ 。随着搅拌道次的增加, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料中 SiC 颗粒的平均长轴尺寸略有降低, 平均短轴尺寸基本不变。

在 FSP 过程中, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料搅拌区内会发生剧烈的塑性变形, 材料软化, 发生流动混合, 导致 SiC 颗粒重新排布, 均匀分布在基体上。另一方面, 由于搅拌头和 SiC 颗粒之间发生剧烈的摩擦接触, 导致 SiC 颗粒在搅拌过程中发生破碎或钝化, 使 SiC 颗粒尺寸减小。

2.1.2 Al 基体晶粒演变

图 6 为 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材及不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的 EBSD 图像。表 2 为 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材及不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料晶粒尺寸和高角度晶界 (HAGB) 含量。由图 6 可以看出, 未经 FSP 处理的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材晶粒大小不一, 部分晶粒的尺寸达到几十微米, 有一定的取向性, 且大角度晶界含量较低。经 FSP 后的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料搅拌区内晶粒基本为细小的等轴晶, 且晶粒尺寸随着搅拌道次的增加先减小后增大。由表 2 可知, 1 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料晶粒尺寸为 $4.73 \mu\text{m}$, 2 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料晶粒尺寸为 $3.14 \mu\text{m}$,

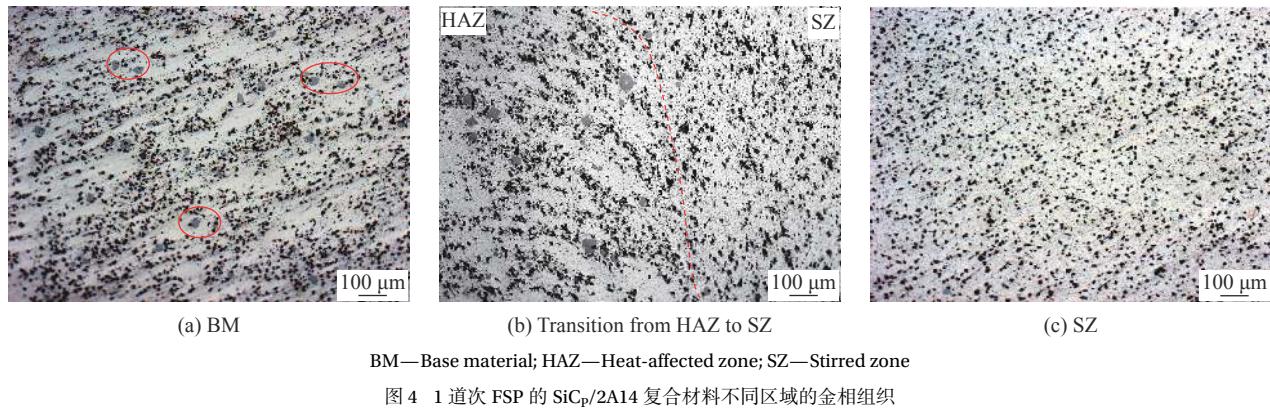


Fig. 4 Optical microstructures of different zones of $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ composites by 1-pass FSP

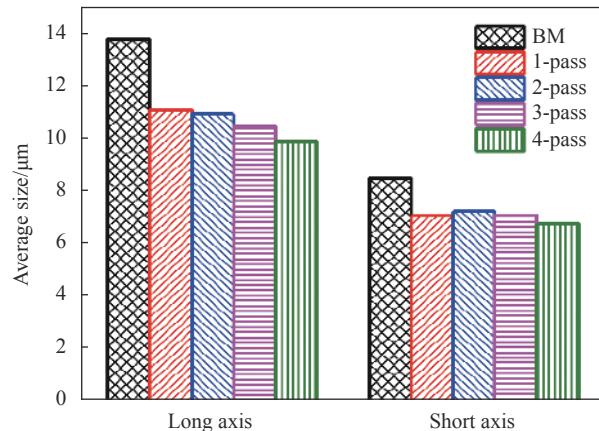


图 5 不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料 SiC 颗粒的尺寸分布

Fig. 5 Size distribution of SiC particles of $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ composites with different pass of FSP

3道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料晶粒尺寸为 $5.56 \mu\text{m}$, 4道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料晶粒尺寸为 $6.6 \mu\text{m}$, 均小于 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料母材平均晶粒尺寸 ($9.3 \mu\text{m}$), 其中 2道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料晶粒尺寸最小。经 FSP 后的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料高角度晶界含量均在 85% 以上, 高于 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料母材, 说明 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料在 FSP 过程中发生了动态再结晶。

晶粒细化的主要原因是发生了动态再结晶^[19], FSP 过程中, 搅拌工具与 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料间发生剧烈摩擦, 引入大量的热输入, 使 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料内部温度升高至再结晶温度以上, 同时 FSP 会使 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料内部发生塑性变形, 在强烈的塑性变形和摩擦热效应共同作用下, 导致复合材料基体发生动态再结晶, 晶粒尺寸得到细化。随着搅拌道次的增加, 经 3道次和 4道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料晶粒较 2道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料晶粒发生长大, 这是由于多道次 FSP

是连续进行的, 每道次加工之间的时间间隔仅为 20 s , 热量来不及散失, 使随着搅拌道次的增加, 基体内部经过多次重复热循环过程, 热积累越来越多, 温度随之升高, 导致再结晶晶粒发生长大。

2.2 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料的力学性能

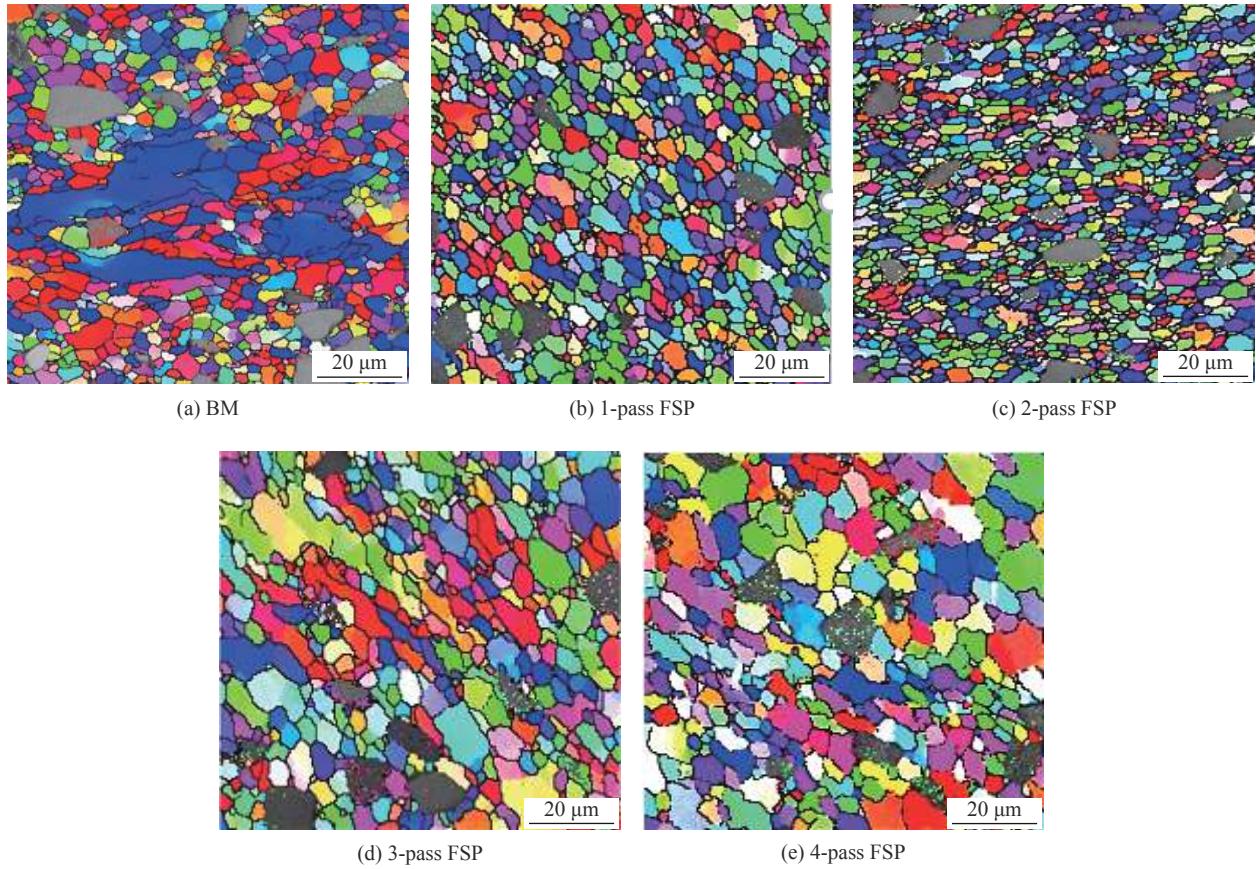
2.2.1 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料的显微硬度

图 7 为经不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料在距加工表面为 2 mm 层面上的显微硬度分布(沿厚度方向不同层面上的显微硬度分布基本一致)。可以看出, 不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料的显微硬度分布趋势基本一致。 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料母材的平均硬度为 70 HV 。经 FSP 后, $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料搅拌区的平均硬度在 $100\text{--}120 \text{ HV}$ 之间, 且出现一定宽度的硬度平台。1道次和 2道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料搅拌区的平均硬度分别为 114.2 HV 和 111.1 HV , 变化不大, 随着搅拌道次继续增加, 搅拌区的硬度降低, 经过 4道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料平均硬度仅为 103.6 HV 。

一般情况下, 复合材料的硬度与晶粒尺寸和增强体颗粒有关。由 2.1 节结果可知, 经 FSP 后, $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料搅拌区内的晶粒尺寸减小, 单位体积内的晶界数量增加, 晶界对位错运动的阻碍作用增强, 使复合材料搅拌区的硬度相对于复合材料母材明显提高, 另一方面, $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料搅拌区内的 SiC 颗粒经 FSP 后分布明显均匀, 尺寸减小, 弥散强化作用增强^[20], 且 FSP 过程中, 粗大的第二相 Al_2Cu 破碎后发生部分溶解, 均导致搅拌区内的硬度提高。而随着搅拌道次的增加, 3道次和 4道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料搅拌区的晶粒发生长大, 复合材料搅拌区的硬度降低。

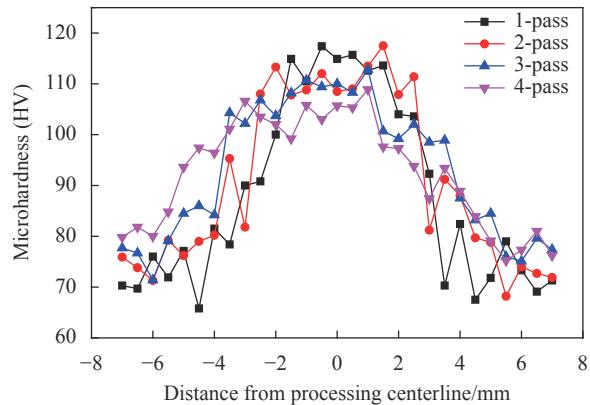
2.2.2 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料的室温拉伸性能

图 8 为 $\text{SiC}_p/2\text{A}14$ 复合材料母材及经不同道次

图 6 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材及不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的电子背散射衍射 (EBSD) 图像Fig. 6 Electron backscatter diffraction(EBSD) images of $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite BM and $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composites by different pass of FSP表 2 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材及不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料晶粒尺寸和高角度晶界 (HAGB) 含量Table 2 Grain sizes and high angle grain boundary (HAGB) contents of $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite BM and $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composites with different pass of FSP

	Grain size/μm	Content of HAGB/%
BM	9.30	62.0
1-pass FSP	4.73	86.9
2-pass FSP	3.14	88.9
3-pass FSP	5.56	86.5
4-pass FSP	6.60	87.3

的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的室温拉伸性能。可以看出, 相比 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材, 经过 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料屈服强度和拉伸强度明显提高, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材的屈服强度为 121 MPa, 抗拉强度为 227 MPa, 经 1~4 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的屈服强度分别为 179 MPa、191 MPa、175 MPa、171 MPa, 抗拉强度分别为 311 MPa、319 MPa、279 MPa、286 MPa。其中 2 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料屈服强度和抗拉强度最高, 较 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材分别提高了 58% 和 41%。

图 7 不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的显微硬度分布Fig. 7 Microhardness distribution of $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composites by different pass of FSP

$\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材的延伸率为 9.5%, 1~4 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料延伸率分别为 12.6%、13.7%、7.4%、6.4%, 其中 2 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料延伸率较 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材提高了 44%。从图 8(b) 可以看出, 随着搅拌道次的增加, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的强度和延伸率均呈先增

大后减小的趋势，2道次FSP的SiC_p/2A14复合材料强度和延伸率最高。根据Hall-Petch关系^[21]可知，复合材料强度与晶粒尺寸成反比，晶粒细化会提高复合材料的强度，因此2道次FSP的SiC_p/2A14复合材料屈服强度和抗拉强度最高，而3道次和4道次FSP的SiC_p/2A14复合材料由于晶粒长大而导致强度减小。**表3**为T6状态下SiC_p/2A14复合材料母材及2道次FSP的SiC_p/2A14复合材料室温拉伸性能。可以看出，在T6状态下，2道次FSP的SiC_p/2A14复合材料屈服强度为536 MPa，抗拉强度为587 MPa，较SiC_p/2A14复合材料母材分别提高了28%和24%，延伸率较SiC_p/2A14复合材料母材略有下降。

表3 T6状态下SiC_p/2A14复合材料室温拉伸性能

Table 3 Tensile properties of SiC_p/2A14 composites in T6 state

State	Yield strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa	Elongation/%
BM-T6	417	475	4.5
2-pass-T6	536	587	3.4

图9为SiC_p/2A14复合材料母材及2道次和4道次FSP的SiC_p/2A14复合材料室温拉伸断口的SEM图像。由图9(a)可以看出，SiC_p/2A14复合材料母材的断口表面韧窝数量较少，且分布着体积较大的SiC颗粒，大部分SiC颗粒都已在内部发生破碎。由图9(b)和图9(c)可以看出，经FSP后，SiC_p/2A14复合材料断口表面韧窝数量明显增多，且尺寸小而均匀，SiC颗粒破碎现象减少。这是由于在FSP过程中，SiC颗粒分布更加均匀，晶粒得到细化，使形成的韧窝数量较多，且尺寸

较小。相比4道次FSP的SiC_p/2A14复合材料，2道次FSP的SiC_p/2A14复合材料断口表面韧窝大小更加均匀，这是由于晶粒细化的效果。

2.2.3 SiC_p/2A14复合材料的超塑性

表4为未经FSP处理的SiC_p/2A14复合材料在不同高温拉伸条件下的延伸率。可以看出，在500℃变形温度下，未经FSP处理的SiC_p/2A14复合材料的延伸率基本达到峰值，在应变速率为 1×10^{-3} s⁻¹和 1×10^{-2} s⁻¹条件下，SiC_p/2A14复合材料的延伸率均超过200%，具有超塑性变形能力。其中，在变形温度为500℃、应变速率为 1×10^{-3} s⁻¹条件下，SiC_p/2A14复合材料的延伸率最高，达到261%，从而初步确定SiC_p/2A14复合材料的最佳超塑性变形条件。

图10为在变形温度为500℃、应变速率为 1×10^{-3} s⁻¹条件下不同道次FSP的SiC_p/2A14复合材料的延伸率。可以看出，在500℃、应变速率为 1×10^{-3} s⁻¹条件下经FSP的SiC_p/2A14复合材料的高温延伸率均有不同程度的提高，未经FSP处理的SiC_p/2A14复合材料母材高温延伸率最大可达到261%，经1~4道次FSP的SiC_p/2A14复合材料最大延伸率分别为407%、609%、456%、293%。其中，经2道次FSP的SiC_p/2A14复合材料高温延伸率最高，较SiC_p/2A14复合材料母材提高了133%，说明在500℃、应变速率为 1×10^{-3} s⁻¹条件下，FSP能够提高SiC_p/2A14复合材料的超塑性性能；且随着搅拌道次的增加，SiC_p/2A14复合材料的延伸率呈先增大后减小的趋势，经4道次FSP的SiC_p/2A14复合材料延伸率较SiC_p/2A14复合材料母材仅提高了12%。

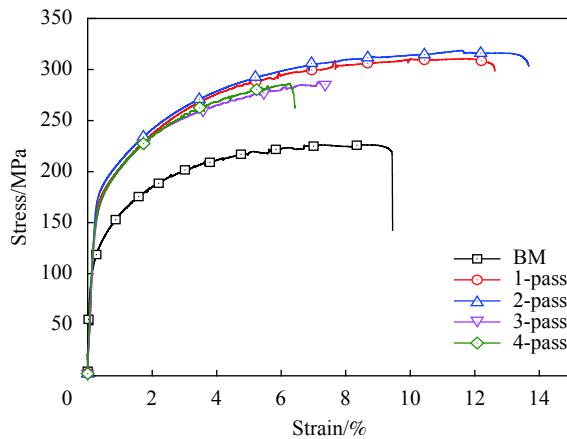


图8 SiC_p/2A14复合材料母材及不同道次FSP的SiC_p/2A14复合材料的拉伸性能

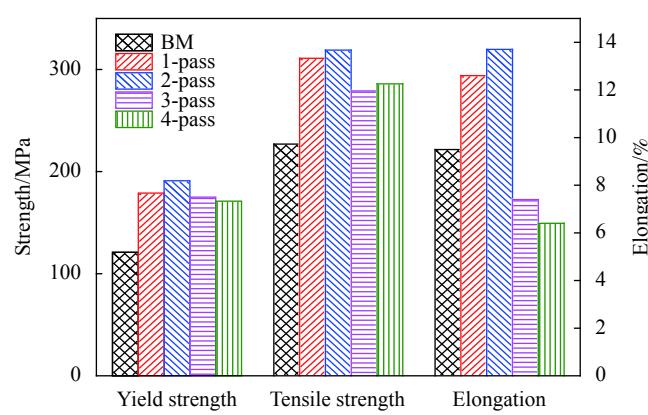
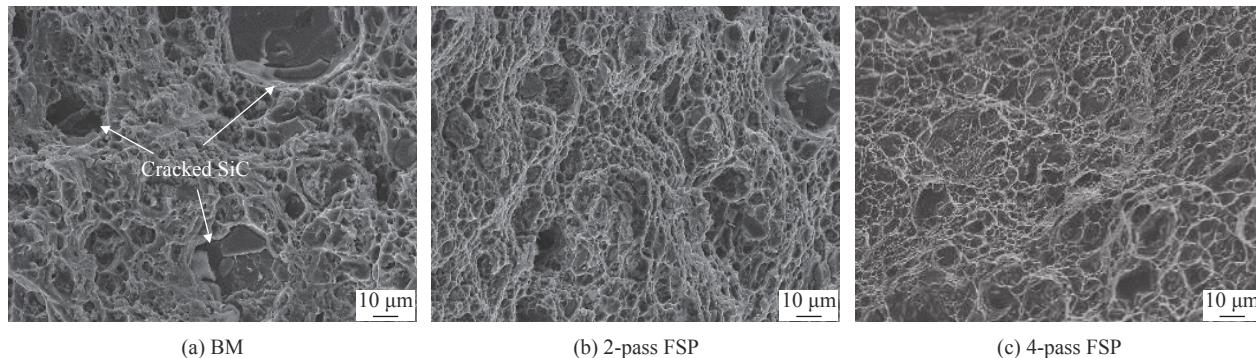
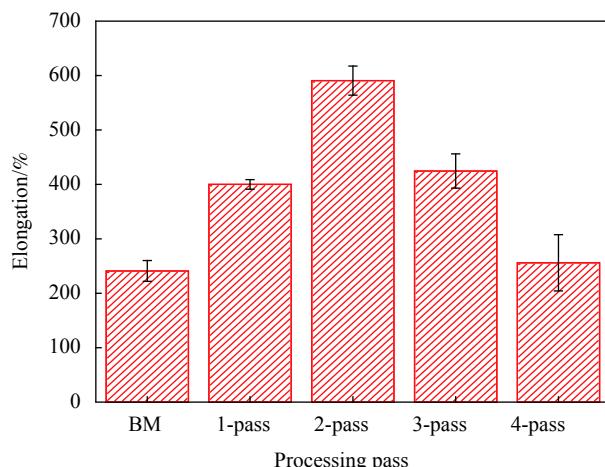


Fig. 8 Tensile properties of SiC_p/2A14 composite BM and SiC_p/2A14 composites by different pass of FSP

图 9 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材及 2 道次和 4 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料拉伸断口的 SEM 图像Fig. 9 SEM images of tensile fracture of $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composite BM and $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composites by two-pass and four-pass FSP表 4 未经 FSP 处理的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料在不同高温拉伸条件下的延伸率Table 4 Elongation of $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composites without FSP under different high temperature tensile conditions

Temperature/°C	Elongation/%		
	$1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	$1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	$1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$
460	189	152	94
480	203	194	118
500	261	223	116
520	220	158	43

图 10 500°C 和 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 应变速率条件下不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的延伸率Fig. 10 Elongation of $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composites by different pass of FSP at 500°C and strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

对于许多超塑性材料, 晶界滑移通常是超塑性变形的重要机制之一^[22], 当变形温度较低时, 晶界滑移主要通过扩散或位错运动来协调; 当变形温度高于材料的局部熔化温度时, 通过液相协调的界面滑动起重要作用^[23]。尺寸小且稳定的等轴晶结构有利于促进晶间扩散, 是影响晶界滑移的重要因素之一。在高温条件下, 材料晶界之间

的结合被削弱, 当变形受到切应力作用时, 晶粒之间会发生滑移, 产生超塑性现象。由 2.1.2 节结果可知, 经 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料搅拌区内的晶粒均为细小的等轴晶, 晶粒越小, 单位体积内晶界数量越多, 晶界滑移的作用越强, 对超塑性变形的贡献越大, 经 2 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料晶粒尺寸最小, 因此超塑性性能最佳。且大角度晶界在切应力作用下更容易发生晶界滑移, 而小角度晶界则十分困难, 经 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料大角度晶界比例在 85% 以上, 高于 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材, 因此在高温变形时, 经 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料搅拌区内部更容易发生大量的晶界滑移, 使超塑性性能提高。

在整个超塑性变形过程中, 晶界滑移容易在增强体与基体的相界处产生应力集中, 阻碍晶界的滑移^[24]。由 2.1.1 节结果可知, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材中 SiC 颗粒分布不均匀, 存在大尺寸颗粒, 晶界滑移时更容易在大尺寸颗粒处发生应力集中, 而 FSP 有效改善了 SiC 颗粒分布的问题, 使其能够均匀分布, 大尺寸 SiC 颗粒基本消失, 应力集中不易发生, 经 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料超塑性得到提高。

图 11 为不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料经高温拉伸后的宏观形貌。可以看出, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料变形基本均匀, 无明显的局部颈缩现象。对于高温拉伸过程中复合材料失效的原因, 一般认为是在高温条件下, 复合材料晶粒发生长大, 晶界滑移受到阻碍, 沿晶界处会产生孔洞并长大, 从而最终导致复合材料断裂。

3 结论

(1) 通过搅拌摩擦加工 (FSP) 技术对 SiC 颗粒

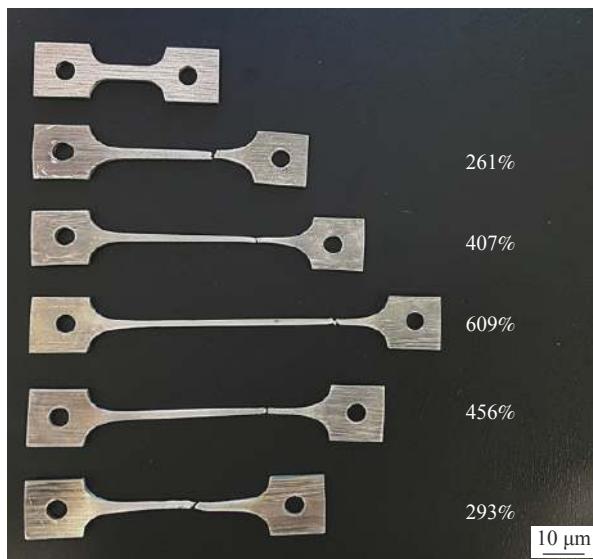


图 11 不同道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料超塑性断裂后形貌

Fig. 11 Superplastic fracture morphologies of $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ composites by different pass of FSP

增强 2A14 铝合金 ($\text{SiC}_p/2\text{A14}$) 复合材料进行多道次加工处理, 可以有效改善 SiC 颗粒的分布, 细化 SiC 颗粒的尺寸, 获得均匀、致密的组织结构。

(2) FSP 过程中, 在剧烈塑性变形和摩擦热效应共同作用下, 发生动态再结晶使 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料晶粒细化, 其中 2 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料平均晶粒尺寸最小, 达到 $3.14 \mu\text{m}$ 。

(3) 经 FSP 处理的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料力学性能得到提升, 随着加工道次的增加, $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料的硬度降低, 强度和延伸率均先增大后减小, 其中 2 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料屈服强度和抗拉强度较 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材分别提高了 58% 和 41%, 延伸率提高了 44%; 经 T6 热处理后, 2 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料屈服强度和抗拉强度较 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材分别提高了 28% 和 24%, 延伸率略有下降。

(4) $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料经多道次 FSP 处理后, 在 500°C 、应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下的超塑性性能均得到提升, 经 2 道次 FSP 的 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料高温延伸率达到最大值, 为 609%, 较 $\text{SiC}_p/2\text{A14}$ 复合材料母材提高了 133%。

参考文献:

- [1] SALIH O S, OU H, SUN W, et al. A review of friction stir welding of aluminium matrix composites[J]. *Materials & Design*, 2015, 86: 61-71.
- [2] HASSAN A M, ALMOMANI M, QASIM T, et al. Effect of pro-

cessing parameters on friction stir welded aluminum matrix composites wear behavior[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2012, 27(12): 1419-1423.

- [3] 李惠, 焦雷, 梅运柱, 等. 挤压对 $\text{ZrB}_2/6063\text{Al}$ 复合材料组织及其摩擦磨损特性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(10): 3017-3022.
- [4] LI H, JIAO L, MEI Y Z, et al. Effects of extrusion on microstructure and friction wear resistance in situ $\text{ZrB}_2/6063\text{Al}$ aluminum matrix composites[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(10): 3017-3022(in Chinese).
- [5] 肖伯律, 黄治治, 马凯, 等. 非连续增强铝基复合材料的热变形行为研究进展[J]. *金属学报*, 2019, 55(1): 59-72.
- [6] XIAO B L, HUANG Z Y, MA K, et al. Research on hot deformation behaviors of discontinuously reinforced aluminum composites[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(1): 59-72(in Chinese).
- [7] GHANDVAR H, FARAHANY S, IDRIS J. Wettability enhancement of SiC_p in cast A356/ SiC_p composite using semisolid process[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2015, 30(12): 1442-1449.
- [8] HASHIM J, LOONEY L, HASHMI M S J. Metal matrix composites: Production by the stir casting method[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1999, 92-93(99): 1-7.
- [9] 韩远飞, 孙相龙, 邱培坤, 等. 颗粒增强钛基复合材料先进加工技术研究与进展[J]. 复合材料学报, 2017, 34(8): 1625-1635.
- [10] HAN Y F, SUN X L, QIU P K, et al. Research and development of processing technology on particulate reinforced titanium matrix composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2017, 34(8): 1625-1635(in Chinese).
- [11] 郭炜, 王渠东. 大塑性变形制备超细晶复合材料的研究进展[J]. *锻压技术*, 2010, 35(1): 4-9.
- [12] GUO W, WANG Q D. Research progress of fabricating ultrafine-grained composites by severe plastic deformation[J]. *Forging & Stamping Technology*, 2010, 35(1): 4-9(in Chinese).
- [13] MISHRA R S, MA Z Y, CHARIT I. Friction stir processing: A novel technique for fabrication of surface composite[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2003, 341(1-2): 307-310.
- [14] MISHRA R S, MAHONEY M W. Friction stir processing: A new grain refinement technique to achieve high strain rate superplasticity in commercial alloys[J]. *Materials Science Forum*, 2001, 357-359: 507-514.
- [15] DU Z, TAN M J, GUO J F, et al. Fabrication of a new $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CNTs}$ composite using friction stir processing (FSP)[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 667: 125-131.
- [16] ZHANG W, DING H, CAI M, et al. Ultra-grain refinement and enhanced low-temperature superplasticity in a fric-

- tion stir-processed Ti-6Al-4V alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 727: 90-96.
- [13] SAIKRISHNA N, PRADEEP K R G, MUNIRATHINAM B, et al. Influence of bimodal grain size distribution on the corrosion behavior of friction stir processed biodegradable AZ31 magnesium alloy[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2016, 4(1): 68-76.
- [14] 陈菲菲, 黄宏军, 薛鹏, 等. 搅拌摩擦加工超细晶材料的组织和力学性能研究进展[J]. *材料研究学报*, 2018, 32(1): 1-11.
- CHEN F F, HUANG H J, XUE P, et al. Research progress on microstructure and mechanical properties of friction stir processed ultrafine-grained materials[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2018, 32(1): 1-11(in Chinese).
- [15] JU X F, ZHANG F G, CHEN Z, et al. Microstructure of multi-pass friction-stir-processed Al-Zn-Mg-Cu alloys reinforced by nano-sized TiB₂ particles and the effect of T6 heat treatment[J]. *Metals*, 2017, 7(12): 530.
- [16] ZHAO Y T, KAI X Z, CHEN G, et al. Effects of friction stir processing on the microstructure and superplasticity of in situ nano-ZrB₂/2024Al composite[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2016, 26(1): 69-77.
- [17] PRATER T. Friction stir welding of metal matrix composites for use in aerospace structures[J]. *Acta Astronautica*, 2014, 93: 366-373.
- [18] OUYANG Q B, LI R X, WANG W L, et al. Light weight and high modulus aluminum matrix composite and its application into aerospace[J]. *Materials Science Forum*, 2007, 546-549: 1551-1554.
- [19] ARORA H S, SINGH H, DHINDAW B K. Composite fabrica-
tion using friction stir processing—a review[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 61(9-12): 1043-1055.
- [20] 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 L, ZHANG D T, CAO G H. Microstructure and mechanical properties of hydroxyapatite reinforced magnesium composites prepared by friction stirring processing[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2019, 36(10): 2341-2347(in Chinese).
- [21] XUE P, WANG B B, CHEN F F, et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir processed Cu with an ideal ultrafine-grained structure[J]. *Materials Characterization*, 2016, 121: 187-194.
- [22] MOUSTAFA E. Effect of multi-pass friction stir processing on mechanical properties for AA2024/Al₂O₃ nanocomposites[J]. *Materials*, 2017, 10(9): 1053.
- [23] HUANG H Y, FAN G L, TAN Z Q, et al. Superplastic behavior of carbon nanotube reinforced aluminum composites fabricated by flake powder metallurgy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2017, 699: 55-61.
- [24] 焦雷, 赵玉涛, 王晓路, 等. 铝基复合材料高应变速率及低温超塑性的研究进展[J]. *材料导报*, 2013, 27(3): 119-123, 132.
- JIAO L, ZHAO Y T, WANG X L, et al. The development of high strain rate and low temperature superplasticity in aluminum matrix composites[J]. *Materials Review*, 2013, 27(3): 119-123, 132(in Chinese).