

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.6034

# 搅拌摩擦加工对耐高温 SiC/Al 复合材料组织及性能影响

郭明欣<sup>1</sup>, 张士琦<sup>2</sup>, 谭东<sup>2</sup>, 胡红洁<sup>1</sup>, 咎宇宁<sup>1</sup>, 马凯<sup>1</sup>, 刘振宇<sup>1</sup>, 肖伯律<sup>1</sup>, 马宗义<sup>1</sup>

(1. 中国科学院金属研究所 辽宁 沈阳 110016 2. 中车戚墅堰机车车辆工艺研究所股份有限公司 江苏 常州 213011)

**摘要:** 针对 SiC/Al 复合材料搅拌摩擦加工工艺参数敏感的挑战, 本研究以 25%SiC(质量分数)+1.5%TiO<sub>2</sub>(质量分数)+1%CNT/Al(体积分数)-1%Cu(质量分数)为原料制备的复合材料为对象, 探究搅拌摩擦加工行进速度对微观组织与力学性能的影响规律, 为制动盘工艺优化提供依据。采用粉末冶金工艺制备基体材料, 通过单次搅拌摩擦加工(行进速度分别为 50 和 100 mm/min)得到 FSP50、FSP100 试样。通过微观组织分析及拉伸性能测试, 系统研究了搅拌摩擦加工行进速度对复合材料微观组织、室温及 300 °C 拉伸性能的影响。结果表明, FSP 通过剪切-流变协同作用促进 SiC 颗粒均匀分布; 通过热-力耦合作用细化 Al<sub>3</sub>Ti 及 Al<sub>2</sub>Cu 颗粒尺寸; 晶粒尺寸随行进速度增加而细化; FSP100 通过细晶强化和组织均匀化提升室温强度, 抗拉强度达 407 MPa; 300 °C 下基体软化与界面退化导致复合材料强度下降; FSP 引入的细小 SiC 颗粒界面在高温下更易发生脱粘。

**关键词:** 铝基复合材料; 搅拌摩擦加工; SiC; 微观组织; 拉伸性能

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)05-0510-10

## Effects of Friction Stir Processing on the Microstructure and Properties of Heat-resistant SiC/Al Composite

GUO Mingxin<sup>1</sup>, ZHANG Shiqi<sup>2</sup>, TAN Dong<sup>2</sup>, HU Hongjie<sup>1</sup>, ZAN Yuning<sup>1</sup>, MA Kai<sup>1</sup>,  
LIU Zhenyu<sup>1</sup>, XIAO Bolyu<sup>1</sup>, MA Zongyi<sup>1</sup>

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 2. CRRC Qishuyan Institute Co., Ltd., Changzhou 213011, China)

**Abstract:** To address the challenge of determining the process parameter sensitivity in friction stir processing (FSP) of SiC/Al composites, this study investigated the influence of travel speed on the microstructure and mechanical properties of a 25 wt.% SiC+1.5 wt.% TiO<sub>2</sub>+1 vol.% CNT/Al-1 wt.% Cu composite, aiming to provide a theoretical basis for optimizing the manufacturing process of brake discs. The base material was fabricated via powder metallurgy, and single-pass FSP was subsequently conducted using travel speeds of 50 mm/min (sample FSP50) and 100 mm/min (sample FSP100). Through microstructural characterization and tensile testing, a systematic analysis was conducted to evaluate the influence of travel speed on the microstructure and tensile properties at both room temperature and 300 °C. The results indicate that FSP promotes a homogeneous distribution of SiC particles through the combined effects of shear and rheological flow; the thermomechanical coupling during FSP effectively refines the Al<sub>3</sub>Ti and Al<sub>2</sub>Cu particles, and the grain size decreases with increasing FSP travel speed. FSP100 exhibits an enhancement in room-temperature tensile strength, reaching 407 MPa, which is attributed to increased grain boundary strengthening and improved microstructural homogeneity; at 300 °C, the composite strength decreases due to matrix softening and interfacial degradation. The fine SiC particle-Al interfaces introduced by FSP are more susceptible to debonding under high-temperature conditions.

**Key words:** aluminium matrix composites; friction stir processing; SiC; microstructure; tensile properties

收稿日期: 2026-03-10

基金项目: 国家重点研发计划(2023YFB3710601)

作者简介: 郭明欣, 2000 年生, 硕士生. 主要从事铝基复合材料加工研究工作. Email: bjcyqgm@163.com

通信作者: 咎宇宁, 1992 年生, 博士, 项目研究员. 主要从事铝基复合材料研究工作. Email: ynzan15b@imr.ac.cn

引用格式: 郭明欣, 张士琦, 谭东, 胡红洁, 咎宇宁, 马凯, 刘振宇, 肖伯律, 马宗义. 搅拌摩擦加工对耐高温 SiC/Al 复合材料组织及性能影响[J]. 铸造技术, 2026, 47(5): 510-519.

GUO M X, ZHANG S Q, TAN D, HU H J, ZAN Y N, MA K, LIU Z Y, XIAO B L, MA Z Y. Effects of friction stir processing on the microstructure and properties of heat-resistant SiC/Al composite[J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 510-519.

铝基复合材料因具有低密度、高比强度及优异的导热性能,成为众多关键领域轻量化应用的核心候选材料<sup>[1-3]</sup>。其中,碳化硅颗粒增强铝基复合材料(SiC/Al 复合材料)凭借出色的耐磨性与耐热性,在轨道交通(地铁、市域列车等)制动盘等部件上展现出广阔的应用前景<sup>[4-6]</sup>。

目前,SiC/Al 复合材料主要通过搅拌铸造或粉末冶金工艺制备,即向 Al-Si、Al-Cu、Al-Mg-Si 等系列铝合金中添加微米级 SiC 颗粒。但此类材料在高温服役工况下存在显著的软化问题:一方面,铝基体中的 Al<sub>2</sub>Cu、Mg<sub>2</sub>Si 等析出相会发生粗化与回溶,丧失原本的强化作用<sup>[7-8]</sup>;另一方面,微米级 SiC 因晶界钉扎能力不足,难以抑制高温下晶界迁移,导致复合材料强度大幅衰减。近年来虽有研究证实,向铝基体引入纳米强化相可提升材料的高温稳定性<sup>[9-10]</sup>,但该方法在 SiC/Al 复合材料中的应用可行性尚未得到广泛验证,传统制备工艺的性能局限亟待突破。

近年来,有学者开发出复合制造法制备制动盘,通过结合多种材料和工艺协同作用,从而实现高性能材料制备的技术。其核心在于利用不同工艺方法的互补性,突破单一工艺的局限性。中车戚墅堰提出使用搅拌铸造或粉末冶金结合搅拌摩擦加工(friction stir processing, FSP)制备 SiC/Al-Al 制动盘<sup>[11]</sup>,将 SiC/Al 作为摩擦层,利用 FSP 将其焊接至铸造得到的具有复杂散热结构的 Al 合金坯体上,同时利用 SiC/Al 高强耐磨和铝合金低成本易成形的优点,通过大幅降低 SiC/Al 使用量和成形难度,实现高性能与低成本需求。在焊接过程中,SiC/Al 复合材料同时经历 FSP 这一固相改性工艺,利用搅拌头旋转产生的摩擦热和剧烈塑性变形,改善 SiC 的分布均匀性,并同时提高增强颗粒与基体的界面结合,减少孔隙等缺陷,提升复合材料的致密性和整体性能<sup>[12-14]</sup>。这种复合制造路线融合了不同工艺路线的优点,在控制成本的同时,实现材料性能的调控,为高性能制动盘的制造提供了一条高效且颇具潜力的技术路径。

尽管复合制造法制备 SiC/Al-Al 制动盘具备显著优势与应用潜力,但仍面临诸多挑战,如复合材料性能对 FSP 工艺参数敏感度高、过程控制的稳定性要求严苛等,对于掺杂纳米相的耐高温 SiC/Al 复合材料而言,上述问题更为突出。为此,本研究以掺杂纳米相的 SiC/Al 复合材料为研究对象,设计单道次 FSP 试验,探究搅拌针行进速度对材料微观组织与力学性能的影响规律。通过对复合材料的微观组织表征,以及室温和 300 °C 高温拉伸性能测试,明

确 FSP 工艺对材料微观组织的调控机制,揭示 FSP 处理对复合材料室温、高温力学性能的影响规律,以期为高性能制动盘材料的工程化制备工艺优化提供理论与实践依据。

## 1 实验材料与方法

本文研究的复合材料原料成分为:25%SiC(质量分数)+1.5%TiO<sub>2</sub>(质量分数)+1%CNT/Al(体积分数)-1%Cu(质量分数)。采用粉末冶金工艺进行制备。按比例称量 Al 粉,Cu 粉,TiO<sub>2</sub> 和 CNT,并添加 2%(质量分数)的硬脂酸作为过程控制剂,使用搅拌式高能球磨机将 TiO<sub>2</sub>、CNT、Cu 分散到 Al 基体中,球磨转速为 400 r/min、球料比为 15:1、球磨时间 6 h。随后将所得的球磨粉末与 SiC 进行机械混合。混合粉末在 ~30 MPa 压力下冷压成型,随后在 630 °C 下进行真空热压烧结,获得复合材料坯锭,以下简称 BM (base material)。最后从坯锭中切割出厚度 11 mm,直径 220 mm 的复合材料基板。

对 BM 进行单道次 FSP 处理。加工前使用无水乙醇对板材表面进行清洗,随后将其固定于搅拌摩擦焊设备的加工平台上。选用硬质合金搅拌工具,其结构包括凹面轴肩和带锥形螺纹的搅拌针(轴肩直径 25 mm、搅拌针根部直径 10 mm、端部直径 5 mm、针长 10 mm)。为探究行进速度对材料组织与性能的影响,设计了两组 FSP 工艺方案,除行进速度(50 和 100 mm/min)不同,其他 FSP 工艺参数均保持一致。材料简称及加工参数见表 1。

表1 材料简称及加工参数

Tab.1 Material designation and processing parameters

Sample	Rotational speed /(r·min <sup>-1</sup> )	Travel speed /(mm·min <sup>-1</sup> )	Plunge depth /mm	Tilt angle /(°)
FSP50	800	50	0.2	3
FSP100	800	100	0.2	3

对 BM 和 FSP 后的复合材料进行拉伸性能测试。BM 的取样方向为垂直热压方向;FSP50 和 FSP100 的取样方向为沿焊缝方向。拉伸试样(23 mm×5 mm×2 mm)的拉伸板,利用 Instron 5982 拉伸机(室温)和 Zwick Roell Z100 拉伸机(300 °C)在 0.001 s<sup>-1</sup> 应变速率下进行拉伸试验,测定复合材料的抗拉强度、屈服强度和伸长率。每个材料至少测定 3 个平行试样,以确保数据准确性。

金相试样经由机械抛光至镜面后立即使用无水乙醇清洗并及时吹干,采用光学显微镜(optical microscope, OM, Leica DMi8M)和扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM, Zeiss Sigma500)进行观察。透射试样为 φ3 mm 的圆片,通过离子减薄

(Gatan PIPS Model 695)制备,采用透射电子显微镜(transmission electron microscopy, TEM, Thermo FEI Talos F200x)进行观察。电子背散射衍射试样通过机械抛光和离子刻蚀(Leica EM TIC 3X)制备,采用扫描电子显微镜(ZEISS MERLIN Compact)进行观察。

## 2 实验结果及讨论

### 2.1 宏观形貌

图 1 展示了 FSP50 和 FSP100 试样的焊缝表面宏观形貌,焊缝整体尺寸约为长 180 mm、宽 25 mm。观察结果表明,在两种 FSP 参数条件下,焊缝均呈现宏观成形质量良好、表面平整光洁的特征,未观察到沟槽、隧道孔等典型宏观焊接缺陷。焊缝表面呈现出典型的等间距弧形纹路。在 FSP 过程中,搅拌针高速旋转并沿焊接方向推进,其对塑性流动状态下的材料施加周期性机械作用,导致塑化金属在轴肩压力与搅拌针拖曳力协同下发生定向迁移,并在后续冷却过程中逐层堆叠,最终形成与搅拌针旋转周期同步的环形波纹结构<sup>[15-17]</sup>。

### 2.2 微观组织

图 2 为 BM、FSP50 和 FSP100 试样的金相显微组织图像,展示了 FSP 加工前后 SiC(黑色衬度)在 Al 基体中的分布特征。BM 试样中 SiC 呈现显著的空间分布不均匀性,局部富集区与贫乏区交错分布。这种不均匀性主要归因于粉末冶金工艺中 SiC 与球磨所得 Al 粉末的尺寸不匹配。经 FSP 加工后, SiC 分布状态得到显著改善。在 FSP 加工过程中,搅拌针高速旋转形成强剪切流变场,对加工区域复合

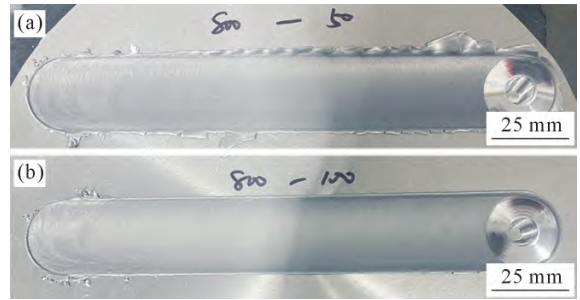


图 1 焊缝表面宏观形貌:(a) FSP50; (b) FSP100  
Fig.1 Macromorphology of the weld surface: (a) FSP50; (b) FSP100

材料施加强烈剪切力,不仅使 Al 基体发生剧烈塑性流动并形成定向流场,还能通过剪切作用对原本粗大的 SiC 团聚体及大尺寸颗粒产生破碎效应,形成细小的 SiC 颗粒;原本团聚、局部富集的 SiC 颗粒及破碎后的小尺寸 SiC 颗粒,被流场充分裹挟、分散,随基体塑性流变发生定向迁移与重新排布。同时,剪切过程中产生的机械力可有效打破 SiC 颗粒的团聚体,还能消除颗粒间的孔洞等缺陷,进一步提升 SiC 颗粒在基体中的分散均匀性,最终实现 SiC 在 Al 基体中的均匀分布。

图 3 为 BM、FSP50 和 FSP100 试样的扫描电子显微镜图像及其对应区域元素分布图。在 BM 试样中,可观察到基体中存在较多的粗大的棒状 Al-Ti 相和絮状 Al-Cu 相。而在 FSP50 和 FSP100 试样中,上述粗大的棒状 Al-Ti 相和絮状 Al-Cu 相显著细化甚至几乎消失(尺寸小于电子扫描电镜分辨率),仅在局部区域偶见零星分布的 Al-Ti 相。

为进一步确定复合材料中的物相组成及微观结

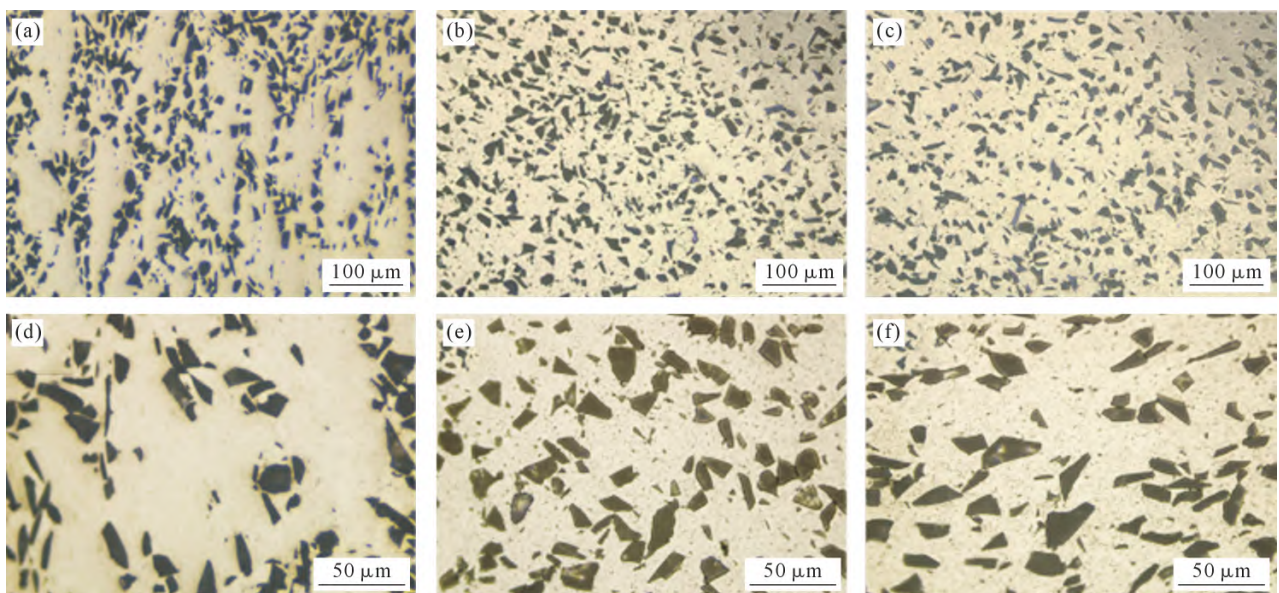


图 2 复合材料的金相显微组织图像:(a) BM 的低倍;(b) FSP50 的低倍;(c) FSP100 的低倍;(d) BM 的高倍;(e) FSP50 的高倍;(f) FSP100 的高倍

Fig.2 Metallographic microstructure images of the composite: (a) BM at low magnification; (b) FSP50 at low magnification; (c) FSP100 at low magnification; (d) BM at high magnification; (e) FSP50 at high magnification; (f) FSP100 at high magnification

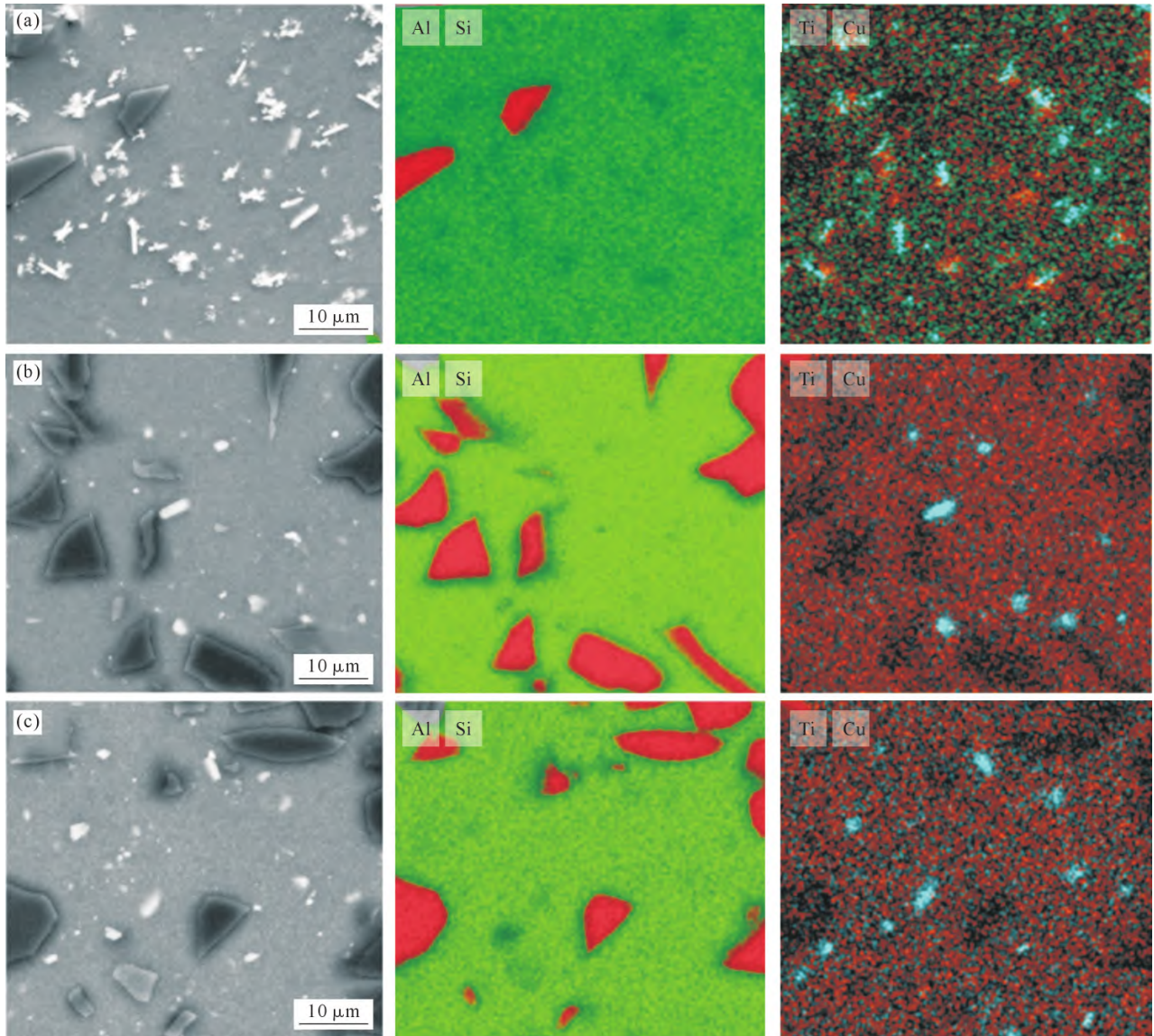


图3 复合材料的扫描电镜显微组织图像及对应区域元素分布:(a) BM; (b) FSP50; (c) FSP100

Fig.3 SEM microstructure images and corresponding element distribution maps of the composites: (a) BM; (b) FSP50; (c) FSP100

构特征,采用透射电子显微镜对 BM 试样进行表征,结果如图 4 所示。分析表明,BM 中观察到的棒状 Al-Ti 相为具有  $D0_{22}$  晶体结构的  $Al_3Ti$  颗粒;絮状 Al-Cu 相的快速傅里叶变换图像呈现四方晶系特征,确认为  $Al_2Cu$  颗粒,且该相多在 Al 基体晶界处偏聚。降温过程中,过饱和的 Cu 原子优先在 Al 基体晶界或缺陷处富集通过形核-长大机制析出,最终形成粗大的絮状  $Al_2Cu$  颗粒。

在复合材料的热压过程中,添加的  $TiO_2$  作为反应物,与 Al 基体发生铝热还原反应<sup>[18]</sup>:



生成微米级  $Al_3Ti$  颗粒和纳米级  $Al_2O_3$  颗粒。需要注意的是,除上述反应产生的  $Al_2O_3$  颗粒以外,复合材料中的纳米  $Al_2O_3$  颗粒还有一部分源于 Al 粉末表面形成的氧化膜。另外,添加的 CNT 也因较高的热压温度和 Al 发生反应,生成了  $Al_4C_3$  颗粒。 $Al_2O_3$

等强化相主要分布于 Al 基体晶界处。

图 5 为 FSP50 和 FSP100 试样的透射电子显微镜明场像及对应区域的元素面扫描分布图谱,展示了 FSP 加工对  $Al_3Ti$  和  $Al_2Cu$  颗粒的细化作用。观察表明,经 FSP 加工后,Ti 元素信号从 BM 的斑块状富集转为均匀弥散,表明  $Al_3Ti$  颗粒由 BM 试样中的粗大棒状转变为细小、弥散分布的颗粒状。 $Al_3Ti$  颗粒的细化主要归因于 FSP 过程中搅拌针所施加的强烈的热-力耦合作用,在搅拌针高速旋转所产生的高应变速率条件下,原本粗大的  $Al_3Ti$  颗粒被破碎并均匀分散在 Al 基体中;同时部分纳米  $Al_2O_3$  进入晶粒内部。这种纳米颗粒晶内化的作用是在 FSP 加工的热-力耦合场驱动下实现的。一方面,FSP 过程中产生的剧烈塑性流变能诱导 Al 基体发生热塑性流动,带动纳米  $Al_2O_3$  颗粒发生宏观尺度上的重新分布;另一方面,在高温与剪切力的共同作

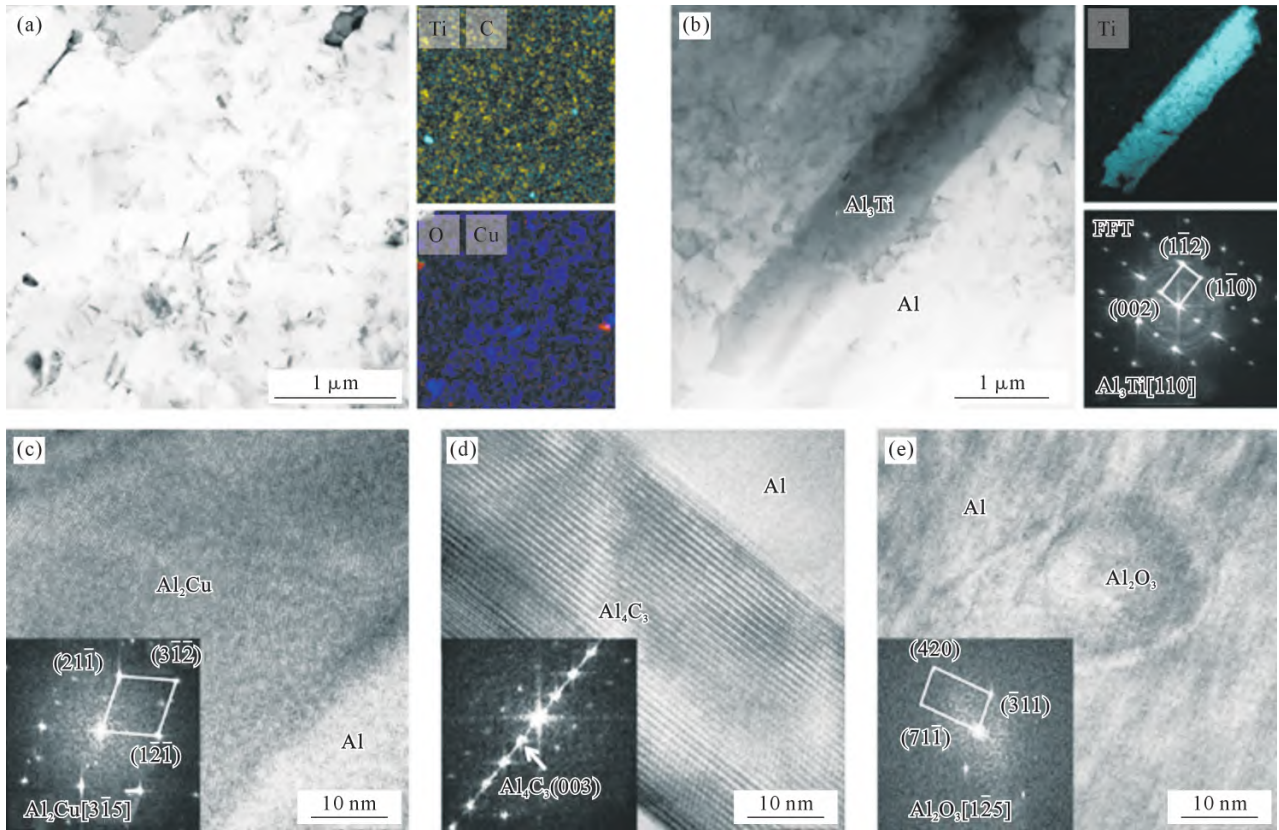


图 4 BM 的透射电子显微镜图像:(a) 低倍图像和元素面扫描分布图谱;(b)  $Al_3Ti$  颗粒明场像及其衍射斑;(c)  $Al_2Cu$  高分辨图像及其衍射斑;(d)  $Al_4C_3$  高分辨图像及其衍射斑;(e)  $Al_2O_3$  高分辨图像及其衍射斑

Fig.4 TEM images of the BM: (a) low magnification and element mapping images; (b) BF image and diffraction pattern of  $Al_3Ti$ ; (c) high-resolution (HR) TEM image and diffraction pattern of  $Al_2Cu$ ; (d) HRTEM image and diffraction pattern of  $Al_4C_3$ ; (e) HRTEM image and diffraction pattern of  $Al_2O_3$

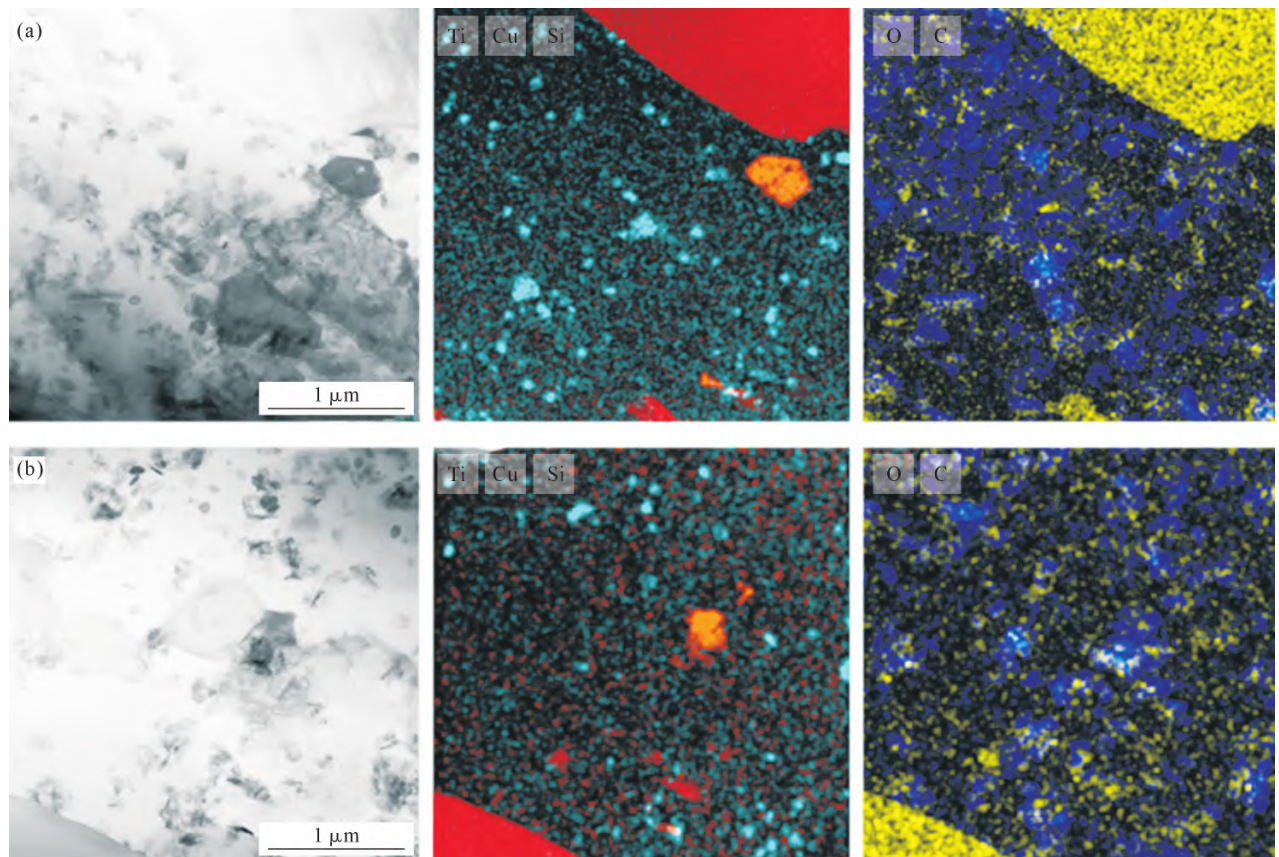


图 5 FSP 后复合材料透射电子显微镜明场像及对应区域元素面扫描分布图谱:(a) FSP50;(b) FSP100

Fig.5 TEM bright-field images and corresponding element mapping images of the composites after FSP: (a) FSP50; (b) FSP100

用下,铝晶粒发生晶界迁移、晶界滑动、晶粒旋转等运动,导致原本位于晶界附近的纳米颗粒迁移进入晶粒内部,形成晶界-晶内分布的纳米颗粒网络。

Al<sub>2</sub>Cu 由 BM 试样中的絮状转变为细小的颗粒状,其形态转变则与热循环诱导的固相回溶-再析出密切相关。FSP 过程中焊核区快速升温至 Al<sub>2</sub>Cu 的回溶温度以上,絮状 Al<sub>2</sub>Cu 发生回溶,随后在搅拌针离开后的快速冷却条件下,过饱和 Cu 原子优先在 Al 晶界或缺陷处形核,以细小颗粒的形式重新析出,避免了粗大颗粒的形成。

图 6 展示了 BM、FSP50 和 FSP100 试样的电子背散射衍射反极图及晶粒尺寸分布统计图。分析结果表明,3 个试样的晶体学取向均呈现随机分布特征,未观察到明显择优取向,说明 FSP 加工过程未诱导形成显著的晶体学织构。晶粒尺寸的数据统计结果表明,BM 试样的平均晶粒尺寸为 1.14 μm, FSP50 试样的平均晶粒尺寸为 1.32 μm, FSP100 试样的平均晶粒尺寸为 0.69 μm。对比可知, FSP50 试样的平均晶粒尺寸略大于 BM 试样,而 FSP100 试

样的平均晶粒尺寸显著小于 BM 试样,表明 FSP 行进速度对晶粒细化效果有较强影响。

图 7 展示了 BM、FSP50 和 FSP100 试样的电子背散射衍射的再结晶分布图及再结晶/回复/变形组织比例统计结果,揭示了 FSP 行进速度对复合材料回复及再结晶过程的影响。结果表明,3 个试样都以再结晶组织为主, BM、FSP50 和 FSP100 试样的再结晶比例分别为 78%、64%和 50%。在 FSP 加工过程中,高应变速率导致的剧烈塑性变形引入了大量位错,动态再结晶机制被激活,从而实现晶粒细化。但在 FSP50 的加工条件下,其较低的行进速度延长了搅拌针在单位区域内的作用时间,导致摩擦热持续积累。这为晶界迁移提供了充足驱动力,热输入与应变速率的匹配导致晶粒发生轻微粗化。

2.3 拉伸性能

图 8 为 BM、FSP50 和 FSP100 试样在室温和 300 °C 的拉伸应力-应变曲线,对应拉伸性能数据汇总于表 2。与 BM 相比, FSP50 试样的室温抗拉强度(366 MPa)与 300 °C 抗拉强度(137 MPa)均低于 BM

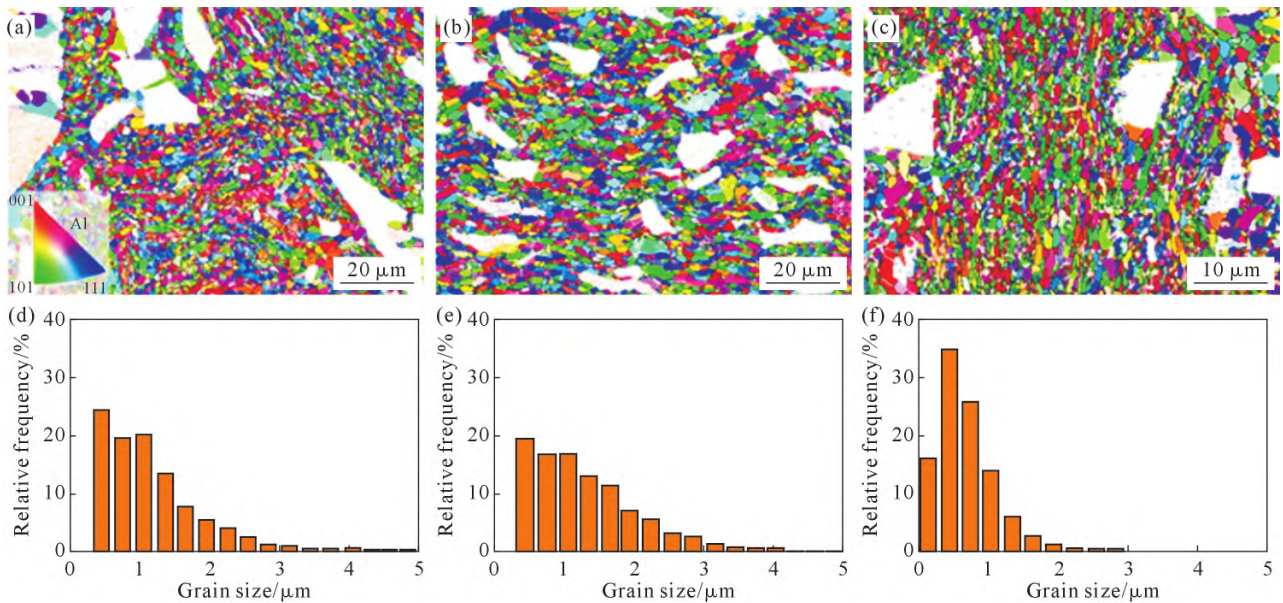


图 6 复合材料的电子背散射衍射及 Al 晶粒尺寸分布统计图:(a) BM 的电子背散射衍射图像;(b) FSP50 的电子背散射衍射图像;(c) FSP100 的电子背散射衍射图像;(d) BM 的晶粒尺寸分布统计图;(e) FSP50 的晶粒尺寸分布统计图;(f) FSP100 的晶粒尺寸分布统计图

Fig.6 EBSD images and Al grain size distribution statistics of the composites: (a) EBSD image of the BM; (b) EBSD image of FSP50; (c) EBSD image of FSP100; (d) grain size distribution statistics of the BM; (e) grain size distribution statistics of FSP50; (f) grain size distribution statistics of FSP100

表2 复合材料的拉伸性能

Tab.2 Tensile properties of the composites

Material	Room temperature			300 °C		
	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%
BM	327±24	398±5	1.3±0.5	158±4	169±3	4.5±0.5
FSP50	318±34	366±11	2.2±0.2	120±5	137±5	8.8±1.8
FSP100	327±19	407±10	3.2±0.2	113±11	134±7	11.8±1.2

(YS: yield strength; UTS: ultimate tensile strength; EL: elongation)

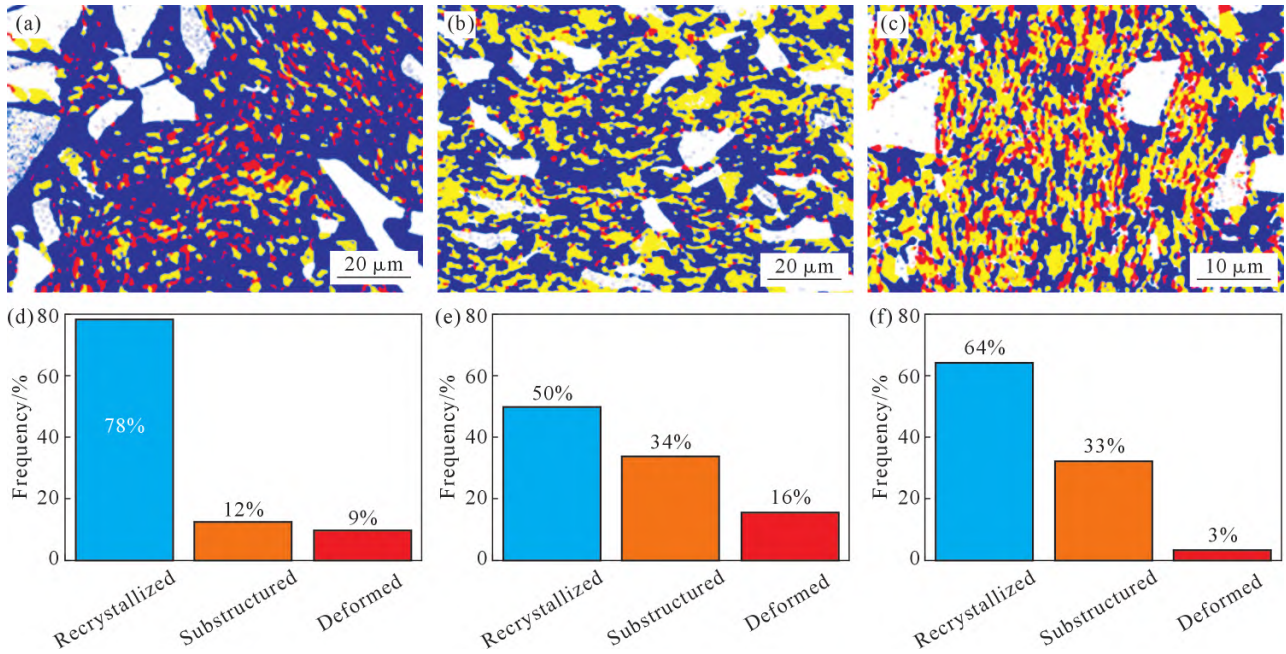


图7 复合材料的再结晶分布图及再结晶/回复/变形组织比例统计图:(a) BM的再结晶分布图像;(b) FSP50的再结晶分布图像;(c) FSP100的再结晶分布图像;(d) BM的再结晶/回复/变形组织比例统计图;(e) FSP50的再结晶/回复/变形组织比例统计图;(f) FSP100的再结晶/回复/变形组织比例统计图

Fig.7 Recrystallization distribution maps and proportion statistics of recrystallized/recovered/deformed structures of the composite: (a) recrystallization distribution map of BM; (b) recrystallization distribution map of FSP50; (c) recrystallization distribution map of FSP100; (d) proportion statistics of recrystallized/recovered/deformed structures of BM; (e) proportion statistics of recrystallized/recovered/deformed structures of FSP50; (f) proportion statistics of recrystallized/recovered/deformed structures of FSP100

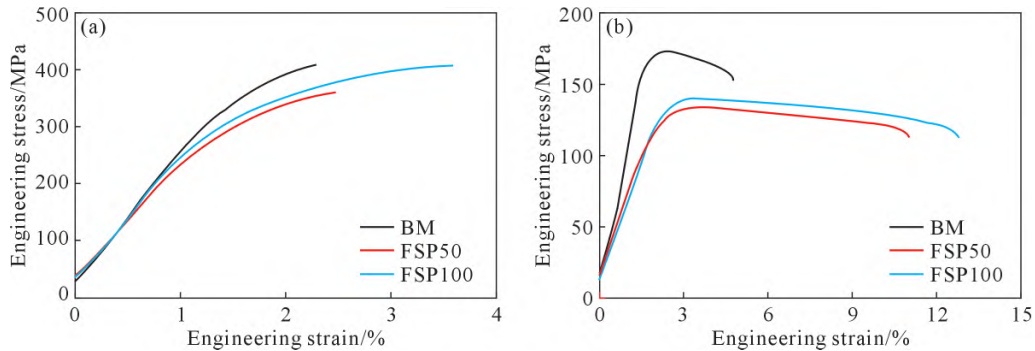


图8 复合材料的工程应力-应变拉伸曲线:(a) 室温拉伸曲线;(b) 300 °C拉伸曲线

Fig.8 Engineering stress-strain tensile curves of the composite: (a) tensile curves at room temperature; (b) tensile curves at 300 °C

(室温 398 MPa、300 °C 169 MPa);而 FSP100 试样则表现出室温强度提高但高温强度降低的特征,其室温抗拉强度达 407 MPa,然而,但 300 °C 抗拉强度仅为 134 MPa。

FSP 加工通过优化 SiC 颗粒的分散状态、细化 Al<sub>3</sub>Ti 及 Al<sub>2</sub>Cu 第二相颗粒,有效提升了各强化相在室温下的强化效率。但 FSP50 试样因加工过程中热输入积累引发晶粒粗化,抵消了强化相的增益效果,导致其室温强度有所降低。300 °C 高温下,热激活效应加剧了铝基体的塑性流变与相界面弱化,晶界成为塑性变形的载体,而 FSP 加工形成的高能晶界进一步促进了晶界滑动,同时部分纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 由晶界迁入晶粒内部,使其晶界钉扎作用有所减弱,多

重因素共同导致复合材料的高温强度出现普遍下降<sup>[19-20]</sup>;但纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 在晶界与晶粒内部的分布形成了晶界-晶内协同强化机制,有效改善了复合材料的强塑性匹配性。

#### 2.4 拉伸断口

图 9 为 BM、FSP50 及 FSP100 试样的室温拉伸断口扫描电镜形貌照片。观察表明,3 个试样的断口表面均可见大量 SiC,且 SiC 多被塑性变形的 Al 基体紧密包裹,周围分布着深浅不一的等轴韧窝。这种微观形貌表明 SiC 与 Al 基体具有良好的界面结合,拉伸过程中 Al 基体可以通过界面剪切应力将载荷有效传递至 SiC,发挥了强化相的载荷承载作用。Al 基体通过塑性变形形成韧窝并吸收能量,SiC 作为

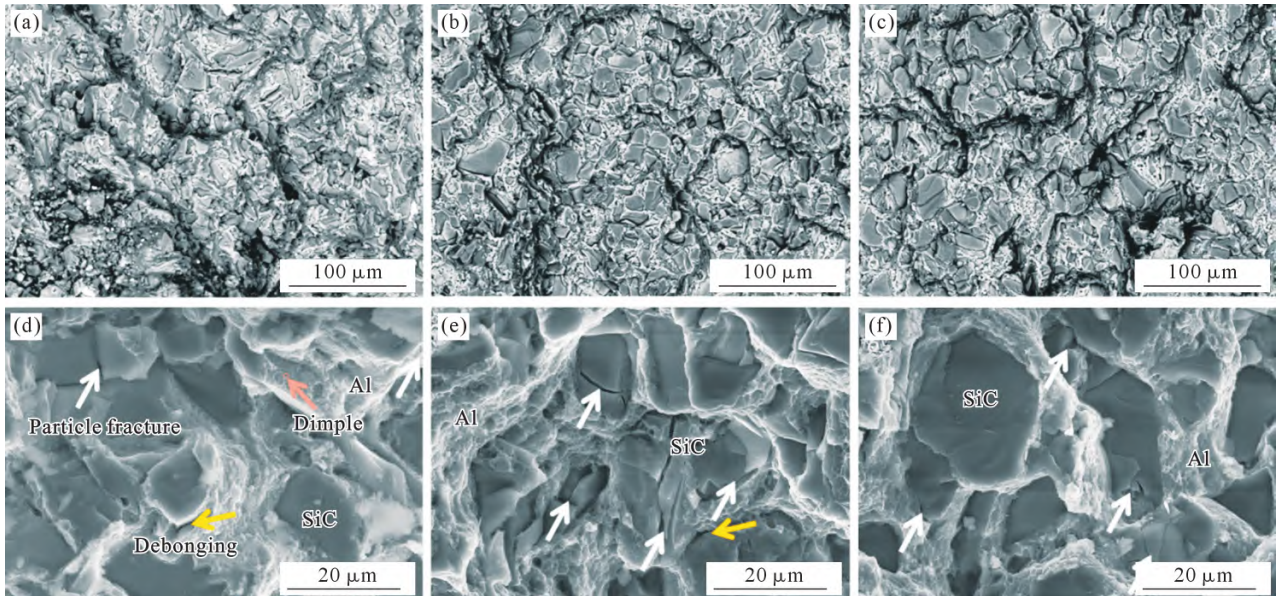


图 9 复合材料的室温拉伸断口形貌:(a) BM 断口低倍扫描图;(b) FSP50 断口低倍扫描图;(c) FSP100 断口低倍扫描图;(d) BM 断口高倍扫描图;(e) FSP50断口高倍扫描图;(f) FSP100 断口高倍扫描图

Fig.9 Room-temperature tensile fracture morphologies of the composites: (a) low-magnification SEM micrograph of BM fracture; (b) low-magnification SEM micrograph of FSP50 fracture; (c) low-magnification SEM micrograph of FSP100 fracture; (d) high-magnification SEM micrograph of BM fracture; (e) high-magnification SEM micrograph of FSP50 fracture; (f) high-magnification SEM micrograph of FSP100 fracture

刚性强化相阻碍裂纹扩展,协同提升复合材料的拉伸性能。在室温条件下,复合材料强度主要受晶粒尺寸、位错密度、强化相尺寸及分布等的影响。相比 BM 试样,FSP50 和 FSP100 试样虽然强化相尺寸更细、分布均匀性更高,从而获得了更高的强化效率,但 FSP50 试样因加工过程中热输入积累引发晶粒粗化,抵消了强化相的增益效果,导致其室温强度下降,FSP100 试样则在获得了高强化效率的同时,具有更细的铝晶粒尺寸,从而使复合材料的强度和伸长率得到提高。

图 10 为 BM、FSP50 及 FSP100 试样的 300 °C 拉伸断口扫描电镜形貌照片。与室温断口相比,3 个试样的断口表面等轴韧窝尺寸增大,且韧窝轮廓更浅缓、分布更稀疏,这一特征源于位错攀移能力的增强与晶界滑移的启动,导致基体发生严重软化,塑性变形协调能力减弱。尽管高温削弱了界面结合强度,

断口表面仍可见大量断裂的 SiC 颗粒,表明此时 SiC 与 Al 基体间的载荷传递机制并未完全失效,SiC 颗粒仍能发挥部分载荷承载功能。然而,FSP50 与 FSP100 试样断口局部可见微小孔洞。结合前文“FSP 加工通过强剪切破碎 SiC 团聚体”的组织分析(图 1),可推测此类微小孔洞源于 FSP 过程中破碎的细小 SiC。原始粗大 SiC 团聚体经 FSP 剪切破碎后,虽实现均匀分散,但破碎形成的细小 SiC 表面积增大、缺陷增多,与 Al 基体的界面结合强度弱于原始未破碎的粗大 SiC 与基体的界面结合强度。在 300 °C 高温应力下,界面易发生轻微脱粘并伴随颗粒拔出,最终形成微小孔洞。

在 300 °C 的高温条件下,铝基体软化与相界面退化是复合材料强度下降的核心诱因。高温加剧了晶界可动性,使其成为塑性变形的载体,导致铝基体强度衰减。另外,尽管分布于晶界的纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

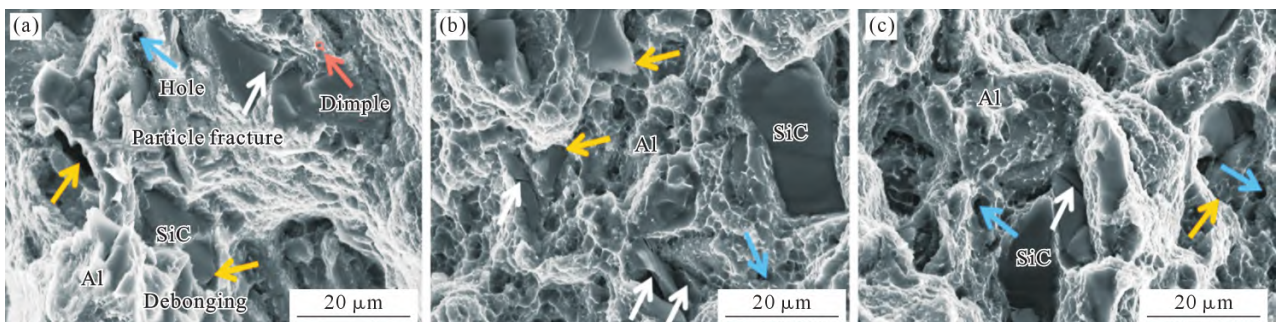


图 10 复合材料的 300 °C 拉伸断口形貌:(a) BM 断口扫描图;(b) FSP50 断口扫描图;(c) FSP100 断口扫描图

Fig.10 Tensile fracture morphologies of the composite at 300 °C: (a) SEM micrograph of BM fracture; (b) SEM micrograph of FSP50 fracture; (c) SEM micrograph of FSP100 fracture

颗粒能通过 Zener 钉扎效抑制晶界运动,但在 FSP 加工过程中,部分纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒由晶界迁入晶粒内部,使其晶界钉扎作用有所减弱;然而,迁移进入铝晶粒内部的纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒转可以作为高效的位错运动障碍,通过 Orowan 绕过等机制有效阻碍位错运动,这种由“晶界约束”向“晶内阻碍”的功能转换,在一定程度上缓解了由于基体软化和界面退化带来的性能损失,形成了晶界-晶内协同强化机制,有效改善了复合材料的强塑性匹配性。这些多重因素使得材料能够发生局部应变再分配来协调变形,缓解了局部应力集中导致的过早失效。因此,尽管 FSP50 与 FSP100 试样相较于 BM 试样表现出高温强度的下降,但材料内部损伤容限的提升与变形均匀性的改善,改善了复合材料中的强塑性倒置制约关系,最终实现了高温延伸率的提升。

### 3 结论

(1)相比 BM,FSP 加工后 SiC 颗粒分布均匀性提高、 $\text{Al}_3\text{Ti}$  和  $\text{Al}_2\text{Cu}$  颗粒粒径细化、铝晶粒尺寸细化。

(2)室温条件下,FSP100 凭借细晶强化与组织均匀化达到了抗拉强度 407 MPa;FSP50 因热输入较大引发晶粒轻微粗化,抗拉强度仅为 366 MPa。

(3)300 °C 条件下,铝基体软化与相界面退化导致材料强度衰减。FSP 加工后纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  在晶界与晶粒内部的分布形成了晶界-晶内协同强化机制,有效改善了复合材料的强塑性匹配。

#### 参考文献:

- [1] 曹遴,陈彪,贾振东,高江霖,李金山. 铝基复合材料研究进展及其航空航天应用[J]. 铸造技术, 2023, 44(8): 685-705.  
CAO L, CHEN B, JIA Z D, GAO J L, LI J S. Research progress and aerospace applications of aluminum matrix composite [J]. Foundry Technology, 2023, 44(8): 685-705.
- [2] ENGELHARDT M, GRITTNER N, VON SENDEN GENANNT HAVERKAMP H, REIMCHE W, BORMANN D, BACH F W. Extrusion of hybrid sheet metals[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(5): 1030-1038.
- [3] SANKARAN A, MADAM S, NOURI A, BARNET M R. Attaining high compressive strains in pure Mg at room temperature by encasing with pure Al[J]. Scripta Materialia, 2012, 66(10): 725-728.
- [4] 李沛勇. 高性能铝基复合材料研究进展[J]. 材料工程, 2023, 51(4): 67-87.  
LI P Y. Research progress in high-performance aluminum matrix composites [J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(4): 67-87.
- [5] 张婷,许浩,李仲杰,董安平,邢辉,杜大帆,孙宝德. 层状金属复合材料的发展历程及现状[J]. 工程科学学报, 2021, 43(1): 67-75.
- [6] 金鹏,刘越,李曙,肖伯律. 颗粒增强铝基复合材料在航空航天领域的应用[J]. 材料导报, 2009, 23(11): 24-27, 39.  
JIN P, LIU Y, LI S, XIAO B L. Aerospace application of particulate reinforced aluminum matrix composites [J]. Materials Review, 2009, 23(11): 24-27, 39.
- [7] SHAHA S K, CZERWINSKI F, KASPRZAK W, FRIEDMAN J, CHEN D L. Ageing characteristics and high-temperature tensile properties of Al-Si-Cu-Mg alloys with micro-additions of Cr, Ti, V and Zr [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 652: 353-364.
- [8] ZHU L, LIU T S, DUAN T T, LI T T, QIU F, YANG H Y, BAI Z H, LIU Y Y, JIANG Q C. Design of a new Al-Cu alloy manipulated by in-situ nanocrystals with superior high temperature tensile properties and its constitutive equation [J]. Materials & Design, 2019, 181: 107945.
- [9] BAI X R, XIE H N, ZHANG X, ZHAO D D, RONG X D, JIN S B, LIU E Z, ZHAO N Q, HE C N. Heat-resistant super-dispersed oxide strengthened aluminium alloys [J]. Nature Materials, 2024, 23(6): 747-754.
- [10] LIU Y, ZAN Y N, WANG D, SONG M, SHAO X H, HAO H L, JIN Q Q, WANG W G, XIAO B L, MA Z Y. Design of a thermally stable heat-resistant ( $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Al}_3\text{Ti}$ )/Al composite with excellent high-temperature mechanical properties: Multimechanism synergistic strengthening strategy [J]. Nano Letters, 2024, 24(33): 10244-10250.
- [11] 谭东,付康习,张士琦,夏少华,晷宇宁. 搅拌铸造结合搅拌摩擦加工制备不同体积分数的 SiC<sub>v</sub>/Al 复合材料的摩擦磨损行为 [J]. 机械工程材料, 2024, 48(9): 59-66.  
TAN D, FU K X, ZHANG S Q, XIA S H, ZAN Y N. Friction and wear behavior of different volume fraction SiC<sub>v</sub>/Al composites by stir casting combined with friction stir processing [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2024, 48(9): 59-66.
- [12] UZUN H. Friction stir welding of SiC particulate reinforced AA2124 aluminium alloy matrix composite [J]. Materials & Design, 2007, 28(5): 1440-1446.
- [13] HOIEFA W, TOSCHI S, AHMED M M Z, MORRI A, MAHDY A A, EL-SAYED SELEMAN M M, EL-MAHALLAWI I, CESCHINI L, ATLAM A. Influence of friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of a compocast AA2024- $\text{Al}_2\text{O}_3$  nanocomposite [J]. Materials & Design, 2016, 106: 273-284.
- [14] DOLATKHAH A, GOLBABAIE P, BESHARATI GIVI MK, MO-LAIEKIYA F. Investigating effects of process parameters on microstructural and mechanical properties of Al5052/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing [J]. Materials & Design, 2012, 37: 458-464.
- [15] KRISHNAN K N. On the formation of onion rings in friction stir welds [J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 327(2): 246-251.
- [16] MISHRA R S, MA Z Y. Friction stir welding and processing [J]. Materials Science and Engineering: R, 2005, 50(1-2): 1-78.

- [17] HUANG C W, AOH J N. Friction stir processing of copper-coated SiC particulate-reinforced aluminum matrix composite[J]. Materials, 2018, 11(4): 599.
- [18] ZHU H G, MIN J, AI Y L, WU Q. Reaction mechanism of an Al-TiO<sub>2</sub> system [J]. Advanced Materials Research, 2010, 97-101: 1624-1627.
- [19] GERLICH A P, SHIBAYANGAGI T. Grain boundary sliding during friction stir spot welding of an aluminum alloy[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(4): 236-239.
- [20] LANGDON T G. Grain boundary sliding revisited: Developments in sliding over four decades[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41(3): 597-609.

(责任编辑:宫文婧)