

GNP/SiC/Al 复合材料的常温及高温磨损行为研究

毕 胜^{1,2}, 胡恺琪², 周 波², 谢龙飞², 朱 杰², 张海鸿¹, 安 震¹

(1. 西安航空学院 航空材料与新能源学院, 陕西 西安 710077)

(2. 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016)

摘 要: 采用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 SEM、TEM、拉伸试验机和摩擦试验机对 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 和 101 MPa。常温磨损中, 复合材料耐磨性能低于灰铸铁, 2 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

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)11-2844-10

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^[1], 成为替代铸铁制动盘的理想材料, 但现有 SiC 颗粒增强铝合金制动盘仍存在台架疲劳试验型沟磨损较大、热性能不足等问题^[2]。

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^[3-4]。研究表明^[5-6], 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^[5]研究添加 0.6wt% 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^[6]的微柱压缩实验结果表明, 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。Nyanor 等^[7]观察到, rGO/Al 复合材料磨损率随 rGO 含量增加而下降, 并于 0.4wt% 时达到最低。Liu 等^[8]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。如滕杰^[9]研究表明, 提高 Si 含量可使 15vol% SiC/Al-Si 复合材料磨损量降低; 当 Si 含量达 20wt% 时, 其摩擦性能优于铸铁。杨小宝^[10]比较了 5wt%、10wt%、15wt% 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^[11]。过小 (<10 μm) 或过大 (>100 μm) 的颗粒均会导致耐磨性能劣化。杨忠^[12]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 含量的增加, 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^[8]指出, rGO 和 Cu 混杂增强 (含量 4wt%) 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

收稿日期: 2025-11-03

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); 秦创原引用高层次人才创新创业人才项目 (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 (2025CY-YBXM-434)

作者简介: 毕 胜, 男, 1990 年生, 博士, 高级工程师, 西安航空学院航空材料与新能源学院, 陕西 西安 710077, E-mail: bsdjtu@sina.cn

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 μm,纯度为 99.5%,石墨烯纳米片为rGO,片径为4~6 μm,厚度为3 nm,纯度为99%。所用铝粉平均直径 20 μm,纯度 99.9%。将 0.36wt% GNP 与 99.64wt%铝粉在行星球磨机上以 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 2wt%硬脂酸防止粉末冷焊;再将 15vol% SiC 粉末与 85vol% 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 ℃保温 1.5 h 进行热压,获得热压坯锭。随后在 520 ℃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 Φ4 mm×15 mm,粗糙度 R_a 小于 3.2。在 350 和 590 r/min 的转速下进行常温磨损测试,加载压力为 6 和 12 N,磨损时间为 30 min。经查阅文献^[13],汽车一般制动的压力为 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 和 590 r/min 分别对应 40 和 65 km/h 的车速。在 100、200、300 ℃下进行高温磨损实验,转速为 350 r/min,加载压力为 10 N,磨损时间为 15 min。磨损实验的对磨件为 45# 钢,对比试样为灰铸铁,其化学成分和力学性能如表 1 所示。

磨损过程中材料的磨损率采取下式计算:

$$WR = \frac{\Delta w}{\rho_c L_s} \tag{1}$$

式中,WR 为磨损速率,mm³/m;Δw 为摩擦前后的质量损失,g;ρ_c 为样品密度,g/mm³;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 1×10⁻³ 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 5 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(图 1b)表明,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 可以看出,GNP 在基体中分散均匀,平均长度约为 50 nm,宽度约为数纳米。表明该球磨工艺可有效分散 GNP^[14-15]。由高分辨 TEM 照片(图 1d)表明,GNP 结构完整,未发生严重界面反应^[16]。

3.2 力学性能

表 2 为 GNP/SiC/Al 复合材料常温及 350 ℃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 109HB。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(198HB)。在 350 ℃下(铝半熔点温度),复合材料的抗拉强度仍保持在约 101 MPa,其性能优于 5vol% CNT/2024Al 复合材料(350 ℃压缩强度 90 MPa)^[17],略高于 0.1vol% GNP/Al 复合材料强度(350 ℃时 99 MPa)^[5],凸显了 SiC 与 GNP 在高温下优异的强化效果。

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^[12, 18-19]。图 2b 为 2 种材料的 COF 随载荷变化情况。在低转速(350 r/min)下,2 种材料的 COF 随着载荷的增加而升高。在高转速下(590 r/min),2 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^[20]及 Singh 等^[21]分别在 SiC/7075Al 和 Al₂O₃/6061Al 复合材料中观察到 COF 随载荷增加(如 25~75 N)而降低。Singh 等^[21]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^[22]发现 TiB₂/Al 复合材料的 COF 随载荷增加(40~60 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

表 1 灰铸铁 HT250 的化学成分及力学性能

Table 1 Composition and mechanical properties of gray cast iron HT250

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

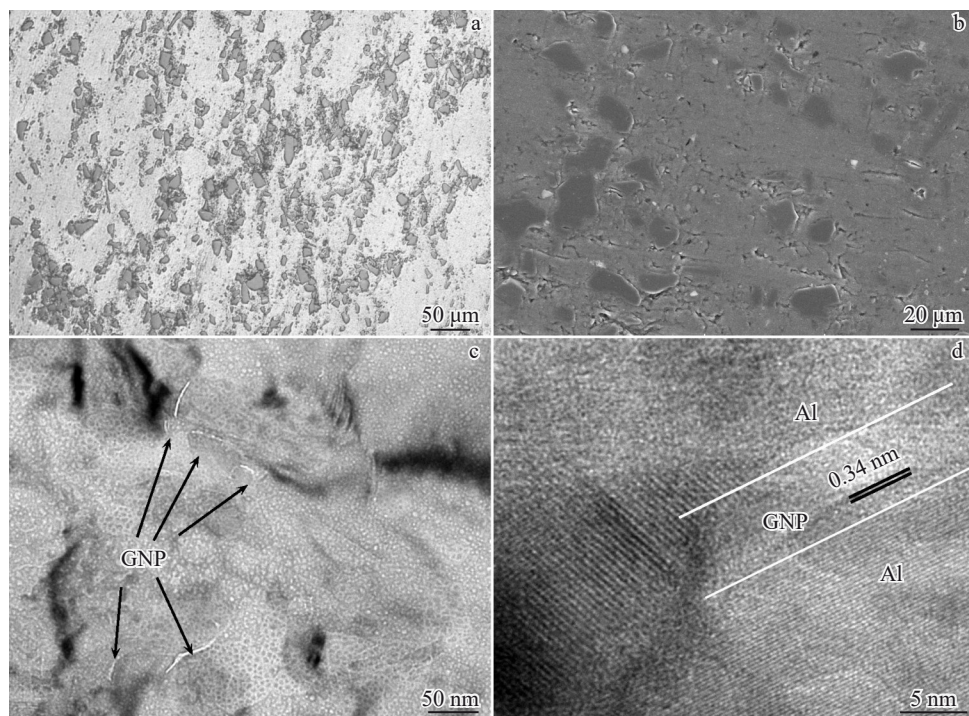


图1 GNP/SiC/Al复合材料的微观组织

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

表2 GNP/SiC/Al复合材料常温及 350 ℃力学性能

Table 2 Mechanical properties of GNP/SiC/Al composite at room temperature and 350 ℃

Temperature/℃	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%	Hardness/HB
25	287	244	1	109
350	101	98	0.6	-

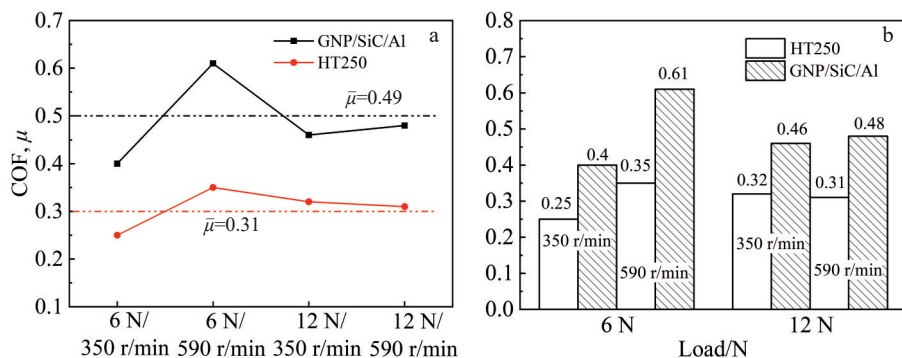


图2 GNP/SiC/Al复合材料和灰铸铁 HT250 的常温摩擦系数

Fig.2 Room-temperature COF of GNP/SiC/Al composite and gray cast iron HT250 under different wear parameters (a) and different loads (b)

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。在高转速下,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。

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,2 种材料的磨损率随转速增加均降低,在 TiC/7075Al 和 SiC/B₄C/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^[23-24]。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^[25],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

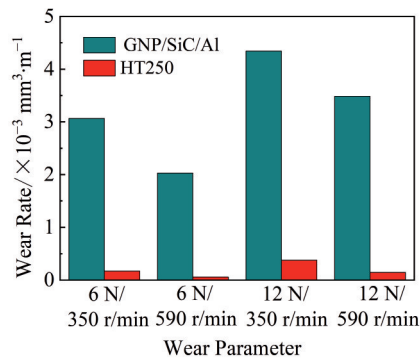


图 3 GNP/SiC/Al 复合材料和灰铸铁的常温磨损率
Fig.3 Room-temperature wear rate of GNP/SiC/Al composite and gray cast iron HT250

度仅从 28 ℃ 上升至 40 ℃。本实验中,对应转速 350 和 590 r/min 的滑动速度分别为 0.36 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,2 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^[22]。

3.3.3 磨损表面

图 4 为 GNP/SiC/Al 复合材料在转速 350 和 590 r/min 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^[23]。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、4d)。在 CNT/Al

复合材料中也观察到类似的现象^[26]。研究发现^[27],纳米碳的凸出和碾碎,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 5 为灰铸铁在 350 和 590 r/min 转速下的表面磨损形貌。可以看出 2 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^[19]。可注意到,随转速的增大,灰铸铁表面磨损程度更小(图 5c、5d)。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^[28]。

图 6 和表 3 分别为 2 种样品在 590 r/min, 6 N 条件下的磨损表面 SEM 照片及 EDS 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、6b),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、6d),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# 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

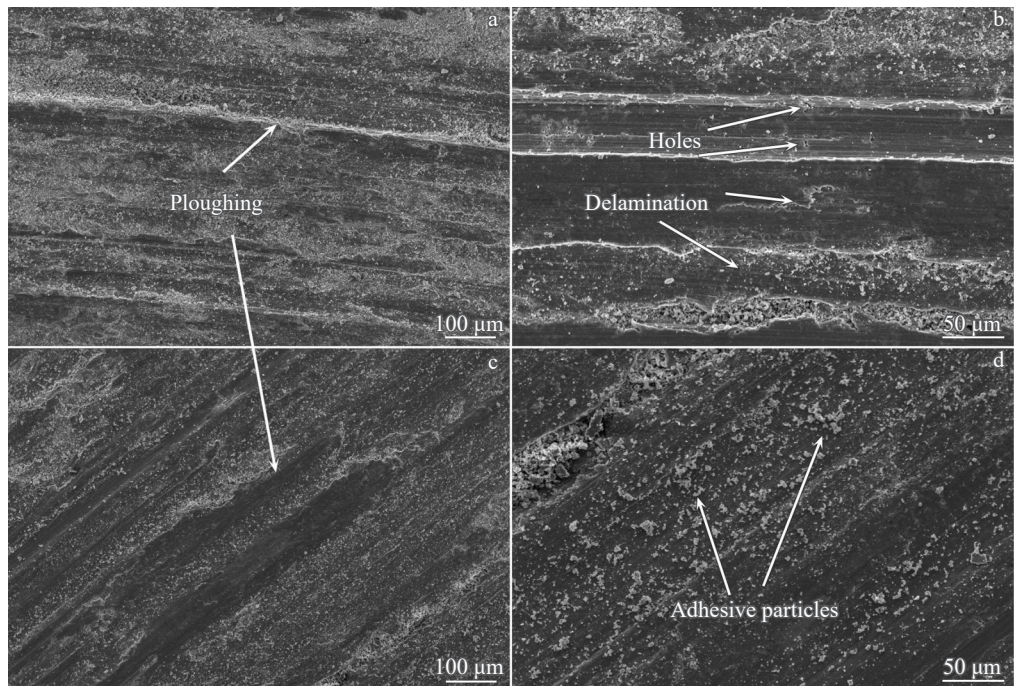


图 4 GNP/SiC/Al 复合材料在不同转速下的磨损表面形貌
Fig.4 Worn surface morphologies of GNP/SiC/Al composite at different wear parameters: (a–b) 350 r/min, 6 N; (c–d) 590 r/min, 6 N

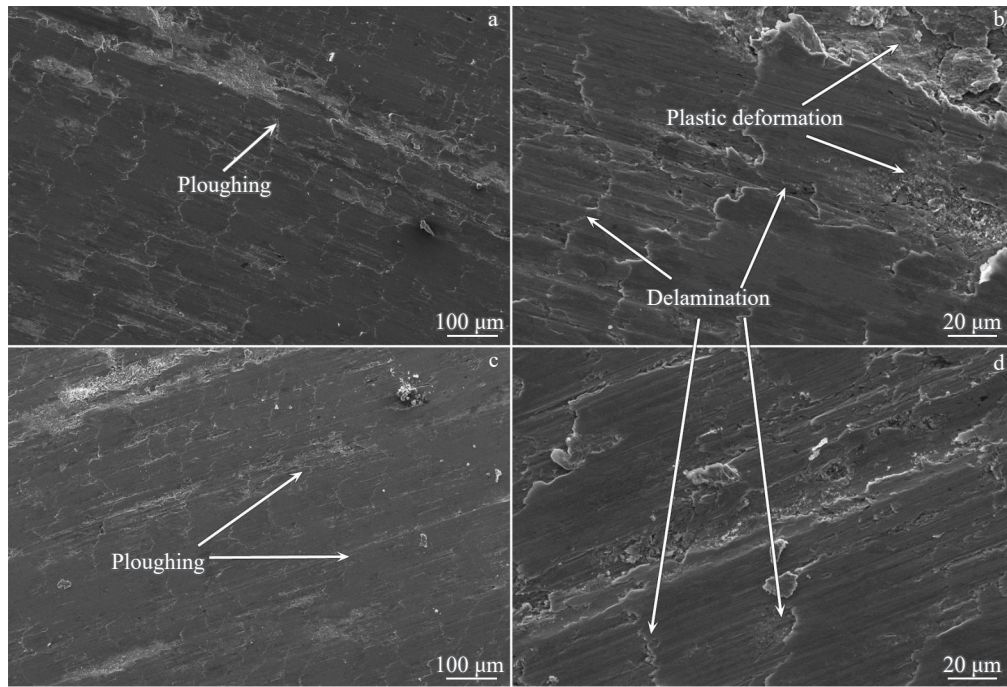


图5 灰铸铁HT250在不同转速下的磨损表面形貌

Fig.5 Worn surface morphologies of gray cast iron HT250 at different wear parameters: (a–b) 350 r/min, 6 N; (c–d) 590 r/min, 6 N

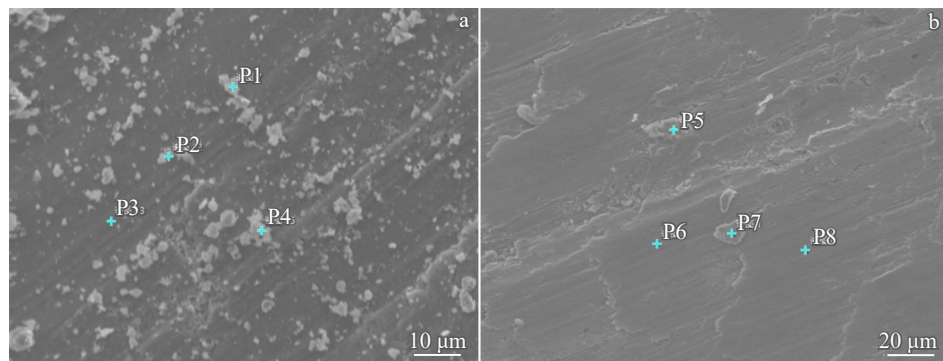


图6 2种样品在590 r/min, 6 N条件下的磨损表面SEM照片

Fig.6 SEM images of worn surface of two samples at 590 r/min and 6 N: (a) GNP/SiC/Al composite and (b) HT250

表3 图6中不同标记位置的EDS成分分析

Table 3 EDS analysis results of different points marked in Fig.6

Element	Content/wt%							
	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8
Al	43.03	32.44	39.43	35.4	-	-	-	-
O	23.69	24.31	25.75	15.28	2.99	19.13	-	15.21
Fe	21.74	29.53	19.06	44.79	81.92	71.96	84.49	77.56
Si	11.35	4.37	4.7	3.54	2.91	2.35	2.57	2.49
Ca	0.11	-	-	0.1	-	-	-	-
C	-	9.09	10.83	-	11.75	6.04	12.54	4.21
Mn	-	0.1	-	0.64	-	-	-	-
Cr	-	-	0.22	-	0.29	0.11	-	-
Cu	-	-	-	-	0.14	-	0.41	-
Ni	-	-	-	-	-	0.4	-	0.54

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。

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 时,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^[29]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。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^[30]。

图 7b 为高温下 2 种材料的磨损率。可以看出,随温度的升高,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^[30]观察到,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^[31]报道 Al₂O₃/6061Al 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^[32]发现 Si₃N₄/Al-Si 复合材料的磨损率在 200 °C 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。

3.4.2 磨损表面

图 8 为 GNP/SiC/Al 复合材料在转速 350 r/min 和载荷 10 N 下不同温度时的磨损表面形貌。在 100 °C (图 8a)

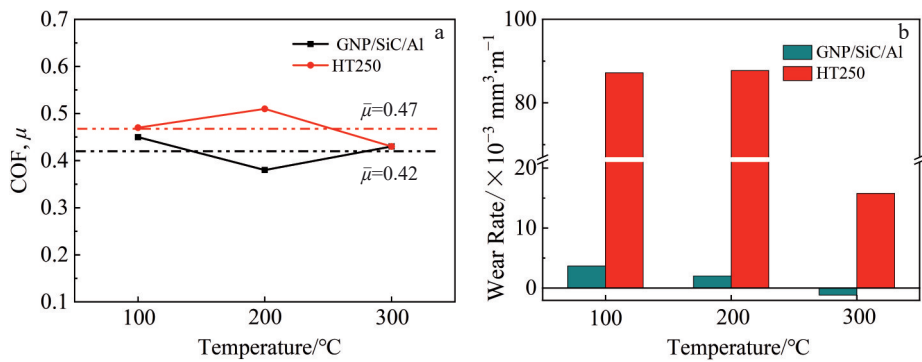


图 7 不同温度下 GNP/SiC/Al 复合材料和灰铸铁在 350 r/min, 10 N 条件下的摩擦系数和磨损率
Fig.7 COF (a) and wear rate (b) of GNP/SiC/Al composite and HT250 with different temperatures under 350 r/min, 10 N

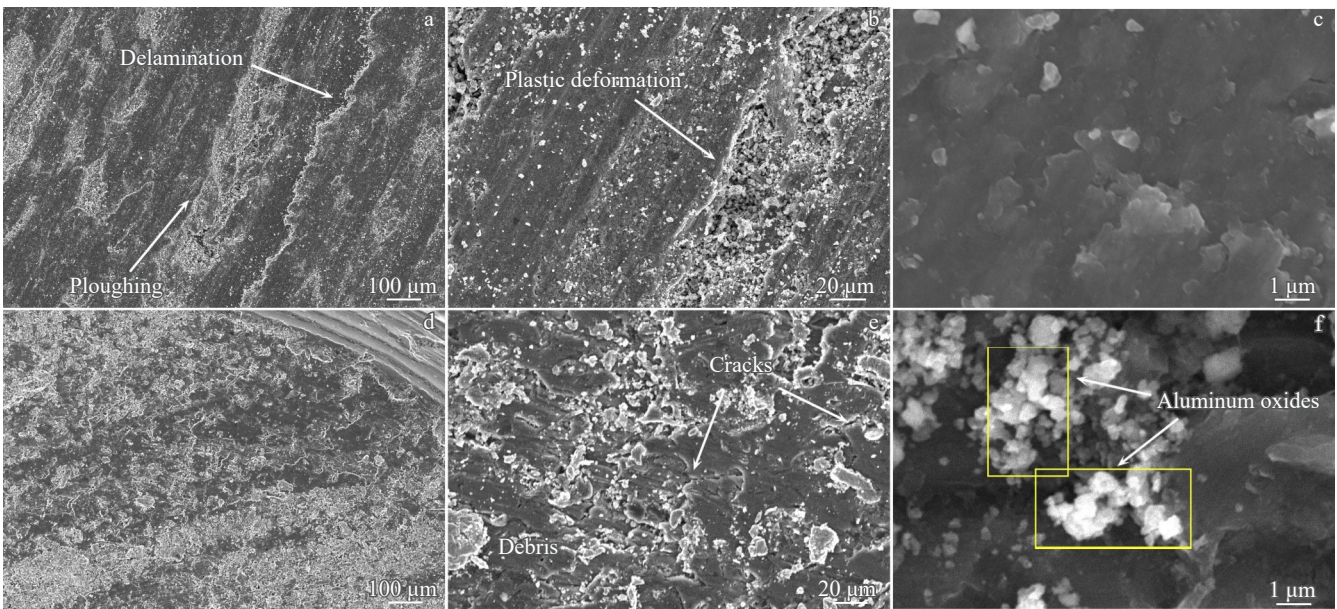


图 8 GNP/SiC/Al 复合材料在不同温度下的磨损表面形貌
Fig.8 Worn surface morphologies of GNP/SiC/Al composite at different temperatures: (a-c) 100 $^{\circ}\text{C}$ and (d-f) 300 $^{\circ}\text{C}$

时,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。通过高倍 SEM 观察(图 8b)发现,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。随温度的升高,铝基体软化效应加剧,促使塑性流动进一步强化。300 °C 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 8d、8e),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 °C 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 Si₃N₄/Al-Si 复合材料的高温磨损行为一致^[32]。在更高倍数(图 8c、8f),2 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为边界润滑摩擦,降低磨损率。

图 9 为灰铸铁 HT250 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(图 9a、9b)时,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、9d)时,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^[33]。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 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^[33-34],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。Celik 等^[33]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。熊玉竹等^[34]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 10 和表 4 分别为 GNP/SiC/Al 复合材料在 300 °C 时磨损表面的 SEM 照片及 EDS 能谱分析。由图 10a 表明约 60wt% 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、Al₂O₃ 及 Fe 的氧化物组成,而这些组分共同构成了机械混合层(mechanically mixed layer, MML)。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 Senthil 等^[35]发现 Al₂O₃/7050Al 复合材料中 MML 的存在有效地阻止了金属表面的直接接触,从而抑制磨损。Paulraj 等^[36]指出 SiC/BN/

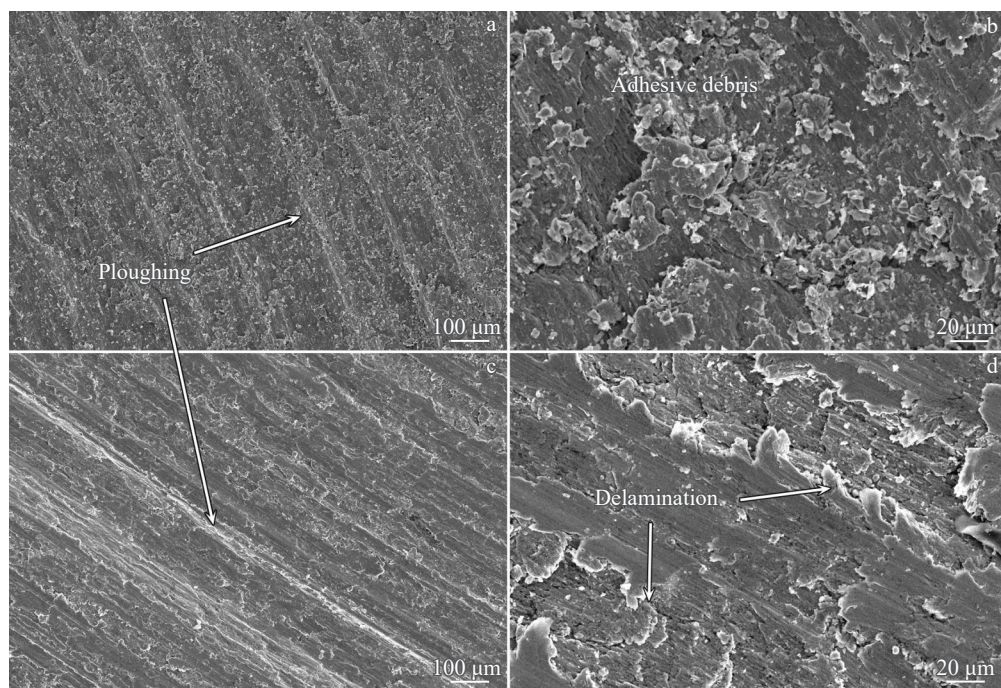


图 9 灰铸铁 HT250 在不同温度下的磨损表面形貌

Fig.9 Worn surface morphologies of gray cast iron HT250 at different temperatures: (a-b) 100 °C and (c-d) 300 °C

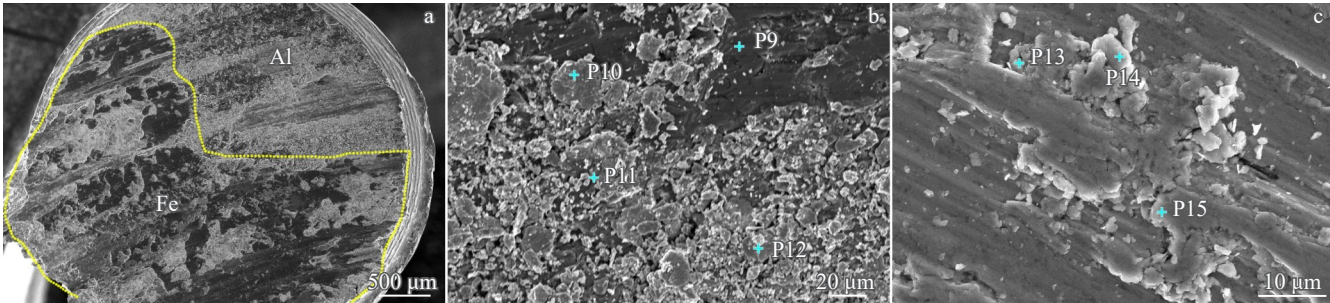


图 10 2 种样品在 300 ℃ 下的磨损表面 SEM 照片
Fig.10 SEM image of worn surface of two samples at 300 ℃: (a–b) GNP/SiC/Al composite and (c) HT250

表 4 图 10b 和图 10c 中不同标记位置的 EDS 成分结果
Table 4 EDS analysis results of different points marked in Fig.10b and Fig.10c

Element	Content/wt%						
	P9	P10	P11	P12	P13	P14	P15
Fe	19.87	83.63	76.68	58.86	80.40	89.60	83.20
O	25.7	2.69	14.9	22.98	6.03	1.15	5.70
Al	44.17	6.7	5.35	15.6	-	-	-
C	9.06	5.75	1.87	2.35	10.60	6.58	8.38
Si	1.16	0.76	0.59	0.60	2.46	1.63	2.19
Mn	0.06	0.32	0.52	0.27	0.56	0.96	0.50
Cr	-	0.16	0.06	0.12	0.02	-	-

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^[30]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 ℃ 下复合材料 COF 的回升现象(图 7a)^[30–32]。

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^[5]。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。Istif^[37]等发现,0.5wt% 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,0.5wt% GNP 可使纯铝的 COF 和磨损率分别降低 38% 和 67%^[38];在 150 ℃ 下,同等含量 GNP 可使纯铝的 COF 和比磨损率分别降低 53% 和 37%^[39],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^[40]。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^[41]。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 2 个相互竞争的过程所主导,并最终达到动态平衡。

图 10c 是灰铸铁在 300 ℃ 时磨损表面的 SEM 照片。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 11 和表 5 分别为 GNP/SiC/Al 复合材料在不同温度下的侧表面磨损形貌及标记位置的 EDS 成分分析结果。可以看出 2 种温度下 MML 均覆盖于复合材料表面。在 100 ℃ (图 11a) 时,MML 厚度尺寸分布在 25~40 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 ℃ (图 11b) 时,MML 厚度明显增加,尺寸分布在 110~450 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。

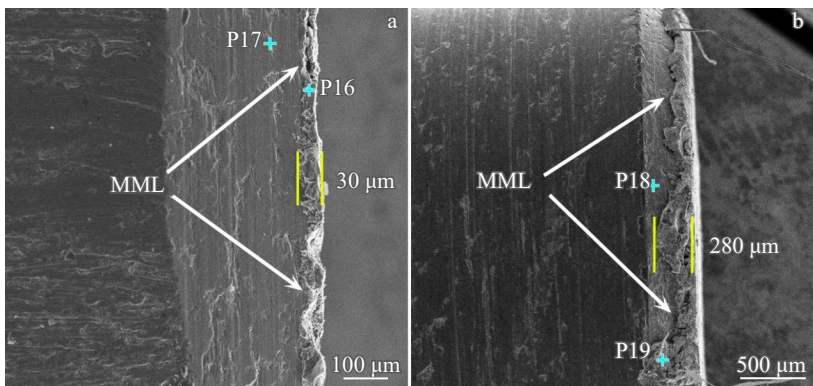


图 11 GNP/SiC/Al 复合材料在不同温度下的侧表面磨损 SEM 形貌

Fig.11 SEM morphologies of lateral worn surface of GNP/SiC/Al composite at different temperatures: (a) 100 °C and (b) 300 °C

表 5 图 11 中不同标记位置的 EDS 分析结果

Table 5 EDS analysis results of different points marked in Fig.11

Element	Content/wt%			
	P16	P17	P18	P19
Al	47.81	55.48	80.06	9.35
C	16.00	25.54	14.27	2.46
O	14.78	10.12	4.61	0.78
Si	14.15	5.59	0.61	0.82
Fe	7.26	3.13	0.33	86.14
Mn	-	-	-	0.45

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 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。2 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 References

[1] Gao C Q, Ma Q, Wei Y P *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(3): 643
[2] Shi Dongjie(史东杰), Wang Zhiwen(王智文), Sun Lei(孙 垒) *et al. Advanced Materials Industry(新材料产业)*[J], 2019, 11: 45

[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
[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
[5] Zan Y N, Zhang Q, Zhou Y T *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2020, 195: 108095
[6] Vogel T, Liu Y Y, Liu Y *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 189: 111951
[7] Nyanor P, El-Kady O, Yehia H M *et al. Metals and Materials International*[J], 2021, 27 (5): 1315
[8] Liu F, Su N, Guan R. *Materials*[J], 2021, 14 (12): 3163
[9] Teng Jie(滕 杰). *Study on Preparation, Friction and Wear Performance, and Mechanism of Aluminum-Based Composite Brake Discs and Pads for High-Speed Trains(高速列车用铝基复合材料制动盘及其闸片的制备、摩擦磨损性能及机理研究)*[D]. Hunan: Hunan University, 2006
[10] Yang Xiaobao(杨小宝). *Development of Aluminum Matrix Composite Materials for Automotive Brake Discs(汽车制动盘用铝基复合材料的研制)*[D]. Fuzhou: Fuzhou University, 2014
[11] Das S, Udhayabanu V, Das S *et al. Journal of Materials Science*[J], 2006, 41 (14): 4668
[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
[13] Chen Shan(陈 珊). *Influence of Heat Treatment on the Wear Resistance of 42CrMo Brake Discs for Tipper Trucks and the Study of Pairing Brake Pads(热处理对 42CrMo 自卸车制动盘抗磨性的影响及配副闸片的研究)*[D]. Changsha: Hunan University, 2015
[14] Bi S, Xiao B L, Ji Z H *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2021, 34: 196
[15] Bi S, Li Z C, Sun H X *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2021, 57(1): 7
[16] Chen X F, Rong X D, Zhao D D *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

- [18] Ravikumar N, Tamilarasan T R, Rajendran R. *Carbon Trend*[J], 2021, 3: 100031
- [19] Xu F, Zhou J Z, Mei Y F *et al.* *Chinese Journal of Mechanical Engineering*[J], 2015, 28 (5): 904
- [20] Lakshmipathy J, Kulendran B. *International Journal of Refractory Metals and Hard Material*[J], 2014, 46: 137
- [21] Singh J, Chauhan A. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2016, 5 (2): 159
- [22] Niranjana K, Lakshminarayanan P R. *Materials & Design*[J], 2013, 47: 167
- [23] Das S, Chandrasekaran M, Samanta S *et al.* *Industrial Lubrication and Tribology*[J], 2019, 71 (1): 8
- [24] Rao V R, Ramanaiah N, Sarcar M M M. *International Journal of Advanced Science and Technology*[J], 2016, 88: 13
- [25] Zhang J, Alpas A T. *Acta Metallurgica*[J], 1997, 45 (2): 513
- [26] Li X N, Zhang J F, Xue W H *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2023
- [27] Bastwros M M H, Esawi A M K, Wifi A. *Wear*[J], 2013, 307 (1–2): 164
- [28] Ghaderi A R, Nili A M, Ghasemi H M. *Wear*[J], 2003, 255 (1–6): 410
- [29] Vadiraj A, Balachandran G, Kamaraj M *et al.* *Materials & Design*[J], 2011, 32(4): 2438
- [30] Aydin F. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30(11): 8560
- [31] Singh J, Alpas A T. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 1996, 27A: 313
- [32] Tan H, Sun Q C, Chen W Y *et al.* *Tribology International*[J], 2021, 164: 107227
- [33] Celik O, Ahlatci H, Kayali E S *et al.* *Wear*[J], 2005, 258 (1–4): 189
- [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
- [35] Senthil K B R, Gopalarama S G, Pragadish N *et al.* *Advances in Materials Science and Engineering*[J], 2022, 2022: 1
- [36] Paulraj P, Harichandran R. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9 (5): 11517
- [37] Istif I, Tuncel M T. *Materials Testing*[J], 2016, 58: 640
- [38] Omrani E, Moghadam A D, Kasar A K *et al.* *Materials*[J], 2021, 14(5): 1183
- [39] Poudel S, Bajwa R, Xia Y D *et al.* *Friction*[J], 2024, 12(5): 1028
- [40] Ouyang J H, Li Y F, Zhang Y Z *et al.* *Lubricants*[J], 2022, 10 (10): 278
- [41] Kumar R, Hussainova I, Rahmani R *et al.* *Materials*[J], 2022, 15(5): 1695

Wear Behavior of GNP/SiC/Al Composites at Room and Elevated Temperatures

Bi Sheng^{1,2}, Hu Kaiqi², Zhou Bo², Xie Longfei², Zhu Jie², Zhang Haihong¹, An Zhen¹

(1. School of Aeronautical Materials and New Energy, Xihang University, Xi'an 710077, China)

(2. Xi'an Rare Metal Materials Institute Co., Ltd, Xi'an 710016, China)

Abstract: SiC and graphene nano-platelet (GNP) hybrid reinforced aluminum matrix (GNP/SiC/Al) composites were fabricated by high-energy ball milling combined with powder metallurgy process. The microstructure, mechanical properties, and wear performance of GNP/SiC/Al composites were characterized by SEM, TEM, universal tensile testing machines, and tribometers, with comparative analysis against gray cast iron (HT250). The results indicate that when SiC and GNP are uniformly dispersed in the matrix, the tensile strengths of composites are 287 and 101 MPa at room temperature and 350 °C, respectively. During room temperature wear tests, the wear resistance of composites is lower than that of HT250. Both materials exhibit adhesive and abrasive wear mechanisms. Under high-temperature wear conditions, the wear resistance of the composites is better than that of HT250. HT250 exhibits adhesive and abrasive wear mechanisms, the composites are mainly characterized by adhesive wear. The exceptional high-temperature wear resistance of GNP/SiC/Al composites is attributed to three primary mechanisms: the high-temperature pinning effect of SiC and GNP; the self-lubricating properties of GNP; the formation of mechanically mixed layers during wear.

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

Corresponding author: An Zhen, Ph. D., Associate Professor, School of Aeronautical Materials and New Energy, Xihang University, Xi'an 710077, P. R. China, E-mail:anzhen1016@163.com