

## GNP/SiC/Al 复合材料的常温及高温磨损行为研究

毕胜<sup>1,2</sup>, 胡恺琪<sup>2</sup>, 周波<sup>2</sup>, 谢龙飞<sup>2</sup>, 朱杰<sup>2</sup>, 张海鸿<sup>1</sup>, 安震<sup>1</sup>

(1. 西安航空学院, 材料工程学院, 陕西 西安, 710077)<sup>1</sup>

(2. 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安, 710016)

**摘要:** 通过高能球磨法结合粉末冶金工艺制备了 SiC 和石墨烯纳米片 (GNP) 混杂增强铝基 (GNP/SiC/Al) 复合材料。通过扫描电镜、透射电镜、拉伸试验机和摩擦试验机等设备对 GNP/SiC/Al 复合材料的微观组织、力学和磨损性能进行表征和分析, 并与灰铸铁材料 (HT250) 进行对比。结果表明, SiC 与 GNP 在基体中均匀分散, 复合材料的常温及 350 °C 下抗拉强度分别达到 287 MPa 和 101 MPa。常温磨损中, 复合材料耐磨性能低于灰铸铁, 两种材料均呈现粘着磨损和磨粒磨损机制。高温磨损中, 复合材料耐磨性显著优于灰铸铁。灰铸铁表现为粘着磨损和磨粒磨损机制, 而复合材料以粘着磨损为主。SiC 与 GNP 的高温钉扎效应、GNP 的自润滑特性以及机械混合层的形成是 GNP/SiC/Al 复合材料高温耐磨性能优异的主要原因。

**关键词:** 高能球磨; 高温磨损; 碳化硅; 石墨烯纳米片; 灰铸铁

**中图法分类号:** TB333.1

**文献标识码:** A

## 1 引言

在“双碳”战略背景下, 轨道交通车辆轻量化的核心作用正日益凸显。尤其是近年来新能源汽车呈爆发式增长, 汽车续航里程受车重制约明显, 对轻质车体用材有更迫切的需求。作为簧下关键部件, 制动盘的轻量化设计备受业界关注。铝基复合材料凭借其低密度、高比强度以及优异的耐磨性和导热性<sup>[1]</sup>, 成为替代铸铁制动盘的理想材料, 但现有 SiC 颗粒增强

<sup>1</sup> 基金项目: 西安市博士后创新基地科研项目; 陕西省自然科学基金基础研究计划 (2025JC-YBQN-704, 2024JC-YBQN-0542); 陕西省创新能力支撑计划 (科技创新团队, 2025RS-CXTD-027); 秦创原引用高层次创新创业人才项目 (QCYRCXM-2023-032, QCYRCXM-2022-181, QCYRCXM-2022-203); 陕西省重点研发计划-秦创原总窗口“四链”融合项目 (2024PT-ZCK-04); 陕西省秦创原“科学家+工程师”队伍建设项目 (2024QCY-KXJ-120); 陕西省重点研发计划项目 (No.2025CY-YBXM-434)

作者简介: 毕胜, 男, 1990 年生, 博士, 高级工程师, 西安航空学院材料工程学院, 陕西 西安 710077, E-mail: bsdjtu@sina.cn

铝合金制动盘仍存在台架疲劳试验犁沟磨损较大、热性能不足等问题<sup>[2]</sup>。

作为新兴纳米强化相, 石墨烯纳米片 (Graphene nano-platelet, GNP) 以其优异的力学性能以及自润滑特性引起科研人员极大关注<sup>[3, 4]</sup>。研究表明<sup>[5, 6]</sup>, GNP 通过阻碍晶界滑动和位错湮灭等方式, 显著提高材料高温性能。如 Zan 等<sup>[5]</sup>报道添加 0.6 wt%还原氧化石墨烯 (rGO) 使纯铝在 350 °C 下的抗拉强度由 58 MPa 提升至 128 MPa; Vogel 等<sup>[6]</sup>的微柱压缩实验表明, 250 °C 下 rGO/Al 复合材料强度相比基体可提升 50 MPa。此外, 摩擦过程中由 GNP 形成的表面碳膜可阻碍基体塑性流动, 减少磨损量。如 Nyanor 等<sup>[7]</sup>观察到, rGO/Al 复合材料磨损率随 rGO 含量增加而下降, 并于 0.4 wt.%时达到最低。Liu 等<sup>[8]</sup>发现, GNP 润滑膜可将干摩擦形式转变为边界摩擦, 降低表面粗糙度和磨损率。因此采用 GNP 和 SiC 混杂增强铝基体, 有望协同提升其高温耐磨损性能。

尽管铝基复合材料的耐磨性已得到广泛研究, 但相关工作主要集中于单一增强体系。如腾杰等<sup>[9]</sup>研究表明, 提高 Si 含量可使 15 vol.% SiC/Al-Si 复合材料磨损量降低; 当 Si 含量达 20 wt.%时, 其摩擦性能优于铸铁。杨小宝等<sup>[10]</sup>比较了 5、10、15 wt.% SiC/Al-Si 复合材料的磨损性能, 发现复合材料摩擦系数随 SiC 含量增加而增加, 但磨损率降低, 且在多数条件下优于灰铸铁。此外, SiC 颗粒尺寸被证实是影响耐磨性的关键因素<sup>[11]</sup>。过小 (<10  $\mu\text{m}$ ) 或过大 (>100  $\mu\text{m}$ ) 的颗粒均会导致耐磨性能劣化。杨忠等<sup>[12]</sup>发现 250 °C 下 SiC/Al-Si 复合材料的耐磨性优于铝基体但稍逊于高镍铸铁, 且随 SiC 含量增加, 磨损量下降, 磨损机制由粘着磨损向磨粒磨损转变。然而, 对于混杂增强铝基复合材料的磨损行为的报道极为有限。虽有研究<sup>[8]</sup>指出, rGO 和 Cu 混杂增强 (4 wt.%含量) 可使纯铝的摩擦系数和磨损率分别降低 28.8% 和 50%。但微米颗粒与纳米相混杂增强铝基复合材料的高温磨损行为, 迄今则鲜有报道。

基于此, 本研究面向轻量化制动盘应用, 以 GNP/SiC/Al 复合材料为研究对象, 系统分析其不同在不同载荷、转速及温度工况下的磨损性能与机制, 并与灰铸铁材料进行对比, 旨在为铝基复合材料制动盘的开发与产业化应用提供理论参考与数据支撑。

## 2 实验

本实验所用碳化硅颗粒平均直径为 14  $\mu\text{m}$ , 纯度为 99.5%, 石墨烯纳米片为 rGO, 片径为 4-6  $\mu\text{m}$ , 厚度为 3 nm, 纯度为 99%。所用铝粉平均直径 20  $\mu\text{m}$ , 纯度 99.9%。将 0.36 wt.% GNP 与 99.64 wt.%铝粉在行星磨机上以 400 r/min 速度运行 6 h, 获得 GNP/Al 复合材料粉末, 球料比为 15:1, 加入 2 wt.%硬脂酸防止粉末冷焊; 再将 15 vol.%SiC 粉末与 85 vol.%GNP/Al 粉末混合 6 h, 最终获得 SiC/GNP/Al 复合材料粉末。将复合材料粉末在 610 °C 保温 1.5 h 进行热压, 获得热压坯锭。随后在 520 °C 进行轧制, 轧制总变形量为 10%。GNP/SiC/Al 复合材料的名义成分 (质量分数) 为 Al-0.32GNP-17.4SiC。

在 MMUD-10B 型试验机上进行摩擦磨损实验, 采用销盘式磨损方式。销的尺寸为  $\phi 4 \times 15$  mm, 粗糙度 Ra 小于 3.2。在 350 rpm 和 590 rpm 的转速下进行常温磨损测试, 加载压力为 6N 和 12N, 磨损时间为 30min。经查阅文献<sup>[13]</sup>, 汽车一般制动的压力约为 5-6 MPa, 而在实

验室测试中，一般按照 5-6 倍进行缩比。因此，本实验选取 0.5 MPa (6 N) 和 1 MPa (12 N) 进行实验。为模拟实际行驶工况，基于 18 英寸轮胎计算，本实验选取的转速 350 rpm 和 590 rpm 分别对应 40 km/h 和 65 km/h 的车速。在 100°C、200°C、300°C 下进行高温磨损实验，转速为 350 rpm，加载压力为 10 N，磨损时间为 15 min。磨损实验的对磨件为 45 号钢，对比试样为灰铸铁，其成分和力学性能如表 1 所示。

表 1 灰铸铁的成分及力学性能

Table 1 Composition and mechanical properties of gray cast iron

Material	Composition/wt. %						Tensile strength/MPa	Hardness/ HB
HT250	C	Si	Mn	S	P	Fe	273	198
	3.34	2.27	0.73	0.026	0.105	Bal.		

磨损过程中材料的磨损率采取下式计算：

$$WR(mm^3/m)=\frac{\Delta w}{\rho_c L_s} \quad (1)$$

其中， $WR$  为磨损速率 ( $mm^3/m$ )， $\Delta w$  为摩擦前后的质量损失 ( $g$ )， $\rho_c$  为样品密度 ( $g/mm^3$ )， $L_s$  为总行程 ( $m$ )。

采用 ICX-41M 型光学显微镜观察复合材料微观组织，采用 Tecnai F20 透射显微镜观察 GNP 在基体中的分散性；采用 JSM-6510A 扫描电镜观察样品微观组织与磨损表面；采用 UTM5105X 型万能拉伸试验机测定材料的室高温力学性能，应变速率为  $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ ，试样为标距 15 mm，厚度 2.5 mm 的板状试样。每种复合材料至少取 3 个测试样品，并取平均值。采用 HB-3000 型布氏硬度计测量复合材料硬度，测量五个部位并取平均值。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 显微组织

图 1 为 GNP/SiC/Al 复合材料的微观组织。OM 观察显示 (图 1a)，SiC 在基体中均匀分布，呈不规则多边形。SEM 分析表明 (图 1b)，复合材料内部，尤其在 SiC-Al 界面处存在许多细小孔洞，这可能影响 SiC 的载荷传递效果，从而降低材料力学性能。从图 1c 可看出，GNP 在基体中分散均匀，平均长度约为 50 nm，宽度为数纳米。表明该球磨工艺可有效分散 GNP<sup>[14, 15]</sup>。高分辨 TEM 表明 (图 1d)，GNP 结构完整，未发生严重界面反应<sup>[16]</sup>。

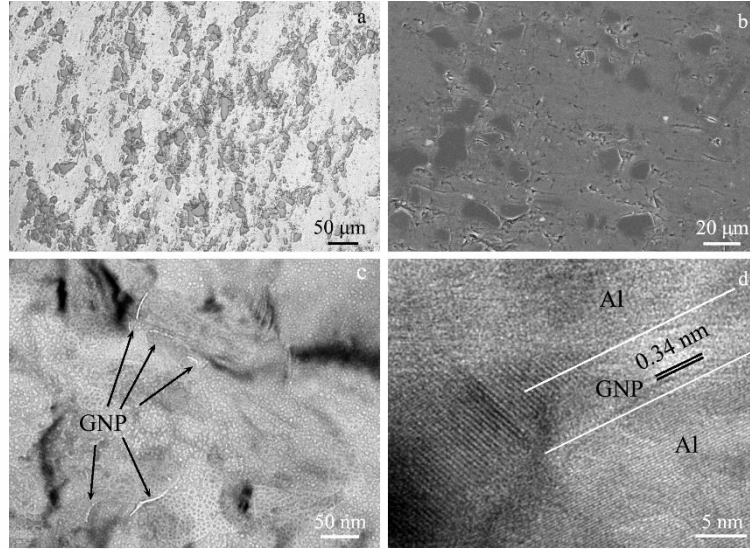


图 1 GNP/SiC/Al 复合材料的微观组织

Fig.1 Microstructure of GNP/SiC/Al composite: (a) OM image; (b) SEM image; (c) TEM image; (d) High resolution TEM image of GNP

### 3. 2 力学性能

表 2 为 GNP/SiC/Al 复合材料常温及 350 °C 下的力学性能。常温下，GNP/SiC/Al 复合材料的抗拉强度、屈服强度及延伸率分别为 287 MPa、244 MPa 和 1%，布氏硬度达到 109 HB。与灰铸铁相比，复合材料的抗拉强度优于灰铸铁（273 MPa），但硬度显著低于灰铸铁（198 HB）。在 350 °C 下（铝半熔点温度），复合材料的抗拉强度仍保持 101 MPa 左右，其性能优于 5 vol.% CNT/2024Al 复合材料（350°C 压缩强度 90 MPa）<sup>[17]</sup>，略高于 0.1 vol.% GNP/Al 复合材料强度（350 °C 时 99 MPa）<sup>[5]</sup>，凸显了 SiC 与 GNP 在高温下优异的强化效果。

表 2 GNP/SiC/Al 复合材料常温及 350°C 力学性能

**Table 2 Mechanical properties of GNP/SiC/Al composite at room temperature and 350°C**

	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%	Hardness/HB
Room temperature	287	244	1	109
350°C	101	98	0.6	-

### 3. 3 常温磨损性能

#### 3. 3. 1 摩擦系数分析

图 2a 为不同磨损参数下 GNP/SiC/Al 复合材料和灰铸铁的摩擦系数(coefficient of friction, COF)变化情况。在所有测试条件下，复合材料的 COF（平均 0.49）均高于灰铸铁（平均 0.31），该趋势与大部分文献报道一致<sup>[12, 18, 19]</sup>。图 2b 为两种材料的 COF 随载荷变化情况。在低转速（350r/min）下，两种材料的 COF 随着载荷的增加而升高。在高转速下（590 r/min），两种材料的 COF 则随载荷增加均呈现减小趋势。

现文献报道铝基复合材料的 COF 随载荷变化规律不尽相同。Lakshmipathy 等<sup>[20]</sup>及

Singh 等<sup>[21]</sup>分别在 SiC/7075Al 和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/6061Al 复合材料中观察到 COF 随载荷增加（如 25 N 至 75 N）而降低。Singh 等将此归因于载荷增大导致名义接触面积增加，进而引起接触温度升高和表面软化，促进了滑动作用。相反，Niranjan 等<sup>[22]</sup>发现 TiB<sub>2</sub>/Al 复合材料的 COF 随载荷增加（40 N 至 60 N）而增大，其归因于硬韧铝基体发生严重变形，加剧了与对磨盘的直接接触。在本实验中，低转速下 COF 随载荷增大而升高的主要原因是接触面积增大导致摩擦表面粗糙度增加。高转速下，转速引起的温升导致材料表面软化，使得 COF 随载荷增大而降低。

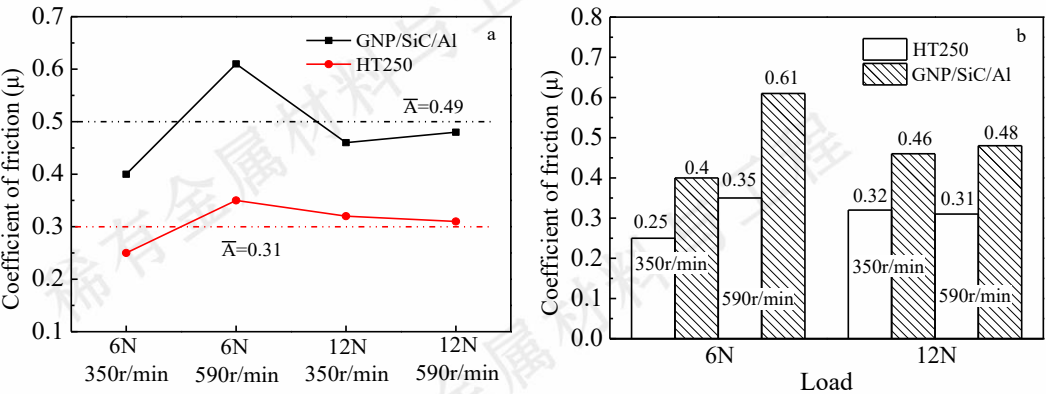


图 2 GNP/SiC/Al 复合材料和灰铸铁的常温摩擦系数

Fig. 2 Room temperature coefficient of friction (COF) of GNP/SiC/Al composite and HT250: (a) COF under different wear parameters; (b) COF under different loads

### 3.3.2 磨损率分析

图 3 为 GNP/SiC/Al 复合材料和灰铸铁的磨损率变化情况。在所有测试条件下，灰铸铁的磨损率要小于复合材料，表明常温磨损中灰铸铁的耐磨性仍优于 GNP/SiC/Al 复合材料。相同载荷下，两种材料的磨损率随转速增加均降低，在 TiC/7075Al 和 SiC/B<sub>4</sub>C/6061Al 复合材料中均出现了类似的实验结果。这归因于表面形成的氧化物保护层，有效抑制了材料损伤<sup>[23,24]</sup>。虽然转速提高会造成温度升高，但对磨损率的影响有限。首先，铝具有较高的导热系数（约为 237 W/(m·K)），摩擦产生的热量能够较快散失。其次，已有研究指出<sup>[25]</sup>，6061Al 在滑动速度由 0.5 m/s 增至 1.6 m/s 时，经 1700 s 磨损后接触表面温度仅从 28 °C 上升至 40 °C。本实验中，对应转速 350 r/min 和 590 r/min 的滑动速度分别为 0.36 m/s 和 0.62 m/s，温升幅度更为有限。因此，由转速引起的温度变化对磨损率的影响可忽略不计。此外，相同转速下，两种材料磨损率随载荷增加而增加。这主要由于载荷增大导致摩擦副间真实接触面积增加<sup>[22]</sup>。

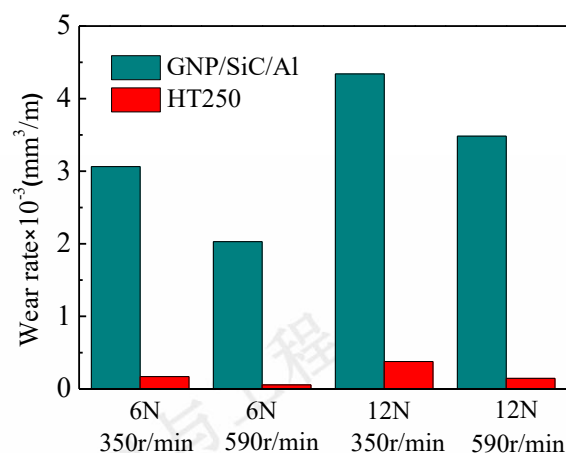


图 3 GNP/SiC/Al 复合材料和灰铸铁的常温磨损率

Fig. 3 Room temperature wear rate of GNP/SiC/Al composite and HT250

### 3.3.3 磨损表面

图 4 为 GNP/SiC/Al 复合材料在 350 r/min 和 590 r/min 转速下的表面磨损形貌。经过 30 min 的磨损，复合材料发生了明显塑性变形，形成了显著的犁沟和碎屑（图 4a）。这是磨粒磨损和粘着磨损的典型特征<sup>[23]</sup>。在图 4b 观察到了由塑性变形引起的分层现象，由于不断地摩擦，产生了孔洞和磨屑。当转速增加后，分层现象减弱，表面更加光滑，磨屑均匀分散到样品表面上（图 4c,d）。在 CNT/Al 复合材料中也观察到类似的现象<sup>[26]</sup>。研究发现<sup>[27]</sup>，纳米碳的突出和碾碎，可以在样品和对磨件表面形成碳膜，在磨损中起到自润滑或固体润滑剂作用，抑制磨损。这可能是在高转速下 GNP/SiC/Al 复合材料的磨损率降低的另一原因。

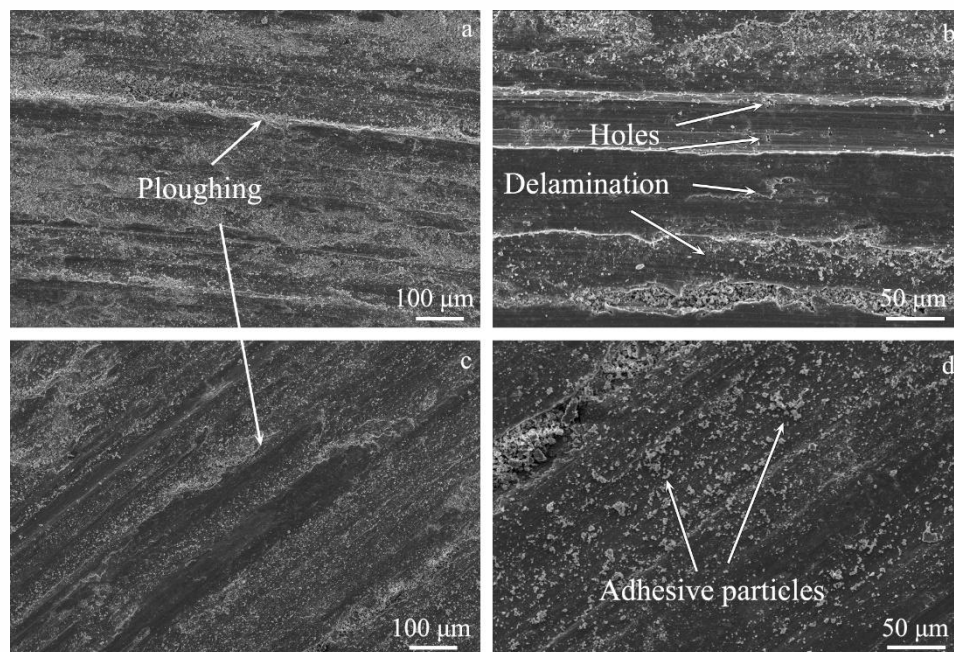


图 4 GNP/SiC/Al 复合材料在不同转速下的磨损表面形貌

Fig. 4 Worn surface morphology of GNP/SiC/Al composite at different rotation speeds: (a, b) 350 r/min, 6N; (c, d) 590 r/min, 6N

图 5 为灰铸铁在 350 r/min 和 590 r/min 转速下的表面磨损形貌。可以看出两种转速下灰



铸铁磨损表面均较为光滑。对比铝基复合材料（图 4），灰铸铁表面犁沟浅，表明磨损程度小。在灰铸铁表面同样观察到了犁沟和磨屑聚集、粘附层和塑性变形等组织特征，表明灰铸铁的磨损机制仍为磨粒磨损和粘着磨损<sup>[19]</sup>。可注意到，随转速增加，灰铸铁表面磨损程度更小（图 5c, d）。这可能是由于灰铸铁中石墨片层暴露于样品表面，改善了耐磨性<sup>[28]</sup>。

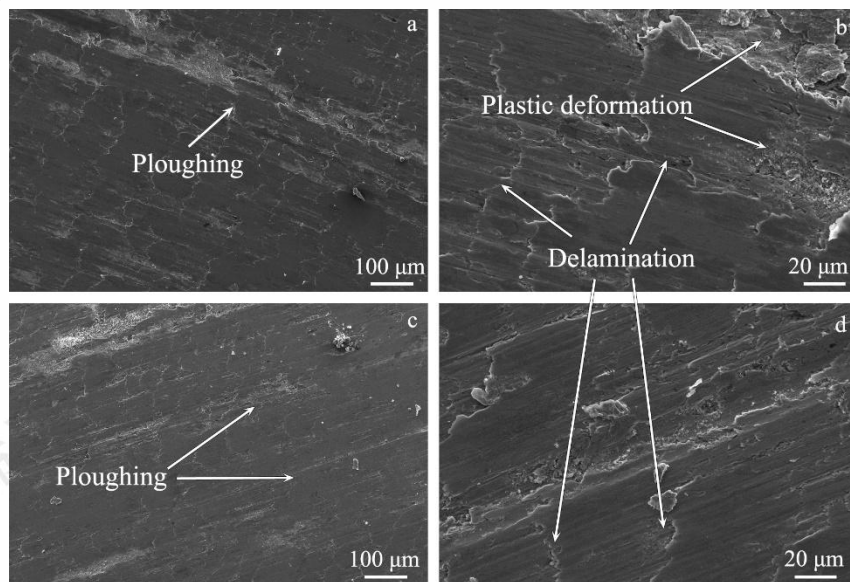


图 5 灰铸铁在不同转速下的磨损表面形貌

Fig. 5 Worn surface morphology of HT250 at different rotation speeds: (a, b) 350 r/min, 6 N; (c, d) 590 r/min, 6 N

图 6 呈现了两种样品在 590 r/min, 6 N 条件下的磨损表面能谱分析。对于 GNP/SiC/Al 复合材料，其表面成分主要以 Al、Fe、O 为主（图 6a, b），并有少量的碳、硅元素，说明这些磨屑主要为 Fe 的氧化物、 $Al_2O_3$  等，证实了氧化物膜层的存在。在磨屑成分中没有发现大量的碳元素，这可能由于加入的 GNP 过少导致。

对于灰铸铁，其表面成分主要以 Fe、O、C 为主（图 6c, d），表明磨屑成分为铁的氧化物。与 GNP/SiC/Al 相比，灰铸铁表面的碳元素含量更高，表明 Fe 中的石墨对磨损起到润滑作用。此外，在能谱中可以检测到少量的铜元素和铬元素存在，这是 45 号钢中成分，证实粘着磨损发生。

基于上述分析，常温磨损中 GNP/SiC/Al 复合材料和灰铸铁的磨损机制均为粘着磨损和磨粒磨损。在所有测试条件下，灰铸铁的耐磨性要优于铝基复合材料。

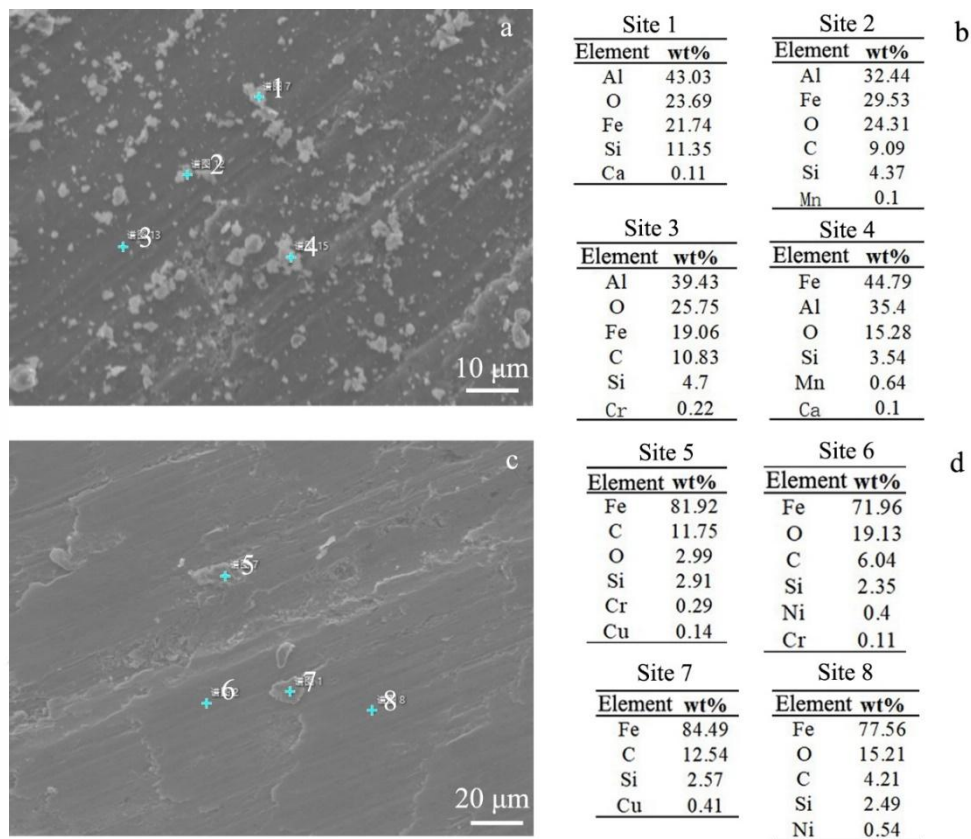


图 6 两种样品在 590 r/min, 6 N 条件下的磨损表面能谱

Fig. 6 Worn surface energy dispersive spectra of two samples at 590 r/min and 6 N: (a) GNP/SiC/Al composite; (b) element mass fraction at each site in a; (c) HT250; (d) element mass fraction at each site in c

### 3. 4 高温磨损性能

#### 3. 4. 1 摩擦系数与磨损率

图 7 为不同温度下 GNP/SiC/Al 复合材料和灰铸铁在 350 r/min, 10 N 条件下的 COF 与磨损率。如图 7a 所示, 随着温度从 100 °C 升高至 300 °C, GNP/SiC/Al 复合材料的 COF 分别为 0.45、0.38 和 0.43 (平均值 0.42); 而灰铸铁的 COF 分别为 0.47、0.51 和 0.43 (平均值 0.47)。这与 Vadiraj 等的研究结果一致, 经过回火处理后过共晶灰铸铁的 COF 在 0.45-0.55 之间<sup>[29]</sup>。与常温不同, 高温下灰铸铁的 COF 要高于 GNP/SiC/Al 复合材料, 这可能与材料表面自润滑膜形成、磨屑富集程度以及基体高温软化程度等因素有关<sup>[30]</sup>。

图 7b 为高温下两种材料的磨损率。可以看出, 随温度升高, GNP/SiC/Al 复合材料的磨损率呈现逐渐减小趋势, 并在 300 °C 时观察到了材料转移现象 (“负磨损”)。灰铸铁材料在 200 °C 以下, 磨损率轻微增加, 但在 300 °C 时显著下降。关于温度对复合材料磨损率的影响, 目前没有一致的结论。如 Aydin 等观察到<sup>[30]</sup>, BN/2024Al 复合材料的磨损率随温度升高而增加 (由 25 °C 增加到 225 °C), 这主要归因于材料软化加剧。然而, Singh 等<sup>[31]</sup>报道 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/6061Al 复合材料的磨损率随温度升高呈先减小再增大趋势 (临界温度为 230 °C), 磨损率升高阶段同样由材料软化主导。类似地, Tan 等<sup>[32]</sup>发现 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Al-Si 复合材料的磨损率在



200℃ 临界温度前后亦呈现先降低后增大趋势，其升高主要源于材料软化导致的严重塑性变形以及材料剥落。因此，需结合磨损表面形貌对本实验结果进行深入分析。此外，所有测试温度下，灰铸铁的磨损率要均远高于铝基复合材料，表明复合材料在高温下具有优异的耐磨性能。

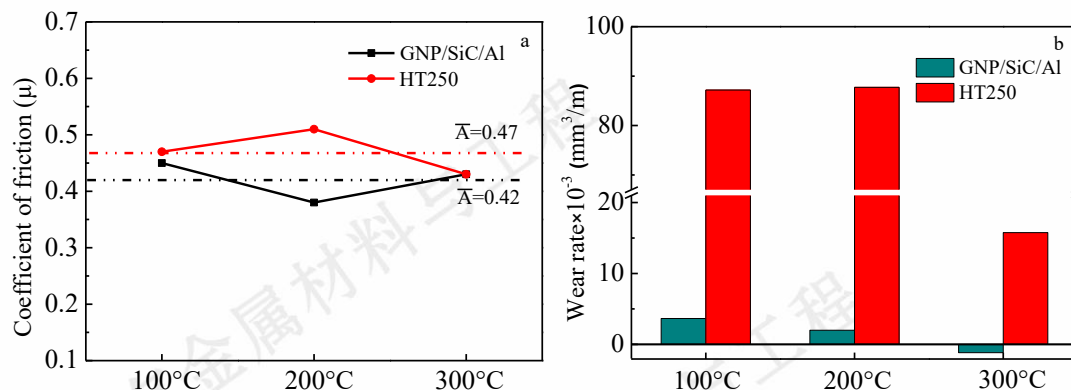


图 7 不同温度下 GNP/SiC/Al 复合材料和灰铸铁在 350 r/min，10 N 条件下的摩擦系数和磨损率

Fig.7 COF and wear rate of GNP/SiC/Al composite and HT250 with different temperatures at 350 r/min and 10 N: (a) COF; (b)wear rate

### 3.4.2 磨损表面

图 8 为 GNP/SiC/Al 复合材料在 350r/min 转速和 10N 载荷下不同温度时的磨损表面形貌。在 100℃ 时（图 8a），材料表面呈现显著的塑性变形，剧烈的塑性流动诱发分层与犁沟现象。高倍 SEM 观察（图 8b）显示，犁沟内部存在大量磨屑聚集。上述形貌为粘着磨损与磨粒磨损的典型特征。随温度升高，铝基体软化效应加剧，促使塑性流动进一步强化。300℃ 时，磨损表面产生大量尺寸为数微米至数十微米的片状磨屑，并伴随孔洞及微裂纹形成（图 8c, d），而犁沟特征消失。此现象表明磨损机制发生转变，磨粒磨损贡献减弱，粘着磨损主导性增强。值得注意的是，300℃ 下磨屑形态均呈片状，其形成机制可归因于粒状磨屑在塑性变形过程中经历压碎、氧化、机械混合与压实的协同作用，最终形成大尺寸层状磨屑。该现象与  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Al-Si}$  复合材料的高温磨损行为一致<sup>[32]</sup>。在更高倍数（图 8e, f），两种温度条件下磨损表面并未观察到裸露的 GNP 和 GNP 脱落后产生的凹坑（经过能谱鉴定，图 8f 中白色团簇为氧化铝，并非 GNP），这表明磨损过程中，GNP 完全转化为润滑膜，且 GNP 与铝具有良好的界面结合。牢固的界面可保证 GNP 在高温下仍可以阻碍位错运动和晶界滑移，提升高温强度，使其“不软化”，并且由 GNP 形成的润滑膜可使干摩擦转变边界润滑摩擦，降低磨损率。

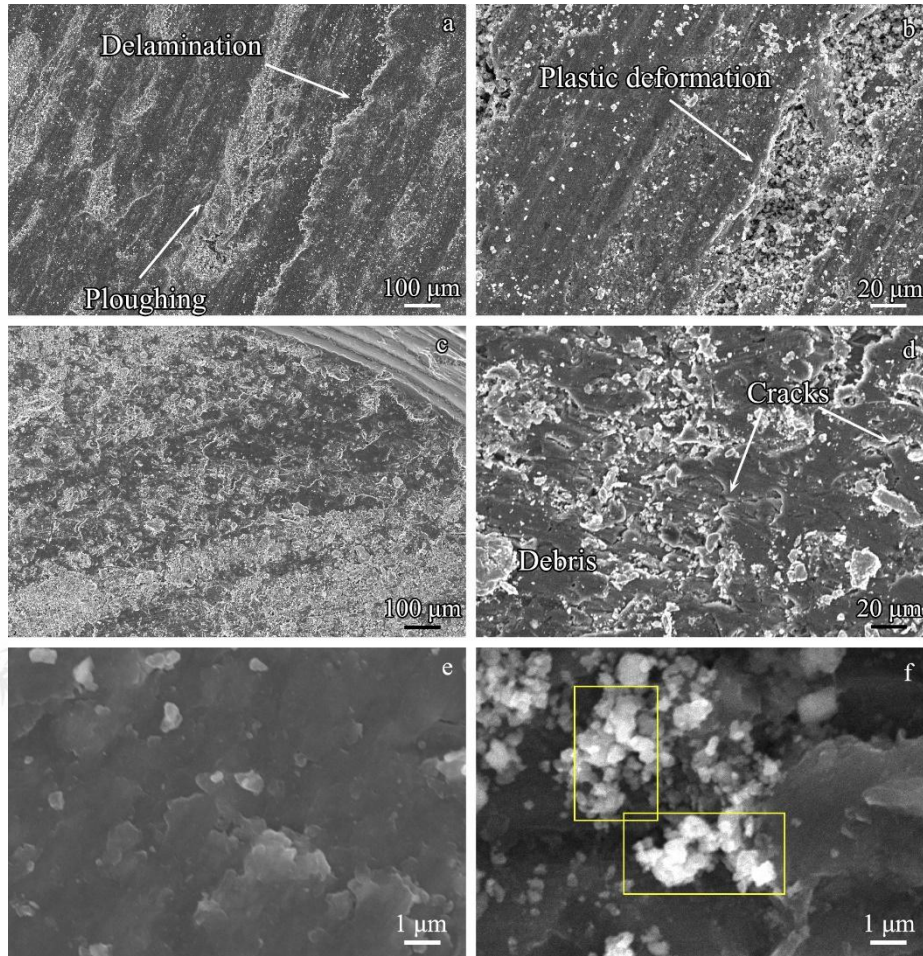


图 8 GNP/SiC/Al 复合材料在不同温度下的磨损表面形貌

Fig. 8 Worn surface morphology of GNP/SiC/Al composite at different test temperatures: (a, b, e) 100 °C; (c, d, f) 300 °C (Yellow rectangles referred to aluminum oxide)

图 9 为灰铸铁在 350 r/min 转速和 10 N 载荷下不同温度时的磨损表面形貌。在 100 °C 时（图 9a, b），灰铸铁磨损表面相对平坦，但磨损程度较常温加剧。该温度下可观察到由磨粒作用形成的犁沟以及粘附于表面的片状磨屑，磨屑尺寸为数微米至数十微米。当温度升高至 300 °C（图 9c, d），犁沟痕迹变得更深更宽，同时伴随分层现象。微切削和塑性变形是铸铁材料高温磨损的典型特征，硬质磨粒的微切削作用直接导致材料去除，而其犁耕作用则诱发材料发生塑性变形<sup>[33]</sup>。上述特征表明，灰铸铁的高温磨损机制为磨粒磨损和粘着磨损。

值得注意的是，100 °C 和 300 °C 时灰铸铁的磨损形貌相似，但图 7b 中灰铸铁的磨损率却发生下降。结合相关文献，这可能是由于动态应变时效导致。动态应变时效是指塑性变形过程中溶质原子与位错动态交互作用引发的强化现象。如 Celik 等<sup>[33]</sup>发现，因间隙原子对位错的钉扎作用，当温度由室温升至 50 °C 时，球墨铸铁的强度升高，磨损率降低。又如熊玉竹等<sup>[34]</sup>在研究回火温度对高锰钢耐磨性影响时发现，由于溶质原子 Cr 与位错的交互作用，促进了 C-Mn 原子对的有序排列，这种原子对团簇微区在受到冲击或摩擦时能更有效地阻碍位错运动，使高锰钢在 250 °C 时耐磨性显著提升；而温度升至 350 °C，这种有序结构遭到破坏，导致耐磨性下降。

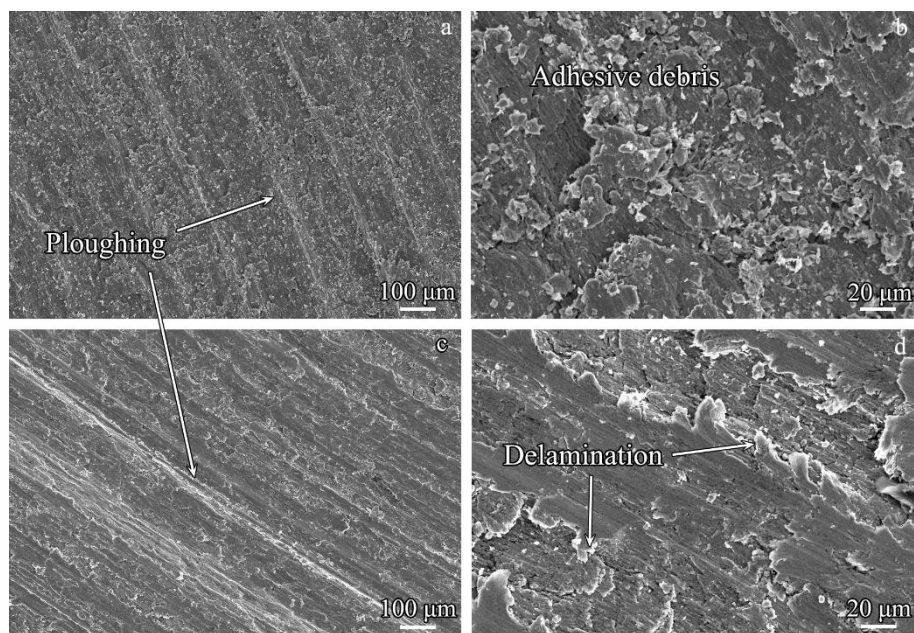


图 9 灰铸铁在不同温度下的磨损表面形貌

Fig. 9 Worn surface morphology of HT250 at different test temperatures: (a, b) 100 °C; (c, d) 300 °C

图 10a、10b 和 10d 显示了 GNP/SiC/Al 复合材料在 300 °C 时磨损表面的能谱分析。图 10a 表明约 60 wt.% 以上的 Fe 覆盖了铝基体表面的大部分区域（约 2/3），证实发生了严重粘着磨损。这是图 7b 中复合材料在 300 °C 时出现“负磨损”的原因。粘附区域氧含量与常温磨损相当，表明同时存在氧化磨损。因此，高温磨损形成的粘附层主要由 Fe、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  及 Fe 的氧化物组成，而这些组分共同构成了机械混合层（MML, mechanically mixed layer）。MML 的形成很可能是 GNP/SiC/Al 复合材料高温下耐磨性提高的原因之一。如 Kumar 等<sup>[35]</sup>发现  $\text{Al}_2\text{O}_3$ /7050Al 复合材料中 MML 的存在有效阻止了金属表面的直接接触，从而抑制磨损。Paulraj 等<sup>[36]</sup>指出 SiC/BN/2024Al 复合材料高温磨损率的下降归因于氧化物层的机械阻隔作用。Aydin 等<sup>[30]</sup>强调增强体的存在及其固体润滑特性有助于在摩擦界面形成保护层以降低磨损率。此外，强烈的材料粘着导致基体与对磨副间粘附力增大，这解释了 300 °C 下复合材料 COF 的回升现象（图 7a）<sup>[30, 32]</sup>。

GNP/SiC/Al 复合材料的高温磨损性能要明显优于灰铸铁材料，这主要由于 GNP 与 SiC 对晶界的钉扎效应有效抑制晶界滑动以及位错攀移，显著提升基体的高温稳定性<sup>[5]</sup>。同时，由 GNP 形成的自润滑膜可减少两个摩擦副表面的直接接触，也是耐磨性提升的原因之一。即使在低 GNP 含量下，这种润滑膜仍可减少磨擦损伤。如 Istif<sup>[37]</sup>等发现，0.5 wt.% GNP 可使纯铝的 COF 降低 13%；在高载荷和高温下，GNP 的自润滑作用更加明显。如 20 N 载荷下，0.5 wt.% GNP 可使纯铝的 COF 和磨损率分别降低 38% 和 67%<sup>[38]</sup>；在 150 °C 下，同等含量 GNP 可使纯铝的 COF 和比磨损率分别降低 53% 和 37%<sup>[39]</sup>，凸显了 GNP 优异的减摩作用。

但在磨损过程中 GNP 的钉扎效应与自润滑效应并不能同时发挥作用，两者的主导作用



随磨损阶段而变化。在磨损初期，材料以塑性变形为主要机制，GNP 的钉扎效应可提升材料强度，抑制材料流失。随磨损进行，材料发生加工硬化，屑粒脱落并划伤金属表面，从而导致 GNP-Al 界面弱化。与此同时，GNP 的层状结构开始发挥润滑作用，其层间为较弱的范德华力结合，易于剪切<sup>[40]</sup>。GNP 片层通过物理吸附与机械嵌合，在对偶表面形成连续固体润滑转移膜<sup>[41]</sup>。因此，在磨损后期，材料的磨损行为由“界面弱化”与“润滑膜形成”这两个相互竞争的过程所主导，并最终达到动态平衡。

图 10c 和 10d 是灰铸铁在 300℃ 时磨损表面的能谱分析。灰铸铁磨损表面的粘附产物主要以 Fe、O、C 为元素主，伴有少量的 Cr、Mn、Si 等元素，粘附层的成分与常温磨损相似，证实了粘着磨损发生。基于上述分析，高温磨损中，GNP/SiC/Al 复合材料表现为粘着磨损机制，灰铸铁则表现为磨粒磨损和粘着磨损机制。

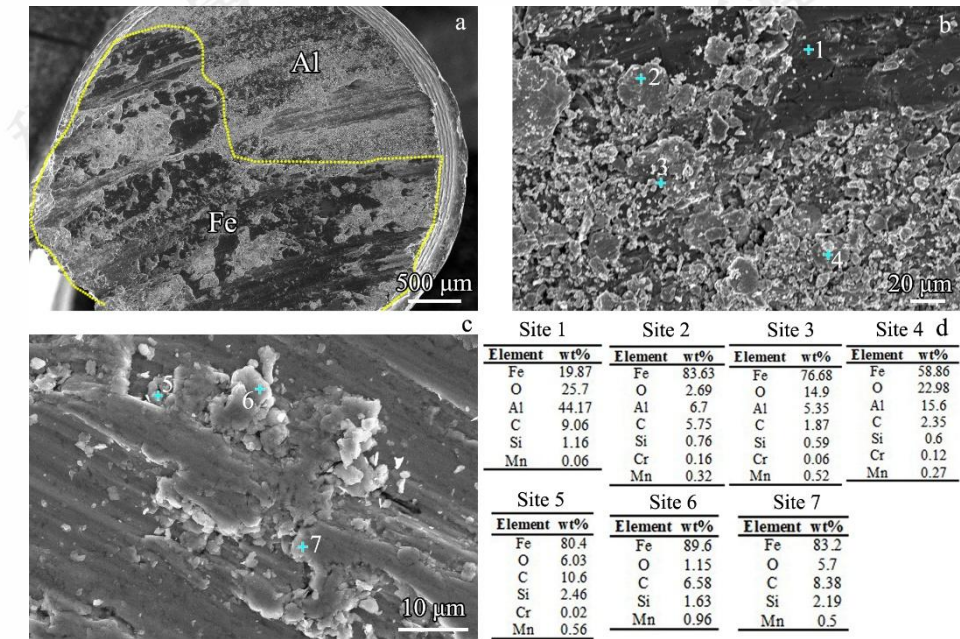


图 10 两种样品在 300 °C 下的磨损表面能谱

Fig. 10 Worn surface energy dispersive spectra of two samples at 300 °C: (a, b) GNP/SiC/Al composite; (c) HT250; (d) element mass fraction at each site in b and c

图 11 清晰地显示了 GNP/SiC/Al 复合材料 MML 的厚度与分布。可看出两种温度下 MML 均覆盖于复合材料表面。在 100 °C 时（图 11a），MML 厚度尺寸分布在 25 μm-40 μm，平均厚度约为 30 μm，此时 MML 中 Fe 含量较低，表明该温度下复合材料的耐磨机制仍主要依赖于 SiC 颗粒与 GNP 的强化作用。在 300 °C 时（图 11b），MML 厚度明显增加，尺寸分布在 110 μm-450 μm，平均厚度约为 280 μm。此温度下，MML 中 Fe 含量达 80% 以上，证实了 MML 优异的抗磨损性能。

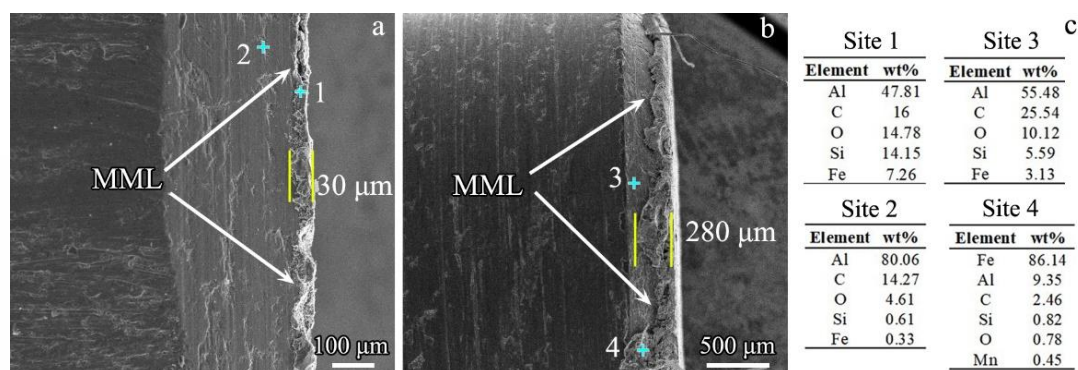


图 11 GNP/SiC/Al 复合材料在不同温度下的侧表面磨损形貌

Fig. 11 Lateral worn surface of GNP/SiC/Al composite at different test temperatures: (a) 100 °C; (b) 300 °C; (c) element mass fraction at each site in a and b

## 4 结 论

1) 通过高能球磨-粉末冶金工艺制备了 GNP/SiC/Al 复合材料, 材料中 SiC 与 GNP 在基体中均匀分散。复合材料在室温和 350 °C 下, 抗拉强度分别为 287 MPa 和 101 MPa。复合材料常温和高温磨损的平均 COF 分别为 0.49 和 0.42。

2) 常温磨损中, 灰铸铁的耐磨性要优于 GNP/SiC/Al 复合材料。两种材料的磨损机制为粘着磨损和磨粒磨损。随转速增加, 复合材料的磨损率降低, 主要由于氧化物膜层的形成。

3) 高温磨损中, GNP/SiC/Al 复合材料的耐磨损性能显著优于灰铸铁, 这主要源于 GNP 与 SiC 的高温钉扎作用、GNP 的自润滑特性以及 MML 的形成。300 °C 时, 复合材料 COF 回升归因于严重的粘着磨损, 灰铸铁耐磨性提高归因于动态应变时效发生。灰铸铁的高温磨损机制为粘着磨损和磨粒磨损, 而复合材料为粘着磨损。本研究结果为轻量化制动盘铝基复合材料设计提供实验依据。

## 参考文献

- [1] Gao Changqi, Ma Qin, Wei Yupeng *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(03): 643-650
- [2] Shi Dongjie(史东杰), WangZhiwen(王智文), Sun Lei (孙垒) *et al.* *Advanced Materials Industry*(新材料产业)[J], 2019, 11: 45-48
- [3] Yang Yan(杨燕), Han Xinyang(韩鑫洋), Qiu Yuxiao (邱宇潇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(4): 952-963
- [4] Yu Huan(于欢), Zhou Mingzhe(周明哲), Xia Jinhuan(夏金环) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(8): 3041-3048
- [5] Zan Y N, Zhang Q, Zhou Y T *et al.* *Composites Part B: Engineering*[J], 2020, 195: 108095
- [6] Vogel Tim, Liu Yuyang, Liu Yu *et al.* *Materials Characterization*[J], 2022, 189: 111951
- [7] Nyanor Peter, El-Kady Omayma, Yehia Hossam M *et al.* *Metals and Materials International*[J], 2021, 27 (5): 1315-1326
- [8] Liu F, Su N, Guan R. *Materials*[J], 2021, 14 (12): 3163
- [9] Teng Jie(滕杰). *Doctoral thesis of Hunan University*(湖南大学博士论文)[D], 2005
- [10] Yang Xiaobao(杨小宝). *Master's thesis of Fuzhou University*(福州大学硕士论文)[D], 2014



- [11] Das Sanjeev, Udhayabanu V, Das S *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2006, 41 (14): 4668-4677
- [12] Yang Zhou(杨忠) , Li Jianping(李建平), Guo Yongchun(郭永春) *et al.* *Foundry*(铸造)[J], 2006, 55 (10): 1043-1046
- [13] Chen Shan(陈珊). *Master's thesis of Hunan University*(湖南大学硕士学位论文)[D], 2015
- [14] Bi S, Xiao B L, Ji Z H *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2021, 34: 196-204
- [15] Bi Sheng, Li Zechen, Sun Haixia *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2021, 57 (1): 71-81
- [16] Chen Xiaofeng, Rong Xudong, Zhao Dongdong *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2023, 222: 115037
- [17] Shin S E, Ko Y J, Bae D H. *Composites Part B: Engineering*[J], 2016, 106: 66-73
- [18] Ravikumar N, Tamilarasan T R, Rajendran R. *Carbon Trends*[J], 2021, 3: 100031
- [19] Xu Feng, Zhou Jianzhong, Mei Yufen *et al.* *Chinese Journal of Mechanical Engineering*[J], 2015, 28 (5): 904-910
- [20] Lakshmipathy Jayakumar, Kulendran Balamurugan. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2014, 46: 137-144
- [21] Singh Jaswinder, Chauhan Amit. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2016, 5 (2): 159-169
- [22] Niranjana K, Lakshminarayanan P R. *Materials & Design*[J], 2013, 47: 167-173
- [23] Das Shubhajit, M Chandrasekaran, Samanta Sutanu *et al.* *Industrial Lubrication and Tribology*[J], 2019, 71 (1): 83-93
- [24] Rao V Ramakoteswara, Ramanaiah N, Sarcar M M M. *International Journal of Advanced Science and Technology*[J], 2016, 88: 13-26
- [25] Zhang J, Alpas AT. *Acta Metallurgica*[J], 1997, 45 (2): 513-528
- [26] Li X N, Zhang J F, Xue W H *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2023
- [27] Bastwros Mina M H, Esawi Amal M K, Wifi Abdalla. *Wear*[J], 2013, 307 (1-2): 164-173
- [28] Ghaderi A R, Nili Ahmadabadi M, Ghasemi H M. *Wear*[J], 2003, 255 (1-6): 410-416
- [29] Vadiraj Aravind, Balachandran G, Kamaraj M *et al.* *Materials & Design*[J], 2011, 32 (4): 2438-2443
- [30] Aydın Fatih. *Journal Of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30 (11): 8560-8578
- [31] Singh J, Alpas A T. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27A: 3135-3148
- [32] Tan Hui, Sun Qichun, Chen Wenyuan *et al.* *Tribology International*[J], 2021, 164: 107227
- [33] Celik Ozgur, Ahlatci Hayrettin, Kayali E Sabri *et al.* *Wear*[J], 2005, 258 (1-4): 189-193
- [34] Xiong Yuzhu(熊玉竹), Du Jianping (杜建平), Wu Yujiao(伍玉娇). *Journal of Guizhou University of Technology: Natural Science Edition*(贵州工业大学学报:自然科学版)[J], 2001, 30 (3): 37-39
- [35] Senthil Kumar B R, Gopalarama Subramaniyan G, Pragadish N *et al.* *Advances in Materials Science and Engineering*[J], 2022, 2022: 1-7
- [36] Paulraj P, Harichandran R. *Journal of materials research and technology*[J], 2020, 9 (5): 11517-11530
- [37] Istif Ilyas , Tuncel Mehmet Tunc. *Materials Testing*[J], 2016, 58: 640-643
- [38] Omrani E, Moghadam A D, Kasar A K *et al.* *Materials*[J], 2021, 14 (5)
- [39] Poudel Sunil, Bajwa Rizwan, Xia Yongde *et al.* *Friction*[J], 2024, 12 (5): 1028-1041

[40] Ouyang Jiahu, Li Yufeng, Zhang Yunzhuo *et al. Lubricants*[J], 2022, 10 (177)

[41] Kumar R, Hussainova I, Rahmani R *et al. Materials*[J], 2022, 15 (5).

## Wear behavior of GNP/SiC/Al composites at room and elevated temperatures

Bi Sheng<sup>1,2</sup>, Hu Kaiqi<sup>2</sup>, Zhou Bo<sup>2</sup>, Xie Longfei<sup>2</sup>, Zhu Jie<sup>2</sup>, Zhang Haihong<sup>1</sup>,  
An Zhen<sup>1</sup>

(School of Material Engineering, Xihang University, Xi'an, 710077, China)<sup>2</sup>  
(Xi'an Rare Metal Materials Institute Co., Ltd, Xi'an, 710016, China)

SiC and graphene nano-platelet (GNP) hybrid reinforced aluminum matrix (GNP/SiC/Al) composites were fabricated via high-energy ball milling combined with powder metallurgy. The microstructure, mechanical properties, and wear performance of the composites were characterized using scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), universal tensile testing machines, and tribometers, with comparative analysis against gray cast iron (HT250). Results indicate uniform dispersion of SiC and GNP within the matrix. The composites exhibited the tensile strengths of 287 MPa and 101 MPa at room-temperature and 350°C, respectively. During room-temperature wear tests, the composites demonstrated inferior wear resistance to HT250, with both materials exhibiting adhesive and abrasive wear mechanisms. Under high-temperature wear conditions, the composites showed significantly superior wear resistance to HT250. While HT250 exhibited adhesive and abrasive wear mechanisms, the composites primarily underwent adhesive wear. The exceptional high-temperature wear resistance of GNP/SiC/Al composites is attributed to three primary mechanisms: (1) the high-temperature pinning effect of SiC and GNP, (2) the self-lubricating properties of GNP, and (3) the formation of mechanically mixed layers during wear.

**Key words:** High-energy ball milling; high-temperature wear; SiC; graphene nano-platelet; gray cast iron

---

<sup>2</sup> Corresponding author: An Zhen, Ph. D. Associate Professor, School of Material Engineering, Xihang University, Xi'an 710077, P.R. China, Email:anzhen1016@163.com