

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2026.07.026

碳纤维增强树脂基摩擦材料界面改性和应用研究进展

张翔, 郭建兵, 张凯, 蒋团辉, 危兰兰, 李胜男

(贵州省材料产业技术研究院贵州省重晶石及其伴生资源高端化利用全省重点实验室, 贵阳 550016)

摘要: 碳纤维增强树脂基摩擦材料因具有优异的综合性能而得到广泛应用,然而碳纤维表面的化学惰性制约了碳纤维与树脂基体之间的界面结合能力,进而限制了其整体性能的提升和高端应用的拓展。本文简述了几种主要碳纤维增强树脂基摩擦材料的应用领域,综述了近5年来碳纤维表面改性方法(化学氧化、偶联剂处理、上浆剂涂敷、纳米异质结构构建等)以及相关制备技术(化学接枝、电化学改性、水热法、溶剂热法等)在碳纤维增强树脂基摩擦材料中的应用现状,重点概述了相应改性方法对树脂基摩擦材料力学、热学和摩擦磨损性能的影响规律和作用机制。最后对提高碳纤维与树脂基体之间界面结合强度和摩擦材料综合性能的未来发展趋势进行了展望。

关键词: 树脂基摩擦材料;碳纤维;界面改性;摩擦系数;磨损率

中图分类号: TQ327.3, TB332 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2026)07-0225-09

Research progress in interfacial modification and applications of carbon fiber reinforced resin-based friction materials

ZHANG Xiang, GUO Jianbing, ZHANG Kai, JIANG Tuanhui, WEI Lanlan, LI Shengnan

(Guizhou Key Laboratory of Advanced Utilization of Barite and Associated Resources, Guizhou Material Industrial Technology Institute, Guiyang 550016, China)

Abstract: Carbon fiber reinforced resin-based friction materials have been widely used due to their excellent comprehensive properties. However, the chemical inertness of carbon fiber surface restricts the interface bonding ability between carbon fiber and resin matrix, thereby limiting the improvement of their overall performance and the expansion of their high-end applications. The application fields of several main carbon fiber reinforced resin-based friction materials were briefly described in this article, the application status of carbon fiber surface modification methods (chemical oxidation, coupling agent treatment, sizing agent coating, nano-heterogeneous structure, etc.) and the related preparation technologies (chemical grafting, electrochemical modification, hydrothermal method, solvothermal method, etc.) in carbon fiber reinforced resin-based friction materials in the past five years were reviewed, and the influence and mechanism of the modification methods on the mechanical, thermal, and friction and wear properties of resin-based friction materials were focused on. Finally, the future development trends for improving the interface bonding strength between carbon fibers and resin matrices and the comprehensive performance of friction materials were presented.

Keywords: resin-based friction material; carbon fiber; interfacial modification; friction coefficient; wear rate

碳纤维(CF)具有密度低、比强度高、耐热性好和自润滑性等优点,作为增强体可以赋予树脂基摩擦材料较低的密度、良好的抗腐蚀性、优异的力学强度、稳定的摩擦性能和较长的使用寿命,在汽车、航空航天、风电、轨道交通、工业机器人、机械设备的传动/制动系统中得到了广泛应用^[1-3],同时在生物医学和医疗设备上也有一定应用^[4-6]。在树脂基摩擦材料中,CF提高了复合材料抵抗裂纹产生和扩展的能力,然而

CF表面的光滑性、非极性和低表面能限制了CF/树脂基体之间的界面结合力,在受到外部高温、高压、高速等苛刻条件作用时,较弱的界面附着力会导致CF脱黏和剥落、基体开裂和剥离,进而导致力学、热学和摩擦磨损性能的恶化^[7-9]。因此,通过CF表面改性提高树脂基摩擦材料综合性能的研究越来越多。

本文综述了近5年来国内外CF增强树脂基摩擦材料在

基金项目: 贵州省科技支撑计划项目(黔科合支撑[2023]一般163),国家重点研发计划课题项目(2018YFC1903502),中央引导地方科技发展资金项目(黔科合中引地[2026]005)

通信作者: 郭建兵,研究员,研究方向为高性能树脂基复合材料

收稿日期: 2026-05-12

引用格式: 张翔,郭建兵,张凯,等.碳纤维增强树脂基摩擦材料界面改性和应用研究进展[J].工程塑料应用,2026,54(7):225-233.

ZHANG Xiang, GUO Jianbing, ZHANG Kai, et al. Research progress in interfacial modification and applications of carbon fiber reinforced resin-based friction materials[J]. Engineering Plastics Application, 2026, 54(7): 225-233.

界面改性和应用方面的主要研究进展,分别总结了CF增强热固性和热塑性树脂基摩擦材料的力学、热学和摩擦学性能以及磨损机制,并对今后的研究方向进行了展望。

1 CF/热固性树脂基摩擦材料

1.1 CF/酚醛树脂(PF)基复合材料

CF增强PF基材料具有优异的热稳定性、良好的力学性能和优良的摩擦磨损性能,主要作为摩擦功能部件用于制动和离合系统中^[10-11]。

CF表面纳米粒子功能化改性是增强CF/树脂基体界面性能的一个重要研究方向。Li等^[12]采用水热法和溶剂热法在硝酸改性CF织物表面原位合成了纳米磁性 Fe_3O_4 。研究发现,纳米 Fe_3O_4 和CF之间通过强 $\text{C}-\text{O}-\text{Fe}$ 化学键相互连接,提高了CF表面粗糙度和润湿性,与未改性复合材料相比,纳米 Fe_3O_4 改性PF基复合材料的拉伸强度和弯曲强度分别提高了39.4%和27.7%,这主要归因于纳米 Fe_3O_4 对树脂的纳米钉扎效应所产生的物理机械连锁作用,提高了复合材料的界面结合强度;同时纳米 Fe_3O_4 改性复合材料的最大动摩擦系数为0.2048,增加了24.0%,最低磨损率为 $1.99 \times 10^{-13} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,降低了65.4%,在摩擦过程中产生的磁性磨损碎屑会被纳米 Fe_3O_4 的强磁性吸附在材料表面或填充到表面孔隙中,从而在连续摩擦过程中不断生成硬摩擦膜,实现自修复,提高了复合材料的耐磨性。Ouyang等^[13]通过溶剂热法将金属有机框架(MOF-5)化学接枝到硝酸酸化CF表面(MOF-5/CFs)。研究发现,与未改性CF增强PF复合材料相比,经超声处理的MOF-5/CFs增强复合材料的拉伸强度和弯曲强度分别提高了177.9%和81.3%,这主要是因为MOF-5的纳米孔隙和有机-无机杂环结构形成了高的机械连锁和缓冲作用,同时超声减少了MOF-5在CF表面的物理聚集,进而避免了界面应力集中;在连续湿式摩擦条件下,摩擦系数更高且相对稳定,磨损率降低了44.4%,这是由摩擦膜的形成导致的。

另外,二元无机纳米复合结构的构筑,特别是二维固体润滑剂的添加可以明显提升PF基复合材料的摩擦学性能。Wang等^[14]将多壁碳纳米管(MWCNT)和石墨烯纳米片(GNPs)接枝在了CF织物表面。在湿式往复摩擦磨损测试中,MWCNT和GNPs协同改性CF复合材料的摩擦系数增加到0.123,磨损率降低到 $0.66 \times 10^{-14} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,降幅为72%,这主要是因为二维片状GNPs和一维管状MWCNT连接在一起形成了三维的管-片网络结构,减少了MWCNT或GNPs的聚集,同时较大的比表面积和出色的力学强度有效地增强了CF与树脂基体之间的相互作用。其中,电沉积工艺能够在CF表面同时引入纳米涂层和大量活性官能团,进而增加CF表面粗糙度和浸润性,且CF自身强度不会明显降低。刘砚浓^[15]采用电沉积工艺和水热法在CF布(CFC)表面构筑了氧化石墨烯(GO)与二硫化钼的异质结构($\text{GO}@\text{MoS}_2$)。与纯CF增强PF复合材料相比,CF@GO@ MoS_2 /PF复合材料的导热系数提高至 $4.2 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$,在止推圈摩擦试验过程中,摩擦

系数降低了50.27%,磨损率降低了57.52%, MoS_2 与GO共同在层间滑动,形成了相对光滑的转移摩擦膜,增加了接触面的润滑性,减少了磨粒磨损,进而降低了摩擦磨损性能。同时制备的CF@MXene@ MoS_2 /PF复合材料的摩擦系数降低了35.39%,MXene使得 MoS_2 在CF表面的生长速度变快,足量 MoS_2 有利于转移膜的形成,进而降低摩擦系数和磨损率。

此外,有机-无机纳米异质结构能够提高纤维表面化学活性,以及与树脂基体之间的机械连锁能力,进而实现从纳米尺度到宏观尺度的协同增强。Ma等^[16]采用水热法制备了多尺度金属有机框架(MOFs)和聚多巴胺(PDA)协同功能化CF(MOFs/PDA-CFs)。研究发现,沸石咪唑酯骨架ZIF-8、锌基金属有机框架MOF-5、羧基功能化钴基金属有机框架UiO-66-(COOH)₂改性复合材料的层间剪切强度分别提高了70.80%、43.80%和53.28%,ZIF-8改性复合材料拉伸强度提高了138.85%,二元MOFs/PDA增强体系构建了刚柔层级结构,起到了功能性桥梁作用,在CF与基体之间形成了有效的机械连锁和化学键合;在惯量摩擦磨损测试中,ZIF-8改性复合材料的动摩擦系数增加了26.97%,磨损率减少了30.99%,MOFs/PDA-CFs的层级结构增强了界面结合力,阻止了磨损过程中纤维的拔出和基体的脱黏,同时材料的刚柔结构起到了缓冲作用,进而将应力从基体传递至CF上,减少了应力集中,提高了抗应力破坏的能力。Fei等^[17]首先利用水热法在硝酸氧化CFC表面原位生长 MnO_2 纳米片,随后将三聚氰胺(MA)接枝在 MnO_2 纳米片上,与PF形成化学键。与纯CF增强PF基复合材料相比,CF- MnO_2 -MA增强复合材料的弯曲强度和拉伸强度分别提高了24.1%和14.5%;在湿式往复摩擦试验中,摩擦系数更加稳定,磨损率降低了约29.6%, MnO_2 在CF和PF之间起到了充分的机械连锁作用,MA增强了CF表面的极性成分以及与PF的浸润性,同时MA末端氨基分子在PF和CF之间形成了化学交联,进而改善了复合材料力学和摩擦性能。Zhu等^[18]通过精确调控甲基丙烯酸含量在羧基接枝CF织物表面生长了仿生结构层状双氢氧化物(LDHs)纳米材料。研究发现,LDHs纳米片在适量-COOH改性CF表面垂直生长并形成蜂窝状结构,蜂窝的多孔结构使CF具有大的比表面积,与未改性CF复合材料相比,蜂窝状LDHs改性CF增强PF复合材料的拉伸强度提高了41%、弯曲强度提高了57.1%,垂直交织分布的LDHs在复合材料中产生了机械连锁-化学交互作用-润湿性-固化性能的协同效应,促使力学性能增加;同时在湿式往复滑动过程中,LDHs纳米材料产生的微凸体接触增加了摩擦面积,促使蜂窝状LDHs改性复合材料的摩擦系数达到了0.1268,在滑动过程中形成的摩擦膜导致磨损率降低了54.5%。Zhou等^[19]将SiC与偶联剂KH550的混合物自组装在CF表面(CF-SiC@KH550)。与未改性CF增强PF复合材料相比,SiC@KH550的引入对压缩回弹性影响不大;在湿式往复摩擦过程中,动摩擦系数得到了提高,而磨损率则大幅下降,SiC@KH550能够有效转移界面应力并吸收施加的冲击能

量,保护CF免受损伤,从而减轻疲劳磨损。

为了进一步提升复合材料的界面结合强度,学者们提出了仿生多层级梯度结构设计,通过多尺度协同作用进一步提升了力学性能和摩擦学性能。Zhang等^[20]在CF/聚四氟乙烯(PTFE)混纺织物表面构建了仿生“软-硬-软”多层级结构,最内层的软质结构由聚乙烯亚胺(PEI)和植酸(PA)组成(PA/PEI@CF/PTFE),中间层的硬质结构由溴氧化铋(BiOBr)纳米片构成,最外层的软质结构由单宁酸(TA)和 Fe^{3+} 形成,并通过层层自组装方法形成了金属-多酚网状涂层(MPN),最后得到“软-硬-软”结构改性CF/PTFE(TA/BiOBr@CF/PTFE)。研究认为,在CF/PTFE混纺织物表面构建的PA/PEI化学交联基层不仅增强了纤维与树脂之间的界面润湿性,而且还为后续BiOBr纳米片的垂直定向生长提供了高活性位点,而由BiOBr纳米片形成的具有层状晶体特性和高比表面积的珊瑚礁状多级结构,有效地分散了摩擦剪切应力,且在摩擦过程中通过弱层间相互作用降低了摩擦系数,提供了坚固的支撑保护,同时与在外层由TA- Fe^{3+} 配位作用形成的动态MPN层,通过化学键合和物理锚定协同作用在纤维与树脂之间形成了牢固的界面结合。与纯CF/PTFE增强复合材料相比,TA/BiOBr@CF/PTFE增强复合材料的界面剥离强度提高了53.3%,在旋转摩擦过程中的磨损率和摩擦系数分别降低了约65%和36%,摩擦膜呈现出独特的双层结构,且通过动态协调网络,裂纹扩展路径得以改变,从而抑制了界面脱黏和纤维拔出失效。

1.2 CF/环氧树脂(EP)基复合材料

CF增强EP基复合材料具有优异的耐磨性和抗疲劳性,主要作为结构部件和摩擦部件使用,同时在生物医疗领域也有一定应用^[21-25],然而极端工况环境要求EP基复合材料应该具备更低的磨损率和更高的摩擦稳定性。

硅烷偶联剂是一种常见且特别有效的改性方法,通过与纤维和基体反应形成共价键,进而在CF与基体的界面结合力方面发挥关键作用。王宇飞^[26]采用硅烷偶联剂KH550和KH792对CF表面进行了处理。研究认为,硅烷偶联剂能够明显提升复合材料的力学性能,且KH792的改性效果更佳,当6%KH792改性CF的用量为4%时,CF增强EP复合材料的拉伸强度、弯曲强度、冲击强度分别达到最大值287 MPa、417 MPa和21.6 kJ/m²。在1.2 MPa载荷、400 r/min转速和60 min摩擦时间条件下,改性CF增强EP复合材料的平均摩擦系数约为0.2,耐磨性能明显高于纯EP材料,在摩擦过程中,CF承担了部分载荷,降低了摩擦副对EP基体的剪切作用,且CF在EP基体内形成的三维网络结构能够显著降低变形程度,进而提升耐磨性。Hu等^[27]采用KH580改性CF和KH550改性SiC制备了SiC/CF/EP复合材料。与纯EP相比,改性SiC/CF/EP复合材料表现出塑性断裂行为,在止推环摩擦磨损试验中,添加0.1%改性CF的复合材料的摩擦系数降低,当SiC颗粒含量为3.0%且CF质量分数为0.1%时,复合材料的平均摩擦系数最低,降幅为38.51%,同时质量磨损率

也最小,降幅为59.7%,适量的改性CF和SiC颗粒能够起到应力传递介质的作用,承担部分载荷进而直接释放EP基体中的应力,且磨损界面的缺陷被高硬度的SiC颗粒填充,从而提高了表面的抗疲劳性能。研究还发现,纯EP的磨损机制主要是黏着磨损和疲劳磨损,而SiC/CF/EP复合材料的磨损机制为磨粒磨损和疲劳磨损。

化学接枝工艺能够通过纳米粒子与CF之间的化学键形成牢固的结合力,同时改善纳米粒子在树脂基体中的分散性,最大程度发挥纳米粒子在提升复合材料综合性能方面的作用。Song等^[28]制备了MXene功能化短切CF(MSCF)。研究认为,当MXene与硝酸酸化SCF(ASCF)的质量比为1:150时,MXenes在强氢键作用下均匀地附着在ASCF表面,导致CF表面粗糙度和官能团增加,且因为MXenes与SCF之间优异的协同作用和增强的界面性能,促使MSCF/EP复合材料具有最大的弯曲强度113.9 MPa和冲击强度18.0 kJ/m²,热导率提高到0.29 W/(m·K);同时在环-块式摩擦试验中,MSCF/EP复合材料的平均摩擦系数为0.44,比磨损率为 $3.0 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,比纯EP分别降低了35.3%和97.1%,且比ASCF/EP复合材料分别降低了18.5%和80.0%,经过 $\text{Ti}_3\text{C}_2\text{T}_x$ 涂层化处理的CF与EP的结合增强, $\text{Ti}_3\text{C}_2\text{T}_x$ 出色的自润滑性和高硬度促使摩擦系数和磨损率降低,且异质结构MXene/SCF的高热导率促使摩擦界面温度降低,复合材料能够保持更高的力学强度,从而减少塑性变形和黏着磨损。Li等^[29]研究发现与机械混合工艺相比,化学接枝碳纳米管(C-CNT)对CF/EP复合材料性能的提升更显著,C-CNT的有序排列促使应力由EP基体向CF转移,C-CNT/CF/EP复合材料的拉伸弹性模量提高了51.60%,强度提高了31.21%;在20 N和6 Hz往复摩擦过程中,与未改性CF/EP复合材料相比,C-CNT/CF/EP复合材料的滑动摩擦系数降低了4.43%,磨损率降低了34.44%,与机械混合CNT/CF/EP复合材料相比,摩擦系数降低了4.12%,磨损率降低了28.92%,CNT的有序排列将CF牢固地嵌入在EP基体中,大大减少了由破碎CF引起的磨粒磨损,此时C-CNT/CF/EP的磨损主要为黏着磨损,从而导致磨损率显著降低;同时随着载荷的增加,C-CNT/CF/EP复合材料的摩擦系数并未呈现出明显的变化趋势,磨损率先降低后升高,在30 N高载荷下,摩擦产生的热量显著软化了摩擦材料的接触表面;随着往复频率的增加,C-CNT/CF/EP复合材料的摩擦系数逐渐降低,磨损率则先下降后上升,这归因于随着往复频率的增加,摩擦产生的热量增多,使得摩擦材料接触面的软化作用愈发显著。

与此同时,稀土能够通过配位反应将含氧或含氮活性基团接枝到CF表面,从而避免了常规化学接枝过程中热氧化和浓酸处理导致的纤维表面腐蚀和性能降低现象。Li等^[30]利用一种无损氯化铈(CeCl_3)稀土改性方法,通过配位键作用,以铈和尿素为桥梁,在未破坏的CF表面实现了CNT的高密度接枝,获得了SCF/CNT多尺度增强体。研究发现,CF表面粗糙度从18.43 nm增加到61.31 nm,与纯EP材料相比,

CF/CNT/EP 复合材料在高温下的重量损失率显著降低,拉伸弹性模量和强度分别提高了 184.96% 和 60.40%;同时测试了往复摩擦磨损性能,在 6 Hz 时,摩擦系数和磨损率分别降低了 12.08% 和 57.55%,而在 10 Hz 时,摩擦系数和磨损率分别降低了 18.56% 和 87.21%,主要原因为 CNT 为 CF 与 EP 基体之间的热量和应力传递建立了大量的通道,增强了 EP 基体抵抗软化和塑性变形的能力,同时以碳材料为主要成分的磨屑附着在对偶磨球表面形成了具有优异润滑和耐磨性能的转移膜。Tang 等^[31]采用一种无腐蚀氯化镧(LaCl_3)表面处理方法合成了 CF/CNT 多尺度增强体, La(III) 与尿素在 CF/CNT 上的配位和开环反应促进了增强体与 EP 基体之间的界面结合。同时通过往复摩擦磨损试验发现,EP 及其复合材料的摩擦过程分为表面黏附、表面屈服、混合磨损和黏着磨损机制 4 个阶段,表面黏附阶段主要由复合材料的表面能决定,其中表面能最低的稀土改性 CF/CNT/EP 复合材料的初始摩擦系数最小;同时与未改性 CF/EP 复合材料相比,稀土改性 CF/CNT/EP 复合材料平均摩擦系数为 0.18,降低了 81.8%,磨损率为 $11.8 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,降低了 97.6%,这是表面黏附降低和界面性能增强所导致的;较低的载荷和往复频率有利于降低磨损率,而较高的载荷和往复频率则有助于降低摩擦系数。

PDA 能够将丰富的胺基和亚胺基等活性基团引入 CF 的惰性表面,从而提供强大的黏附力,是一种最受欢迎且极具潜力的多功能改性策略。Ouyang 等^[32]采用一种仿贻贝改性方法在 SCF 表面沉积了 PDA 多层界面(PDA@SCF),然后通过水热法在 PDA@SCF 表面生长了均匀且致密的 MoS_2 纳米片,进而获得 $\text{MoS}_2@\text{PDA@SCF}$ 复合填料,PDA 层提供了丰富的活性位点,增强了 MoS_2 与 SCF 之间的界面结合,以及与 EP 基体的相容性。与纯 EP 材料相比,当 $\text{MoS}_2@\text{PDA@SCF}$ 质量分数为 20% 时, $\text{MoS}_2@\text{PDA@SCF/EP}$ 复合材料的拉伸强度得到了提高,往复滑动摩擦系数为 0.55,降低了 26.3%,热稳定性得到了改善,这与 SCF 承载载荷、PDA 引起的强界面耦合、 MoS_2 与 EP 之间的机械联锁作用、润滑性能以及在接触界面形成转移膜有关。Wan 等^[33]在 CFC 表面构建了三维 CF/PDA/GO/PW 增强结构,同时以 CF/PDA/GO/PW 为“榫”和 EP 基体为“卯”制备了 EP/CF/PDA/GO/PW 增强 EP 复合材料。经过改性的 CF 的界面剪切强度相较于纯 CF 显著提高了 19.26%。与纯 EP 材料相比,当 GO 与石蜡(PW)的质量比为 1:3 时,复合材料的拉伸强度和拉伸弹性模量分别提高了 29.81% 和 14.77%,这得益于其坚固的榫卯连接结构;当 GO 与 PW 的质量比为 1:3 时,环-块式摩擦试验的平均摩擦系数最小为 0.1,降低了 87.95%,磨损率为 $5.63 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,降低了 20.93%,此时磨损机制以磨粒磨损为主,CF 为 GO 的层间滑动和 PW 的持续润滑提供了支撑,且层状 GO 起到了传递载荷的作用并为 PW 提供了大量的附着位点,同时 PW 的相变特性导致在磨损过程中能够吸收摩擦产生的热量,减少热变形,且充当润滑剂促进了稳定润滑膜的形成,从

而降低了磨损。

物理气雾喷涂是一种操作性强、设备简单的工艺。Srivastava 等^[34]通过喷涂工艺将石墨烯纳米片(GNP)涂敷在 CF 织物表面,然后利用真空辅助树脂传递模塑成型技术制备了 CF 增强 EP 层压复合材料。研究发现,在旋转摩擦试验过程中,添加 GNP 的复合材料的比磨损率和摩擦系数随着循环次数的增加而降低,而未改性复合材料的比磨损率随着循环次数的增加而增加。由于 GNP 具有更高的导热系数,大多数添加了 GNP 的复合材料在磨损过程中的温度都低于未添加 GNP 的复合材料。添加了 GNP 的复合材料在初始滑动过程中形成了 EP 层,并伴有附着 EP 的纤维形成,但在经过多次循环滑动后,几乎没有断裂的情况。添加 GNP 的层压复合材料中较大的界面相长度以及 GNP 粒子的固体润滑作用是提高耐磨性的重要原因。Singh 等^[35]通过喷涂工艺在 CF 束中添加石墨烯纳米片,以提高纤维束与基体的结合能力,制备的改性复合材料在往复摩擦磨损试验中的比磨损率降低了 32.39%,而热导率则提高了 47.95%。摩擦系数随着法向载荷的增加而上升,载荷达到 75 N 后摩擦系数开始下降,同时随着滑动频率和温度的升高,摩擦系数降低,在低载荷、低频率和低温条件下,黏着磨损起主导作用,同时也存在适度的纤维磨损,而在高载荷条件下,形成了摩擦膜和纤维碎片;同时利用人工神经网络对摩擦系数进行预测,得到了与实验值吻合较好的预测值。

化学气相沉积(CVD)能够实现纳米粒子的定向且有序生长,进而控制尺寸分布,获得具有特定取向的 CF 表面结构。Nie 等^[36]通过 CVD 工艺在 CF 织物中制备了一种多孔且呈径向排列的互联石墨烯(IGE)纳米界面,IGE 表面的小孔隙和含氧功能基团能够使羟基磷灰石(CHE)薄片生长得更加均匀和紧密,CHE 薄片随机堆叠在纤维表面,从而形成许多较大的孔隙,有利于 EP 的渗透,并促进 CF/基体界面的结合以及提高 EP 基体的内聚强度。因此,与 CF-EP-CHE 复合材料相比,IGE 改性 CHE 的拉伸强度为 120.6 MPa,提高了 21.9%,IGE 引入的相互连接的结构促使材料拉伸强度增加;在以胎牛血清为润滑剂的生物摩擦学测试中,IGE 改性 CHE 的平均摩擦系数为 0.12,降低了 36.8%,磨损率为 $0.51 \times 10^{-14} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,降低了 93.4%。

1.3 CF/热固性聚酰亚胺(PI)复合材料

热固性 PI 具有出色的力学性能、良好的热稳定性、显著的耐化学腐蚀性和自润滑性,在重载轴承、高温密封件等领域具有重要的应用,但纯 PI 的高摩擦系数和低耐磨性限制了其作为润滑材料的应用^[37-40],因此通过加入 CF 来增强承载能力并降低磨损是一种重要的途径。

单体或低聚物的原位聚合能够直接在 CF 表面生长聚合物,从而更紧密地与 CF 表面结合,并与 PI 基体发生反应,提高复合材料的整体性能。Lin 等^[38]利用原位聚合法成功地在 CFC 表面生长了聚苯胺纳米纤维(PANI-NF)和聚苯胺薄膜(PANI-F),在高浓度的苯胺和氧化剂溶液中 CFC 表面形成了

均一的 PANI-F;而在较低浓度下,则获得了大量的平均长度约为 150 nm、直径为 30~50 nm 的互联 PANI-NF,通过聚酰胺酸的羧基与 PANI 的氨基和亚氨基之间的化学反应,提高了 PI 和 CFC 的界面相容性,同时纤维表面的 PANI-NF 在界面处提供了有效的机械连锁作用,进而提高了复合材料综合性能。因此,与 PI/CFC-PANI-F 复合材料相比,PI/CFC-PANI-NF 复合材料的拉伸强度和模量分别提高了 48.2% 和 35.1%,而旋转摩擦过程中的摩擦系数始终稳定且波动很小,磨损率为 $8.63 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,急剧降低了 60%,PANI-NF 增强了 CFC 与 PI 树脂之间的结合强度,减少了 CF 从 PI 基体中的逸出,从而抑制了摩擦界面处的三体磨粒磨损。

另外,CF 还是提高有机涂层和薄膜性能的理想增强体。Yang 等^[39]首先在 CF 表面引入 PDA 过渡层,PDA 的活性基团为 MoS_2 纳米片的生长提供了吸附位点,然后利用水热法在 PDA@CF 表面均匀生长了致密的 MoS_2 纳米片,制备了 PI/CF- MoS_2 复合材料薄膜。研究发现,当 PI 基体中添加 0.2% 的 CF- MoS_2 时,与纯 PI 相比,复合材料薄膜的拉伸强度提高了 43%,与 PI/CF 相比,拉伸强度提高了 18%;旋转摩擦过程中的摩擦系数和磨损率分别降低了 57% 和 77%,CF- MoS_2 在 PI 中分散良好且起到润滑和增强作用,CF 和 MoS_2 的协同作用抑制了 CF 的脱落,进而促使 CF 承载主要载荷,改善了力学和摩擦学性能。Yu 等^[40]首先采用 KH550 对 CF 进行氨基化修饰,随后通过水热法在 CF 表面原位生长金属有机框架(MOFs),获得 MOFs 改性 CF(MCFs),同时与石墨(Gr)结合制备了 PI 涂层,由于 MOFs 的机械连锁效应,使得 CF 与 PI 之间的界面黏附力得到增强,从而提高了涂层的承载能力和抗磨损性能,且 Gr 的减摩效应进一步改善了涂层的摩擦学性能。因此,在 8 N 和 0.1 m/s 旋转摩擦条件下,MCFs/PI 涂层的摩擦系数比 CFs/PI 涂层提高了 17.8%,磨损率降低了 45.4%,MCFs 与 PI 基体之间的机械连锁效应得到了增强,使得涂层表面的抗剪切性能得到提升,导致需要更大的摩擦扭矩来维持摩擦界面的滑动,且 MOFs 表面的有机配体促进了其与树脂的结合,进而有效地减少了因纤维拔出而引起的三体磨粒磨损;同时发现,当 5%Gr 加入涂层时,MCFs 与 Gr 的协同作用导致 MCFs/Gr/PI 复合涂层的磨损率降低至 $3.37 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,比 MCFs/PI 涂层降低了 90.1%,主要归因于 Gr 在物理填充、压实以及摩擦化学反应的作用下形成了坚固的转移膜。

1.4 CF/聚六氢三嗪(PHT)复合材料

CF 增强 PHT 复合材料具有高的比强度和抗环境应力开裂能力,且其低的 pH 分解特性有利于 CF 的无损回收^[41],在航空航天、风电领域具有良好的应用前景。

Li 等^[42]通过 CVD 工艺在 CFC 上生长 CNT,CNT 独特的一维结构作为层间增强体嵌入到 PHT 中,与 PHT 形成有效的机械连锁。与 PHT/CF 复合材料相比,PHT/CNT@CF 复合材料的拉伸强度达到 208.7 MPa,提高了 37.28%,这归因于 CNT 在界面处的裂纹阻碍作用和界面间的裂纹挠曲效

应;同时压缩强度达到 128.91 MPa,增加了 116%,这是因为径向 CNT 三维网络结构在界面传递过程中的载荷缓冲作用。PHT/CNT@CF 的旋转摩擦系数降到了约 0.2,耐磨性提高,主要归因于形成了由附着在 PHT 上的较少 CNT 片状碎片组成的较薄润滑层,同时在油润滑条件下,平均摩擦系数降至 0.15。Lin 等^[42]通过水热法将二氧化钛纳米棒(TiO_2 NRs)直接接枝在 CFC 上,以增强 CFC 与 PHT 基体之间的界面结合,定向 TiO_2 NRs 通过机械连锁作用提高了复合材料的性能。与 PHT/CFC 复合材料相比,在不同压力(1、3、5 N)和 200 r/min 条件下,PHT/ TiO_2 @CFC 的旋转摩擦系数曲线明显增加但波动剧烈,磨损率显著降低,而在不同转速(100、200、300 r/min)和 3 N 条件下,因 PHT/ TiO_2 @CF 具有强大的界面结合力,摩擦系数保持稳定,磨损率降低,均匀的 TiO_2 NRs 层实现了 CFC 的多尺度改性,为 PHT 树脂提供了更多的界面结合区域和粗糙度,进而提高了耐磨性;同时考察了在海水和葵花籽油中的湿式摩擦磨损性能,与海水相比,PHT/ TiO_2 @CFC 在葵花籽油中的平均摩擦系数和磨损轨迹宽度显著降低,葵花籽油的润滑作用促使摩擦过程中形成转移油膜,从而限制了复合材料与摩擦部件的接触面积。

此外,电镀工艺在 CF 涂层改性方法中占据主导地位,且不会损害纤维自身强度。Li 等^[43]首先在室温下利用电镀工艺在 CFC 表面镀锌,然后在 60 °C 下氧化 3 h 获得氧化锌纳米片(ZnO NSs)层,随后用于增强 PHT 复合材料。ZnO NSs 与 CFC 之间形成了强的 C—O—Zn 化学键,且产生了微-纳米级的凸体结构,增强了界面剪切强度,且增韧了 PHT/ZnO@CFC 复合材料。与 PHT/CFC 相比,PHT/ZnO@CFC 的拉伸强度增加了约 2 倍,ZnO NSs 起到了连接作用,为复合材料界面提供了牵引,避免了 CF 的断裂。在旋转摩擦试验过程中,PHT/ZnO@CFC 在 200 r/min 和不同载荷(2、3、4 N)下的摩擦系数稳定在 0.4,而在 3 N 和不同转速(200、300、400 r/min)下的摩擦系数保持稳定为 0.43,均远低于 PHT/CFC 的摩擦系数,同时磨损痕迹宽度显著减少,特别是在高负载(3 N)和高转速(400 r/min)条件下的磨损痕迹宽度显著减少了 36%,表明在恶劣的摩擦条件下仍能保持良好的摩擦性能,当 PHT/ZnO@CFC 受到外部载荷作用时,载荷会通过强界面有效地从热固性 PHT 树脂表面传递到 ZnO NSs 层,随后扩散开来,进而提高了耐磨性。

综上所述,纳米粒子和有机-纳米粒子异质结构是 CF/热固性树脂基摩擦材料界面增强的主要方法,通过化学键合和机械连锁作用协同提升了 CF 的润湿性以及树脂之间的物理锚定效应,减少了外部应力作用对界面处树脂基体剥落和纤维损伤失效的影响,进而提高了力学强度和耐磨性。在上述改性方法中,常规化学接枝、水热法、溶剂热法是使用最多的纳米材料制备工艺,这些工艺通常需要利用强酸酸化 CF 表面以引入—COOH 等活性基团,因而不可避免地会对 CF 表面及其自身性能产生破坏,而稀土元素接枝、仿生 PDA 涂层、聚合物原位聚合和电化学改性工艺能够在不损伤 CF 的

前提下实现纳米材料的制备,同时引入活性基团实现CF与纳米材料的接枝。虽然CVD的高温环境也会使CF表面产生缺陷,但此工艺能够获得定向生长的纳米材料,进而获得所需的特定界面结构,也是一种重要的制备工艺。

2 CF/热塑性树脂基摩擦材料

2.1 CF/聚醚醚酮(PEEK)复合材料

PEEK是一种高温热塑性塑料,具有优异的力学性能、自润滑性、化学稳定性和生物相容性,是自润滑复合材料理想的基体材料,在航空航天、机器人、微电子、新能源系统等领域具有广泛的应用潜力^[44-45]。

Feng等^[46]采用水热法制备了二硫化钼(MoS_2)包覆SCF,并与KH560改性纳米 SiO_2 共混来提高PEEK复合材料的摩擦学性能。研究表明,SCF- MoS_2 与PEEK的黏附力更强,更有利于PEEK复合材料内部应力的传递,与纯PEEK相比,PEEK/ SiO_2 /SCF- MoS_2 复合材料的弹性模量和拉伸强度分别提高了62.04%和26.49%;在环-块式摩擦试验中,摩擦系数和磨损率分别降低了31.43%和79.18%,SCF和 MoS_2 的良好润滑性,以及释放至摩擦界面的纳米 SiO_2 发生了滚动运动,减少了摩擦界面的实际接触面积,且形成了高质量的转移膜,进而降低了复合材料的摩擦系数,纯PEEK主要为磨粒磨损和一定程度的黏着磨损,而PEEK/ SiO_2 /SCF- MoS_2 复合材料主要为轻微的磨粒磨损。同时发现在水介质和煤泥工况下,复合材料的摩擦系数曲线波动很大,磨损率更大。

上浆剂涂覆具有操作简单、适用性强、与不同树脂具有良好的兼容性等特点,目前新型多功能上浆剂,特别是末端有多个官能团的超支化聚合物,是目前主要的研究方向。Qiu等^[47]通过在空气中对环状苯硫醚低聚物(CPS)进行原位热开环聚合反应,直接在CF表面涂敷氧化聚苯硫醚(PPS)上浆剂。研究发现,在相同CF含量下,改性CF复合材料的拉伸强度、压缩强度和无缺口冲击强度均大于未改性CF复合材料,其中质量分数30%的改性CF复合材料的拉伸强度达到了121.6 MPa;在环-块式摩擦试验中,当改性CF含量为20%和30%时,PEEK复合材料的摩擦系数在整个滑动时间内保持相对稳定,分别低于0.20和0.25,且随着改性CF含量的增加,磨损率降低,这归因于上浆剂改性CF与PEEK之间具有更强的界面相互作用,有效促进了CF在复合材料中的增强效果,改性CF填充复合材料的磨损表面相对光滑,只有轻微的磨损,没有沟槽,同时对偶钢环表面更加光滑,且覆盖有更多的转移膜。唐鸣津等^[48]利用PEI上浆剂和聚酰胺-胺(PAMAM)偶联剂对CF进行了改性,通过热压烧结法制备了CF/PEEK复合材料。研究认为,PEI和PAMAM提高了CF表面的活性位点和粗糙度,增加了复合材料的表面能和界面结合强度,在干式旋转摩擦方式下,随着载荷的增加,复合材料的摩擦系数先升高后降低,磨损率逐渐增大,随着转速的提高,摩擦系数和磨损率均呈现先降低后升高的趋势。与纯PEEK和未改性CF/PEEK复合材料相比,PAMAM-CF/PEEK和PEI-CF/PEEK的摩擦系数和磨损率均降低,与PAMAM-

CF/PEEK相比,PEI-CF/PEEK具有高的摩擦系数和低的磨损率。其中,含有纳米材料的杂化上浆剂可以充分发挥化学键合和物理缠结的双重界面协同强化作用。Tang等^[49]同时也使用了含有羧基化多壁碳纳米管(MWCNT)的PEI上浆剂和PAMAM偶联剂对CF进行化学接枝,CF-PAMAM-MWCNT/PEEK的最佳MWCNT质量分数为0.5%,CF-PEI-MWCNT/PEEK的最佳MWCNT质量分数为0.3%。PEI和PAMAM中的氨基能够与羧基形成酰胺键,同时PEI的长链结构能够物理缠绕CF,并与PEEK基体的 π - π 共轭作用增强界面结合,导致CF-PEI-MWCNT/PEEK复合材料(0.3% MWCNT)的界面性能优于CF-PAMAM-MWCNT/PEEK复合材料(0.5% MWCNT),复合材料的耐磨性也得到了提高,这是因为PEI上浆剂层作为界面缓冲层,实现了载荷的均匀分布,提高了界面剪切强度,且由CF和MWCNT形成的多尺度导热网络增强了散热效果,同时磨损机制由塑性变形转变为轻微的黏着磨损。Li等^[50]合成了一种含羟基化氮化硼(BNO)的聚醚酰亚胺(PEI,后文PEI皆为聚醚酰亚胺)混合上浆剂,并对CF织物进行了涂层化处理,PEI-BNO上浆剂层增加了CF表面的粗糙度和功能性基团的数量。与未改性CF/PEEK复合材料相比,PEI-BNO改性CF/PEEK复合材料的弯曲强度、层间剪切强度和热导率分别提高了60.8%、49.3%和14.5%,这主要归因于PEI和PEEK之间极佳的亲和性、BNO中的氢键、B-N中的 π - π 相互作用和组分中芳香环间的协同效应;在旋转摩擦过程中,PEI-BNO改性CF/PEEK复合材料具有低且稳定的摩擦系数为0.22和较小的磨损率为 $5.1 \times 10^{-14} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,PEI-BNO的引入提高了界面相互作用和摩擦散热效率,降低了塑性变形程度,同时BNO作为固体润滑剂缓解了纤维的拔出和断裂,避免了严重磨损状况的发生。

2.2 CF/热塑性PI复合材料

与热固性PI相比,热塑性PI具有出色的熔融加工性能和良好的韧性性能,但耐温性能略低,适用于齿轮、轴承等自润滑场合^[51-53]。

Liu等^[54]采用硅烷偶联剂KH-550对CF进行表面改性,改善了CF表面粗糙度和化学活性以及与热塑性PI树脂基体之间的界面,随着硅烷涂层的厚度的增加,CF表面的凹槽不断加深,反应官能团不断增加,在添加3%硅烷涂层后,CF表面的氧含量有所增加,制备的复合材料具有更高的拉伸强度和较低的往复滑动磨损率,硅烷改性CF/PI复合材料的转移膜明显优于未改性CF/PI复合材料,且其表面平整度和光滑度都有了显著提升,硅烷涂层有效抑制了PI的大规模剥落和转移。

一步煅烧法是一种操作简单、成本低且适合大规模制备的工艺,通过调整前驱体比例、煅烧温度和时间即可获得所需的纳米材料。Chen等^[55]通过一步煅烧方法构建了石墨化氮化碳($\text{g-C}_3\text{N}_4$)纳米片与CF的混合物, $\text{g-C}_3\text{N}_4$ 赋予了CF表面活性位点和粗糙微观结构,进而改善了CF/PI复合材料的界面相互作用。在旋转摩擦过程中,CF/ $\text{g-C}_3\text{N}_4$ /PI复合材料

的摩擦系数为0.209,磨损率为 $2.23 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,均低于纯PI, $\text{g-C}_3\text{N}_4$ 纳米片增强了CF与PI界面,应力从PI转移到CF/ $\text{g-C}_3\text{N}_4$ 上,进而充分发挥CF的增强作用,同时也有利于发挥 $\text{g-C}_3\text{N}_4$ 的润滑作用,促进了转移膜的形成,使复合材料具有优异的自润滑性能;同时在水环境中的摩擦系数为0.132,在油环境中的摩擦系数为0.049,较高黏度的润滑油更容易形成油润滑膜,发挥了出色的润滑作用。

2.3 CF/PPS 复合材料

PPS具有力学强度和模量高、耐温性能和耐化学性好等优点,在航空航天、电子、军用装备和车辆工程等领域得到了广泛应用^[56]。

Qiu等^[57]以CPS为上浆剂,通过溶液浸渍法对CF表面进行上浆处理,在不同热处理条件下制备了与PPS具有良好界面相容性的改性PPS/CF耐磨复合材料。研究结果发现,CPS改性CF增强PPS复合材料的力学性能和环-块式摩擦学性能均优于未改性CF增强PPS复合材料,这归因于CPS改性CF与PPS基体之间改善的相容性。同时在 N_2 气氛中经 300°C 处理后制得的CF增强PPS复合材料具有最优的力学性能和摩擦学性能,此时具有与PPS基体最为相似的表面化学结构,能大幅度提高与PPS的界面结合性能。同时,与未改性CF增强复合材料相比,CPS改性CF增强复合材料在较高载荷和速度下具有更为优异的摩擦学性能。

电化学接枝可以精确控制电化学参数,将特定功能小分子和聚合物引入到CF表面,实现共价键结合,具有接枝效率高,可避免CF过度蚀刻等优点。Dabees等^[58]采用直接的电化学接枝技术将苯酚和苯胺引入到CF表面,与PPS之间的氢键作用改善了PPS/CF复合材料的摩擦磨损性能。研究发现,与纯PPS和未改性PPS/CF相比,改性PPS/CF复合材料的硬度值更高,在旋转摩擦过程中,经苯酚改性的复合材料与钢盘滑动时,在所有载荷下的摩擦系数均降低。经苯酚和苯胺改性的复合材料与钢盘滑动时的磨损率均显著降低。同时改性复合材料与聚合物圆盘滑动时的摩擦系数和磨损率均低于与钢盘滑动时的值,富含PPS的转移膜的形成是主要因素。同时,纯PPS表面粗糙度高于改性复合材料,这是因为纯PPS无法承受接触表面的高剪切,在与钢盘滑动时出现了严重的磨损或剥落现象;而苯胺改性复合材料的粗糙度最低,在整个测试过程中几乎没有磨损和损坏。

2.4 其他CF/热塑性复合材料

王国永等^[59]通过自聚合工艺在CF表面沉积PDA,改善了聚苯醚(PPO)/CF复合材料的力学和耐磨性能。随着PDA改性CF添加量的增加,复合材料的拉伸强度、断裂伸长率和层间剪切强度均呈现先上升后稳定的变化趋势,冲击强度、弯曲强度和环-块式摩擦系数呈现先上升后下降的趋势,当改性CF为4%时,PPO复合材料的拉伸强度提高了20%,冲击强度达到最高的 14.5 kJ/m^2 ,层间剪切强度提升了1.11倍,弯曲强度增加了47.05%。

PTFE具有摩擦系数低、热稳定性高、耐化学腐蚀和自润

滑性好等特点,与纤维之间的界面结合能力是其用作轴承、齿轮和密封垫等部件材料的关键^[60]。Miao等^[61]在高导热性和力学强度的镀镍CF(Ni@CF)表面制备了含PTFE纳米粒子和水解型氟硅烷的氟化修饰层,且将梯度修饰的 Ni@CF 作为PTFE复合材料的增强体。研究认为,经过氟化修饰后,氟化层填充了Ni凸起的不平表面,与PTFE基体形成了纤维交织结构,导致改性 Ni@CF/PTFE 复合材料的拉伸强度达到31.1 MPa,断裂伸长率达到393%;在旋转摩擦过程中,改性 Ni@CF/PTFE 复合材料的摩擦系数在0.12至0.15之间且几乎不受改性量的影响,同时随着掺杂PTFE的增加,磨损率逐渐降低,最终达到最小值 $7.8 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,与未改性 Ni@CF/PTFE 复合材料相比降低了73%,更多的碎屑聚集在改性 Ni@CF 周围且紧密地嵌入PTFE基体中,承载和消散了剪切应力,从而防止基体变形和剥落。

超高分子量聚乙烯(PE-UHMW)具有优异的化学稳定性、高的可逆变形能力和良好的耐磨性,且在低载荷-速度条件下能够抗摩擦氧化^[62-63]。Meng等^[63]通过长链PEI将凹凸棒石(ATP)纳米纤维接枝到CF表面。研究发现,ATP纳米纤维显著增加了CF的表面粗糙度,促使纤维与基体之间界面结合较为紧密;ATP-PEI-CF增强PE-UHMW复合材料的硬度和压缩强度得到了显著改善;同时往复摩擦系数和磨损率分别达到了 0.26×10^{-6} 、 $3.2 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 的最小值,与纯PE-UHMW相比,分别降低了38%和62%,这主要归因于基体与混合填料之间的机械连锁作用得到了加强,不仅将施加在基体上的载荷和热量传递给纤维,减少了基体的变形,在微动磨损过程中阻止基体的摩擦损伤,同时ATP的滚动效应有助于降低摩擦系数。

聚酰胺酰亚胺(PAI)具有良好的力学性能、热稳定性和化学稳定性,在航空航天等领域得到了广泛应用^[64-65]。刘高尚等^[66]以KH550为偶联剂制备了GO化学接枝CF增强体(CF&GO)。研究认为,GO与硅烷改性CF形成的酰胺键以及CF的粗糙表面形貌提高了CF&GO增强PAI复合涂层的界面性能。在往复摩擦过程中,随着载荷的增加,复合涂层的摩擦系数降低,磨损率升高,在载荷为10 N时,摩擦系数最高为0.212,磨损率最低为 $2.64 \times 10^6 \mu\text{m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,在载荷为20 N时,摩擦系数最低为0.168,磨损率最高为 $3.74 \times 10^6 \mu\text{m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。Zhao等^[67]将CNT通过稀土化学方法接枝到CF上,制备出一种CNT-CF多尺度增强体,分析了CNT-CF对 WS_2/PAI 复合涂层高温摩擦学性能的增强机制。研究发现添加CNT-CF会使PAI在质量损失10%时的温度升高 14.2°C ,同时CNT-CF显著提升了 WS_2/PAI 复合涂层的摩擦磨损性能,特别是在 200°C 时,CNT-CF改性 WS_2/PAI 复合涂层的摩擦系数和磨损率分别为 0.095×10^{-5} 、 $8.92 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,与 WS_2/PAI 相比分别降低了约70.3%和62.2%,CNT-CF通过机械连锁和分子吸附的协同作用牢固地嵌入在 WS_2/PAI 复合涂层中,同时CNT-CF在往复摩擦中形成了稳定的润滑膜,进而降低了摩擦系数和磨损率。

PEI具有高的热稳定、优异的力学性能、优良的耐化学性和良好的抗疲劳性,在摩擦部件中得到了应用^[68]。Zhang等^[69]通过PDA对SCF进行涂层化处理,进而增强了纤维与PEI基体之间的界面作用,同时系统研究了SCF/PEI复合材料在自来水和海水润滑条件下的旋转摩擦性能。研究发现,由于水分子膜和转移膜形成的分离效应,SCF/PEI复合材料在水润滑条件下具有比在干式条件下更好摩擦性能,但磨损率并没有显著差异,比磨损率约为 $1 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,但海水会加速水分子向基体内扩散,使得在高负载条件下,海水中的比磨损率是自来水中的10倍。边界润滑状态下的主要磨损模式为磨粒磨损,在从边界润滑向混合润滑过渡的位置附近会出现黏着磨损。

聚甲醛(POM)是一种自润滑工程塑料,已应用于汽车、电子设备和精密仪器等领域的齿轮和轴承中^[70-71]。Li等^[72]将马来酞酸改性CNT沉积在CF上,研究发现所有CNT处理的CF/POM复合材料的拉伸强度均高于未处理的材料,C—O、C=O和O—C=O导致CF和POM之间化学键的形成,改性CF与POM基体之间的相容性更好。在1 000 r/min转速下,随着载荷从10 N增加到20 N,复合材料的摩擦系数降低,磨损率增加。

聚氨酯丙烯酸酯(PUA)具有良好的耐腐蚀性和化学稳定性,但热稳定性和力学性能较差^[73],因此需要CF进行增强。徐浩添^[74]首先对CF表面进行初步氧化反应生成羟基,随后利用酯化反应接枝油酸制成酯化CF(CF-OA),进而优化了CF与润滑油PAO 40的相容性,制备了CF与润滑油协同掺杂PUA复合材料。研究发现,CF掺杂量为基体质量的1%且润滑油填充量为CF质量的3倍时,复合材料的往复摩擦学性能最佳,相较于纯PUA材料,摩擦系数降低了80.95%,磨损率降低了99.55%,CF有利于提高复合材料的硬度与承载能力,但CF过多时会产生团聚,引起内部界面结合处产生大量缺陷,而润滑油含量的增加有利于油膜的形成,但过量的润滑油会降低耐磨性。

由上述可知,纳米异质结构依然是CF/热塑性树脂基摩擦材料界面结合力提升的重要方法,特别是纳米 MoS_2 、BN、 C_3N_4 、石墨烯和PTFE粒子等在加强界面机械连锁作用的同时,依靠其自身润滑特性为复合材料提供了较低的摩擦系数和磨损率。另外,热塑性树脂专用上浆剂和仿生PDA涂层不会破坏CF的表面结构,且具有操作性强的特点,在保持CF力学性能方面是最优策略,特别是纳米材料杂化上浆剂在增加活性基团数量的同时还会提高CF表面粗糙度,成为上浆技术的主流发展方向。

3 结语与展望

(1)自修复纳米异质结构是未来CF表面改性的核心思路,特别是自修复与自润滑纳米粒子的协同作用,可以在滑动过程中赋予磨损表面连续的摩擦层,进而提供稳定的摩擦系数和低的磨损率。

(2)仿生多层级界面层的构建也是未来发展的重点方向

之一,通过设计CF/基体相容层、承载过渡层和微-纳粒子摩擦层提升CF增强树脂基摩擦材料的综合性能。

(3)同步实施CF表面改性与树脂基体填充增强是实现性能协同提升的一种主流思路,在CF/树脂之间形成连续界面相,利用界面优化与基体结构设计来增强整体性能。在界面层制备工艺方面,电化学方法(电化学接枝、电沉积、电镀等)、原位聚合、纳米粒子杂化上浆剂等无损改性方法仍然是未来的主要制备技术,同时结合AI辅助界面成分和结构设计,突破传统经验试错的局限,实现精准预测,进而大幅缩短研究周期,以应对航空航天、风电、工业机器人以及大功率机械设备、车辆对摩擦材料的苛刻要求。

参考文献

- [1] BIAN R H, et al. International Journal of Microstructure and Materials Properties, 2023, 16(6):451-466.
- [2] AHMADIJOKANI F, et al. Wear, 2020, 452/453: 203280. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203280.
- [3] WANG X D, et al. Tribology International, 2024, 200. DOI: 10.1016/j.triboint.2024.110106.
- [4] CHUA C Y X, et al. Biomaterials, 2021, 271. DOI: 10.1016/j.biomaterials.2021.120719.
- [5] AREVALO S, et al. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2023, 145. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2023.105974.
- [6] 王强华. 塑料工业, 2022, 50(S1):142-145.
WANG Qianghua. China Plastics Industry, 2022, 50(S1):142-145.
- [7] ZENG S F, et al. Journal of Materials Engineering and Performance, 2026, 35(21):21 568-21 594.
- [8] CAI P, et al. Industrial Lubrication and Tribology, 2024, 76(7/8): 953-960.
- [9] KUILA C, et al. Tribology International, 2026, 217. DOI: 10.1016/j.triboint.2026.111686.
- [10] HE D X, et al. Journal of Materials Engineering and Performance, 2026, 35(5):4 950-4 961.
- [11] MA L, et al. Journal of Physics: Conference Series, 2023, 2468(1). DOI: 10.1088/1742-6596/2468/1/012021.
- [12] LI C, et al. Composites Part B: Engineering, 2025, 306. DOI: 10.1016/j.compositesb.2025.112812.
- [13] OUYANG H B, et al. Journal of Applied Polymer Science, 2022, 139(3). DOI: 10.1002/app.51493.
- [14] WANG B B, et al. Materials Letters, 2022, 306. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130953.
- [15] 刘砚浓. 二维片状纳米异质结构的构筑及碳纤维/酚醛树脂基复合材料摩擦性能探究[D]. 长春: 长春工业大学, 2023.
LIU Yannong. Preparation of two-dimensional sheet-like nanostructures and investigation of friction and wear properties of carbon fiber/phenolic resin matrix composites[D]. Changchun: Changchun University of Technology, 2023.
- [16] MA S S, et al. Nanoscale, 2021, 13(47):20 234-20 247.
- [17] FEI J, et al. Journal of Composite Materials, 2021, 55(12):1 609-

- 1 619.
- [18] ZHU W T, et al. *Polymer Composites*, 2025, 46(12): 11 303–11 317.
- [19] ZHOU L, et al. *Ceramics International*, 2020, 46(14): 23 236–23 244.
- [20] ZHANG Y, et al. *Composites Part B:Engineering*, 2025, 307. DOI: 10.1016/j.compositesb.2025.112856.
- [21] SAINDANE U V, et al. *Materials Today:Proceedings*, 2021, 47:5 760–5 765.
- [22] 胡丹丽,等. *润滑与密封*, 2022, 47(7):97–103.
HU Danli, et al. *Lubrication Engineering*, 2022, 47(7):97–103.
- [23] XIAN G J, et al. *Polymer Composites*, 2025, 46(16): 14 957–14 970.
- [24] LIU S Q, et al. *Wear*, 2025, 572/573. DOI: 10.1016/j.wear.2025.206004.
- [25] ABDELHUSSEIN A, et al. *Journal of Composite Materials*, 2025, 59(24):2 765–2 778.
- [26] 王宇飞. *化学工程师*, 2026, 40(3):114–118.
WANG Yufei. *Chemical Engineer*, 2026, 40(3):114–118.
- [27] HU H X, et al. *Journal of Engineered Fibers and Fabrics*, 2024, 19. DOI:10.1177/15589250231214229.
- [28] SONG Y, et al. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2025, 44(21/22):2 396–2 406.
- [29] LI W, et al. *Tribology International*, 2025, 201. DOI: 10.1016/j.triboint.2024.110246.
- [30] LI W, et al. *Composites Part A:Applied Science and Manufacturing*, 2025, 190. DOI:10.1016/j.compositesa.2024.108690.
- [31] TANG H, et al. *Tribology International*, 2022, 171. DOI:10.1016/j.triboint.2022.107559.
- [32] OUYANG W J, et al. *Tribology International*, 2026, 214. DOI: 10.1016/j.triboint.2025.111351.
- [33] WAN Y M, et al. *Composites Part B:Engineering*, 2026, 311. DOI: 10.1016/j.compositesb.2025.113202.
- [34] SRIVASTAVA A K, et al. *Composites Part B:Engineering*, 2023, 250. DOI:10.1016/j.compositesb.2022.110412.
- [35] SINGH M, et al. *Journal of Composite Materials*, 2023, 57(1): 121–132.
- [36] NIE H W, et al. *Applied Surface Science*, 2022, 604. DOI: 10.1016/j.apsusc.2022.154432.
- [37] PANIN S V, et al. *Polymer Engineering & Science*, 2020, 60(11): 2 735–2 748.
- [38] LIN Z, et al. *Materials Chemistry and Physics*, 2021, 258. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2020.123972.
- [39] YANG J, et al. *Friction*, 2021, 9(5):1 150–1 162.
- [40] YU Z H, et al. *Tribology International*, 2025, 201. DOI:10.1016/j.triboint.2024.110289.
- [41] LI X Q, et al. *Polymer Engineering & Science*, 2025, 65(4):2 080–2 092.
- [42] LIN Z, et al. *Composites Part A:Applied Science and Manufacturing*, 2020, 133. DOI:10.1016/j.compositesa.2020.105860.
- [43] LI X Q, et al. *Tribology International*, 2022, 165. DOI:10.1016/j.triboint.2021.107310.
- [44] WANG W, et al. *Composites Science and Technology*, 2022, 230. DOI:10.1016/j.compscitech.2022.109449.
- [45] LYU X C, et al. *Polymer Composites*, 2024, 45(10):8 840–8 860.
- [46] FENG C N, et al. *Tribology International*, 2023, 181. DOI: 10.1016/j.triboint.2023.108315.
- [47] QIU X T, et al. *Materials Chemistry and Physics*, 2022, 278. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2021.125665.
- [48] 唐鸣津,等. *高分子学报*, 2025, 56(4):653–667.
TANG Mingjin, et al. *Acta Polymerica Sinica*, 2025, 56(4): 653–667.
- [49] TANG M J, et al. *Polymer Composites*, 2025, 46(18): 17 123–17 141.
- [50] LI Y Z, et al. *Composites Science and Technology*, 2023, 232. DOI:10.1016/j.compscitech.2022.109851.
- [51] 姚磊,等. *高分子材料科学与工程*, 2025, 41 (10):22–30.
YAO Lei, et al. *Polymer Materials Science & Engineering*, 2025, 41 (10):22–30.
- [52] CAO X W, et al. *Polymer Engineering & Science*, 2025, 65(10): 5 389–5 401.
- [53] ZI Y C, et al. *Chinese Journal of Polymer Science*, 2023, 41(6): 956–961.
- [54] LIU Y, et al. *Materials Science-Poland*, 2022, 40(2):214–222.
- [55] CHEN B B, et al. *Journal of Applied Polymer Science*, 2023, 140 (35). DOI:10.1002/app.54360.
- [56] SHI Y, et al. *Advanced Engineering Materials*, 2021, 23. DOI: 10.1002/adem.202000787.
- [57] QIU X T, et al. *Polymer Composites*, 2023, 44(2):1 408–1 420.
- [58] DABEES S, et al. *Tribology International*, 2024, 194. DOI: 10.1016/j.triboint.2024.109528.
- [59] 王国永,等. *塑料科技*, 2024, 52(4):85–88.
WANG Guoyong, et al. *Plastics Science and Technology*, 2024, 52 (4):85–88.
- [60] STRUCHKOVA T S, et al. *Lubricants*, 2022, 10(1). DOI:10.3390/lubricants10010004.
- [61] MIAO X M, et al. *Journal of Applied Polymer Science*, 2025, 142 (35). DOI:10.1002/app.57396.
- [62] PANIN S V, et al. *Russian Physics Journal*, 2020, 63(4):554–562.
- [63] MENG Z J, et al. *Polymers for Advanced Technologies*, 2022, 33 (12):4 142–4 151.
- [64] 赵鼎元,等. *摩擦学学报*, 2024, 44(8):1 125–1 135.
ZHAO Dingyuan, et al. *Tribology*, 2024, 44(8):1 125–1 135.
- [65] 周芳,等. *宇航材料工艺*, 2025, 55(4):54–62.
ZHOU Fang, et al. *Aerospace Materials & Technology*, 2025, 55 (4):54–62.