

# 二硫化钼的粒径对聚氨酯复合材料 摩擦学性能的影响

郑占模<sup>1,2</sup>, 董从林<sup>1,2</sup>, 袁成清<sup>1,2</sup>, 张湘军<sup>3</sup>, 白秀琴<sup>1,2</sup>, 吴宇航<sup>1,2</sup>

(1. 武汉理工大学 a. 船海与能源动力工程学 b. 交通与物流工程学院, 武汉 430063;

2. 国家水运安全工程技术研究中心 可靠性工程研究所, 武汉 430063;

3. 中国船级社武汉分社, 武汉 430063)

**摘要:** **目的** 研究二硫化钼 ( $\text{MoS}_2$ ) 颗粒粒径对热塑性聚氨酯 (TPU) 高分子材料的自润滑性能和耐磨性能的影响规律, 提升 TPU 的摩擦学性能。**方法** 选用 4 种不同粒径 (50、500 nm 和 5、50  $\mu\text{m}$ ) 的  $\text{MoS}_2$  颗粒, 通过物理共混的方式制备新型  $\text{MoS}_2$ /TPU 复合材料, 基于 RTEC 多功能摩擦磨损实验机, 开展水润滑条件下的摩擦磨损试验。通过分析比较改性 TPU 的力学性能、摩擦系数、磨痕轮廓、表面形貌及其摩擦副接触面的元素组成与分布情况, 揭示  $\text{MoS}_2$  不同粒径尺寸对 TPU 的摩擦磨损机理的影响机制。**结果**  $\text{MoS}_2$  虽然削弱了 TPU 的部分力学性能, 但摩擦过程中形成的  $\text{MoS}_2$  润滑膜有效降低了 TPU 的摩擦系数和磨损程度。改性 TPU 的拉伸强度和断裂伸长率随着  $\text{MoS}_2$  粒径减小呈现先增高、后降低的趋势。500 nm  $\text{MoS}_2$  改性的 TPU 拉伸强度和断裂伸长率最大, 分别为 33.80 MPa 和 334.55%。改性 TPU 的平均摩擦系数和体积行程磨损率均随着  $\text{MoS}_2$  粒径的减小呈现先降低、后增高的趋势, 500 nm  $\text{MoS}_2$  改性 TPU 的平均摩擦系数和体积行程磨损率最小, 当载荷为 40 N 时分别降低了 58.1% 和 97.8%。长时的摩擦磨损试验表明,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球与 500 nm  $\text{MoS}_2$  改性的 TPU 磨损之后的表面 S、Mo 元素质量分数之和最高, 为 34.95%, 说明小粒径  $\text{MoS}_2$  更加有利于持续转移并稳定吸附在磨损表面。**结论** 适当粒径  $\text{MoS}_2$  有利于磨损界面  $\text{MoS}_2$  润滑膜的形成和抑制 TPU 力学性能的削弱, 降低改性 TPU 摩擦系数和磨损量。该研究可为设计具有优异低摩擦、耐磨损性能的新型水润滑轴承复合材料提供参考。

**关键词:**  $\text{MoS}_2$ ; 热塑性聚氨酯; 颗粒尺寸; 力学性能; 摩擦学性能

**中图分类号:** TH117 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2023)08-0161-12

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.08.011

收稿日期: 2022-04-27; 修订日期: 2022-08-29

Received: 2022-04-27; Revised: 2022-08-29

基金项目: 国家自然科学基金面上基金项目 (52075399); 工信部高技术船舶专项 (工信部装函[2019]358)

Fund: The National Natural Science Foundation of China (52075399); High-Tech Ship Research Project of Ministry of Industry and Information Technology (MIIT [2019]358)

作者简介: 郑占模 (1996—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为水润滑轴承材料摩擦磨损。

Biography: ZHENG Zhan-mo (1996-), Male, Postgraduate, Research focus: friction and wear of water-lubricated stern tube bearings.

通讯作者: 董从林 (1985—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为水润滑轴承材料摩擦磨损。

Corresponding author: DONG Cong-lin (1985-), Male, Doctor, Professor, Research focus: friction and wear of water-lubricated stern tube bearings.

引文格式: 郑占模, 董从林, 袁成清, 等. 二硫化钼的粒径对聚氨酯复合材料摩擦学性能的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(8): 161-172.

ZHENG Zhan-mo, DONG Cong-lin, YUAN Cheng-qing, et al. Effect of Particle Size of  $\text{MoS}_2$  on Tribological Properties of TPU-based Composite[J]. Surface Technology, 2023, 52(8): 161-172.

## Effect of Particle Size of MoS<sub>2</sub> on Tribological Properties of TPU-based Composite

ZHENG Zhan-mo<sup>1,2</sup>, DONG Cong-lin<sup>1,2</sup>, YUAN Cheng-qing<sup>1,2</sup>,  
ZHANG Xiang-jun<sup>3</sup>, BAI Xiu-qin<sup>1,2</sup>, WU Yu-hang<sup>1,2</sup>

(1. a. School of Naval Architecture, Ocean and Energy Power Engineering, b. School of Transportation and Logistics Engineering, Wuhan University of Technology, Wuhan 430063, China;  
2. Reliability Engineering Institute, National Engineering Research Center for Water Transportation Safety, Wuhan 430063, China; 3. China Classification Society Wuhan Branch, Wuhan 430063, China)

**ABSTRACT:** The work aims to study the laws of impact that molybdenum disulfide (MoS<sub>2</sub>) particle size has on the self-lubricating and wear resistance of thermoplastic polyurethane (TPU) polymer materials, and to improve the tribological properties of TPU. For these purposes, a new TPU matrix composite composed of TPU and four different sizes (50 nm, 500 nm, 5 μm, 50 μm) of MoS<sub>2</sub> particles was fabricated by physical blending. The RTEC wear test apparatus was used to test the tribological properties of modified TPU composites under water-lubricated conditions in low friction velocity and heavy load. The mechanism through which the effect of different particle sizes of molybdenum disulfide on friction and wear mechanism of modified TPU composite was revealed by analyzing the typical mechanical properties, coefficient of friction (COF), wear morphology, wear rate and element composition and distribution on the wear interface of the friction pairs. The results showed that the MoS<sub>2</sub> tribo-film formed during the friction process effectively reduced the COF and TPU deformations on wear surface although the mechanical properties of the TPU were weakened by MoS<sub>2</sub>. The tensile strength of the modified TPU composites increased firstly and then decreased with the declining of MoS<sub>2</sub> particle size and TPU modified by 500 nm MoS<sub>2</sub> exhibited the highest values of 33.8 MPa. The similar trend could be seen in the elongation at break of modified TPU composites and the elongation at break of TPU modified by 500 nm MoS<sub>2</sub> was the highest, approximately 334.55%. The average COF and volume stroke wear rate of the modified TPU composites decreased earlier and later increased with the reduction of MoS<sub>2</sub> particle size and TPU modified by 500 nm MoS<sub>2</sub> presented the lowest average COF and wear rate of 0.093 and 0.12×10<sup>-3</sup>mm<sup>3</sup>/(N·m) respectively, which were reduced by 58.1% and 97.8% respectively in 40 N compared with pure TPU. Furthermore, the results of longtime wear test under the same conditions showed that the COF curve of TPU modified by 500 nm MoS<sub>2</sub> always maintained lower and more stable state compared with TPU modified by 5 μm MoS<sub>2</sub>, and the totals mass fraction of sulfur and molybdenum element in the wear area of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ball sliding against with TPU modified by 500 nm MoS<sub>2</sub> was the highest, approximately 34.95 wt.%. These phenomena indicated that the small particle size of MoS<sub>2</sub> had more outstanding abilities of transferring to the wear interface and adsorbing on the wear surface of friction pair, which resulted in reducing the COF and extending the duration in low COF period. In summary, appropriate particle size of MoS<sub>2</sub> promotes the formation of MoS<sub>2</sub> tribo-film at the wear interface and inhibits the reduction of mechanical properties of modified TPU composites, and reduces the COFs and wear volumes. The findings obtained in this study provide a reference for designing and developing the water-lubricated stern tube bearing polymers with low friction and high wear resistance.

**KEY WORDS:** MoS<sub>2</sub>, thermoplastic polyurethane, particle size, mechanical properties, tribological properties

船舶尾轴承作为船舶动力传输系统重要部件,尾轴与尾轴承之间因摩擦行为所引起的能量损耗是船舶总能耗的重要组成部分<sup>[1]</sup>。传统的船舶油润滑尾轴承常因工作过程中的滑油泄漏污染航行水域和造成了资源浪费。因此,研究安全、低耗、绿色的船舶尾轴承对实现“双碳”国家战略目标与发展“绿色船舶”具有重要意义<sup>[2]</sup>。水润滑船舶尾轴承以水作为润滑介质,具有绿色、无污染和节约资源的特点,符合“绿色船舶”的发展需求。热塑性聚氨酯(TPU)具有优异力学性能、耐磨性能和化学性质稳定等特点,广泛用于制作水润滑轴承<sup>[3-6]</sup>。然而,TPU材料存在易变

形、自润滑性能差等问题,尤其在船舶低速、重载、启停、换向等工况下难以形成稳定且有效的润滑水膜,导致严重磨损和振动行为,威胁尾轴系统的稳定性和可靠性<sup>[7]</sup>。为了弥补热塑性聚氨酯材料自润滑性能的不足,采用颗粒改性聚合物基体是提高聚合物材料的力学性能和自润滑性能的常用方法。其中,以二硫化钼(MoS<sub>2</sub>)为代表的微-纳米二维材料(如石墨烯纳米片(GNS)<sup>[8]</sup>、黑磷(BP)<sup>[9]</sup>、六方氮化硼(h-BN)<sup>[10]</sup>等)因极低的层间剪切力、高比表面积、强吸附性等特点,常被用作润滑改性剂来提高聚合物材料的自润滑性能<sup>[9]</sup>。Kuang等<sup>[11]</sup>选用MoS<sub>2</sub>改性丁

晴橡胶 (NBR) 和超高密度聚乙烯 (UHMWPE) 成功制备了 NBR/UHMWPE/MoS<sub>2</sub> 水润滑轴承复合材料, 并研究添加了不同含量 MoS<sub>2</sub> 的复合材料在水润滑环境下的摩擦磨损性能。结果表明, 当 MoS<sub>2</sub> 的质量分数为 9% 时, 复合材料表现出最佳的摩擦学性能。Panin 等<sup>[12]</sup>选用二硫化钼和石墨烯协同改性超高分子量聚乙烯 (UHMWPE), 结果表明, 在干摩擦和边界润滑的条件下, 均提高了 UHMWPE 的摩擦学性能。改性颗粒的结构、尺寸、添加比例、基体性质和界面结合性能等因素对复合材料性能有很大影响<sup>[13]</sup>。理论上, 微-纳米颗粒的尺寸越小, 越有利提高聚合物材料的力学性能和自润滑性能<sup>[14-19]</sup>。然而, 在材料制备与应用的过程中, 小尺寸纳米颗粒不可避免地会发生团聚<sup>[20]</sup>。已有大量学者对微-纳米颗粒种类、结构和添加比例等因素对聚合物材料的力学性能和摩擦磨损性能的影响进行了深入研究<sup>[21-22]</sup>。然而, 关于微-纳米 MoS<sub>2</sub> 的尺寸对热塑性聚氨酯基复合材料摩擦学性能的影响的研究鲜有报道。

因此, 本研究将制备一种二硫化钼颗粒改性热塑性聚氨酯复合材料, 以期获得优异耐摩擦磨损性能。在纯水润滑环境下对改性热塑性聚氨酯材料摩擦磨损试验, 通过对比分析改性热塑性聚氨酯典型摩擦学性能表征参数, 获得二硫化钼的粒径对复合材料耐摩擦磨损性能的影响规律, 为设计与发展具有优异自润滑性能的高分子聚合物材料提供参考。

## 1 试验

### 1.1 材料制备

本次试验选用的热塑性聚氨酯颗粒如图 1a 所

示, 其直径 2 mm, 硬度为 90A, 颜色为白色透明状。MoS<sub>2</sub> 颗粒 (纯度 99%), 颜色为黑色, 如图 1b 所示。不同粒径 MoS<sub>2</sub> 颗粒的 FESEM 和 XRD 分别如图 1c、d 所示。其中, 在 2 $\theta$  角为 14.1°、33.3°、39.8°、49.7° 和 59.2° 处有明显的衍射峰, 分别对应 MoS<sub>2</sub> 晶面 (002)、(100)、(103)、(105) 和 (110), 这符合 MoS<sub>2</sub> 的标准谱 (JCPDS No.37-1492)<sup>[23]</sup>。

本试验制备了 5 种添加了不同粒径 MoS<sub>2</sub> 的改性热塑性聚氨酯, 原料配方见表 1。研究表明, 添加的润滑相比比例过低时, 改性复合材料在摩擦磨损的过程中不足以形成致密且连续的润滑膜, 然而润滑相比比例过高会降低复合材料的力学性能<sup>[24]</sup>。因此, 根据现有配方, 改性热塑性聚氨酯中 MoS<sub>2</sub> 的质量分数均设置为 8% (即体积百分数为 1.96%)<sup>[25-26]</sup>。为了使 MoS<sub>2</sub> 在热塑性聚氨酯基体中分散均匀, 确保改性复合材料具有优异的力学性能, MoS<sub>2</sub> 与热塑性聚氨酯颗粒在熔融密炼机内部均匀加热并充分搅动, 搅拌温度和速度分别设置为 180 °C 和 80 r/min。搅拌 15 min 之后, 将预混 MoS<sub>2</sub>/热塑性聚氨酯复合材料用注塑机注成圆环型试样, 注塑的温度、压力和时间分别为 195 °C、120 MPa 和 20 s。注塑完成后, 每个试样在常温下冷却 30 min。圆环型试样如图 1e 所示, 外直径为 30 mm, 内直径为 6 mm, 厚度为 8 mm。为了便于表示, 本次试验将未添加二硫化钼颗粒复合材料定义为 C-0 (纯 TPU), 添加粒径为 50、500 nm 和 5、50  $\mu$ m 二硫化钼的改性复合材料分别定义为 C-50N、C-500N、C-5U 和 C-50U。在开展磨损试验之前, 改性热塑性聚氨酯试样表面用砂纸在水的环境下进行抛光处理, 抛光后利用激光共聚焦扫描电子显微镜测得其表面粗糙度为  $S_a=(0.2\pm0.05)$   $\mu$ m。

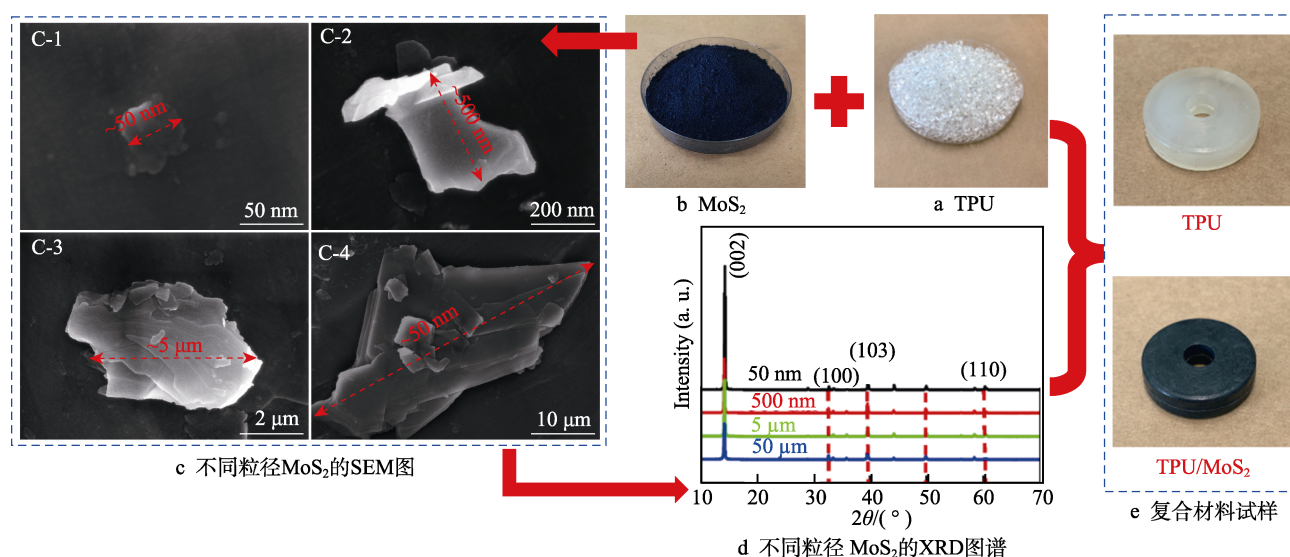


图 1 改性热塑性聚氨酯合成原理

Fig.1 Schematic diagram of fabrication process of modified TPU: a) TPU; b) MoS<sub>2</sub>; c) SEM of different sizes of MoS<sub>2</sub>; d) XRD of different sizes of MoS<sub>2</sub>; e) composite specimens



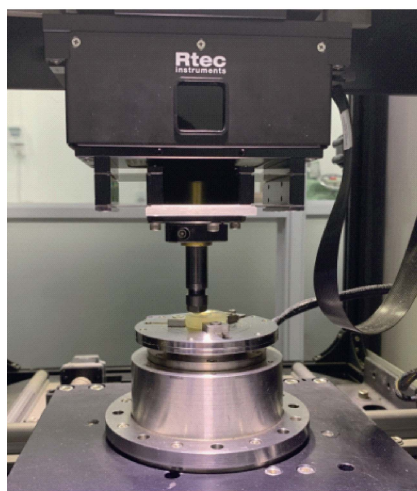
表 1 改性热塑性聚氨酯的原料配方  
Tab.1 Formulation of modified TPU

Specimens	MoS <sub>2</sub> Mass fraction/%	MoS <sub>2</sub> particle size
C-0	0	0
C-50N	8	50 nm
C-500N	8	500 nm
C-5U	8	5 μm
C-50U	8	50 μm

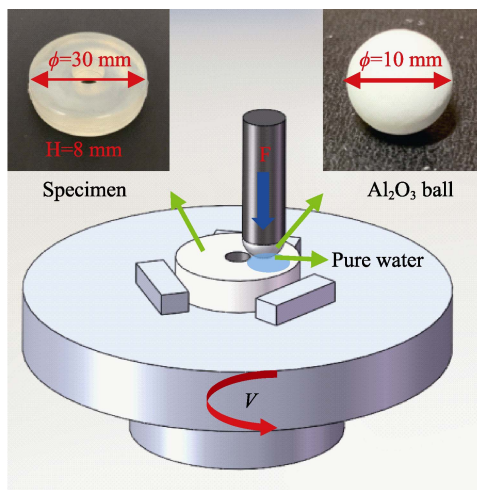
## 1.2 试验设备和磨损测试

在 RTEC 多功能摩擦磨损试验机上,对改性热塑性聚氨酯开展销-盘转动模式摩擦磨损试验。摩擦副选用直径为 10 mm 的氧化铝 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 陶瓷球,其表面粗糙度为  $S_a=(0.5\pm0.1)\mu\text{m}$ ,试验时固定在顶部,如图 2a 所示。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷球具有承载能力强、化学性质稳定和耐磨性能好等特点。因此,在摩擦磨损过程中,Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷球自身磨损较小,从而减小 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷球的磨损产物对复合材料摩擦行为研究的影响,缩小复

合材料摩擦磨损性能的评价误差。本次试验选用旋转运动模块,复合材料固定在旋转模块上,在电机的带动下逆时针转动。滑动摩擦测试的条件:旋转半径为 6 mm,旋转速度为 30 r/min (即接触面线速为 0.018 m/s),环境温度为 20 ℃,施加载荷分别为 20、40 N,测试时间 1 800 s。如图 2b 所示,试验选用纯净水作为润滑介质,由于水的承载能力较低,在低滑动速度、高载荷的试验条件下,难以形成全膜润滑,摩擦副接触表面为边界润滑。润滑水的用量应使复合材料和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷球的接触面完全浸润在水中,且应及时补充实验过程中消耗的润滑水。在载荷 40 N 的条件下,对 C-500N 和 C-5U 复合材料补充测试时间为 10 800 s 的长时摩擦磨损试验。测试装置自带的摩擦力传感器和载荷传感器分别用于采集摩擦界面上的摩擦力和施加的载荷,采集频率为 500 Hz,实验装置通过采集的摩擦力信号计算出实时摩擦系数。每组实验重复 3 次,每次实验更换新的二硫化钼/热塑性聚氨酯复合材料和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷球。



a RTEC摩擦磨损试验机



b 水润滑工作原理

图 2 试验设备和工作原理

Fig.2 Test apparatus and principles: a) RTEC tribo-tester; b) working principle of water lubrication

## 1.3 测试技术和方法

使用场发射扫描电子显微镜 (FESEM) (Zeiss ultra plus, ZEISS, Germany)、X 射线衍射仪 (XRD) (D8 Advance, BRUKER, Germany) 观测不同粒径 MoS<sub>2</sub> 的微观形貌和 XRD 衍射图谱。利用 X 射线衍射仪与共聚焦显微拉曼光谱仪 (InVia, RENISHAW, England) 检测改性热塑性聚氨酯的 XRD 衍射图谱和拉曼光谱,拉曼光谱分辨率为  $1\sim2\text{ cm}^{-1}$ ,测试波数范围为  $300\sim1\,800\text{ cm}^{-1}$ 。利用激光共聚焦表面轮廓仪 (VK-X1000, KEYENCE, Japan) 观测高分子复合材料磨损表面三维形貌。使用扫描电子显微镜 (VEGA3, TESCAN, Czech) 观测复合材料磨损表面微观形貌,并使用能谱仪 (EDS) (X-act one,

Oxford, England) 测定试验后 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷球表面元素分布状态。用电子万能材料试验机 (Instron 5967, INSTRON, China) 测定二硫化钼/热塑性聚氨酯复合材料的拉伸强度和断裂伸长率。

## 2 结果与分析

### 2.1 复合材料性能表征

不同粒径二硫化钼改性的热塑性聚氨酯复合材料的 XRD 衍射图谱和拉曼光谱如图 3 所示。在 XRD 图谱 (图 3a) 中,纯 TPU 在  $2\theta$  角为  $15^\circ\sim28^\circ$  呈现出明显的特征衍射峰,峰值在  $2\theta=20.5^\circ$  [27]。同时,改性热塑性聚氨酯复合材料均存在属于纯热塑性聚氨酯



和二硫化钼 (如图 1d 所示) 的特征峰。在拉曼光谱 (图 3b) 中,  $350\sim 500\text{ cm}^{-1}$  范围内有多个强峰, 其中  $378.1\text{ cm}^{-1}$  和  $403.8\text{ cm}^{-1}$ , 分别对应  $E_{2g}$  和  $A_{1g}$ , 为二硫化钼典型拉曼光谱特征峰<sup>[28]</sup>。在  $1\,000\sim 2\,000\text{ cm}^{-1}$  分布多个属于热塑性聚氨酯的拉曼光谱特征峰, 其中  $1\,614\text{ cm}^{-1}$  峰值最显著。复合材料 XRD 图谱和拉曼光谱结果表明, 不同粒径  $\text{MoS}_2$  改性热塑性聚氨酯复合材料成功制备。

聚合物材料在摩擦磨损的过程中经常伴随着拉伸、撕裂和塑性变形。改性热塑性聚氨酯复合材料的拉伸强度和断裂伸长率如图 4 所示。根据图 4a 可以看出, C-0 材料的拉伸强度达到  $47.58\text{ MPa}$ 。与相比, 改性热塑性聚氨酯的拉伸强度均发生不同程度的削减。随  $\text{MoS}_2$  粒径的减小, 改性热塑性聚氨酯的拉伸强度呈现先增大、后减小的趋势。其中, C-500N 复合材料的拉伸强度最大, 为  $33.8\text{ MPa}$ 。复合材料的断裂伸长率表现出相似变化规律, C-500N 复合材料的断裂伸长率最大 ( $334.55\%$ ), 大于 C-0。然而, 随二硫化钼粒径减小, C-50N 复合材料的拉伸强度和断裂伸长率分别降低了  $62.9\%$  和  $20\%$ 。以上结果表明, 小粒径二硫化钼有利于抑制改性热塑性聚氨酯复合材料力学性能的削减, 粒径过小则会进一步降低力学

性能。分析认为, 二硫化钼的粒径越小, 具有越大的比表面积和越强的表面吸附性能, 热塑性聚氨酯基体与二硫化钼颗粒界面结合性能越好, 限制了复合材料力学性能的衰减。然而, 当二硫化钼的粒径过小时, 二硫化钼颗粒在复合材料中发生团聚, 导致材料的力学性能下降<sup>[29]</sup>。

## 2.2 复合材料摩擦系数分析

5 组二硫化钼改性热塑性聚氨酯在水润滑、旋转速度  $30\text{ r/min}$  和施加载荷分别为  $20$ 、 $40\text{ N}$  条件下的摩擦系数如图 5 所示。 $50$ 、 $5\text{ }\mu\text{m}$  和  $500$ 、 $50\text{ nm}$   $\text{MoS}_2$  改性热塑性聚氨酯的摩擦系数均低于未改性的热塑性聚氨酯, 表明添加微-纳米二硫化钼颗粒能够降低聚合物材料的摩擦系数, 这是因为在摩擦界面上形成了低层间剪切力的二硫化钼润滑膜<sup>[30-31]</sup>。载荷为  $20\text{ N}$  时, 在整个摩擦周期中, C-0 材料表现出较高摩擦系数, 以略微下降的趋势维持在  $0.2$  附近 (见图 5a)。与其相比, C-50U 复合材料在最初的  $300\text{ s}$  内摩擦系数下降显著, 仅为  $0.080\sim 0.096$ 。然而, 随着摩擦磨损试验进展, 摩擦系数逐渐上升, 并在  $900\text{ s}$  后稳定在最高值 ( $0.20$ ) 附近。这说明复合材料发生了严重的摩擦磨损行为, 摩擦界面的稳定性逐步破坏。C-5U

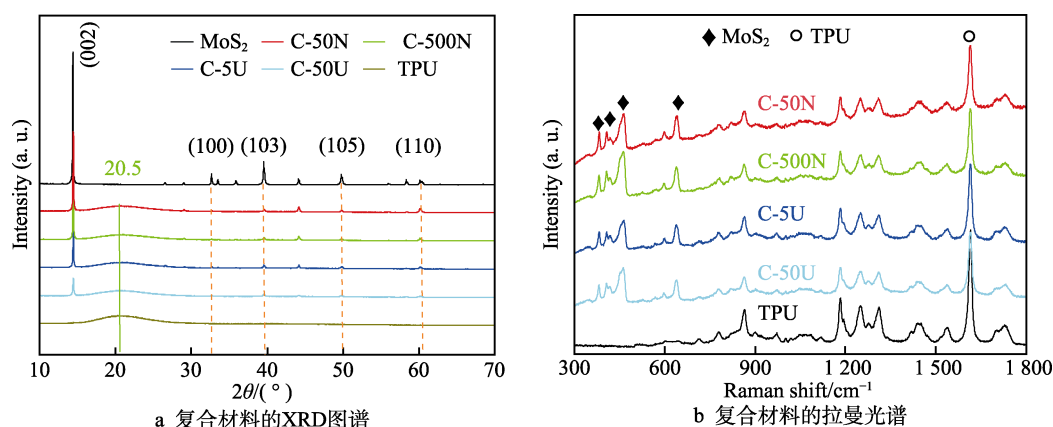


图 3 改性热塑性聚氨酯的 XRD 图谱和拉曼光谱

Fig.3 (a) XRD and (b) Raman patterns of modified TPU

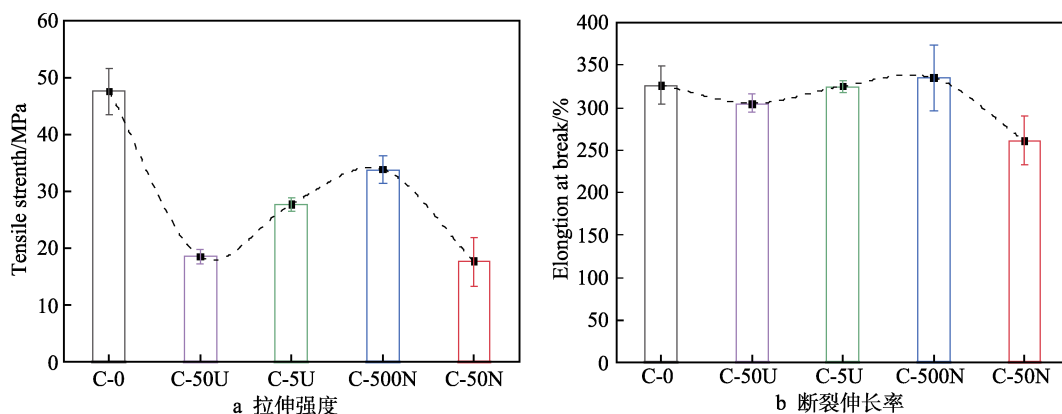


图 4 改性热塑性聚氨酯的力学性能

Fig.4 Mechanical properties of modified TPU: a) tensile strength; b) elongation at break

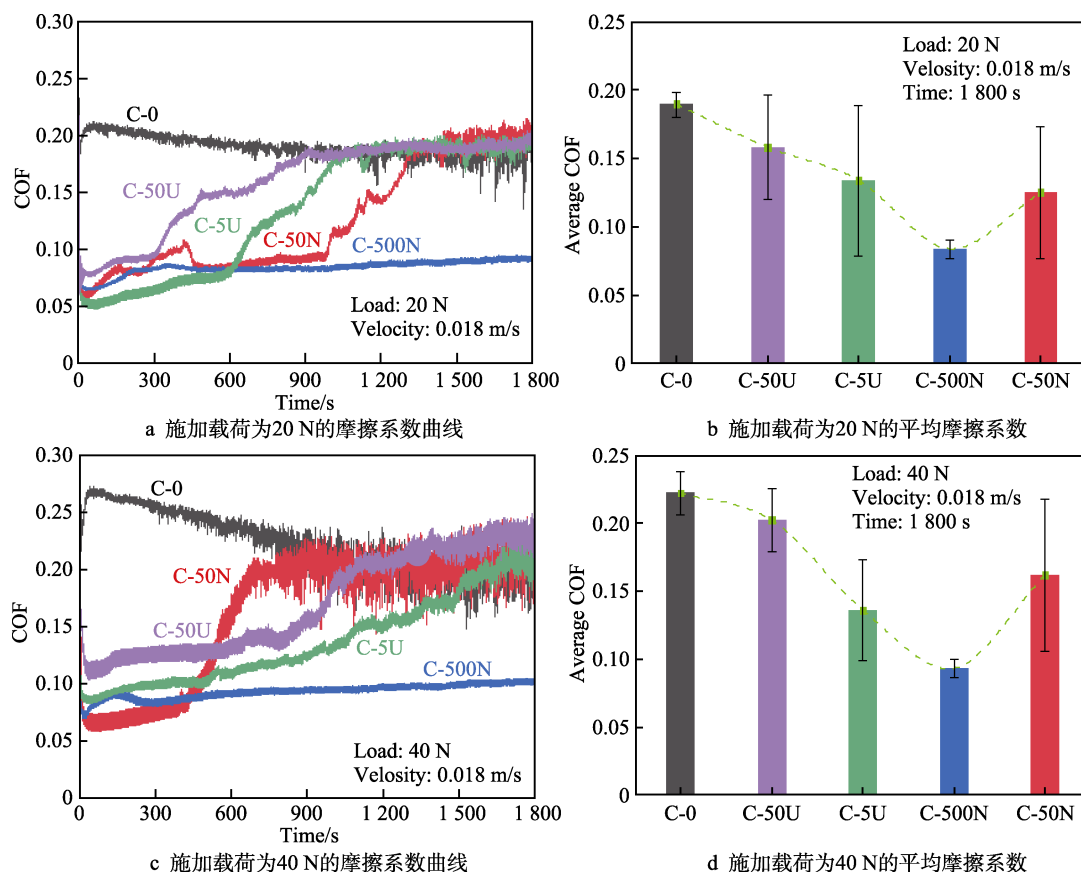


图5 改性热塑性聚氨酯摩擦系数

Fig.5 COF of modified TPU: a) COF curves under 20 N; b) average COF under 20 N; c) COF curves under 40 N; d) average COF under 40 N

和 C-50N 复合材料的摩擦系数均呈现相似的变化规律。随着二硫化钼粒径的减小,改性热塑性聚氨酯的摩擦系数在低水平的持续时间不断延长。然而, C-500N 复合材料在 1800 s 的测试周期中,摩擦系数始终保持着最低且稳定的状态,维持在 0.09 附近。图 5b 是 5 组改性热塑性聚氨酯在载荷为 20 N 条件下的平均摩擦系数。C-0 材料的平均摩擦系数为 0.222。随二硫化钼粒径的减小,改性热塑性聚氨酯平均摩擦系数先减小、后增加。其中 C-500N 复合材料的平均摩擦系数最低,为 0.084,与纯热塑性聚氨酯相比,减小了 55.8%。然而, C-50N 的平均摩擦系数上升到 0.125。以上结果表明,二硫化钼对热塑性聚氨酯复合材料的减磨作用受其粒径的影响很大,小尺寸二硫化钼有利于延长改性热塑性聚氨酯在低摩擦系数状态维持的时间。当粒径为 500 nm 时,摩擦界面上形成了连续且稳定的润滑膜,改善了摩擦磨损界面的润滑状态。然而,当二硫化钼粒径过小时, C-50N 复合材料维持在低摩擦系数的时间反而缩短。产生这种现象的一部分原因是,二硫化钼颗粒尺寸过小时易发生团聚,导致复合材料的力学性能下降(见图 4),影响复合材料的摩擦学性能;另一部分原因是,大颗粒团聚体吸附性能较差,无法形成稳定的润滑膜。

为了进一步研究改性热塑性聚氨酯复合材料的

摩擦系数变化规律,在其他条件不变的条件下,施加载荷增大到 40 N,其结果如图 5c、d 所示。总体上, 40 N 条件下摩擦系数变化趋势与 20 N 条件下相似,即随着二硫化钼粒径减小,摩擦系数表现为先减小后增大的趋势。此外,不同粒径二硫化钼颗粒改性热塑性聚氨酯材料的作用效果差异愈发显著。纯热塑性聚氨酯初始摩擦系数增大到 0.272,随后逐渐下降,最终维持在 0.2 附近,伴随着大幅度剧烈波动。这说明随着载荷增大,复合材料遭受了更严重的磨损,导致摩擦界面愈发不稳定。C-500N 复合材料仍可维持最低且最稳定的摩擦系数(0.090),与纯热塑性聚氨酯相比平均摩擦系数降低了 58.1%。然而, C-50N 复合材料摩擦系数维持在低水平的时间显著缩短,并且在增大到最大值后波动更为剧烈。

## 2.3 磨损表面三维形貌分析

为研究不同粒径二硫化钼改性热塑性聚氨酯的摩擦磨损机理,利用激光共聚焦表面轮廓仪观测 5 组复合材料磨损表面三维形貌,如图 6 所示。C-0 材料摩擦表面的磨痕极为明显,宽度达到 2 957.43  $\mu\text{m}$ ,表面粗糙度  $S_a=37.84 \mu\text{m}$ 。这表明纯热塑性聚氨酯在摩擦磨损过程中的润滑条件极为恶劣。C-50U 复合材料的磨痕较为明显,磨痕宽度和表面粗糙略有减低,

分别为  $2\,703.22\ \mu\text{m}$  和  $33.90\ \mu\text{m}$ 。随着二硫化钼粒径的减小, 磨痕宽度和表面粗糙均呈现下降的趋势。C-500N 复合材料的磨损表面最光滑平整, 磨损表面粗糙度最小, 仅为  $1.70\ \mu\text{m}$ , 同时磨痕宽度也最小 ( $1\,982.83\ \mu\text{m}$ ), 显然, 适当粒径的二硫化钼可以显著改善复合材料的自润滑性能。然而, 当二硫化钼的粒径进一步降低时, 复合材料的磨痕宽度和磨损表面粗糙度急剧增大到  $3\,046.10\ \mu\text{m}$  和  $71.83\ \mu\text{m}$ 。

5 组改性复合材料磨损轮廓的剖面如图 7a 所示。从中可明显的看出, 总体上改性热塑性聚氨酯的磨痕深度小于纯热塑性聚氨酯 ( $-123.2\ \mu\text{m}$ ), 且随着二硫化钼粒径的减小而变浅。C-50U 复合材料的磨损深度为  $-91.6\ \mu\text{m}$ , C-500N 复合材料表现出最浅的磨痕为  $5.2\ \mu\text{m}$ 。当二硫化钼的粒径过小时, C-50N 复合材料的力学性能及自润滑性能下降, 导致摩擦磨损加剧,

磨痕深度急剧增大到  $-240.9\ \mu\text{m}$ 。采用积分原理计算材料磨痕轮廓面积  $A$ , 磨痕轮廓面积可视为由无数个微矩形面积之和, 其宽度和高度分别为  $\Delta l$  和  $f(l_x)$ 。激光共聚焦表面轮廓仪平面分辨率设置为  $2\ \mu\text{m}$ , 即  $\Delta l = 2\ \mu\text{m}$ ,  $f(l_x)$  是横坐标为  $x$  时磨痕的深度, 单位  $\mu\text{m}^2$ 。由此可得单个微矩形面积为  $A_1$ 。

$$A_1 = \int_{l_x}^{l_x + \Delta l} f(l_x) dx \quad (x=1, 2, 3 \cdots) \quad (1)$$

则材料磨痕轮廓面积  $A$  为:

$$A = \sum_{i=1}^{n=\frac{W}{\Delta l}} A_i \quad (2)$$

因此, 材料体积磨损量为:

$$V = L \cdot A = L \cdot \sum_{i=1}^{n=\frac{W}{\Delta l}} \int_{l_x}^{l_x + \Delta l} f(l_x) dx \quad (x=1, 2, 3 \cdots) \quad (3)$$

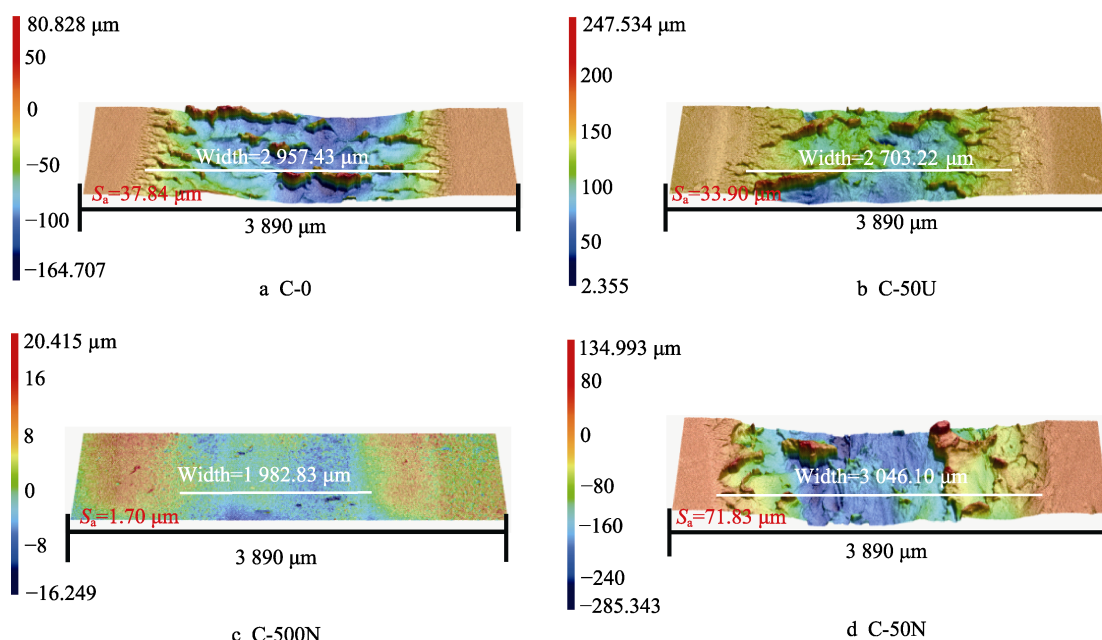


图 6 改性热塑性聚氨酯磨痕三维形貌  
Fig.6 3D wear scar profile of modified TPU

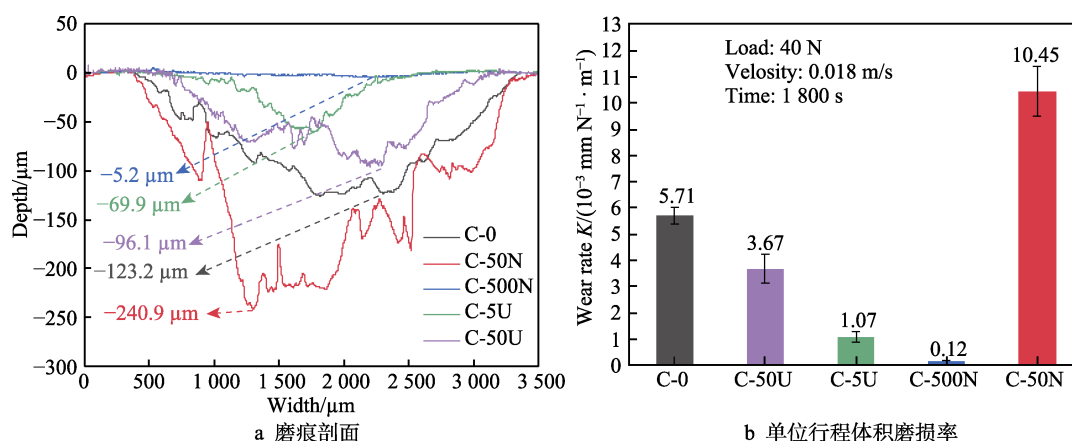


图 7 改性热塑性聚氨酯的磨痕剖面和单位行程体积磨损率  
Fig.7 (a) Wear profiles and (b) volume wear rates of per stroke of modified TPU



单位载荷单位滑动距离下材料单位行程体积磨损率为：

$$K = \frac{V}{F \cdot S} = \frac{L \cdot \sum_{i=1}^n \frac{W}{\Delta l} \int_{l_x}^{l_x + \Delta l} f(l_x) dx}{F \cdot S} \quad (x=1, 2, 3 \cdots) \quad (4)$$

式中： $A$  为磨痕轮廓面积， $\mu\text{m}^2$ ； $A_1$  为微矩形面积， $\mu\text{m}^2$ ； $W$  为磨痕宽度， $\mu\text{m}$ ； $L$  为磨痕圆周长度， $\mu\text{m}$ ； $V$  为体积磨损量， $\text{mm}^3$ ； $S$  为总滑动行程； $F$  为施加载荷，N。

计算所得的改性热塑性聚氨酯的单位行程体积磨损率如图 7b 所示。C-0 材料的单位行程体积磨损率为  $5.71 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。随着二硫化钼粒径减小，C-50U、C-5U、C-500N 复合材料的单位行程体积磨损率呈现下降趋势。C-500N 最小，仅为  $0.12 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ ，下降了 97.8%，这与图 6 和图 7a 的结果保持一致，而 C-50N 复合材料的单位行程体积磨损率急剧增大。总而言之，添加适当粒径二硫化钼能够强化热塑性聚氨酯的自润滑性能，提升了二硫化钼/热塑性聚氨酯复合材料的耐磨性能。

## 2.4 磨痕微观形貌分析

SEM 观测所得的改性热塑性聚氨酯在 40 N 条件下的磨痕区域微观形貌如图 8 所示。对比图 8a、b 可得，C-0 材料遭受了严重的磨损，在循环挤压、拉伸应力以及摩擦力引起的局部温升作用下，导致磨损表面明显的塑性变形，同时伴随着材料撕裂及未脱落的磨屑形成卷曲状微凸起。与 C-0 材料相比，当二硫化

钼的粒径过大时，C-50U 复合材料微观磨损表面呈现出更为明显的塑性变形和材料撕裂现象，形成尺寸较大的卷曲状微凸起，同时表面上有小空洞形成，如图 8c 所示。随着二硫化钼粒径减小，改性热塑性聚氨酯表面磨损不断改善。C-500N 复合材料的磨损表面最光滑平整，其表面上仅有轻微的表层脱落现象（见图 8e）。这有利于长久维持最低且稳定的摩擦系数，提高复合材料的耐磨性能。然而，当二硫化钼的粒径过小时，C-50N 复合材料呈现出最不平整的磨损表面，其微表面上产生了严重的材料撕裂和塑性变形，同时有大空洞形成。分析认为，当添加的二硫化钼尺寸过大或过小时，复合材料的力学性能下降明显，在摩擦磨损的过程中材料容易失效。此外，随着磨损的延长，C-50N 复合材料中的团聚体和 C-50U 复合材料中大尺寸二硫化钼颗粒从复合材料中剥离形成空洞，加速材料失效。

## 2.5 长磨试验分析

为了进一步研究二硫化钼的粒径对改性热塑性聚氨酯复合材料在低摩擦系数维持的时间的影响规律，保持其他试验条件一致，施加载荷 40 N，对 C-500N 和 C-5U 复合材料开展时间为 10 800 s 的长时摩擦磨损试验，结果如图 9 所示。根据摩擦系数随曲线（见图 9a）可得，C-5U 复合材料摩擦系数在前 1 800 s 内呈现出与图 5c 相似的变化趋势，但在 1 800 s 之后始终处于最大值，且伴随着剧烈波动。试验进行到 7 200 s 时，试样已严重磨损，故提前终止试验。然而，

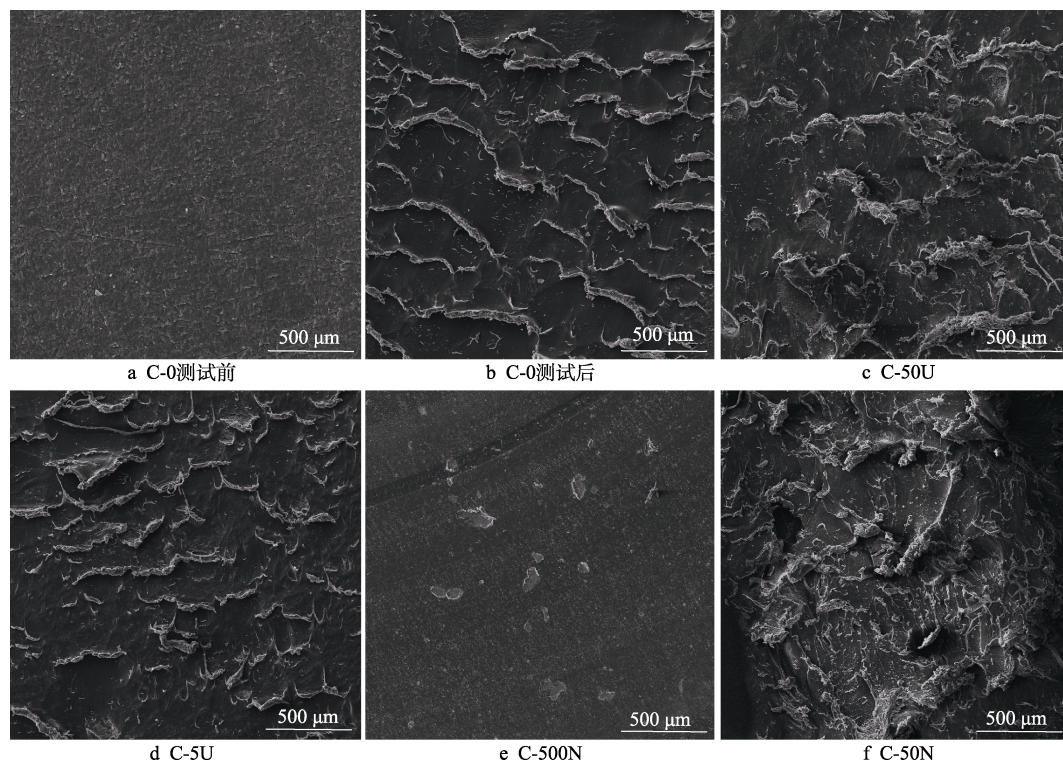


图 8 改性热塑性聚氨酯磨痕 SEM  
Fig.8 SEM of wear scars of modified TPU

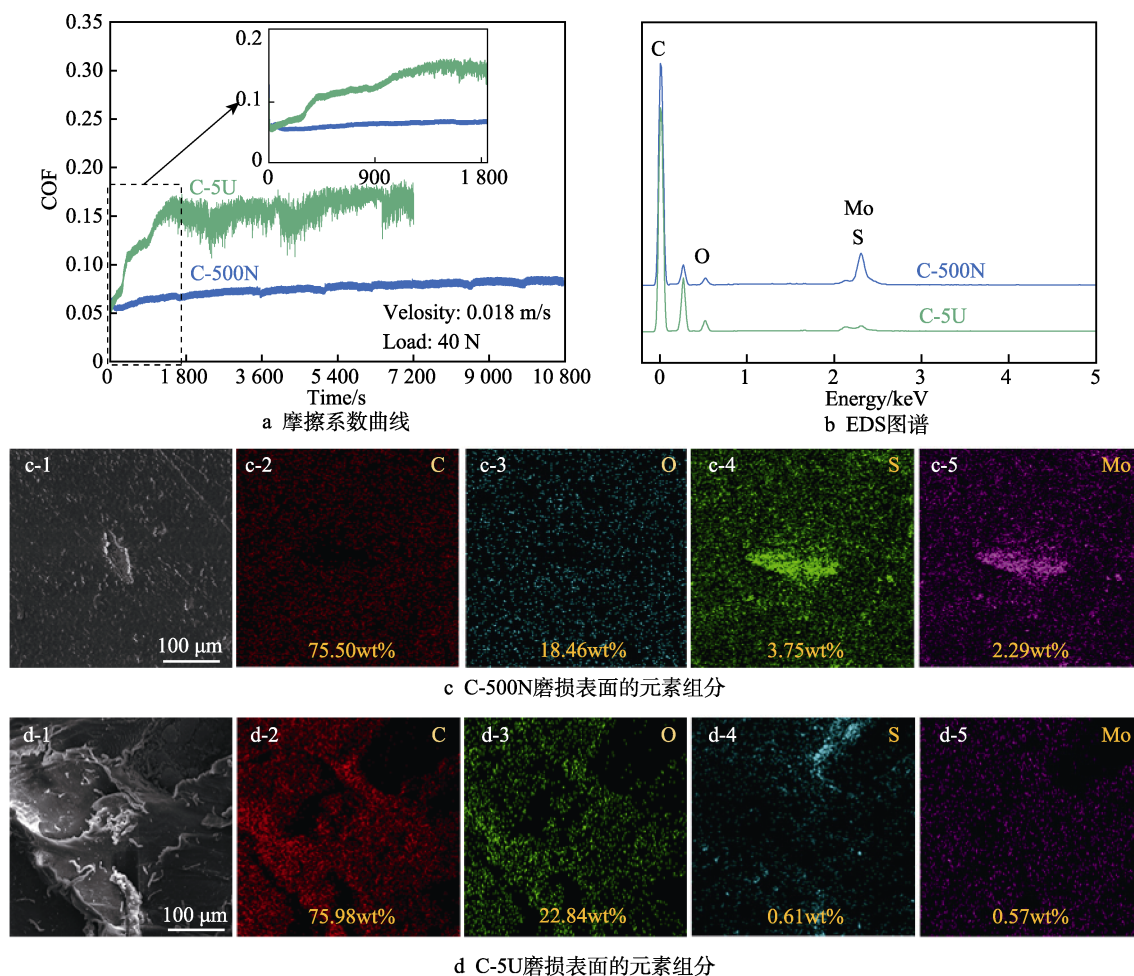


图 9 C-500N 和 C-5U 复合材料长时摩擦磨损试验磨损表面 EDS 能谱图

Fig.9 EDS patterns of wear surface of C-500N and C-5U for long time of friction and wear test:  
a) COF curves; b) EDS patterns; c) element distribution and composition proportion of C-500N wear surface; d) element distribution and composition proportion of C-5U wear surface

C-500N 复合材料在 10 800 s 内始终保持低且稳定的摩擦系数, 维持在 0.08 附近。复合材料磨损表面的 EDS 图谱如图 9b 所示, C-500N 复合材料磨损表面出现了明显的硫、钼元素能谱峰, 其峰值远高于 C-5U 复合材料, 其磨损表面的硫、钼元素总的质量分数高达 6.04% (见图 9c); 而 C-5U 复合材料磨损表面的硫、钼元素总的质量百分比下降到 1.18% (见图 9d)。以上结果表明, 在摩擦磨损过程中, C-500N 复合材料的摩擦磨损界面上聚集有大量从基体中剥离出的二硫化钼, 改善了润滑状态。

## 2.6 摩擦副表面的 EDS 分析

综上所述表明, 适当尺寸的二硫化钼极大提升了热塑性聚氨酯的润滑状态, 改善了耐磨性能。这与摩擦副磨损微表面上形成的具有优异润滑性能的二硫化钼润滑膜直接相关。为了进一步探究不同粒径二硫化钼在摩擦界面上的分布状态以及其对润滑膜的形成与维持过程的影响机制, 利用能谱仪测得与 C-500N 和 C-5U 复合材料进行长时摩擦磨损试验后

的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球摩擦表面的元素组分, 如图 10 所示。从图 10a 中可看出, 与 C-500N 复合材料对磨的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球摩擦表面呈现出明显的硫、钼元素能谱峰, 其峰值远高于与 C-5U 复合材料对磨的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球 (见图 10c)。根据  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球摩擦表面元素分布可知, 与 C-500N 复合材料对磨的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球摩擦表面上分布的硫、钼元素的总质量分数高达 34.95% (见图 10b)。然而, 与 C-5U 复合材料对磨的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球摩擦表面仅存在少量的硫、钼元素, 其总质量分数仅为 4.57% (见图 10d)。在  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球表面均匀分布着大量的硫、钼元素, 这说明在摩擦磨损过程中, 大量二硫化钼持续转移并稳定吸附在摩擦  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球表面, 形成连续且稳定的二硫化钼润滑膜 (见图 10b1), 极大改善了摩擦界面的润滑状态, 减低了摩擦系数及其波动幅度, 同时减小了磨损, 形成光滑的磨损表面。此外, 两  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球表面均分布质量分数分别为 17.48% 和 6.99% 的 C 元素, 表明热塑性聚氨酯转移到了  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球表面, 进一步削弱了两摩擦副间的摩擦磨损行为<sup>[32]</sup>。



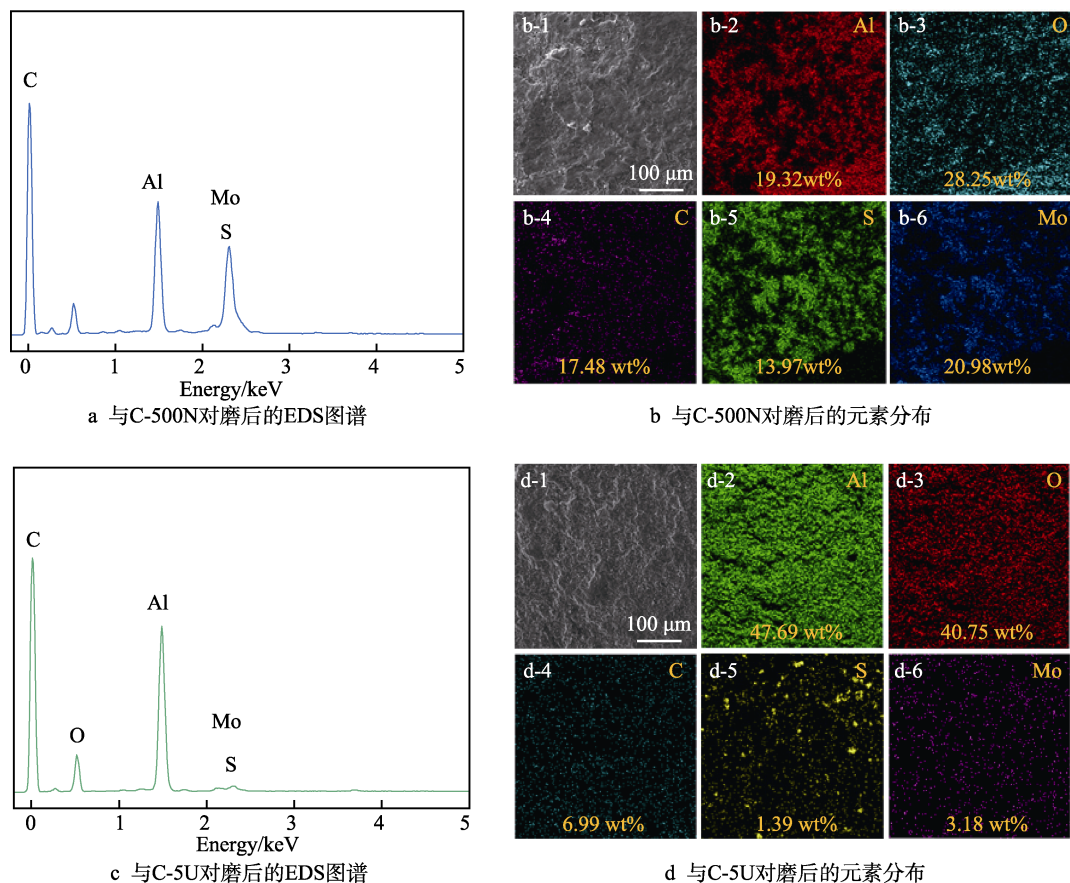


图10 与C-500N和C-5U复合材料对磨的 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 陶瓷球磨损表面EDS能谱及元素组分  
Fig.10 EDS patterns and element composition of the wear surfaces of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic ball against C-500N and C-5U: a) EDS patterns and b) element distribution of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic ball against C-500N; c) EDS patterns and d) element distribution of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramic ball against C-5U

## 2.7 摩擦磨损机理分析

$\text{MoS}_2$  的粒径对热塑性聚氨酯材料的力学性能与摩擦学性能有显著的影响。 $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球与纯热塑性聚氨酯接触产生相对滑动,由于纯热塑性聚氨酯的自润滑性能较差,在低速、重载的条件下表现为高初始摩擦系数。随着摩擦磨损过程的发展,摩擦表面在循环拉伸、挤压与剪切作用下产生塑性变形,并逐步发展为裂纹,基体材料被拉长并发生卷曲,当达到最大拉伸应力时,材料断裂。当 $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球越过这些卷曲状微凸起时,摩擦系数表现为先增大、后急剧下降的现象,造成了摩擦系数的剧烈波动。微凸起越高,摩擦系数波动越大。虽然添加二硫化钼部分削弱了热塑性聚氨酯基体材料的力学性能,但当 $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球与二硫化钼/热塑性聚氨酯复合材料在低速、重载、水润滑的条件下开始接触摩擦后,在摩擦剪切力的作用下,二硫化钼颗粒逐渐从热塑性聚氨酯基体复合材料内部剥离,进入摩擦界面,转移并吸附在 $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球磨损接触面,形成二硫化钼润滑膜。此外,二硫化钼颗粒为二维层状结构,在剪切力的作用下,分子层极易滑移表现出极好的润滑性能。在这种条件下,在 $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷球与改性复合材料间的剪切摩擦力转化为

$\text{MoS}_2$  分子的层间滑移,显著降低了摩擦界面上的剪切现象,降低摩擦系数。

然而,改性热塑性聚氨酯复合材料的摩擦学性能对二硫化钼的粒径表现出很强的依赖性。二硫化钼颗粒粒径越小,颗粒比表面积增大,有较大的表面活性,增强了颗粒的流动性与表面吸附性能,在摩擦磨损的初期有利于形成连续且稳定的润滑膜,降低摩擦系数。随着摩擦磨损的延长,摩擦副表面的二硫化钼润滑膜逐渐脱落,而小尺寸二硫化钼的流动性与表面吸附性能较好,能够快速转移并重新吸附在磨损表面,及时补充剥落的润滑膜。反之,大尺寸二硫化钼形成的润滑膜逐渐失效,最终导致改性热塑性聚氨酯复合材料的摩擦系数上升。同时,与大颗粒二硫化钼改性热塑性聚氨酯复合材料相比,具有强吸附性能的小尺寸二硫化钼颗粒在与热塑性聚氨酯基体结合时,表现出较优异的界面结合性能,能有效抑制改性颗粒削弱复合材料力学性能的行为,有利于降低热塑性聚氨酯的磨损与表面形变现象。然而,二硫化钼尺寸过小时,二硫化钼颗粒之间的吸附作用(范德华力)增大,易在基体材料中形成大尺寸团聚体,导致改性热塑性聚氨酯材料力学性能下降;而且,从复合材料中剥离出的大尺寸团聚体难以有效转移并吸附在摩擦副表面



上, 导致润滑膜快速失效<sup>[33]</sup>。500 nm 二硫化钼具备小尺寸颗粒的较强吸附性和流动性, 同时其在基体中的分散性也较好, 从而 500 nm 二硫化钼改性的热塑性聚氨酯表现出最佳的力学性能, 且形成的润滑膜结构最稳定。在二硫化钼润滑膜与力学性能差异的综合影响下, 改性热塑性聚氨酯复合材料的摩擦系数在低水平持续的时间在 5  $\mu\text{m}$ ~500 nm 表现出随着二硫化钼的粒径减小而延长。

### 3 结论

1) 二硫化钼因其优异的润滑性能, 在牺牲特定力学性能的情况下能够有效提升热塑性聚氨酯基复合材料的摩擦学性能。

2) 小尺寸二硫化钼有利于抑制热塑性聚氨酯复合材料力学性能的削弱现象, C-500N 复合材料抑制效果最好, 50 nm 复合材料效果降低。

3) 随着二硫化钼粒径减小, 二硫化钼改性热塑性聚氨酯复合材料的摩擦学性能总体得到提升。经 500 nm 二硫化钼改性的热塑性聚氨酯复合材料表现出最低的摩擦系数, 最小体积行程磨损率以及最光滑平整的微观形貌。经 50 nm 二硫化钼改性的复合材料摩擦学性能下降。

4) 随着磨损时间的延长, 二硫化钼润滑膜逐渐脱落, 润滑失效, 摩擦系数升高。在 5  $\mu\text{m}$ ~500 nm 尺寸范围内, 二硫化钼改性热塑性聚氨酯复合材料的摩擦系数在低水平维持的时间随着二硫化钼粒径的减小而延长, 500 nm 二硫化钼表现出最好的低摩擦性能。

### 参考文献:

- [1] SUN Yu-wei, YAN Xin-ping, YUAN Cheng-qing, et al. Insight into Tribological Problems of Green Ship and Corresponding Research Progresses[J]. Friction, 2018, 6(4): 472-483.
- [2] 严新平, 梁兴鑫, 刘正林, 等. 船舶水润滑尾轴承服役性能研究及其进展[J]. 中国造船, 2017, 58(3): 221-232. YAN Xin-ping, LIANG Xing-xin, LIU Zheng-lin, et al. Research Progress of Marine Water Lubricated Stern Bearing[J]. Shipbuilding of China, 2017, 58(3): 221-232.
- [3] HU Dong, GUO Zhi-wei, JUN Tian, et al. A Novel Hydrophilic PVA Fiber Reinforced Thermoplastic Polyurethane Materials for Water-Lubricated Stern Bearing[J]. Fibers and Polymers, 2021, 22(1): 171-183.
- [4] LI Nan-er, DONG Cong-lin, WU Yu-hang. Reinforcement of Frictional Vibration Noise Reduction Properties of a Polymer Material by PTFE Particles[J]. Materials, 2022, 15(4): 1365.
- [5] WANG Shi-wei, YANG Xiao-niu, SU Wan-li, et al. Fabrication of Polyurethane-Based Composites Used in Water-Lubricated Bearings[J]. Advances in Polymer Technology, 2014, 33(4): 21421.
- [6] YU Ping, LI Gui-tao, ZHANG Li-gang, et al. Regulating Microstructures of Interpenetrating Polyurethane-Epoxy Networks towards High-Performance Water-Lubricated Bearing Materials[J]. Tribology International, 2019, 131: 454-464.
- [7] WU Yu-hang, BAI Xiu-qin, YUAN Cheng-qing, et al. Effects of Typical Physical Properties on Tribological Behaviors of Three Kinds of Polymer Materials for Water-Lubricated Bearings[J]. Tribology Transactions, 2019, 62(6): 1019-1028.
- [8] HE Tai-jun, WANG Gui-tu, WANG Yi-xing, et al. Simultaneously Enhancing of Wear-Resistant and Mechanical Properties of Polyurethane Composite Based on the Selective Interaction of Fluorinated Graphene Derivatives[J]. Composites Part B: Engineering, 2019, 169: 200-208.
- [9] LV Yan, WANG Wei, XIE Guo-xin, et al. Self-Lubricating PTFE-Based Composites with Black Phosphorus Nano-sheets[J]. Tribology Letters, 2018, 66(2): 61.
- [10] CHEN Bei-bei, ZHANG Meng-jie, LI Xiang, et al. Tribological Properties of Epoxy-Based Self-Lubricating Composite Coating Enhanced by 2D/2D H-BN/MoS<sub>2</sub> Hybrid[J]. Progress in Organic Coatings, 2020, 147: 105767.
- [11] KUANG Fu-ming, ZHOU Xin-cong, HUANG Jian, et al. Tribological Properties of Nitrile Rubber/UHMWPE/Nano-MoS<sub>2</sub> Water-Lubricated Bearing Material under Low Speed and Heavy Duty[J]. Journal of Tribology, 2018, 140(6): 061301.
- [12] PANIN S V, KORNIENKO L A, SUAN T N, et al. Wear Resistance of Composites Based on Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene Filled with Graphite and Molybdenum Disulfide Microparticles[J]. Journal of Friction and Wear, 2014, 35(4): 290-296.
- [13] CROSBY A J, LEE J Y. Polymer Nanocomposites: The "Nano" Effect on Mechanical Properties[J]. Polymer Reviews, 2007, 47(2): 217-229.
- [14] 高雪, 吉利, 鞠鹏飞, 等. 纳米结构对二硫化钼摩擦学性能的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(7): 133-140. GAO Xue, JI Li, JU Peng-fei, et al. Effect of Nanostructure on Tribological Properties of Molybdenum Disulfide[J]. Surface Technology, 2020, 49(7): 133-140.
- [15] KHOSHNOUD P, ABU-ZAHRA N. The Effect of Particle Size of Fly Ash (FA) on the Interfacial Interaction and Performance of PVC/FA Composites[J]. Journal of Vinyl and Additive Technology, 2019, 25(2): 134-143.
- [16] FU Shao-yun, FENG Xi-qiao, LAUKE B, et al. Effects of Particle Size, Particle/Matrix Interface Adhesion and Par-

- ticle Loading on Mechanical Properties of Particulate-Polymer Composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2008, 39(6): 933-961.
- [17] BUGNICOURT E, GALY J, GÉRARD J F, et al. Effect of Sub-Micron Silica Fillers on the Mechanical Performances of Epoxy-Based Composites[J]. Polymer, 2007, 48(6): 1596-1605.
- [18] CHO J, JOSHI M S, SUN C T. Effect of Inclusion Size on Mechanical Properties of Polymeric Composites with Micro and Nano Particles[J]. Composites Science and Technology, 2006, 66(13): 1941-1952.
- [19] BHIMARAJ P, BURRIS D, SAWYER W G, et al. Tribological Investigation of the Effects of Particle Size, Loading and Crystallinity on Poly (Ethylene) Terephthalate Nanocomposites[J]. Wear, 2008, 264(7/8): 632-637.
- [20] 胡贊, 廖智忠, 易美荣. 二维纳米片状  $\text{MoS}_2$  的制备及其作为润滑添加剂的减摩抗磨性能[J]. 表面技术, 2020, 49(9): 61-71.  
HU Yun, LIAO Zhi-zhong, YI Mei-rong. The Synthesis of Two-Dimensional  $\text{MoS}_2$  Nanosheets and Their Friction-Reducing and Anti-Wear Properties as Lubricating Additives[J]. Surface Technology, 2020, 49(9): 61-71.
- [21] ZHANG Li-gang, QI Hui-min, LI Gui-tao, et al. Impact of Reinforcing Fillers' Properties on Transfer Film Structure and Tribological Performance of POM-Based Materials[J]. Tribology International, 2017, 109: 58-68.
- [22] LIU Cheng, LI Mei-juan, SHEN Qiang, et al. Preparation and Tribological Properties of Modified  $\text{MoS}_2/\text{SiC}/\text{Epoxy}$  Composites[J]. Materials, 2021, 14(7): 1731.
- [23] WANG Dong, ZHOU Ke-qing, YANG Wei, et al. Surface Modification of Graphene with Layered Molybdenum Disulfide and Their Synergistic Reinforcement on Reducing Fire Hazards of Epoxy Resins[J]. Industrial & Engineering Chemistry Research, 2013, 52(50): 17882-17890.
- [24] ZHANG Chang-hu, HE Ya-ping, LIU Zhen, et al. Improved Mechanical and Tribological Properties of Bismaleimides Resins by Surface-Functionalized Molybdenum Disulfide[J]. Journal of Inorganic and Organometallic Polymers and Materials, 2021, 31(3): 1271-1278.
- [25] KIM J I, KIM J W, RYU S H. Wear Characteristics of Exfoliated  $\text{MoS}_2$ /Polyamide-6, 6 Composite[J]. Journal of Elastomers & Plastics, 2022, 54(2): 374-384.
- [26] ZHOU Peng-wei, LI Wei, LI Yu, et al. The Effect of  $\text{MoS}_2$  Content on the Protective Performance of Ni- $\text{MoS}_2$  Composite Coatings Against Hydrogen Embrittlement in High Strength Steel[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2016, 164(2): D23-D29.
- [27] LIU Hu, LI Yi-long, DAI Kun, et al. Electrically Conductive Thermoplastic Elastomer Nanocomposites at Ultralow Graphene Loading Levels for Strain Sensor Applications[J]. Journal of Materials Chemistry C, 2016, 4(1): 157-166.
- [28] FREY G L, TENNE R, MATTHEWS M J, et al. Raman and Resonance Raman Investigation of  $\text{MoS}_2$  Nanoparticles[J]. Physical Review B, 1999, 60(4): 2883-2892.
- [29] KASHFIPOUR M A, MEHRA N, ZHU Jia-hua. A Review on the Role of Interface in Mechanical, Thermal, and Electrical Properties of Polymer Composites[J]. Advanced Composites and Hybrid Materials, 2018, 1(3): 415-439.
- [30] LIU Shu-tian, DONG Cong-lin, YUAN Cheng-qing, et al. A New Polyimide Matrix Composite to Improve Friction-Induced Chatter Performance through Reducing Fluctuation in Friction Force[J]. Composites Part B: Engineering, 2021, 217: 108887.
- [31] SCHARF T W, PRASAD S V. Solid Lubricants: A Review[J]. Journal of Materials Science, 2013, 48(2): 511-531.
- [32] ZHOU Shao-feng, HUANG Jin, ZHANG Qiao-xin. Mechanical and Tribological Properties of Polyamide-Based Composites Modified by Thermoplastic Polyurethane[J]. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2014, 27(1): 18-34.
- [33] ZHOU Ke-qing, LIU Jia-jia, WEN Pan-yue, et al. A Noncovalent Functionalization Approach to Improve the Dispersibility and Properties of Polymer/ $\text{MoS}_2$  Composites[J]. Applied Surface Science, 2014, 316: 237-244.

责任编辑: 刘世忠