文章编号:1671−7872(2026)05−0565−10



左敦稳 南京航空航天大学机电学院教授、博士生导师,享受国务院政府特殊津贴,国防“511人才工程”学术技术带头人,江苏省“333工程”高层次人才。兼任中国刀具协会切削先进技术研究分会副理事长、天津市紧固连接技术重点实验室学术委员会主任等职。主要研究领域涉及机械制造及其自动化、材料加工工程等学科,研究方向为精密加工、超硬涂层与工具、抗疲劳制造以及制造业信息化等。主持国家自然科学基金项目5项、国防技术基础与预研及其他省部科技计划等项目30余项;获国家科学技术进步奖二等奖1项、国家级教学成果奖二等奖1项,部省级科技进步奖多项;获国家发明专利授权100余件;发表学术论文400余篇;已培养博士研究生30余名,硕士研究生60余名。

HEAp–SiCp/7075Al复合材料的搅拌摩擦加工制备及性能研究

左立生[1],陈志伟[1],陶华书[1],薛朝阳[1],张兴权[1],左敦稳[2]
(1. 安徽工业大学 机械工程学院,安徽 马鞍山 243032;2. 南京航空航天大学 机电学院,南京 210016)

摘要: 采用多道次搅拌摩擦加工工艺,制备不同SiC含量的高熵合金颗粒–碳化硅颗粒增强7075铝基(HEAp–SiCp/7075Al)复合材料,研究SiC含量对其成形质量、界面特征、力学性能及摩擦磨损行为的影响,优化7075Al合金的综合性能。结果表明:SiC质量分数为2%时,增强颗粒在焊核区分散均匀,与基体界面结合致密;质量分数增至5%和10%后,颗粒团聚加剧,均匀性显著下降。显微硬度随SiC含量增加呈升高趋势,2%,5%和10%试样焊核区平均硬度分别为150.97,160.96,163.71 HV。拉伸性能变化规律则与之相反,2%试样极限抗拉强度最优,达416.5 MPa,归因于高含量下团聚加重。断口分析表明,复合材料呈韧–脆混合断裂模式,随SiC含量增加,主导机制由颗粒断裂逐渐转为界面脱黏与团聚。摩擦磨损性能随SiC含量提升而显著改善,10%试样磨痕最浅,耐磨性最佳。综上,增强颗粒的分散均匀性对力学性能调控作用显著,适量SiC与高熵合金协同增强可实现强度与耐磨性的协同优化。本研究为高熵合金颗粒增强铝基复合材料的成分优化与工艺设计提供了实验依据与理论参考。

关键词: 搅拌摩擦加工;复合材料;高熵合金;微观组织;力学性能;摩擦性能
中图分类号: TB 331 **文献标志码:** A **doi:** 10.12415/j.issn.1671−7872.26114

收稿日期: 2026−07−12;**修回日期:** 2026−08−20
基金项目: 安徽省自然科学基金项目(2308085ME165)
作者简介: 左立生(1987—),男,安徽庐江人,博士,讲师,主要研究方向为搅拌摩擦连接。
通信作者: 左敦稳(1962—),男,安徽庐江人,博士,教授,博士生导师,主要研究方向为先进制造技术。
引文格式: 左立生,陈志伟,陶华书,等. HEAp–SiCp/7075Al复合材料的搅拌摩擦加工制备及性能研究[J]. 安徽工业大学学报(自然科学版),2026,43(5):565−574,600.

Citation: ZUO L S, CHEN Z W, TAO H S, et al. Research on the Preparation and Properties of HEAp–SiCp/7075Al Composite Materials by Friction Stir Processing[J]. Journal of Anhui University of Technology (Natural Science), 2026, 43(5):565−574, 600.

Research on the Preparation and Properties of HEAp–SiCp/7075Al Composite Materials by Friction Stir Processing

ZUO Lisheng[1], CHEN Zhiwei[1], TAO Huashu[1], XUE Chaoyang[1], ZHANG Xingquan[1], ZUO Dunwen[2]

(1. School of Mechanical Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243032, China; 2. College of Mechanical and Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: To optimize the mechanical and tribological properties of 7075Al alloy, a multi-pass friction stir processing technique was employed to fabricate HEAp–SiCp/7075Al composites with varying SiC particle contents. The influence of SiC content on the forming quality, interfacial characteristics, mechanical properties, and tribological behavior of the composites was investigated. The results indicate that at a SiC mass fraction of 2%, the reinforcing particles are uniformly dispersed in the nugget zone and tightly bonded to the matrix interface. With increasing SiC content, agglomeration becomes more severe and dispersion uniformity decreases. Microhardness exhibits an increasing trend with SiC content, with average nugget-zone hardness values reaching 150.97 HV, 160.96 HV, and 163.71 HV for the 2%, 5%, and 10% SiC specimens, respectively. In contrast, the tensile properties show the opposite trend;the 2% SiC specimen exhibits the best ultimate tensile strength of 416.5 MPa, attributed to aggravated agglomeration at higher contents. Fracture analysis reveals a ductile-brittle mixed mode, and as the SiC content increases, the dominant fracture mechanism shifts from particle fracture to interfacial debonding and agglomeration. Tribological performance significantly improves with the increase in SiC content, with the 10% SiC specimen exhibiting the smallest wear scar depth and the best wear resistance. Overall, the uniform dispersion of reinforcing particles plays a significant role in tuning the mechanical properties, and the synergistic reinforcement of an appropriate amount of SiC and high-entropy alloy (HEA) enables a comprehensive improvement in both strength and wear resistance of the composite. These findings provide experimental evidence and theoretical guidance for the composition optimization and process design of HEA particle-reinforced aluminum matrix composites.

Keywords: friction stir processing; composite materials; high-entropy alloys; microstructure; mechanical properties; friction performance

颗粒增强铝基复合材料因具有高强度、高比模量及良好的导热导电性能，在航空航天、汽车及轨道交通等领域应用前景广阔。搅拌摩擦加工 (friction stir processing, FSP) 作为一种新型制备工艺，可在低于基体熔点的条件下实现增强体颗粒的破碎、均匀分散及与基体的冶金结合，有效规避界面过度反应、气孔、缩松等铸造缺陷，获得组织致密、界面结合良好的金属基复合材料[1−2]。因此，开展 FSP 制备颗粒增强铝基复合材料的研究，对高性能轻量化结构材料的开发具有重要意义。

陶瓷颗粒因高硬度、高模量及优异的热稳定性，成为 FSP 中应用最广的增强体。Mishra 等[3] 通过 FSP 将碳化硅颗粒 (SiC particles, SiCp) 嵌入 5083 铝合金 (5083Al) 表层，制备出厚度可控的复合层，硬度较基体提升近 1 倍。Deore 等[4] 在 7075 铝合金 (7075Al) 中引入 SiCp 并配合人工时效，实现了硬度、冲击韧性与耐磨性的同步提升。Srivastava 等[5] 采用 FSP 制备 A359/Si_3N_4复合材料，发现单道次加工时抗拉强度达 576 MPa、硬度达 125 HRB，增加道次则使热膨胀系数与磨损量增大。Mehta 等[6] 对比不同增强体填充方式，发现开孔式填充更利于颗粒分散细化，有效提高耐磨性。然而，单一增强体难以满足复杂工况下的多重性能需求，为此研究者通过 FSP 引入多种增强体以拓展材料性能。Devaraju 等[7] 将 SiC 和 Al_2O_3 复合用于增强 6061 铝合金 (6061Al) 基复合材料，2 种硬质陶瓷颗粒协同作用，进一步提高了硬度和耐磨性。添加石墨等软质润滑相与硬质陶瓷相复合，也可明显降低摩擦系数并提升耐磨性[8]。Lu 等[9] 通过挤压铸造制备 Cr 与 SiCp 复合增强的 7075Al 复合材料，发现金属颗粒使断裂模式由脆性断裂转变为韧–脆混合断裂，同时提高了热导率并降低了热膨胀系数。

相较于传统陶瓷颗粒，高熵合金 (high-entropy alloys, HEA) 增强体在强塑性匹配、组织致密化及热稳定性等方面具有独特优势。Lu 等[10] 采用粉末冶金法对比研究了 SiC 与纳米晶 HEA 颗粒 (HEA particles, HEAp) 增强 2024 铝合金 (2024Al) 复合材料的组织与性能，发现 HEA 增强复合材料在较高增强

体含量下组织更致密, 塑性和可加工性更优。Lu 等[11]通过挤压铸造法制备 HEA 与 SiC 复合增强 7075Al 复合材料, 发现 HEAp 在制备及热处理过程中保持纳米晶结构, 热稳定性优异, 且能延缓基体时效进程, 复合材料在强度、塑性及杨氏模量方面均优于单一 SiC 增强体系。上述研究表明, HEA 增强体在强塑性、致密化及热稳定性方面优势明显。然而, HEA 与 SiCp 在物理性能及界面反应行为上的差异, 使复合增强体系的性能并非简单的线性叠加。SiC 含量变化会改变 HEAp 与 SiCp 之间的协同承载效应、颗粒团聚倾向及界面结合状态, 从而直接影响复合材料性能。目前, 关于 SiC 含量对复合增强体系影响的研究鲜有报道。为此, 本文引入不同含量的 SiC 颗粒构建 HEAp–SiCp 复合增强体系, 采用多道次 FSP 制备 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料, 研究 SiC 含量对成形质量、颗粒分布及界面结合特征的影响; 结合显微硬度、拉伸性能、断口形貌和摩擦磨损性能, 分析 SiC 含量变化对复合材料力学与耐磨性能的影响规律, 以期为复合增强体系的优化设计提供实验依据。

1　实验原料与方法

1.1　实验材料

基体材料选用 7075Al–T6 铝合金板材, 尺寸为 200 mm×100 mm×4 mm, 力学性能如表 1 所示。复合增强相由 HEA 颗粒与 SiC 陶瓷颗粒组成, 质量配比见表 2。将配制好的混合颗粒装入行星式球磨机中进行机械混合, 球磨参数为转速 300 r/min、球料质量比 3∶1、时间 2 h。SiC 颗粒形貌如图 1 所示, 平均粒径为 10 μm。以未添加增强体的 7075Al 试样为对照组 (标记为 FSPed), 用于后续性能对比。

表 1　7075Al–T6 的力学性能

Tab. 1　Mechanical properties of 7075–T6 aluminum alloy

屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%
512	565.5	9.08

表 2　复合材料增强相成分

Tab. 2　Composition of the mixed reinforcements

标记	*w*(HEA)/%	*w*(SiC)/%
FSPed	0	0
2%SiC	98	2
5%SiC	95	5
10%SiC	90	10

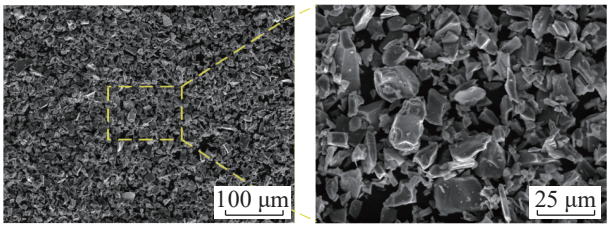
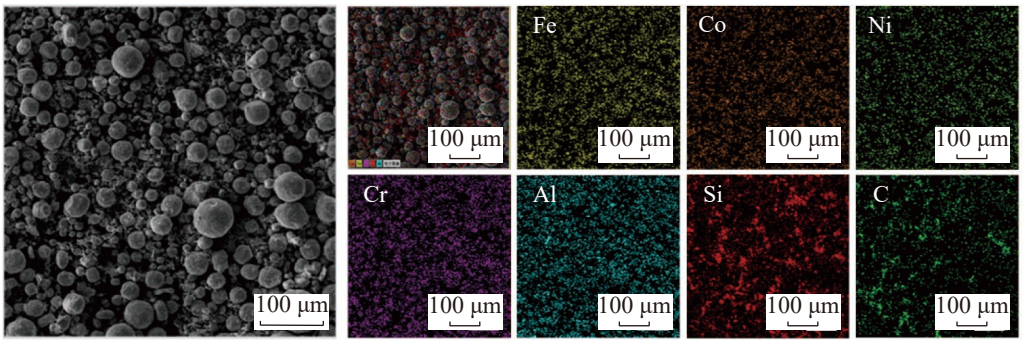


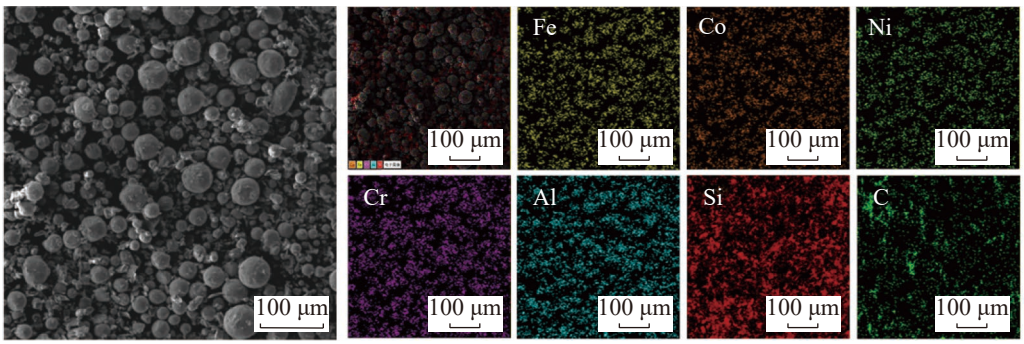
图1　SiC 颗粒形态

Fig. 1　Morphology of SiC particles

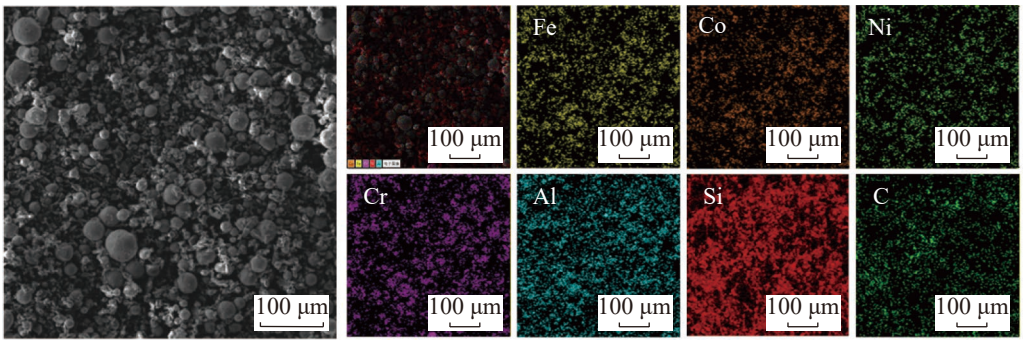
球磨混合后复合颗粒的微观形貌及元素分布如图 2 所示。HEA 颗粒尺寸基本保持不变, SiC 颗粒进一步细化。Fe, Co, Ni, Cr, Al(HEA) 与 SiC 颗粒对应的 Si, C 元素富集区分布均匀, 未见明显团聚, 表明球磨工艺可有效实现两类增强颗粒的均匀混合。



(a) 2%SiC



(b) 5%SiC



(c) 10%SiC

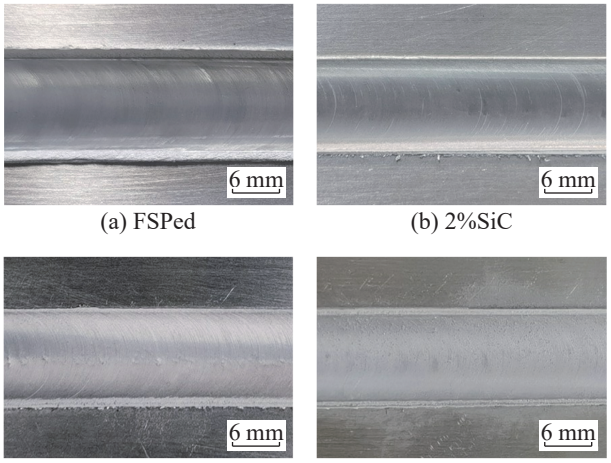
图2 复合颗粒的形貌及元素分布

Fig. 2 Morphology and elemental distribution of composite particles

1.2 复合材料制备与摩擦磨损试验

采用预制孔洞填充结合搅拌摩擦加工 (FSP) 工艺制备 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料。先在 7075Al–T6 板材表面沿加工轨迹预制一排盲孔 (Φ2 mm×2 mm, 中心间距为 4 mm), 将配好的 HEA–SiC 复合颗粒填入孔内并压实。随后进行三道次往复搅拌摩擦加工, 搅拌头转速为1 800 r/min、焊接速度为 200 mm/min、下压量为 0.15 mm。

摩擦磨损试验在 MFT–3000 RTEC 型试验机上进行。该设备采用球–盘式接触结构, 盘状试样旋转实现摩擦副相对运动, 并实时采集法向载荷与摩擦系数。试验工况为干摩擦, 对磨球选用直径 6 mm 的 ZrO_2 陶瓷球。试验参数: 法向载荷 10 N, 滑动半径 3 mm, 转速 200 r/min, 磨损时间 1 200 s。



(a) FSPed (b) 2%SiC

(c) 5%SiC (d) 10%SiC

图3 FSP 制备 FSPed 和 HEAp-SiCp/7075Al 复合材料的表面形貌

Fig. 3 Surface morphologies of the FSPed and HEAp-SiCp/7075Al composites

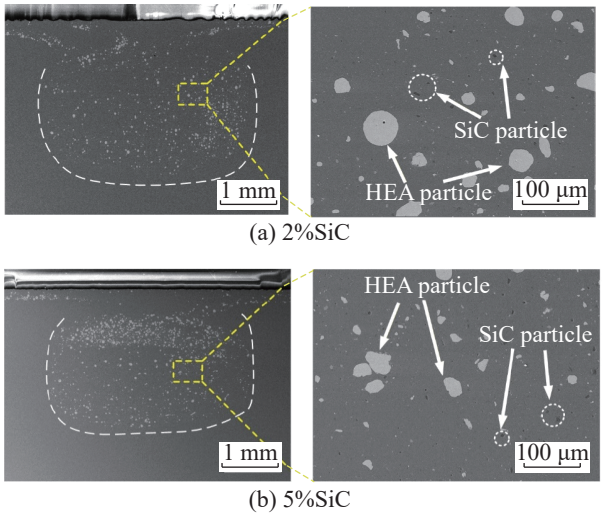
2 结果与讨论

2.1 宏观形貌和微观组织

2.1.1 宏观形貌

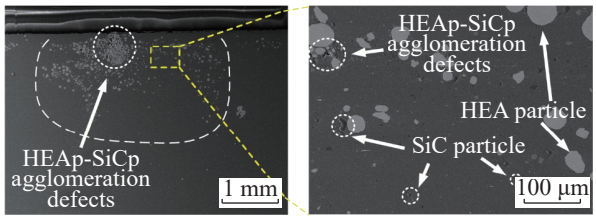
图 3 为 FSPed 及 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料的表面形貌。各试样表面成形良好, 未见明显沟槽和裂纹, 焊缝均呈现典型弧形纹路, 这是搅拌头旋转与材料塑性流动共同作用的结果。

3 种 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料的横截面成形质量如图 4 所示。SiC 质量分数为 2% 时, 焊核区成形良好, 未见明显孔洞或隧道型缺陷, HEA–SiC 复合颗粒分布均匀且无明显团聚。随 SiC 含量增加, 颗粒分散行为呈规律性变化: 5%SiC 试样中增强相分散区域缩小, 均匀性下降, 开始出现团聚倾向; 10%SiC 试样中团聚加剧, 均匀性显著降低, 局部区域团聚严重, 颗粒/基体界面处易诱发微孔洞和弱结合。这可能与 SiC 含量升高使塑性流动阻力增大有关, 限制了颗粒在加工过程中的迁移与再分散[12]。



(a) 2%SiC

(b) 5%SiC



(c) 10%SiC

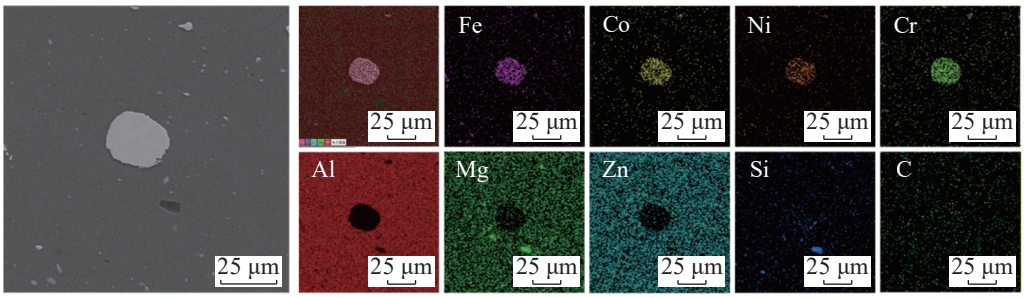
图4　HEAp–SiCp/7075Al 复合材料的颗粒分布

Fig. 4　Particle dispersion of HEAp–SiCp/7075Al composites

2.1.2　界面特征

图 5 为 2%SiC 复合材料的局部能谱仪 (energy dispersive spectroscopy, EDS) 元素面分布及微观结构表征, 增强相颗粒与 Al 基体间界面结合致密、连续, 未见孔洞或微裂纹, 表明两相界面相容性优异。良好的界面结合状态主要归因于以下三方面: HEA 颗粒与 Al 基体间存在固有的热力学稳定界面; 微米级 SiC 颗粒与 Al 基体间同样实现了致密无缺陷的结合; 合理的加工工艺参数促进了界面区域基体材料的充分流动, 进一步增强了结合质量[13]。

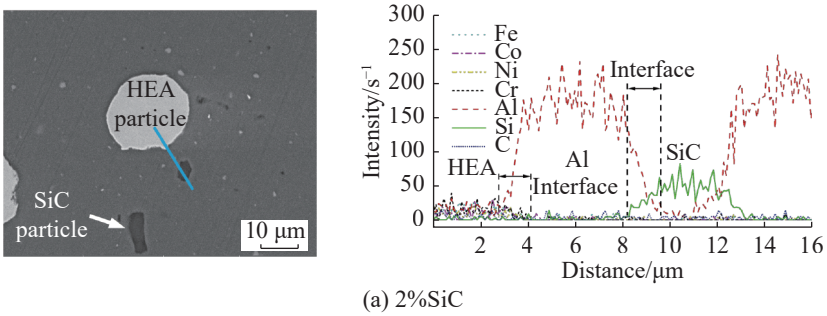
为进一步探究增强相颗粒与 Al 基体界面区域的元素扩散行为, 采用 EDS 线扫描对 3 种复合材料进行界面元素表征, 结果如图 6 所示。各元素在扩散层内均发生明显扩散, HEA 颗粒与基体界面处的扩散趋势一致, 有助于改善界面润湿性, 为冶金结合提供支撑。EDS 线扫描显示, HEA 颗粒与 Al 基体界面处扩散层厚度为 1.00~1.50 μm, SiC 颗粒与 Al 基体界面处为 1.40~1.60 μm。在 HEAp/Al 界面处, Al 基体中 Al 含量高于 HEA 增强体, 浓度梯度驱动 Al 元素向 HEA 侧扩散, 界面处 Al 含量高于 HEA 侧; Fe, Co, Ni, Cr 等元素则由 HEA 侧向 Al 基体侧扩散。SiCp/Al 界面呈现相似的扩散行为。进一步分析发现, HEAp/Al 界面虽存在元素互扩散, 但未观察到明显反应层, 表明界面反应较为有限。Li 等[14] 和 Wang 等[15] 通过 FSP 制备 HEA 增强复合材料时同样发现了类似现象。



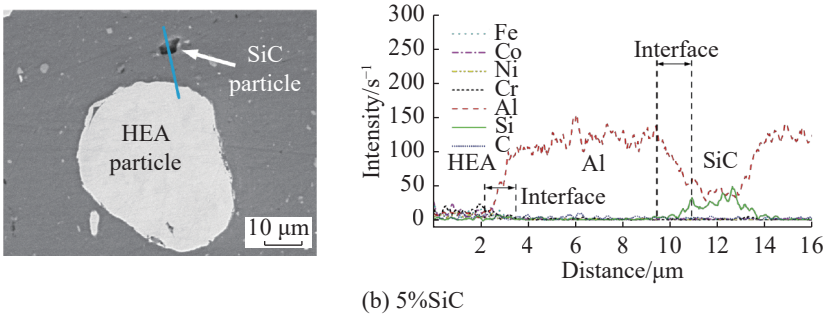
(a) 微观形貌　　(b) 元素分布

图5　2%SiC 复合材料的微观形貌及元素分布

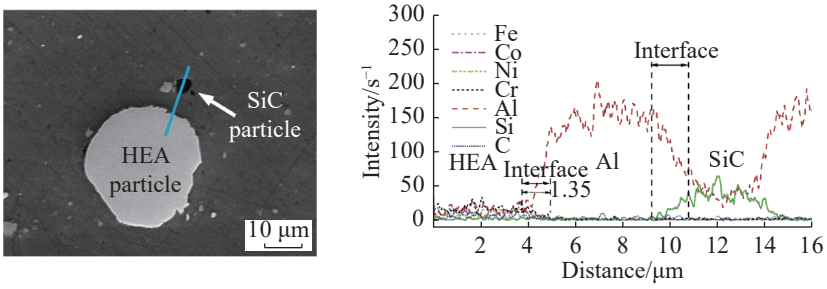
Fig. 5　Microstructure and elemental distribution of the composite



(a) 2%SiC



(b) 5%SiC



(c) 10%SiC

图6 不同增强体条件下界面 EDS 线扫结果

Fig. 6 EDS line-scan results of the interfaces under different reinforcement conditions

界面反应程度直接影响复合材料的界面结合质量与力学稳定性: 若未形成有效冶金结合, 增强颗粒易脱黏失效; 若反应过于剧烈, 则可能生成脆性反应产物, 诱发裂纹萌生与扩展, 削弱界面结构稳定性[16]。Al 与 SiC 化学亲和力强, SiCp/Al 界面易反应生成 Al_4C_3, 临界反应温度约 923 K(650 ℃), 低于该值时反应驱动力有限[17]; Al/SiC 界面在约 500 ℃ 开始出现响应, SiC 与 Al_4C_3 的结构相似性对元素扩散具有促进作用[18]。对于 HEAp/Al 界面, 高熵合金与 Al 不发生强烈的放热化学反应, 界面以元素相互扩散为主。研究表明, 即使在 580 ℃ 热压烧结下, SiCp/Al 界面仍可保持清晰且反应产物不显著[19]。FSP 峰值温度仅 450~500 ℃, 且热循环时间短, 不足以驱动界面反应持续进行。此外, HEA/Al 界面除元素扩散外还存在微弱反应, 限制了纯扩散层增厚, 而 SiCp/Al 界面以扩散为主导, 故其扩散层厚度略大于前者。

2.2 力学性能

2.2.1 显微硬度

图 7 为 FSPed 与 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料沿焊缝中心线的显微硬度分布曲线。各试样硬度变化趋势与母材 (base metal, BM)、热影响区 (heat-affected zone, HAZ)、热力影响区 (thermo-mechanically affected zone, TMAZ) 及焊核区 (nugget zone, NZ) 的组织演变特征相对应。就 NZ 平均硬度而言, 增强相的引入有效提升了复合材料硬度, FSPed, 2%SiC, 5%SiC 及 10%SiC 复合材料的硬度分别为 133.76, 150.97, 160.96, 163.71 HV。

2%SiC, 5%SiC 和 10%SiC 试样的 NZ 平均硬度随 SiC 含量的增加而逐步升高, 表明 HEAp–SiCp 复合增强可有效提升焊核区硬度。一方面, SiC 颗粒硬度高、弹性模量大, 能增强局部承载能力; 另一方面, 颗粒阻碍位错运动, 加之 FSP 剧烈塑性变形诱导的晶粒细化, 共同促进了 NZ 硬度提升。然而, 10%SiC 试样硬度仍较 BM 低约 12.9%, 说明复合颗粒强化未能完全抵消 7075–T6 基体在 FSP 热循环中因析出溶解、粗化及时效弱化引起的软化。

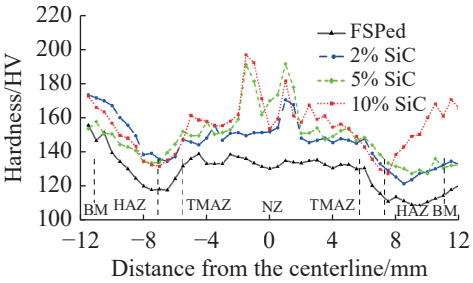


图7 FSPed 试样及 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料 NZ 的显微硬度分布

Fig. 7 Microhardness distribution of the NZ of FSPed specimen and HEAp–SiCp/7075Al composites

2.2.2 拉伸性能

图 8 为 FSPed 及 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料室温拉伸性能的统计结果。与 BM 相比, 各组试样的极限抗拉强度均有不同程度下降, 其中 FSPed 试样为 500.2 MPa, 低于 BM 的 565.5 MPa, 表明三道次 FSP 处理改变了 7075–T6 铝合金原有的时效强化状态。对于时效强化型 7 系铝合金, FSP 热循环可促使主要强化析出相发生溶解、粗化或过时效, 削弱基体析出强化效应, 导致强度下降[20]; 同时, 剧烈塑性变形诱发的动态再结晶可细化焊核区晶粒、提高晶界密度, 阻碍位错运动, 在一定程度上补偿析出软化造成的强度损失[21–22]。在 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料中, 随 SiC 含量增加, 极限抗拉强度呈递减趋势, 2%SiC 试样最高, 达 416.5 MPa, 表明适量 SiC 与 HEA 颗粒可形成较好的复合增强效果[23]。此外, 复合材料延伸率随 SiC 含量增加而逐步下降, 说明 SiC 的引入降低了材料延伸性能。

结合图 4 可知, 当 SiC 质量分数为 5% 时, 增强相分散均匀性下降并出现团聚倾向; 升至 10% 时, 均匀性进一步降低, 局部团聚明显。颗粒团聚一方面减少了增强相的有效分散区域, 弱化了载荷传递

与细晶强化效果; 另一方面缩小颗粒间距、加剧界面应力集中, 易在界面处诱发微孔洞和弱结合区, 成为拉伸过程中的裂纹源。裂纹在团聚区、界面及基体弱化区扩展, 导致复合材料承载能力降低, 抗拉强度随 SiC 含量增加而递减[24−25]。可见, 颗粒分散均匀性对拉伸强度影响显著。

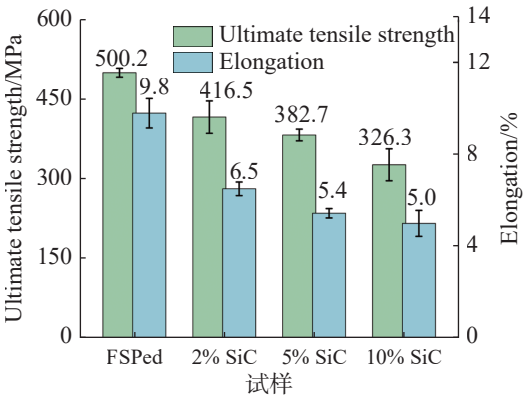


图8　FSPed 和 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料的拉伸性能统计结果

Fig. 8　Tensile properties of FSPed and HEAp–SiCp/7075Al composites

SiC 颗粒具有更高的硬度和弹性模量, 可与 HEA 颗粒共同承担载荷, 提升复合材料的承载作用。同时, SiC 与 Al 基体间的热膨胀系数差异大于 HEA/Al 体系, 有助于在界面附近产生更多热错配位错[26], 提高局部位错密度, 增强位错强化效果。当 SiC 质量分数为 2% 时, 均匀分散的增强体与 Al 基体形成良好的界面结合, 构成稳定的复合增强结构, 有利于载荷的有效传递; 两类增强颗粒的均匀分布可在一定程度上分散局部应力集中, 抑制裂纹早期萌生与快速扩展[11]。此外, 弥散分布的细小微粒可阻碍位错运动, 并通过粒子激发形核 (particle stimulated nucleation, PSN) 机制促进再结晶形核与晶粒细化[27], 从而改善 HEAp/7075Al 体系的变形协调能力。当 SiC 含量超过适宜范围后, 颗粒团聚和界面失效对强度与塑性的削弱作用逐渐占主导, 导致抗拉强度和延伸率下降。

2.2.3　断口形貌

图 9 为各试样的断口形貌。FSPed 试样断口呈均匀细小的韧窝, 以韧性断裂为主。2%SiC 试样断口可见部分断裂的 SiC 和 HEA 颗粒, 其周围分布细小韧窝, 断裂由增强相脆性断裂与基体韧性断裂共同主导, 颗粒与基体间保持较好变形协调能力, 故该试样仍具有较高的强度和塑性; 5%SiC 试样断口出现界面脱黏的 SiC 颗粒及少量断裂的 HEA 颗粒, 韧窝尺寸减小、深度变浅。10%SiC 试样断口中存在大量裸露的 HEA 和 SiC 团聚体, 界面脱黏明显加剧, 表明颗粒聚集削弱了增强相与基体间的结合能力。

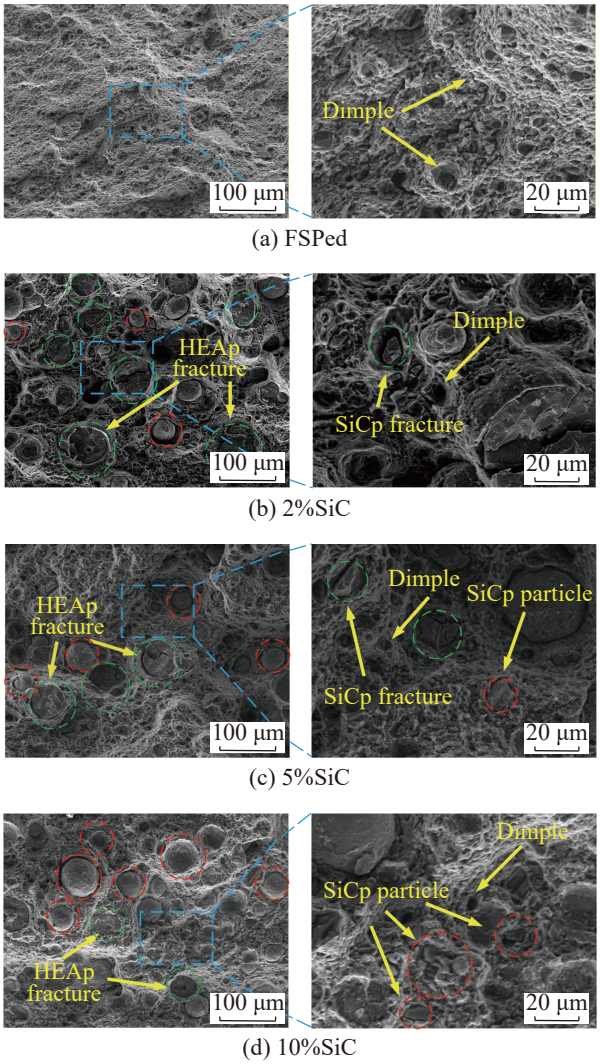


图9　不同试样的拉伸断口形貌

Fig. 9　Tensile fracture surfaces of different specimens

与 FSPed 试样相比, HEAp–SiCp/7075Al 复合材料断口表面可见 HEA 和 SiC 颗粒, 表明增强相参与了拉伸过程中的承载与失效。增强颗粒的失效形式主要包括颗粒断裂 (绿色圆圈) 与界面脱黏 (红色圆圈)。颗粒断裂表明载荷可通过界面有效传递至增强相内部, 即局部界面结合强度高于颗粒自身或缺陷处的断裂抗力; 界面脱黏则反映局部界面结合强度不足以承受拉伸应力。发生断裂的颗粒意味着其与基体之间形成了较好的界面结合, 能够实现有效的载荷传递[28]; 而脱黏则表明界面处局部结合较弱, 易成为裂纹萌生和扩展的起始位置。随 SiC 含量增加, 断口中颗粒断裂特征逐渐减少, 界面脱黏和颗粒团聚特征增多, 反映出颗粒界面结合强度弱化的趋

势。当 SiC 含量进一步增加时，增强颗粒间距减小，团聚区应力集中加剧，基体连续塑性变形受到抑制。裂纹易在界面脱黏区、颗粒间基体薄弱区及破裂颗粒附近萌生，并沿界面和团聚区快速连接扩展，最终形成裸露颗粒、浅韧窝和局部撕裂等断口特征。当 SiC 含量超过适宜含量后，团聚与界面失效成为额外裂纹源，降低复合材料的强塑性[29]。综上，HEAp–SiCp/7075Al 复合材料的断裂呈现为由增强颗粒脆性断裂与基体韧性断裂共同主导的韧–脆混合断裂模式。

2.3 摩擦磨损性能

2.3.1 磨损系数

FSPed 和 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料摩擦系数随时间的变化曲线如图 10 所示。摩擦磨损过程可分为跑合阶段和稳态磨损阶段。在磨合阶段，因表面粗糙，摩擦系数波动较为明显；随磨损时间延长，磨损表面逐渐形成稳定接触状态，摩擦系数趋于稳定。随 SiC 含量增加，各组试样的平均摩擦系数呈下降趋势，稳态阶段波动幅度减小，表明 SiC 颗粒有助于改善摩擦稳定性并降低摩擦阻力。与 FSPed 试样相比，各 SiC 增强组试样的摩擦系数显著降低，且能更快进入稳态阶段，表明复合增强相在降低界面摩擦阻力和提升摩擦稳定性方面具有显著作用。

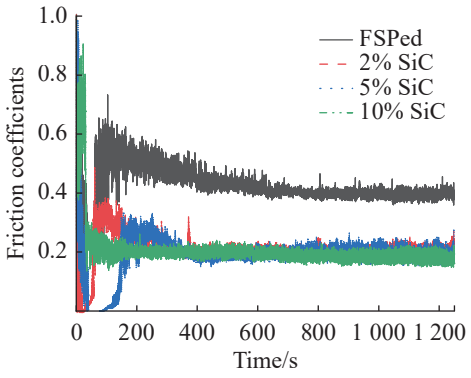


图10 不同试样的摩擦系数

Fig. 10 Friction coefficients of different specimens

2.3.2 磨损形貌

图 11 为 10 N 载荷下 FSPed 与 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料的三维磨痕形貌。FSPed 试样的磨痕深度最大 (约 69.8 μm)，添加 SiC 颗粒后磨痕深度显著降低，2%SiC，5%SiC 和 10%SiC 试样分别为 34.0，27.5，22.2 μm。其中，10%SiC 试样磨痕深度最小，仅为 FSPed 试样的 32%，表明复合材料的耐磨性随 SiC 含量增加而明显提升。SiC 作为高硬度增强相，能够在磨损过程中承担载荷并分散接触应力，抑制基体的塑性变形；HEA 与 SiC 颗粒共同增强了磨损界面的承载能力和稳定性，两者协同作用，进一步提升了材料的耐磨性能。

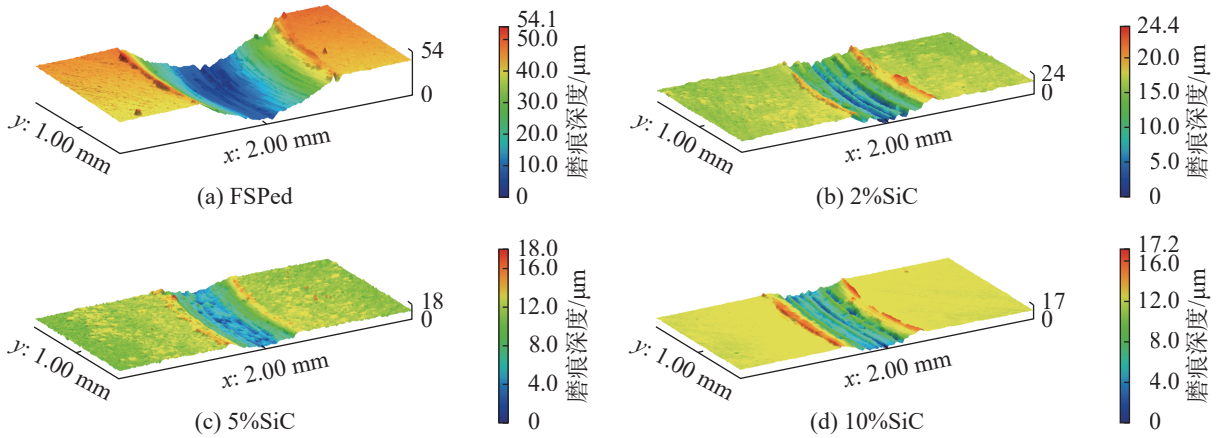


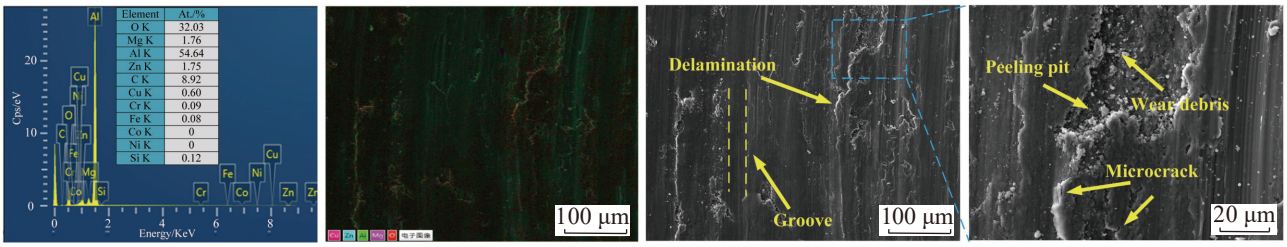
图11 10 N 载荷下的三维磨痕形貌

Fig. 11 Three-dimensional wear scar morphologies under a load of 10 N

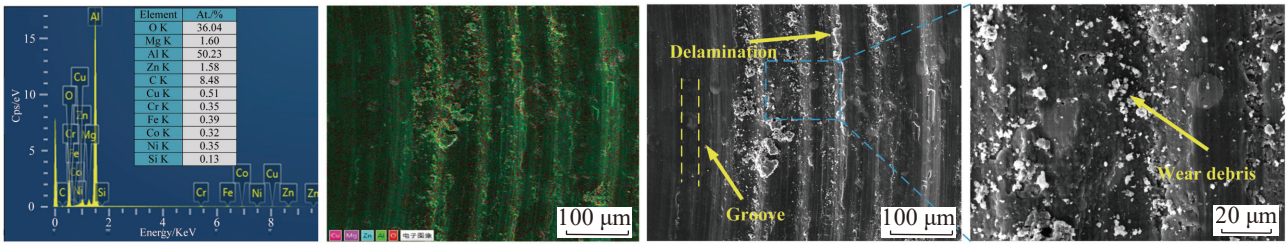
图 12 为 10 N 载荷下 FSPed 与 HEAp-SiCp/7075Al 复合材料的磨痕形貌及 EDS 面扫描分析结果。FSPed 试样的磨损表面可见明显的沟槽、块状磨屑及层状材料堆积，表层发生了明显的塑性变形，并沿滑动方向形成材料堆积；堆积层在反复碾压与剪切作用下进一步破碎并剥离，形成磨屑堆积与局部剥落。EDS 面扫描结果显示，FSPed 试样磨损表面存在明显的 Al 和 O 元素富集，表明磨损过程中 Al 基体在摩擦产热与空气共同作用下发生氧化，磨损表面形成了以 Al 氧化物为主的氧化层或氧化磨屑[30]。然而，氧化层在持续滑动摩擦和循环接触应力作用下易开裂、破碎和剥落。综合磨痕形貌及 EDS 分析，FSPed 试样在 10 N 载荷下的磨损机制主要表现为黏着磨损与氧化磨损的耦合作用；局部微裂纹和片状剥落表明，在循环滑动应力作用下，材料亚表层发生了裂纹萌生与扩展，最终导致局部材料剥落。

与 FSPed 试样相比，HEAp–SiCp/7075Al 复合材料磨损表面沟槽较浅且连续，仅局部出现少量磨屑，

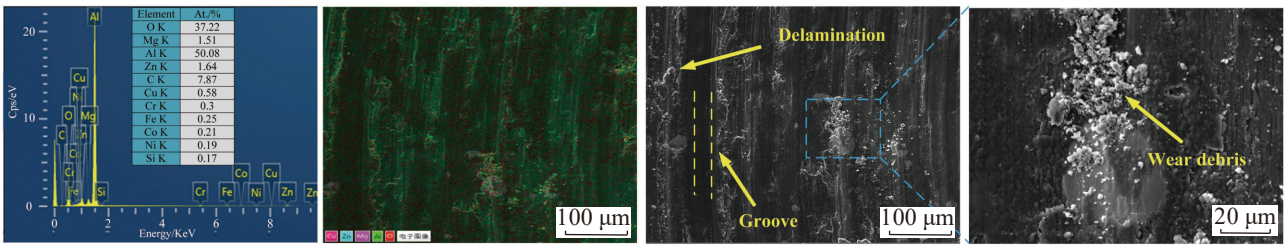
表明 SiC 颗粒的引入进一步改善了耐磨性。HEA 颗粒可承担部分载荷并改善界面稳定性, 高硬度 SiC 颗粒则进一步提高表层承载能力和硬度, 减小陶瓷球与铝基体的直接接触面积, 降低接触应力, 从而减轻基体表层塑性变形和材料剥落[31]。随 SiC 含量增加, 磨痕沟槽深度进一步降低, 10%SiC 试样表现出最佳的耐磨性能。EDS 结果显示磨损表面存在 Al 和 O 元素富集, 表明磨损过程中伴随氧化磨损。因此, 10 N 载荷下 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料的磨损机制主要为磨粒磨损和氧化磨损。



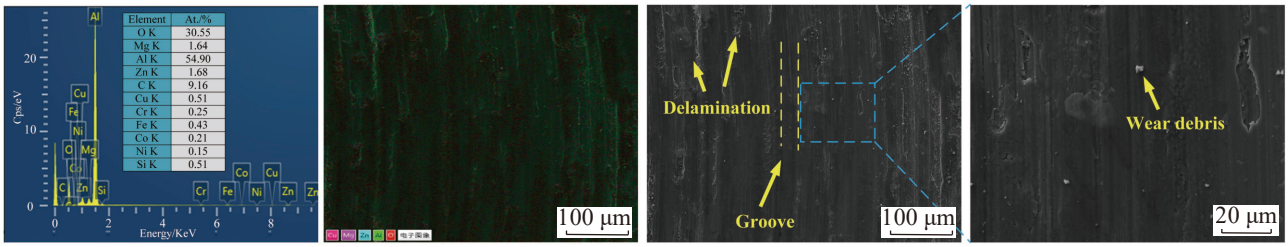
(a) FSPed



(b) 2%SiC



(c) 5%SiC



(d) 10%SiC

图12　10 N 载荷下不同试样磨痕形貌及相应 EDS 分析结果

Fig. 12　Wear scar morphologies and corresponding EDS analysis results of different samples under a load of 10 N

复合材料磨损性能的提升主要归因于 HEA 和 SiC 增强相的高硬度及其共同承载作用。经 FSP 后, 硬质增强颗粒在基体中均匀弥散分布, 磨损过程中可作为局部承载单元分担部分载荷, 并减小铝基体与 ZrO_2 陶瓷球的实际接触面积[32]。同时, 增强颗粒提高了复合材料表层硬度, 抑制了铝基体塑性流动和黏着转移, 从而降低了磨痕深度和磨损率[33]。在磨损过程中, 铝基体表面不断暴露并与氧反应形成氧化层, 但循环接触应力和剪切应力导致氧化层破碎、剥离, 并转化为氧化磨屑参与磨损过程。综上, 复合材料的磨损行为是增强相承载、基体塑性变形、氧化层形成与破裂共同作用的结果。

3　结论

本文通过搅拌摩擦加工制备了不同 SiC 颗粒含量的 HEAp–SiCp/7075Al 复合材料, 并对其显微硬度、拉伸性能、断口形貌及摩擦磨损性能进行了系统研究。主要结论如下:

1) 当 SiC 质量分数为 2% 时, HEA 与 SiC 复合

增强颗粒在焊核区内分散均匀, 与 7075Al 基体形成致密、无缺陷的冶金结合界面; 当 SiC 质量分数增至 5% 和 10% 时, 颗粒团聚倾向加剧, 分散均匀性显著下降。HEAp/Al 界面和 SiCp/Al 界面均发生明显的元素互扩散, 扩散层厚度分别为 1.00~1.50 μm 和 1.40~1.60 μm。SiCp/Al 界面扩散层略厚于 HEAp/Al 界面, 其原因在于 HEA/Al 界面除元素扩散外还存在较弱的界面反应。

2) 复合材料焊核区的显微硬度随 SiC 含量增加呈上升趋势, FSPed, 2%SiC, 5%SiC 和 10%SiC 试样焊核区平均硬度分别为 133.76, 150.97, 160.96, 163.71 HV, 表明增强相的引入有效提升了复合材料局部的抵抗变形能力。拉伸性能呈相反变化趋势, 2%SiC 试样综合拉伸性能最优, 极限抗拉强度为 416.5 MPa, 强度与增强颗粒分散均匀性呈正相关。复合材料的断裂机制为增强颗粒脆性断裂与基体韧性断裂共存的韧–脆混合断裂模式。

3) HEAp–SiCp/7075Al 复合材料的摩擦磨损性能较 FSPed 试样显著改善, 且随 SiC 含量增加而进一步提升, 其中 10%SiC 试样磨痕深度最小 (约 22.2 μm), 仅为 FSPed 试样的 32%。复合材料的磨损机制以磨粒磨损和氧化磨损为主, 耐磨性能的提升归因于 HEA 和 SiC 增强颗粒的高硬度及其在磨损过程中的共同承载作用。

参考文献:

[1] 龙飞, 刘瞿, 朱艺星, 等. 搅拌摩擦加工改性 Mg−5Zn 合金的显微组织与耐腐蚀性能 [J]. 金属学报, 2025, 61(7): 1071−1081.
LONG F, LIU Q, ZHU Y X, et al. Microstructure and corrosion resistance of modified Mg−5Zn alloy via friction stir processing[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2025, 61(7):1071−1081.

[2] XIA C C, LI X B, LIU X C, et al. Achieving near-net-forming of in-situ fabricated SiCp/2024Al composites with high performance by friction stir channeling assisted stationary shoulder friction stir processing[J]. Tribology International, 2026, 219:111786.

[3] MISHRA R S, MA Z Y, CHARIT I. Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 341(1/2): 307−310.

[4] DEORE H A, BHARDWAJ A, RAO A G, et al. Consequence of reinforced SiC particles and post process artificial ageing on microstructure and mechanical properties of friction stir processed AA7075[J]. Defence Technology, 2020, 16(5):1039−1050.

[5] SRIVASTAVA A K, MAURYA N K, DIXIT A R, et al. Experimental investigations of A359/Si_3N_4 surface composite produced by multi-pass friction stir processing[J]. Materials Chemistry and Physics, 2021, 257:123717.

[6] MEHTA K M, BADHEKA V J. Wear behavior of Al−6061−B4C surface composites fabricated by friction stir processing using slot and hole method of reinforcement application[J]. Wear, 2023, 522:204719.

[7] DEVARAJU A, KUMAR A, KUMARASWAMY A, et al. Influence of reinforcements (SiC and Al_2O_3) and rotational speed on wear and mechanical properties of aluminum alloy 6061−T6 based surface hybrid composites produced via friction stir processing[J]. Materials and Design, 2013, 51:331−341.

[8] DEVARAJU A, KUMAR A, KOTIVEERACHARI B. Influence of addition of Grp/Al_2O_3p with SiCp on wear properties of aluminum alloy 6061−T6 hybrid composites via friction stir processing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(5):1275−1280.

[9] LU T W, CHEN W P, WANG P, et al. Enhanced mechanical properties and thermo-physical properties of 7075Al hybrid composites reinforced by the mixture of Cr particles and SiCp[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 735:1137−1144.

[10] LU T W, HE T B, LI Z X, et al. Microstructure, mechanical properties and machinability of particulate reinforced Al matrix composites: a comparative study between SiC particles and high-entropy alloy particles[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6):13646−13660.

[11] LU T W, SCUDINO S, CHEN W P, et al. The influence of nanocrystalline $CoNiFeAl_{0.4}Ti_{0.6}Cr_{0.5}$ high-entropy alloy particles addition on microstructure and mechanical properties of SiCp/7075Al composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 726:126−136.

[12] MARODE R V, LEMMA T A, PEDAPATI S R, et al. Investigation of thermo-mechanical characteristics in friction stir processing of AZ91 surface composite: novel study through SPH analysis[J]. Lubricants, 2025, 13(10): 450.

[13] WANG Y, CHEN Y H, XIE J L, et al. High entropy alloy reinforced aluminum matrix composites prepared by novel rotation friction extrusion process: microstructure and mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 854:143789.

[14] LI J C, LI Y L, WANG F F, et al. Friction stir processing of high-entropy alloy reinforced aluminum matrix composites for mechanical properties enhancement[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 792:139755.

[15] WANG W, FANG Y, PENG P, et al. Microstructure, mechanical and wear properties of AZ31/CoCrFeNi composites fabricated by friction stir processing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(8):2328−2339.

[16] YANG X, ZHAI X, DONG P, et al. Interface characteristics of high-entropy alloy/Al−Mg composites by underwater friction stir processing[J]. Materials Letters, 2020, 275: 128200.

[17] 邱丰, 佟昊天, 沈平, 等. 综述: SiC/Al 界面反应与界面结构演变规律及机制 [J]. 金属学报, 2019, 55(1):87−100.
QIU F, TONG H T, SHEN P, et al. Overview: SiC/Al interface reaction and interface structure evolution mechanism[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(1): 87−100.

(下转第 600 页)

into high-entropy ceramics from basic concepts, synthesis technologies, structural characteristics, and properties to application prospects[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33:398−430.

[30] ZHAO Z F, XIANG H M, DAI F Z, et al. $(La_{0.2}Ce_{0.2}Nd_{0.2}Sm_{0.2}Eu_{0.2})_2Zr_2O_7$: a novel high-entropy ceramic with low thermal conductivity and sluggish grain growth rate[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2019, 35(11):2647−2651.

[31] ZHANG J L, LIANG J L, LI H, et al. A review of high-entropy ceramics preparation methods, properties in different application fields and their regulation methods[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 32:1083−1117.

[32] LI K B, WANG W Z, TU S T, et al. Design of high-entropy rare-earth disilicate materials for thermal environmental barrier coatings through thermal-mechanical experiments and finite element simulation studies[J]. Ceramics International, 2025, 51(8):10551−10573.

[33] KAVAK S, YÜKSEK A N, GÖKÇE H, et al. γ-type high-entropy disilicates $(Y_{0.2}Er_{0.2}Tm_{0.2}Yb_{0.2}X_{0.2})_2Si_2O_7$ (X = Dy, Gd, Ho): phase stability, thermal behavior, and CMAS corrosion resistance[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2026, 1057:186932.

[34] WU J Y, HU X P, LIU S, et al. High-temperature mechanical properties and fracture mechanism of $A_6B_2O_{17}$ (A= Hf, Zr; B= Ta, Nb) high-entropy ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(6):3652−3663.

[35] 周少帅, 舒小勇, 常振东, 等. $(Sm_{0.2}Gd_{0.2}Eu_{0.2}Lu_{0.2}Dy_{0.2})_2Zr_2O_7$ 高熵稀土锆酸盐陶瓷材料设计与热物理性能 [J]. 材料工程, 2025, 53(12):288−296.
ZHOU S S, SHU X Y, CHANG Z D, et al. Design and thermophysical properties of $(Sm_{0.2}Gd_{0.2}Eu_{0.2}Lu_{0.2}Dy_{0.2})_2Zr_2O_7$ high entropy rare earth zirconic acid ceramic materials[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(12):288−296.

责任编辑: 何莉

(上接第 574 页)

[18] ADABIFIROOZJAEI E, RASTKERDAR E, NEMOTO Y, et al. In-situ scanning transmission electron microscopy study of Al-amorphous SiO_2 layer-SiC interface[J]. Journal of Materials Science, 2023, 58:2456−2468.

[19] 柳培, 王爱琴, 郝世明, 等. SiCp/2024Al 基复合材料的界面行为 [J]. 电子显微学报, 2014, 33(4):306−312.
LIU P, WANG A Q. HAO S M, et al. The interfacial condition of SiCp /Al composites[J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society, 2014, 33(4):306−312.

[20] JAMALI A, MIRSALEHI S E. Investigation on effects of traverse speed and number of passes on mechanical and abrasive properties of AA7075−T6/ZrO_2 surface nanocomposite produced using friction stir processing[J]. Welding in the World, 2022, 66:297−313.

[21] RAJAN G, KUMAR A, MULA S. Influence of friction stir processing on wear behavior of nanosized SiC reinforced AA5083 nanocomposites developed by stir casting[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2025, 141:1631−1649.

[22] FENG A H, CHEN D L, MA Z Y. Microstructure and cyclic deformation behavior of a friction-stir-welded 7075 Al alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41:957−971.

[23] LIU Z Y, WANG Q Z, XIAO B L, et al. Experimental and modeling investigation on SiCp distribution in powder metallurgy processed SiCp/2024 Al composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(21/22): 5582−5591.

[24] NIYAZ A B M, NAVEEN K S H, KALLIMANI A S, et al. Mechanical properties of SiC nanoparticle-reinforced Al−2024 alloy[J]. Fracture and Structural Integrity: International Journal of Italian Group of Fracture, 2025, 19(72):148−161.

[25] SHIN S, PARK H, PARK B, et al. Dispersion mechanism and mechanical properties of SiC reinforcement in aluminum matrix composite through stir- and die-casting processes[J]. Applied Sciences, 2021, 11(3):952.

[26] LI P, TONG Y Q, WANG X X, et al. Microstructures and mechanical properties of $AlCoCrFeNi_{2.1}$/6061−T6 aluminum-matrix composites prepared by friction stir processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 863:144544.

[27] YANG X, YAN Z F, DONG P, et al. Surface modification of aluminum alloy by incorporation of AlCoCrFeNi high entropy alloy particles via underwater friction stir processing[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 385:125438.

[28] WANG Y, CHEN Y H, XIE J L, et al. Microstructure and mechanical properties of CrMnFeCoNi high entropy alloy/Al composite with different reinforcement content[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 960:170882.

[29] LI P B, CHEN T J. Effect of SiCp volume fraction on the microstructure and tensile properties of SiCp/2024 Al-based composites prepared by powder thixoforming[J]. Journal of Materials Research, 2016, 31:2850−2862.

[30] NAJAR F A, RATHEE S, SRIVASTAVA M, et al. Enhancement of tribological, mechanical and fluidic characteristics of Al5059/B4C+5%Mg surface composites using friction stir processing[J]. Tribology International, 2026, 217: 111648.

[31] HE X J, YU X F, ZHAO D C, et al. Simultaneous enhancement of strength, ductility and wear resistance in Al5052 alloy via hybrid in-situ Al_3Ni and nano-SiC reinforcement during friction stir processing[J]. Ceramics International, 2026, 52(14):25597−25611.

[32] SUN H Q, SHI Y N, ZHANG M X. Wear behaviour of AZ91D magnesium alloy with a nanocrystalline surface layer[J]. Surface and Coatings Technology, 2007, 202(13): 2859−2864.

[33] KARABACAK A H, ÇANAKÇI A, ÖZKAYA S, et al. Effect of AlCrCuFeNi high entropy alloy reinforcements with and without B_4C on powder characteristic, mechanical and wear properties of AA5083 metal-metal composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1008:176627.

责任编辑: 何莉