

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¹, 张士琦², 谭东², 胡红洁¹, 咎宇宁¹, 马凯¹, 刘振宇¹, 肖伯律¹, 马宗义¹

(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%TiO₂(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 Al₃Ti 及 Al₂Cu 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 Mingxin¹, ZHANG Shiqi², TAN Dong², HU Hongjie¹, ZAN Yuning¹, MA Kai¹,
LIU Zhenyu¹, XIAO Bolyu¹, MA Zongyi¹

(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.% TiO₂+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 Al₃Ti and Al₂Cu 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^[1-3]。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^[4-6]。

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 Al₂Cu、Mg₂Si 等析出相会发生粗化与回溶,丧失原本的强化作用^[7-8];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^[9-10],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^[11],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^[12-14]。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,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%TiO₂(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,TiO₂ 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 TiO₂、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 ⁻¹)	Travel speed /(mm·min ⁻¹)	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⁻¹ 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^[15-17]。

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

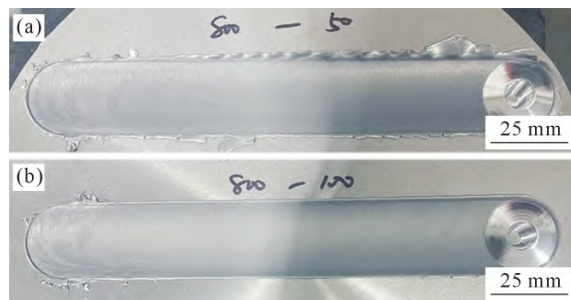


图 1 焊缝表面宏观形貌:(a) FSP50; (b) FSP100
Fig.1 Macromorphology of the weld surface: (a) FSP50; (b) FSP100

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

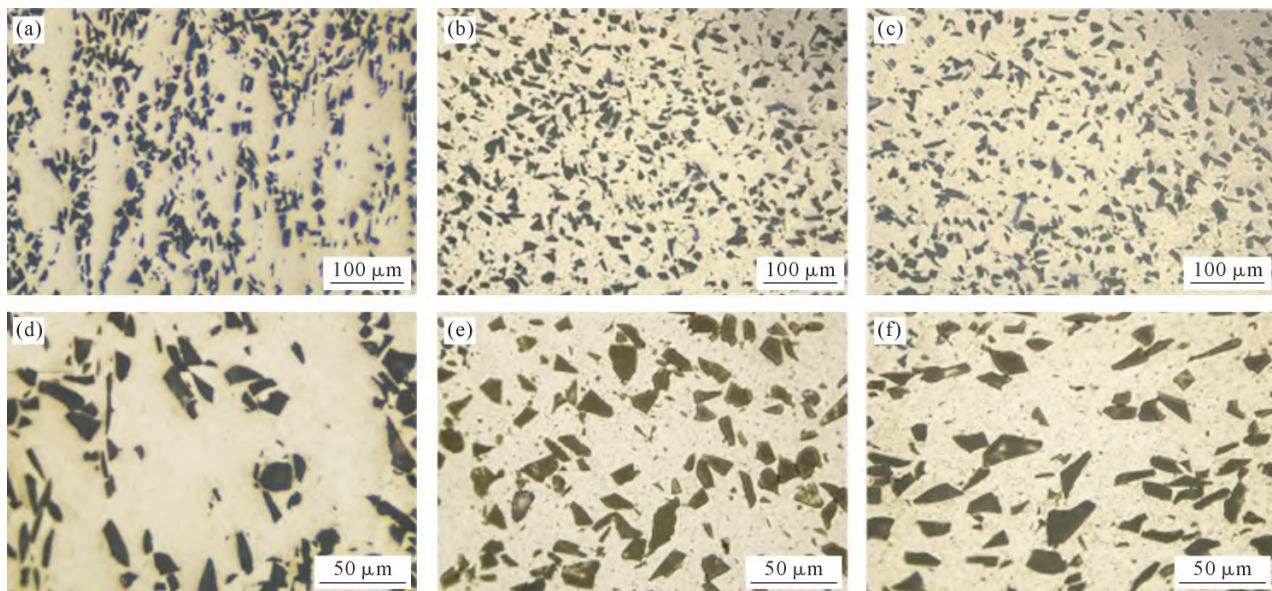


图 2 复合材料的金相显微组织图像:(a) BM 的低倍;(b) FSP50 的低倍;(c) FSP100 的低倍;(d) BM 的高倍;(e) FSP50 的高倍;(f) FSP100 的高倍

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

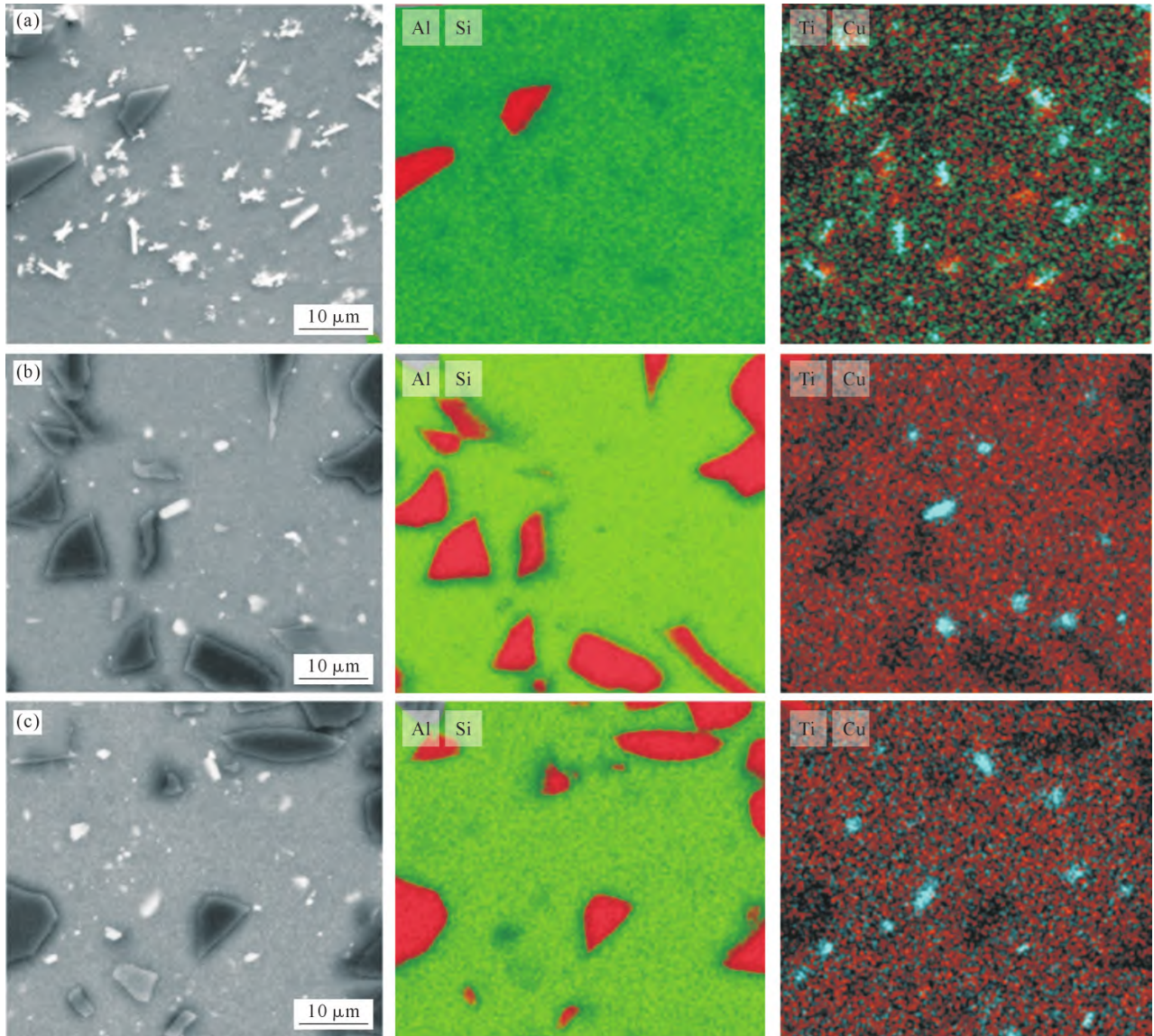


图3 复合材料的扫描电镜显微组织图像及对应区域元素分布:(a) BM; (b) FSP50; (c) FSP100

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^[18]:



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

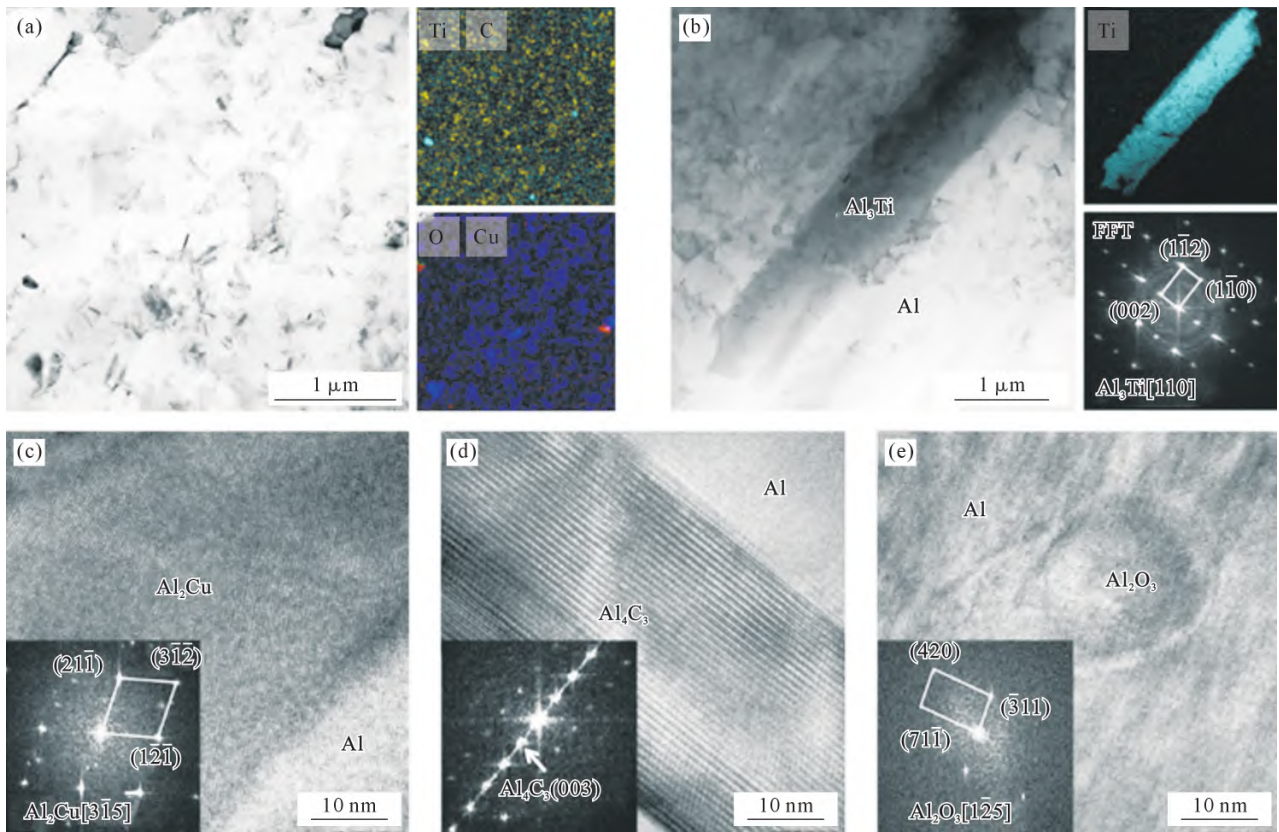


图 4 BM 的透射电子显微镜图像:(a) 低倍图像和元素面扫描分布图谱;(b) Al_3Ti 颗粒明场像及其衍射斑;(c) Al_2Cu 高分辨图像及其衍射斑;(d) Al_4C_3 高分辨图像及其衍射斑;(e) Al_2O_3 高分辨图像及其衍射斑

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

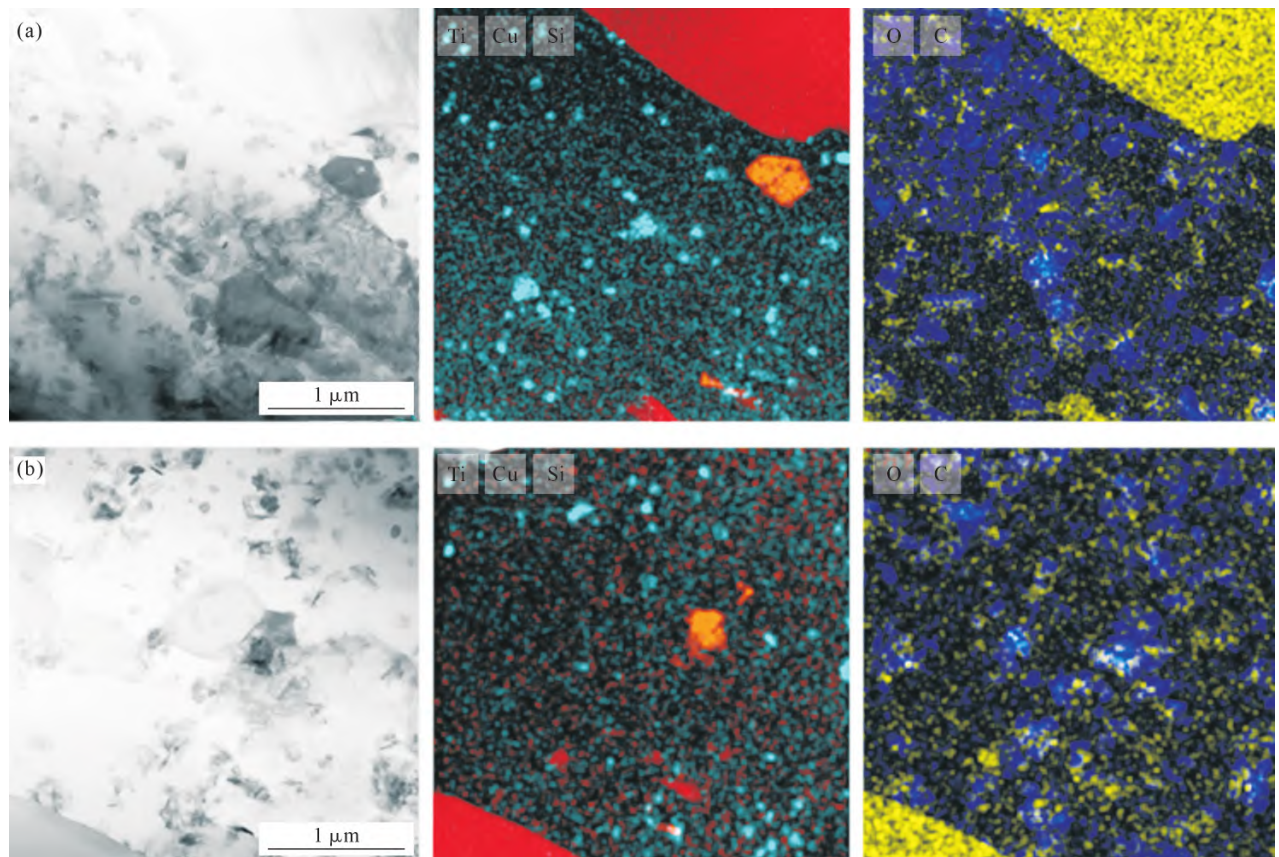


图 5 FSP 后复合材料透射电子显微镜明场像及对应区域元素面扫描分布图谱:(a) FSP50;(b) FSP100

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。

Al₂Cu 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 Al₂Cu 的回溶温度以上,絮状 Al₂Cu 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

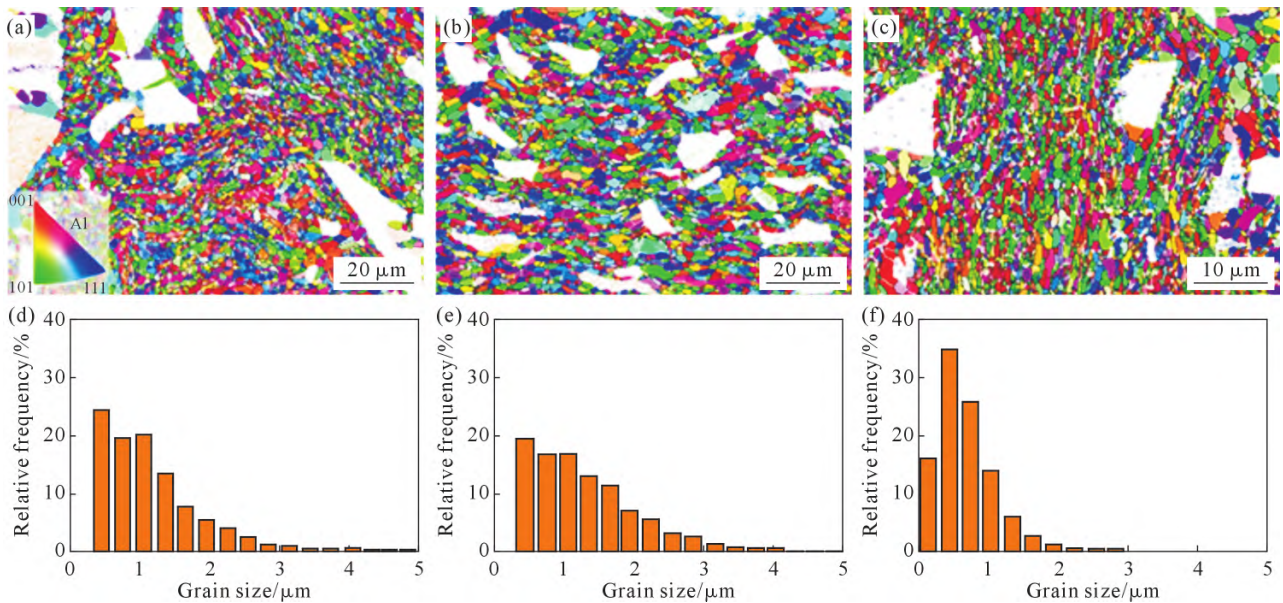


图 6 复合材料的电子背散射衍射及 Al 晶粒尺寸分布统计图:(a) BM 的电子背散射衍射图像;(b) FSP50 的电子背散射衍射图像;(c) FSP100 的电子背散射衍射图像;(d) BM 的晶粒尺寸分布统计图;(e) FSP50 的晶粒尺寸分布统计图;(f) FSP100 的晶粒尺寸分布统计图

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)

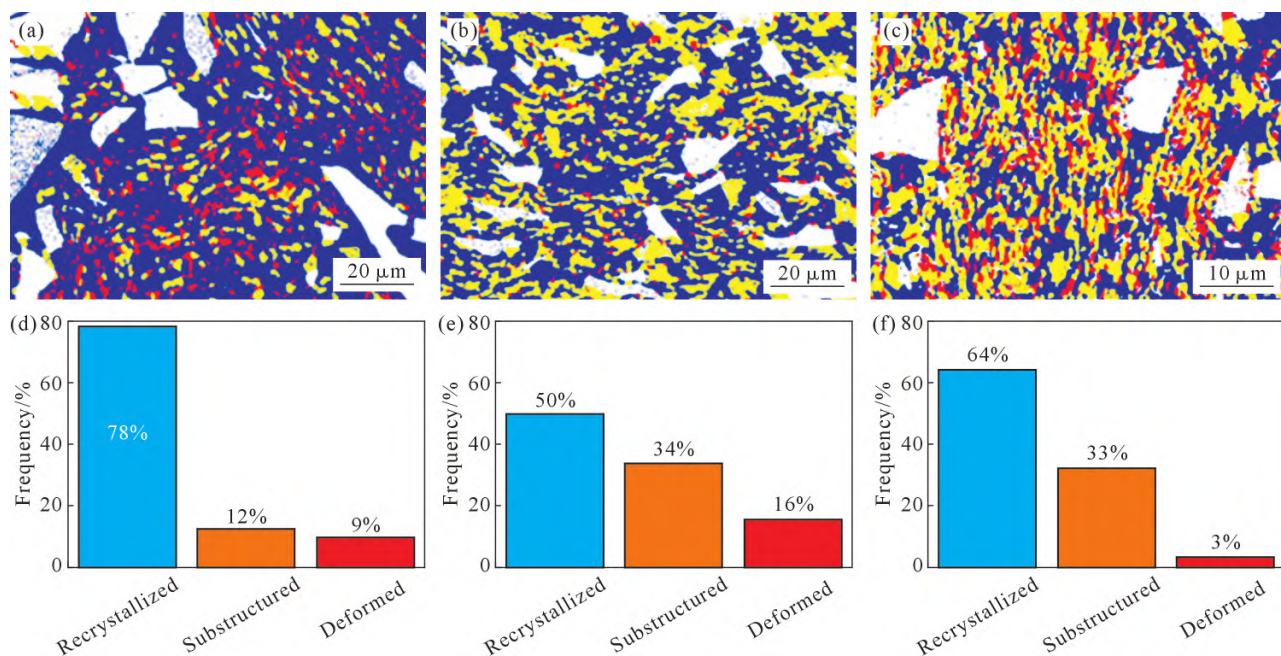


图7 复合材料的再结晶分布图及再结晶/回复/变形组织比例统计图:(a) BM的再结晶分布图像;(b) FSP50的再结晶分布图像;(c) FSP100的再结晶分布图像;(d) BM的再结晶/回复/变形组织比例统计图;(e) FSP50的再结晶/回复/变形组织比例统计图;(f) FSP100的再结晶/回复/变形组织比例统计图

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

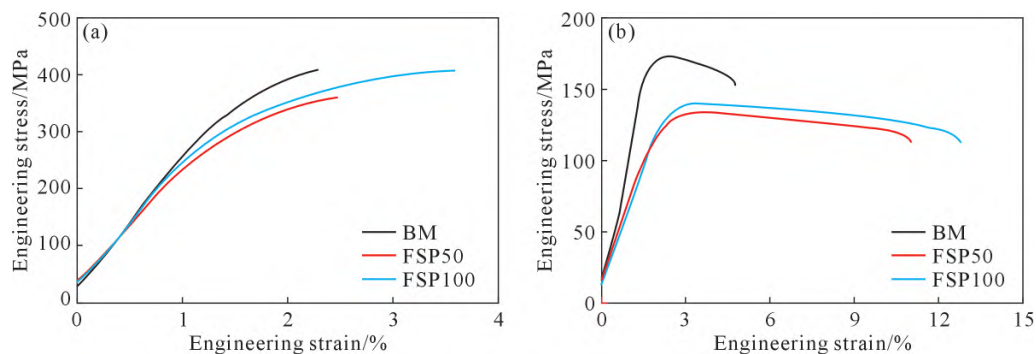


图8 复合材料的工程应力-应变拉伸曲线:(a) 室温拉伸曲线;(b) 300 °C拉伸曲线

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 Al₃Ti 及 Al₂Cu 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 Al₂O₃ 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^[19-20];但纳米 Al₂O₃ 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

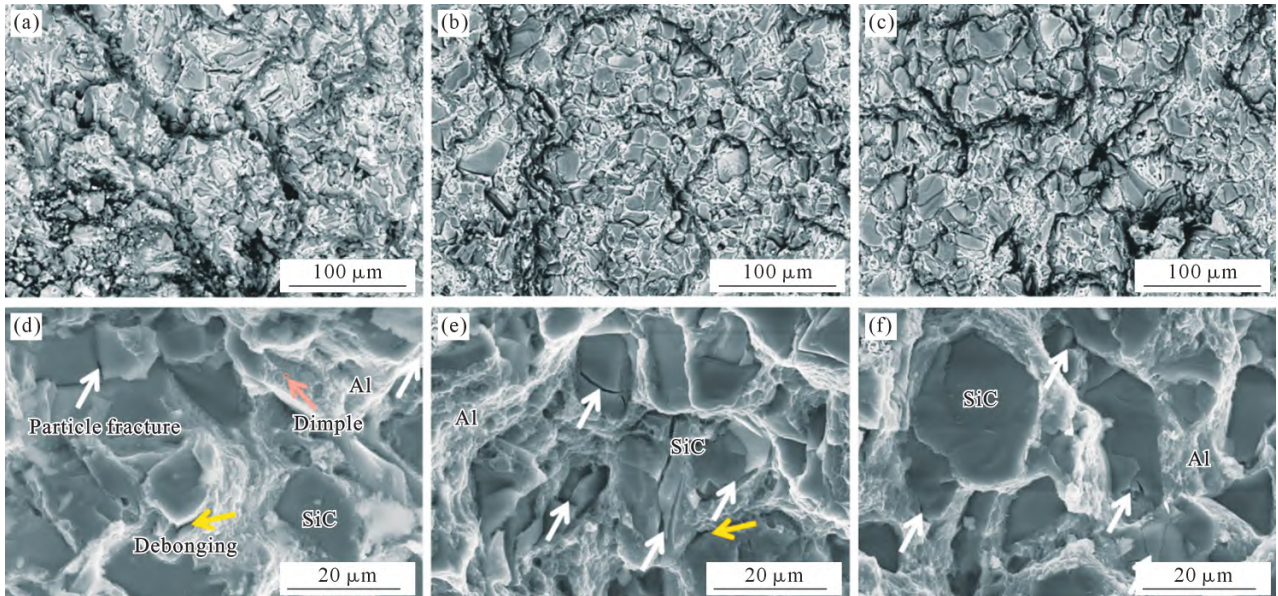


图 9 复合材料的室温拉伸断口形貌:(a) BM 断口低倍扫描图;(b) FSP50 断口低倍扫描图;(c) FSP100 断口低倍扫描图;(d) BM 断口高倍扫描图;(e) FSP50断口高倍扫描图;(f) FSP100 断口高倍扫描图

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 Al₂O₃

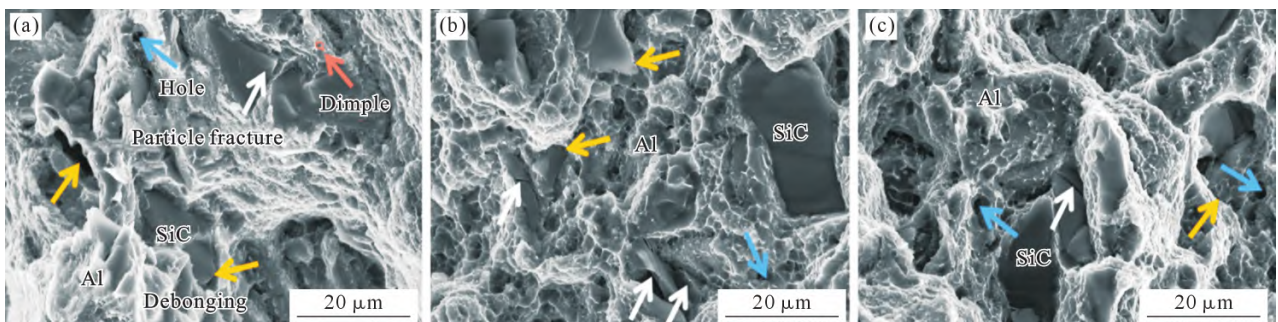


图 10 复合材料的 300 °C 拉伸断口形貌:(a) BM 断口扫描图;(b) FSP50 断口扫描图;(c) FSP100 断口扫描图

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 Al_2O_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 Al_2O_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, Al_3Ti 和 Al_2Cu 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 Al_2O_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] 曹遵,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.
ZHANG T, XU H, LI Z J, DONG A P, XING H, DU D F, SUN B D. Development history and current status of layered metal composites[J]. Chinese Journal of Engineering, 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_p/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_p/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- Al_2O_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-TiO₂ 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)