

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2026.05.004

防护领域用PE-UHMW/BN/PEG复合材料的摩擦磨损性能

吕赢政, 王小峰, 刘颂赞, 李森, 郑兴博, 邓豪杰, 李倩

(郑州大学力学与安全工程学院, 微纳成型技术国家级国际联合研究中心, 郑州 450001)

摘要: 超高分子量聚乙烯(PE-UHMW)在个体防护及工程耐磨部件等领域的长期服役过程中易受到摩擦载荷、环境介质及界面状态变化等因素的耦合作用,进而产生表层损伤、界面退化和材料老化等问题。为改善PE-UHMW的力学性能及摩擦磨损性能,本文采用六方氮化硼(BN)增强和聚乙二醇(PEG)改性相结合的方法,制备PE-UHMW/BN及PE-UHMW/BN/PEG复合材料,并结合退火处理研究其对材料结构与性能的调控作用。通过摩擦磨损测试、差示扫描量热分析、弯曲性能测试、表面硬度测试及磨痕表面形貌观察,系统考察了BN、PEG含量及退火处理对复合材料摩擦学性能、热学行为和力学性能的影响规律。结果表明,在PE-UHMW/BN复合材料中,BN质量分数为3%的试样在水润滑条件下表现出较低磨损率和较稳定的摩擦响应。以质量分数5%的BN为基础进一步引入PEG后,发现PEG质量分数为1%的试样综合性能最优,与未加PEG的试样相比,其弯曲模量由56.90 MPa提高至63.68 MPa,弯曲强度由15.80 MPa提高至18.07 MPa,同时具有较好的减摩与耐磨作用。经退火处理后,PEG质量分数为1%的试样结晶度由退火前的53.47%提高至58.11%,弯曲模量和弯曲强度进一步提高至79.51 MPa和21.05 MPa。退火处理虽有助于提高材料结晶度和弯曲性能,但不利于水润滑条件下耐磨性能的改善。

关键词: 超高分子量聚乙烯;氮化硼;摩擦磨损性能;退火处理;聚乙二醇

中图分类号: TB332 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2026)05-0029-12

Tribological and wear properties of PE-UHMW/BN/PEG composite for protective applications

LYU Yingzheng, WANG Xiaofeng, LIU Songzan, LI Miao, ZHENG Xingbo, DENG Haojie, LI Qian

(School of Mechanics and Safety Engineering, National International Joint Research Center for Micro-Nano Molding Technology, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China)

Abstract : During long-term service in fields such as personal protection and engineering wear-resistant components, ultra-high-molecular-weight polyethylene (PE-UHMW) is susceptible to the coupled effects of frictional loading, environmental media and Interface state change, which can lead to surface damage, interfacial degradation and material aging. To improve the mechanical, tribological and wear properties of PE-UHMW, combining hexagonal boron nitride (BN) reinforcement with polyethylene glycol (PEG) modification, the PE-UHMW/BN and PE-UHMW/BN/PEG composites were prepared, and the regulating effects of annealing treatment on the structure and properties of the materials were further investigated. Friction and wear tests, differential scanning calorimetry, flexural property tests, surface hardness measurements, and worn-surface morphology observations were carried out to systematically evaluate the influences of BN content, PEG content, and annealing treatment on the tribological performances, thermal behaviors, and mechanical properties of the composites. The results show that, in the PE-UHMW/BN composite, the specimen containing 3 wt% BN exhibits a lower wear rate and more stable friction response under water-lubricated conditions. After further introducing PEG into the PE-UHMW/BN composite containing 5wt% BN, the specimen containing 1wt% PEG shows the best overall performances, with the flexural modulus and flexural strength increasing from 56.90 MPa and 15.80 MPa of the specimen with-

基金项目: 河南省重大科技专项(241100310100),河南省重点研发专项(251111310800)

通信作者: 王小峰,博士,教授/博士生导师,研究方向为先进高分子成型加工技术

收稿日期: 2026-03-21

引用格式: 吕赢政,王小峰,刘颂赞,等.防护领域用PE-UHMW/BN/PEG复合材料的摩擦磨损性能[J].工程塑料应用,2026,54(5):29-40.

LYU Yingzheng, WANG Xiaofeng, LIU Songzan, et al. Tribological and wear properties of PE-UHMW/BN/PEG composite for protective applications[J]. Engineering Plastics Application, 2026, 54(5): 29-40.

out PEG addition to 63.68 MPa and 18.07 MPa respectively. Meanwhile, it exhibits good friction-reduction and wear-resistant properties. After annealing treatment, the crystallinity of the specimen containing 1wt% PEG increases from 53.47% (without annealing treatment) to 58.11%, while the flexural modulus and flexural strength further increase to 79.51 MPa and 21.05 MPa, respectively. Although annealing treatment helps improve the crystallinity and flexural properties of the composite, it is not conducive to enhancing the wear resistance under water-lubricated conditions.

Keywords : ultra-high molecular weight polyethylene ; boron nitride ; tribological and wear property ; annealing treatment ; polyethylene glycol

超高分子量聚乙烯(PE-UHMW)是一种具有超长分子链结构的线型聚乙烯材料,其工业化发展始于20世纪50年代。从分子结构上看,PE-UHMW与高密度聚乙烯(PE-HD)和低密度聚乙烯(PE-LD)具有相似的化学组成,均由重复的 $-\text{CH}_2-\text{CH}_2-$ 单元构成,但PE-UHMW分子量显著更高。根据相关标准,PE-UHMW的分子量通常在 1×10^6 g/mol以上,这种超长分子链结构使材料内部形成高度缠结的网络结构,赋予了其优异的耐冲击性、耐磨性、自润滑性和低温服役稳定性。凭借优异的综合性能,PE-UHMW已在防护装备、医疗器件和工程耐磨部件等领域获得广泛应用^[1-2]。其中,在防护领域,由于PE-UHMW纤维具有质量轻、比强度高和吸能能力强等优点,往往被用作防弹衣、防弹头盔和防护插板的制备材料。在生物医疗领域,PE-UHMW已成为人工关节承载材料的重要组成部分,其特点是具有良好的生物相容性和力学性能^[3-4]。

尽管PE-UHMW具有优异的综合性能,但在长期服役过程中仍会受到摩擦、冲击及环境介质等多种因素的耦合作用,进而引发表层损伤、界面退化和材料老化等问题^[5-6]。特别是在水润滑、交变载荷或湿热环境中,材料表面更容易发生疲劳磨损、磨粒磨损及局部剥离现象,进而影响其服役寿命和安全性^[1,7]。因此,如何在保持PE-UHMW轻质和高韧特征的基础上,进一步提升其承载能力、界面稳定性及摩擦磨损性能,已成为PE-UHMW材料结构设计、界面调控与服役性能优化研究中的重要内容^[8]。

目前,国内外针对PE-UHMW改性主要集中在表面处理、共混增韧、接枝改性以及填料增强等方面。其中,填料改性因工艺相对简单、性能调控灵活、适于规模化制备而被广泛采用。已有研究表明,六方氮化硼(BN)作为一种片层状无机填料,具有高刚性、良好的热稳定性和较强的结构稳定作用,引入PE-UHMW基体后有助于提高材料刚性、

承载能力及界面稳定性^[9];聚乙二醇(PEG)则因含有羟基和醚键等亲水性基团,在改善体系流动性、界面润湿性及润滑特性方面表现出一定优势,也被用于聚烯烃体系的界面调控与减摩改性。相关研究为PE-UHMW复合材料性能提升提供了重要基础^[10]。

然而,现有研究仍存在一些不足。首先,关于BN对PE-UHMW摩擦磨损性能的研究较多集中于单一填料增强效应,对于其在水润滑条件下的摩擦响应规律及最佳添加范围仍缺乏系统比较。其次,PEG虽被证明可改善加工流动性和界面润湿性,而对其在PE-UHMW基复合材料中如何参与界面调控、影响长链缠结网络及结晶重排的物理机制关注仍相对不足。再者,现有研究多侧重于单一性能优化,针对“增强-润滑-界面调控”多重作用耦合机制的研究相对不足,尤其缺少对退火处理后材料晶体结构演化、力学响应及摩擦磨损行为之间内在联系的系统分析。因此,如何实现PE-UHMW复合材料在结构稳定性、力学性能与水润滑耐磨性能之间的协同优化,仍是当前研究中的难点^[11]。

基于此,本文以PE-UHMW为基体,首先引入BN构建增强复合体系,在此基础上进一步加入PEG,制备PE-UHMW/BN及PE-UHMW/BN/PEG复合材料,并结合退火处理考察热处理对材料内部结构演化及服役性能调控的影响。通过摩擦磨损测试、差示扫描量热(DSC)分析、弯曲性能测试、表面硬度测试及磨损表面形貌观察,系统研究BN含量、PEG含量及退火处理对复合材料热学行为、力学性能和水润滑摩擦磨损性能的影响规律,揭示组成调控、结构变化与性能响应之间的内在联系。本文的研究首先突破了以往多聚焦单一填料增强或单一性能改善的研究思路,从BN增强与PEG改性协同作用出发,构建多组分复合调控体系,以实现材料刚性、界面状态及减摩性能的协同优化;其次是将水润滑条件作为重点服役环境进行系统研究,更贴

近PE-UHMW在实际耐磨部件和复杂工况中的应用需求,增强了研究结果的工程针对性;最后引入退火处理,进一步考察热处理对结晶结构、力学性能及摩擦磨损行为的综合影响,从而弥补现有研究中对“组成-结构-性能”耦合关系分析不足的问题。研究结果可为PE-UHMW基复合材料在防护及耐磨领域的性能优化与应用拓展提供理论依据和实验参考。

1 实验部分

1.1 主要原材料

PE-UHMW:VH150U,韩国大韩油化公司;

BN:直径20 μm ,河北永骅耐磨材料有限公司;

PEG:PEG6000,天津大茂化学试剂厂。

1.2 主要仪器及设备

电子万能试验机:UTM2203,深圳三思纵横科技股份有限公司;

DSC仪:Q2000,美国TA Instruments公司;

白光共聚焦三维形貌仪:MICRLMEA-SUER2,法国STIL公司;

纳米压痕仪:G200,美国Agilent Technologies公司;

往复式摩擦磨损试验机:MTF-5000,美国Rtec Instruments公司;

鼓风干燥箱:101-0086,上海力邦西辰仪器设备有限公司;

真空干燥箱:DZF-6022,上海一恒科学仪器有限公司;

真空压膜机:K14L20VHE,郑州工匠机械设备有限公司;

行星式球磨机:XQM-1,郑州南北仪器有限公司;

扫描电子显微镜(SEM):Regulus 8100,日本Hitachi公司。

1.3 试样制备

复合材料采用热压成型法制备,首先按照表1所示配比制备PE-UHMW/BN,称取一定质量分数的BN和PE-UHMW粉末,并置于行星式球磨机中,以160 r/min的转速混合6 h,以保证原料分散均匀。随后将混合后的粉料置于鼓风干燥箱中,在40 $^{\circ}\text{C}$ 下干燥4 h,以去除体系中的水分。干燥完成后,取适量混合均匀的粉末装入模具中,在190 $^{\circ}\text{C}$ 下预热5 min,然后施加100 MPa压力并保压30 min,最后

将试样取出,在空气中冷却至室温,得到改性PE-UHMW/BN复合材料。

表1 PE-UHMW/BN复合材料各组分质量分数

Tab. 1 Mass fraction of each component in PE-UHMW/BN composites

Samples	%	
	PE-UHMW	BN
0BN	100	0
3BN	97	3
5BN	95	5

PE-UHMW/BN/PEG的制备方法与PE-UHMW/BN相同,其各复合材料的具体配比见表2。

表2 PE-UHMW/BN/PEG复合材料各组分质量分数

Tab. 2 Mass fraction of each component in PE-UHMW/BN/PEG composites

Samples	%		
	PE-UHMW	BN	PEG
5BN	95	5	0
5BN-1PEG	94	5	1
5BN-3PEG	92	5	3
5BN-5PEG	90	5	5

同时,为进一步考察热处理对复合材料内部结构演化及性能响应的影响,在复合材料制备完成后,对部分试样实施退火处理,以降低成型过程中的残余应力并调节晶体结构与界面状态。退火后的试样分别记为5BNP、5BN-1PEGP、5BN-3PEGP和5BN-5PEGP,以便与未退火样品进行各性能指标的对比分析。

1.4 性能测试与表征

1.4.1 力学性能测试

将热压后的复合材料使用标准样条裁刀切割成有效测试尺寸为长度40 mm、宽度4 mm、厚度0.5 mm的矩形样条,使用电子万能试验机进行力学性能测试,初始应变速率为1 mm/min,直到施加的力达到0.1 N,此后应变速率提高至10 mm/min。弯曲模量、弯曲强度、韧性等数据均在此测试中获得。为保证严谨性,每组实验至少重复3次以确保可靠性。

1.4.2 结晶性能测试

采用DSC仪测试样品的结晶行为。每组测试取样品5 mg左右置于铝坩埚中进行,测试温度范围为40~180 $^{\circ}\text{C}$,升降温速率为10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$,通过式(1)计算结晶度 X_c 。

$$X_c = \frac{\Delta H_m}{(1 - \phi_1 - \phi_2)\Delta H_m^0} \quad (1)$$

式中: ΔH_m 表示试样的熔融焓,本文使用样品在

50~160 °C的吸热曲线积分计算; ΔH_m^0 为理想状态下PE-UHMW完全结晶时的熔融热焓值,查阅文献得知为289.3 J/g; ϕ_1 为BN质量分数; ϕ_2 为PEG质量分数。

1.4.3 摩擦系数测试

在去离子水润滑条件下,采用往复式摩擦磨损试验机测试试样的摩擦系数。磨球为氧化锆陶瓷球(直径6 mm),磨痕长度1 mm,磨损时间600 s,施加载荷10 N测得摩擦力,通过式(2)转换为摩擦系数 μ 。

$$\mu = \frac{F_f}{F_n} \quad (2)$$

式中: F_n 为施加载荷; F_f 为试验过程测得的摩擦力。

1.4.4 纳米压痕测试

采用纳米压痕仪对PE-UHMW复合材料片材进行纳米压痕测试。测试方法参照ISO 14577-1:2015进行。试样厚度为1 mm,测试过程中采用连续刚度测量模式(CSM)及锥形压头进行压入分析。测试参数设定为压痕深度为4 500 nm,谐波频率45 Hz,振幅2 nm,应变率为0.05 s⁻¹。依据测试获得的载荷-位移响应曲线,计算试样的表面硬度。

1.4.5 SEM断面形貌观察

为分析复合材料断面的微观形貌,将不同组分的PE-UHMW复合材料样条在液氮条件下进行脆断,随后对断面进行真空喷金处理。利用SEM对断面形貌进行观察,以考察不同BN含量及不同PEG含量对复合材料断面形貌、填料分散状态和界面结合特征的影响。

2 结果与讨论

2.1 不同润滑条件下PE-UHMW/BN复合材料的摩擦磨损行为

图1为不同润滑条件下PE-UHMW/BN复合材料的摩擦系数曲线。由图1看出,各组试样在测试初期均经历了短暂的磨合过程,随后摩擦系数逐步趋于平稳,表明摩擦界面在持续滑动后建立了较为稳定的接触状态。对于未添加BN的PE-UHMW,干摩擦条件下摩擦系数整体维持在较高水平,而在去离子水环境中,其摩擦系数明显下降。该结果表明,水介质能够在摩擦副之间起到一定的润滑和隔离作用,减弱直接接触与黏着作用,从而降低界面剪切阻力。这是由于水润滑条件下,水分子可进入聚合物摩擦界面并参与界面传递过程,从而降低

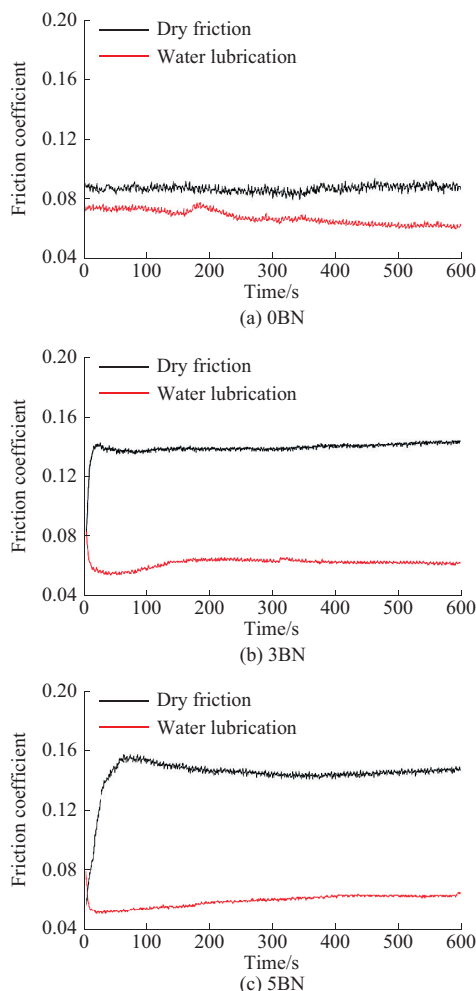


图1 不同润滑条件下PE-UHMW/BN复合材料的摩擦系数曲线
Fig. 1 Friction coefficient curves of PE-UHMW/BN composites under different lubrication conditions

PE-UHMW的摩擦系数和磨损程度^[12]。与此同时,复合材料在两种环境下的摩擦系数也随着BN含量的增加而明显改变。3BN和5BN试样在干摩擦条件下的摩擦系数均高于纯PE-UHMW,稳定值保持在0.14~0.15区间,说明BN的加入并未降低干摩擦状态下的界面阻力,反而可能因填料引入后材料表层接触状态改变、局部界面犁削增强而使摩擦系数升高。相比之下,在去离子水环境中,含BN复合材料的摩擦系数明显低于对应的干摩擦结果,且整体稳定在0.05~0.07范围内,表明水润滑对PE-UHMW/BN复合材料同样具有减小摩擦的作用。

从不同BN添加量之间的比较来看,3BN试样在去离子水中的摩擦系数较低,同时曲线波动较小,表现出较好的摩擦稳定性,相比之下,5BN试样虽然在去离子水环境下也保持了较低摩擦系数,但

随时间变化,其摩擦系数略有回升,表明过高填料含量并未进一步增强减摩效果。这是由于适量BN的加入有助于提高PE-UHMW基体的刚性和表层承载能力,抑制摩擦过程中的塑性变形,从而改善摩擦界面的稳定性;而当BN含量继续增加时,材料中可能出现颗粒团聚、分散不均或界面结合不足等问题,进而引起局部应力集中,削弱其减摩作用。

图2为PE-UHMW/BN复合材料的平均摩擦系数。从图2可以看出,BN的加入并没有降低干摩擦下材料的界面摩擦阻力,反而可能是由于填料使材料表面刚性提高,界面的接触状态发生了改变,从而增强了犁削作用,增加了界面在摩擦过程中的剪切效果,造成摩擦系数的增加。相较之下,各组试样的平均摩擦系数在去离子水环境中均显著低于干摩擦条件,表明在摩擦时水介质能形成一定的润滑和隔离作用,使聚合物表面黏着性接触减弱,从而有效地减小界面摩擦阻力^[13]。与此同时,去离子水条件下复合材料的平均摩擦系数随BN含量增加呈逐渐下降趋势,表明适量BN在水润滑环境下有助于提升材料表面的承载稳定性并改善摩擦界面状态。

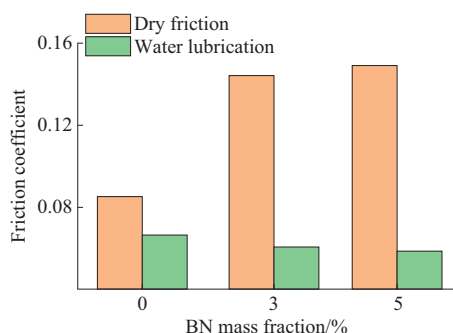


图2 PE-UHMW/BN复合材料在不同润滑条件下的平均摩擦系数
Fig. 2 Average friction coefficients of PE-UHMW/BN composites under different lubrication conditions

PE-UHMW/BN复合材料在不同润滑条件下的磨损率如图3所示,去离子水对材料磨损率的影响相对有限,但BN含量对磨损率仍具有一定调节作用,无论是在干摩擦还是在去离子水环境中,3BN试样的磨损率最低,当BN质量分数持续增加至5%时,材料磨损率略有回升,表明适量的BN加入有利于提高材料的抗表面塑性变形能力以及材料剥离能力,从而使复合材料显示出更好的耐磨性,而高比例BN的加入会存在颗粒分散不均的情况,进而导致局部应力集中,抗磨损能力有所下降^[13]。

图4展示了不同润滑环境下PE-UHMW/BN复合材料磨损表面的SEM形貌。由图4可知,润滑环

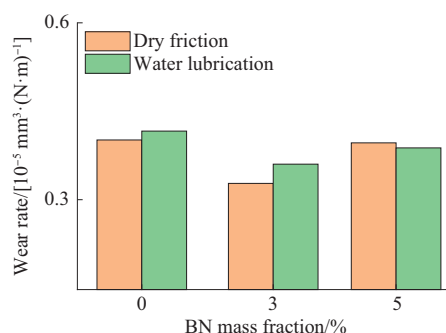


图3 PE-UHMW/BN复合材料在不同润滑条件下的磨损率
Fig. 3 Wear rates of PE-UHMW/BN composites under different lubrication conditions

境对材料表面损伤形貌具有显著影响。与干摩擦条件相比,去离子水环境下各组试样的磨损表面整体更加平整,表面粗糙程度明显降低,未见明显的鳞片状剥落和连续波纹状磨痕,说明水介质在摩擦过程中对接触界面起到了一定的润滑和缓冲作用,从而减轻了表层材料的塑性变形和损伤积累。

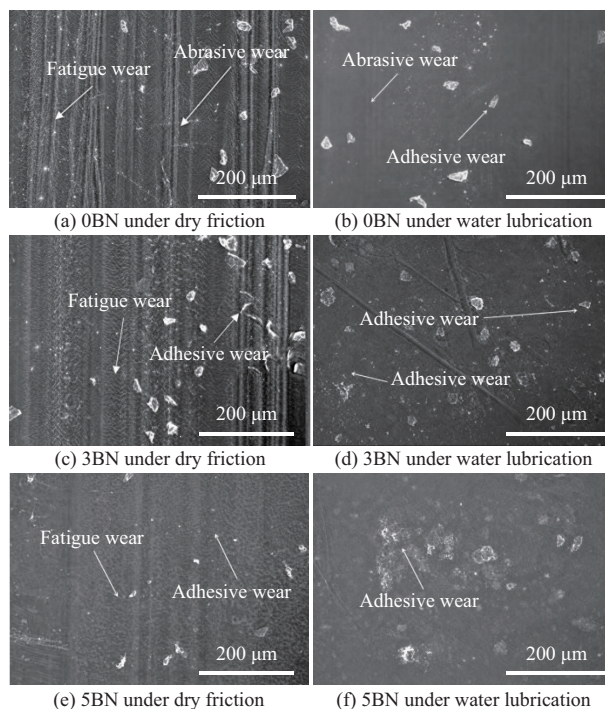


图4 PE-UHMW/BN复合材料在不同润滑条件下的磨损表面SEM形貌
Fig. 4 SEM morphology of worn surface of PE-UHMW/BN composites under different lubrication conditions

在干摩擦条件下,可观察到试样磨损表面出现较为明显的疲劳磨损和磨粒磨损特征,局部区域存在犁沟、表层撕裂及片状剥离现象。这表明在无润滑介质参与的情况下,摩擦时的直接接触更为剧烈,表面在循环载荷作用下更容易发生疲劳损伤,

并伴随硬质颗粒或脱落碎屑引起的磨粒磨损。从不同BN含量样品的表面形貌可以看出,BN的加入在一定程度上改善了材料磨损表面的稳定性,使磨损痕迹趋于均匀。这说明适量BN有助于提高复合材料表层的承载能力,减缓摩擦过程中表面损伤的扩展。然而,当BN含量进一步增加时,可观察到磨损表面存在较明显的局部磨粒作用痕迹,表明填料含量并非越高越有利,高含量BN易导致体系分散均匀性下降或界面状态恶化,从而对材料最终的磨损行为产生不利影响。

2.2 PEG对PE-UHMW/BN复合材料微观形貌和结晶性能的影响

为更全面地分析PEG与BN之间的协同影响规律,选取BN质量分数分别为0%、3%和5%的复合材料试样作为基础研究对象。其中,0BN试样可用于考察PEG对纯PE-UHMW基体的作用,3BN试样可用于分析PEG对前期综合性能较优复合材料试样的进一步影响,而5BN试样中无机填料含量较高,填料分散状态、界面结合特征及局部应力集中现象更加显著,有助于进一步揭示PEG对高填料含量试样微观结构演变及界面稳定性的调控机制。首先探究PEG对PE-UHMW/BN复合材料微观形貌的影响,如图5所示。从图5可以看出,PEG的加入明显地改变了复合材料的微观形貌。未加PEG时,复合材料断面相对较为光滑平整,随着PEG含量增加,断面中逐渐出现更加明显的分散相结构,局部区域还可观察到较大的相区特征,说明PEG的引入对PE-UHMW/BN复合材料试样原有的微观组织状态产生了明显影响。这种变化主要与PEG的分子结构特征及其与PE-UHMW基体之间的相互作用有关。PEG是一种相对分子量较低的柔性链状聚合物,其分子链中含有醚键和末端的羟基,具有一定的极性。PE-UHMW的分子链则主要由非极性亚甲基链段构成,极性相对较弱^[14]。因此,PEG与PE-UHMW基体之间的相容性有限,PEG加入后难以在基体中形成完全均匀的分子级分散,容易以分散相形式存在于PE-UHMW连续相中。与此同时,PEG分子尺寸较小,更容易进入PE-UHMW分子链缠结网络之间,对原有链缠结状态产生一定扰动,从而影响基体的连续性和界面结合特征。

进一步分析可知,PEG在PE-UHMW/BN复合材料中的作用不仅表现为柔性调节,还体现在界面

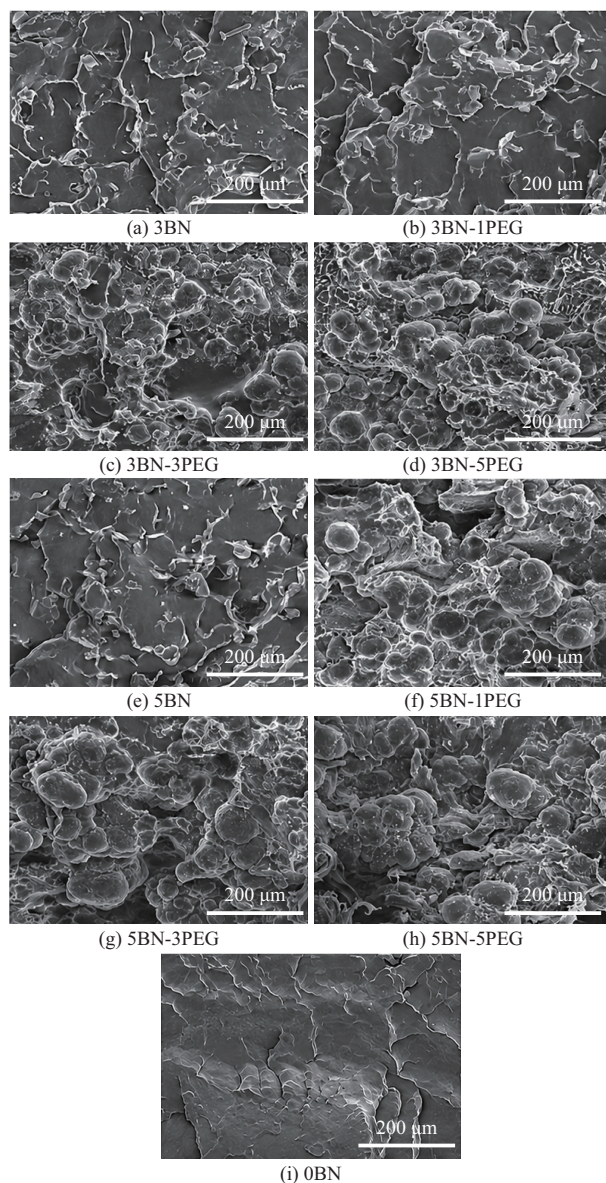


图5 PE-UHMW/BN/PEG复合材料的微观形貌

Fig. 5 Micromorphology of PE-UHMW/BN/PEG composites

润湿和链缠结调控两个方面。一方面,PEG可改善BN与PE-UHMW基体之间的界面润湿状态,在填料周围形成相对柔性的过渡区域,从而缓解局部应力集中;另一方面,PEG分子量明显低于PE-UHMW,链段柔顺性较高,更易进入PE-UHMW链间区域,对原有长链缠结网络产生一定的局部解缠结作用,降低链段运动阻力,促进结晶过程中的链段重排。当PEG含量较低时,这种作用有利于改善材料的结构均匀性和界面协调性;而当PEG含量继续增加时,由于其与PE-UHMW基体相容性有限,材料中更易出现分散相增多和局部相分离,从而削弱基体连续性和载荷传递效率。在PEG加入量进

一步增加的情况下,PEG分散相在断面中的大小逐渐增大,界面轮廓也更加明显,表明PEG在系统中的相分离程度有所加强,从宏观上表现为基体和增加相的黏附性降低,进而可能削弱复合材料内部结构的均匀性,不利于界面稳定^[14-15]。

图6为PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的DSC升温与降温曲线,相关热性能参数见表3。由表3可知,各组样品的熔融温度基本集中在134℃左右,变化幅度较小,说明PEG的加入及退火处理并未明显改变PE-UHMW晶体的熔融特征,而主要影响材料的结晶度和结晶行为。未退火样品中,PEG质量分数由0%增加至1%和3%时,结晶度由54.80%分别下降至53.47%和52.36%,说明少量PEG并未促进PE-UHMW结晶,可能因其与PE-UHMW相容性有限而干扰分子链有序排列;当PEG质量分数增至5%时,结晶度升高至55.91%,这可能与PEG提高链段运动能力或局部相分离后PE-UHMW重新结晶有关。退火后,PEG质量分数为0%、1%和3%的样品的结晶度均高于未退火样品,说明退火能够促进材料内部非晶区链段重新调整和有序排列,使原有不完善晶体进一步重组或再结晶,从而提高材料的结晶完善程度。但随着PEG含量增加,退火后结晶度整体下降,表明较高PEG含量会削弱退火对结晶结构的改善作用。总体来看,PEG对复合材料结晶行为的影响具有含量依赖性,并受退火处理共同调控。

结合表3可见,退火后样品的熔融焓明显增大(除PEG质量分数5%外),进一步印证了复合材料晶体结构在热处理后更加完整。与此同时,结晶温度在退火前后变化不大,表明退火主要改善了晶体结构的完善性和结晶程度,而对结晶温度的影响相对有限^[16]。

2.3 PEG对PE-UHMW/BN复合材料力学性能的影响

图7为PE-UHMW/BN/PEG复合材料的弯曲应力-应变曲线,表4和表5列出了各样品的弯曲模量和弯曲强度。由图7可知,不同PEG添加量对复合材料弯曲性能的影响较为明显,各组样品在弯曲加载过程中均经历了弹性变形、屈服及后续失稳过程,但峰值应力和变形能力存在一定差异。由表4和表5可知,加入少量PEG后,复合材料的弯曲性能总体有所改善,表明适量PEG的引入有利于提高材

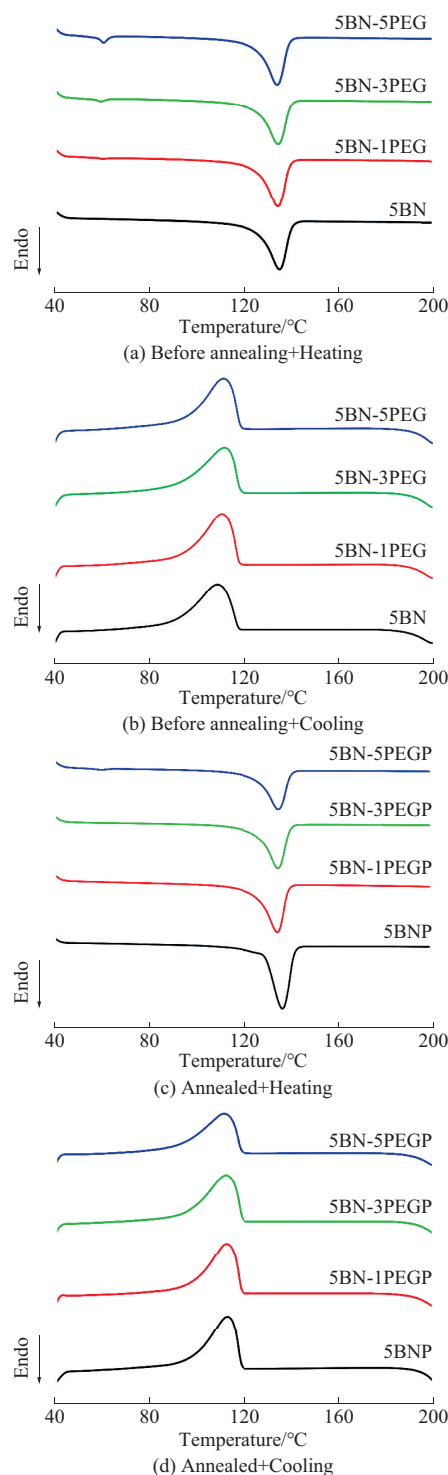


图6 PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的熔融与结晶曲线
Fig. 6 Melting and crystallization curves of PE-UHMW/BN/PEG composites before and after annealing

料的抗弯承载能力。这可能与DSC分析结果中PEG质量分数为1%的试样具有较高的结晶度有关。较高的结晶度有助于提升材料内部结构的致密性和链段规整程度,从而在一定程度上增强其抵抗弯曲变形的能力。当PEG质量分数继续增加至

表3 PE-UHMW/BN/PEG 复合材料退火前后的 DSC 数据

Tab. 3 DSC data of PE-UHMW/BN/PEG composites before and after annealing

PEG mass fraction/%	$\Delta H_m / (J \cdot g^{-1})$		Crystallinity/%		$T_m / ^\circ C$		$T_c / ^\circ C$	
	Original	Annealed	Original	Annealed	Original	Annealed	Original	Annealed
0	153.8	180.5	54.80	64.32	134.69	136.21	109.1	111.94
1	148.5	161.4	53.47	58.11	132.04	134.07	111.6	111.08
3	142.4	157.0	52.36	57.73	134.93	134.24	111.84	110.44
5	148.8	140.4	55.91	52.75	133.93	134.46	112.11	110.46

Notes: ΔH_m is melting enthalpy; T_m is melting temperature; T_c is crystallization temperature.

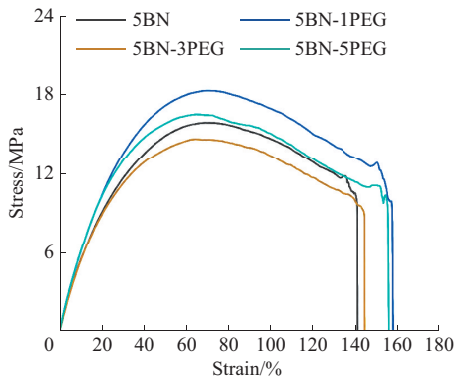


图7 PE-UHMW/BN/PEG 复合材料的弯曲应力-应变曲线

Fig. 7 Flexural stress-strain curves of PE-UHMW/BN/PEG composites

表4 PE-UHMW/BN/PEG 复合材料退火前后的弯曲模量

Tab. 4 Flexural modulus of PE-UHMW/BN/PEG composites before and after annealing

PEG mass fraction/%	Flexural modulus/MPa	
	Original	Annealed
0	56.90±0.39	71.33±4.06
1	63.68±0.09	79.51±1.69
3	58.18±1.46	66.90±1.38
5	62.47±2.47	64.59±3.78

表5 PE-UHMW/BN/PEG 复合材料退火前后的弯曲强度

Tab. 5 Flexural strength of PE-UHMW/BN/PEG composites before and after annealing

PEG mass fraction/%	Flexural strength/MPa	
	Original	Annealed
0	15.80±0.15	20.02±0.27
1	18.07±0.18	21.05±0.36
3	14.86±0.25	18.53±0.15
5	15.52±0.49	16.61±0.30

3%和5%时,复合材料的弯曲性能并未继续提高,说明PEG的加入对复合材料力学性能具有双重作用。一方面,少量PEG可以改善材料加工状态,促进链段重排,对性能提升有积极作用;另一方面,由于PEG与非极性PE-UHMW基体的相容性有限,随着PEG添加量的增加,其在复合材料中更容易形成分散相,削弱基体连续性,造成应力传递效率下降,进而使弯曲强度和模量提升受到限制,甚至下降。

图8为退火前后PE-UHMW/BN/PEG复合材料

的弯曲应力-应变曲线,对应数据列于表4和表5。由图8看出,大部分样品在退火后表现出较高的峰值应力和较大的弯曲模量,这表明与未退火样品相比,热处理有助于材料承载力和抗变形能力的提高。同时,结合表4和表5,各组样品的弯曲模量和弯曲强度在110℃退火4h后都有所提高,其中PEG质量分数为1%的试样仍是最高,这主要与退火促进了PE-UHMW基体内部链段重排和晶体完善有关。PE-UHMW在适当热处理条件下会发生更充分的结晶和晶体结构重组,从而改善材料的强度和模量^[17]。从PEG含量的影响来看,退火前后各组样品仍表现出“适量有利、过量受限”的变化规律。少量PEG的加入有助于改善链段运动能力和加工状态,使分子链在热处理过程中更容易发生重排,因此退火后的增强效应更为明显;但当PEG含量过高时,由于其与非极性PE-UHMW基体相容性有限,在材料中更易形成分散相或界面缺陷,削弱基体连续性和应力传递效率,因此力学性能提升幅度受到限制。

图9为PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的表面硬度。由图9可知,PEG含量及退火处理均会影响复合材料表面硬度,且其变化并非单调下降。未退火试样中,质量分数1%PEG的加入使硬度明显提高,说明少量PEG有助于改善PE-UHMW/BN复合材料的界面状态和结构致密性,从而增强表层抗压入变形能力;但当PEG质量分数增加至3%和5%时,硬度下降,可能与过量PEG引起的相容性降低、局部富集及增塑润滑作用有关。退火后,PEG质量分数分别为1%和3%的试样硬度降低,表明退火可能促进PEG迁移及分子链松弛,使表层抗变形能力下降;对于PEG质量分数为5%的试样,虽然其退火后硬度有所回升,但结合表3可知,该试样退火后结晶度明显下降,说明硬度回升并不完全归因于结晶完善,而可能与退火诱导的PEG局部重新分布、相区尺寸或界面状态变化,以及BN填料在近表层区域的承载作用有关。总体而

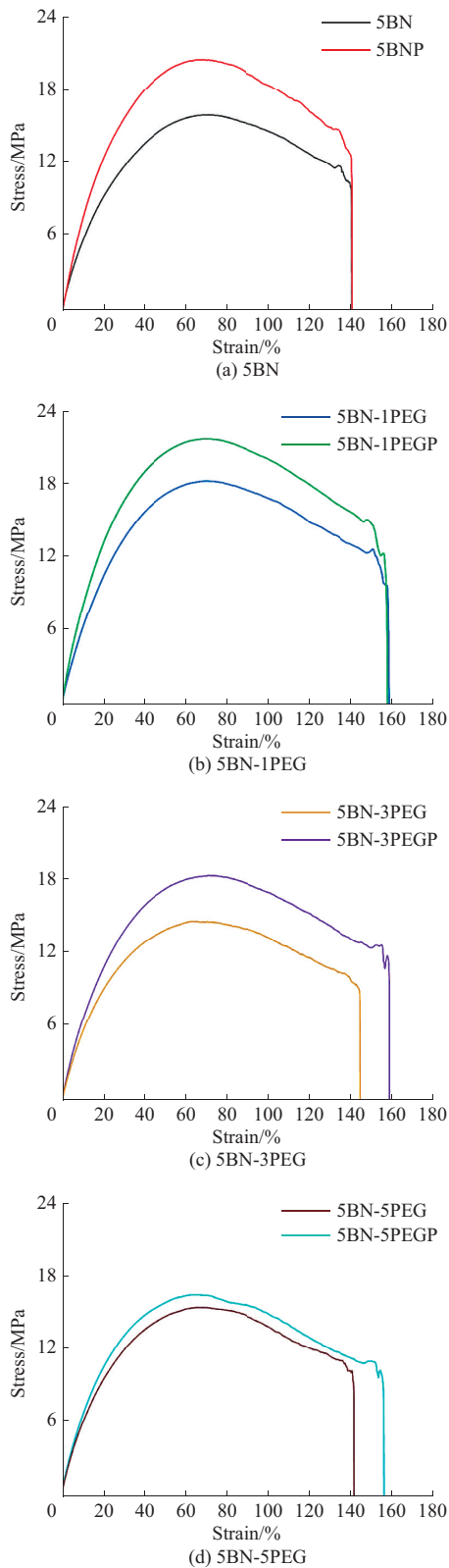


图8 PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的弯曲应力-应变曲线
Fig. 8 Flexural stress-strain curves of PE-UHMW/BN/PEG composites before and after annealing

言,PEG对复合材料表面硬度的影响具有明显含量依赖性,且硬度变化并不完全受整体结晶度控制,

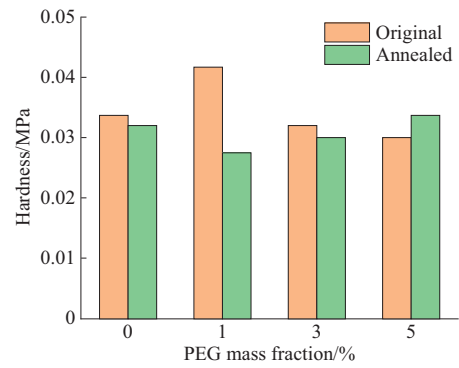


图9 PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的表面硬度

Fig. 9 Surface hardness of PE-UHMW/BN/PEG composites before annealing and annealed

还与退火引起的近表层相区结构、界面结合状态和填料承载效应相关^[18]。

2.4 PEG对PE-UHMW/BN复合材料的摩擦磨损性能的影响

PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的摩擦系数曲线如图10所示,水润滑环境下,在测试初期,每组样本都经历了短暂的磨合阶段,之后摩擦系数逐步趋于平稳。在退火前,加入PEG的复合材料摩擦系数整体低于未添加PEG的5BN试样,其中5BN-3PEG试样的摩擦系数最低,摩擦系数在PEG质量分数增加到5%时又略有上升。退火后,各含PEG试样的摩擦系数整体高于退火前,而未加PEG的5BN试样摩擦系数则明显降低,说明退火对不同

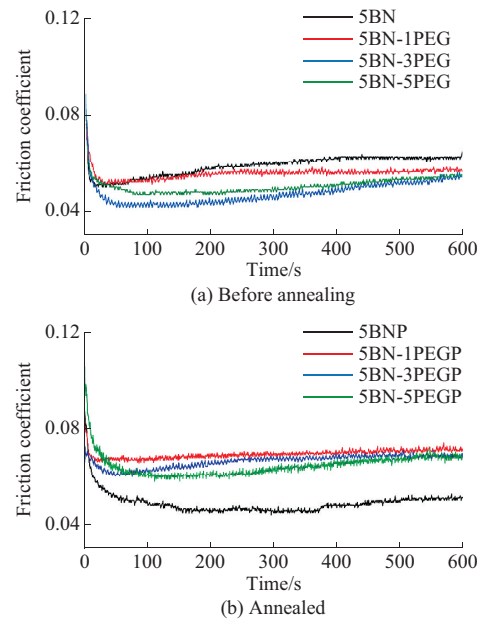


图10 PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的摩擦系数曲线

Fig. 10 Friction coefficient curves of PE-UHMW/BN/PEG composites before and after annealing

材料体系的摩擦行为影响存在显著差异。

各试样的平均摩擦系数如图11所示,可以看出,在退火前,适量PEG的引入有利于降低PE-UHMW/BN复合材料的平均摩擦系数,但当PEG含量继续提高时,减摩效果并未进一步增强。退火后,含PEG试样的平均摩擦系数整体上升,而未加PEG试样则有所下降。结合前述结果,适量PEG的加入能够改善复合材料的界面润湿性,有利于摩擦表面维持较稳定的水膜,从而降低界面剪切阻力,但当PEG含量过高或材料经退火处理时,内部晶体结构发生变化时,这种减摩作用会有所削弱。这一现象说明,PEG的减摩效果不仅与其分子链中羟基和醚键所赋予的亲水特性有关,还与退火前后材料结晶结构的变化密切相关^[19]。

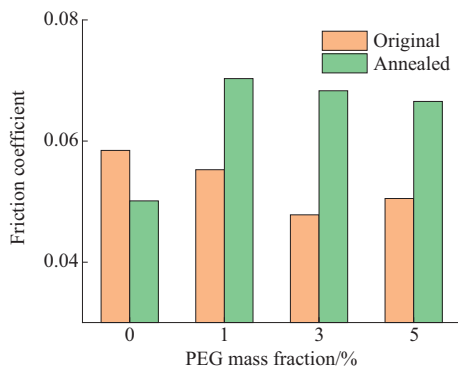


图11 PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的平均摩擦系数

Fig. 11 Average friction coefficient of PE-UHMW/BN/PEG composites before and after annealing

从整体实验结果来看,退火处理提高结晶度并不必然意味着水润滑条件下摩擦磨损性能同步改善。退火后,PE-UHMW基体内部晶体结构更加完善,材料整体模量和承载能力有所提高,但与此同时,非晶区链段活动能力减弱,表层在循环接触载荷下的塑性协调和应力缓冲能力可能下降。在水润滑往复摩擦过程中,材料表层不仅承受剪切作用,还会经历反复交变应力,因此当表层柔性降低时,局部应力更易集中并诱发表层微裂纹扩展和疲劳剥离。此外,退火还可能改变PEG相关相区的分布状态和界面结构,使其对界面润湿和水膜维持的有利作用减弱。

使用白光共聚焦三维形貌仪对磨损后的试样表面进行表征,并结合磨损率对复合材料在恒定法向载荷下的耐磨性能进行评价,结果如图12和图13所示。由图12可见,加入PEG后,复合材料磨痕截面整体趋于平缓,磨痕边缘起伏减弱,表明磨损过

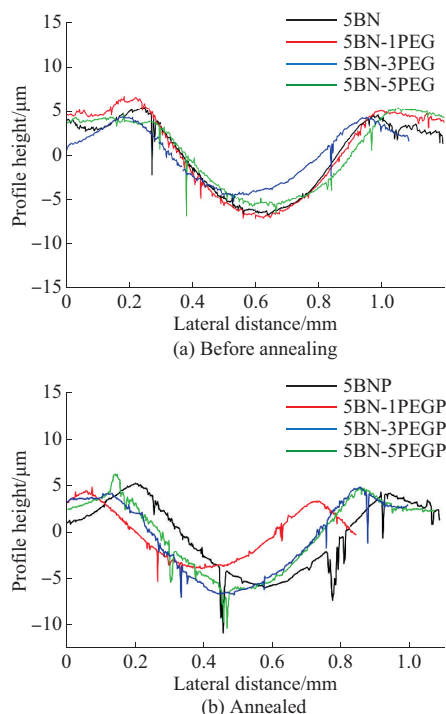


图12 PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的磨痕形貌

Fig. 12 Morphology of wear tracks of PE-UHMW/BN/PEG composites before and after annealing

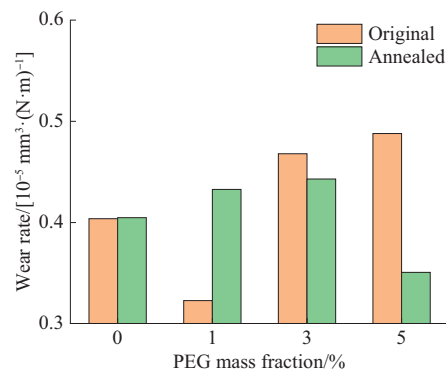


图13 PE-UHMW/BN/PEG复合材料退火前后的磨损率

Fig. 13 Wear rates of PE-UHMW/BN/PEG composites before and after annealing

程中的表层破坏程度有所缓和。图13进一步显示,少量PEG的引入有助于降低PE-UHMW/BN/PEG复合材料在未退火情况下的磨损率。这是由于PEG分子中含有亲水基团,如羟基、醚键等,能改善系统对水介质的亲和程度;更稳定的界面水膜在水润滑的情况下,可以帮助分担一部分的剪切效果,使直接接触和黏合作用在摩擦副间减弱,从而减少磨损。与此同时,液体介质还可带走摩擦热量,抑制表层温升和塑性变形累积,这也是水润滑下材料摩擦磨损性能优于干摩擦的重要原因^[12,20]。

除界面润滑效应外,适量PEG对材料近表层结

构和界面状态的调节也可能有利于耐磨性的提升。结合DSC和硬度测试结果可知,5BN-1PEG试样在结晶度未提升的情况下,表现出较低的磨损率,这可能与少量PEG改善体系界面润湿性、降低摩擦界面剪切阻力以及增强表层抗压入变形能力有关。适量PEG的引入有助于改善BN与PE-UHMW基体之间的界面协调性,使摩擦过程中表层损伤和局部剥离受到一定抑制,因此5BN-1PEG试样表现出较低的磨损率。当PEG质量分数继续增加至3%和5%时,磨损率有所升高,说明PEG的减摩和界面调节作用并非随其添加量增加而持续增强。这是由于较高PEG含量增强了增塑作用,削弱了材料表面硬度和局部抗压能力,另一方面,由于PEG与非极性聚乙烯基体相容性有限,过量添加后更易形成分散相和局部界面缺陷,降低应力传递效率,不利于磨损过程中的表层稳定性^[21-22]。

同时结合图13可以看出,退火后部分含PEG试样的磨损率并未继续下降,说明退火引起的晶体重组、表层硬度变化以及PEG相关界面结构调整,可能改变了材料在循环接触载荷下的损伤积累方式,使疲劳磨损占比上升。值得注意的是,PEG质量分数为5%的试样在退火后磨损率明显降低,说明高PEG含量的试样退火处理可能促进PEG相区的重新分布和近表层界面状态调整,使其在水润滑摩擦过程中发挥一定的润滑缓冲作用,从而减少表层材料剥离与磨粒去除,表现为磨损率下降。

图14为不同PEG含量的未退火试样的磨损表面的SEM照片。在未添加PEG的情况下,磨损表面显现出明显的垂直于滑动方向的条纹和局部点状凹坑,表现出疲劳磨损的特征。而添加了质量分数1%的PEG后,磨损表面相对更加平滑,当PEG质量分数增加到3%和5%时,磨粒切削作用增强的磨粒表面逐渐出现撕裂和犁削痕迹,说明磨粒磨损与局部疲劳剥落并存,磨粒磨损机制由表面损伤较轻转向磨粒磨损。这一现象说明,PEG虽可改善润湿性,但当含量过高时,界面缺陷和材料软化效应会使表层在往复剪切作用下更易发生撕裂和剥离。同时水润滑环境下水分子向摩擦界面及近表层区域的渗入,也可能改变PE-UHMW的局部结构响应,从而影响磨损形貌演化。

与退火前相比,退火后样品随PEG含量增加出现了更明显的鳞片状疲劳磨损特征,如图15所示,磨痕表面整体也趋于粗糙。这表明退火虽然能够提高材料整体结晶度和弯曲承载能力,但对水润滑

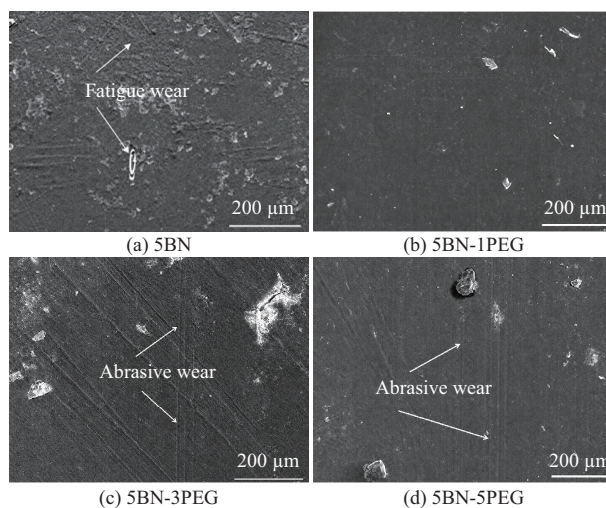


图14 PE-UHMW/BN/PEG复合材料的磨痕表面形貌

Fig. 14 Surface morphology of wear tracks of PE-UHMW/BN/PEG composites

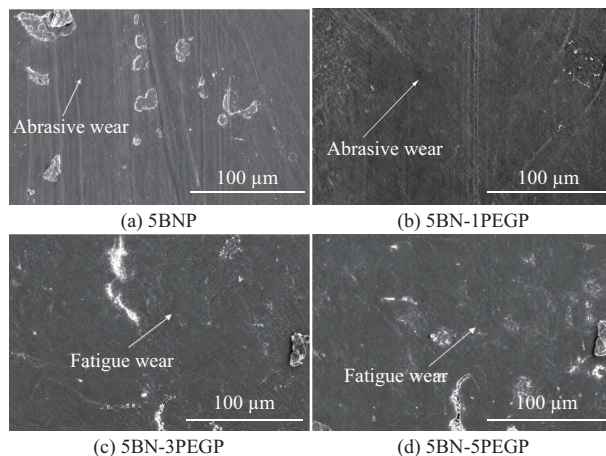


图15 退火后PE-UHMW/BN/PEG复合材料的磨痕表面形貌

Fig. 15 Surface morphology of wear tracks of PE-UHMW/BN/PEG composites after annealing

条件下的表层磨损机制并未完全起到抑制作用。

3 结论

(1)BN的引入显著改变了PE-UHMW的摩擦磨损行为,适量BN在水润滑环境下有助于提升材料表面的承载稳定性并改善摩擦界面状态。其中BN质量分数为3%的试样表现出较低的磨损率和较稳定的摩擦响应,但当BN含量进一步升高时,颗粒分散不均和界面缺陷会削弱BN对材料摩擦磨损性能的改善效果。

(2)在BN质量分数为5%的复合材料中进一步引入PEG后,复合材料的微观结构、结晶行为及力学性能均发生了明显变化。适量PEG能够改善材料的润湿性并促进分子链段重排,从而在一定程度上提高PE-UHMW/BN/PEG复合材料弯曲性能,其

中 PEG 质量分数为 1% 的试样表现出较优的弯曲模量、弯曲强度及综合耐磨性能。随着 PEG 含量继续增加,PEG 与 PE-UHMW 基体相容性有限所带来的分散相增多和界面结合减弱逐渐占主导,使材料表层硬度下降、局部抗变形能力减弱,导致磨损过程中更易出现撕裂、剥离和疲劳损伤。

(3)退火处理能够促进 PE-UHMW/BN/PEG 复合材料内部链段重排和晶体结构完善,提高材料结晶度,并在一定程度上改善材料的弯曲模量和弯曲强度。但退火并未同步提升材料在水润滑条件下的耐磨性能,原因是在该材料体系中,退火虽增强了材料整体刚性和承载能力,却降低了近表层非晶区链段的活动能力和塑性协调能力,使循环摩擦过程中局部应力更易集中并诱发疲劳剥离,同时,PEG 相关相区和界面结构的调整也可能削弱其润湿与稳膜作用,从而导致部分试样摩擦性能下降、疲劳磨损加剧。

参考文献

- [1] FARUK O, YANG Y, ZHANG J L, et al. A comprehensive review of ultrahigh molecular weight polyethylene fibers for applications based on their different preparation techniques[J]. *Advances in Polymer Technology*, 2023, 2023. DOI:10.1155/2023/6656692.
- [2] LIU X Y, WANG J Q, ASHBY C R, et al. Gold nanoparticles: Synthesis, physiochemical properties and therapeutic applications in cancer[J]. *Drug Discovery Today*, 2021, 26(5):1 284-1 292.
- [3] JOSHI A, MISHRA A, SAXENA V K. Impact response and energy absorption mechanisms of UHMWPE fabric and composites in ballistic applications: A comprehensive review[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2024, 185. DOI: 10.1016/j.compositesa.2024.108314.
- [4] BISTOLFI A, GIUSTRA F, BOSCO F, et al. Ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) for hip and knee arthroplasty: The present and the future[J]. *Journal of Orthopaedics*, 2021, 25: 98-106.
- [5] HUANG G D, LV W W, ZHU Y W, et al. Investigation of the effects of irradiation and aging on the tribological behavior of ultra-high molecular weight polyethylene/graphene oxide composites under water lubrication[J]. *RSC Advances*, 2024, 14(26):18 161-18 170.
- [6] LIU Y L, HAN Y X, YUAN L, et al. Synergistic enhancement of the friction and wear performance for UHMWPE composites under different aging times[J]. *Polymers*, 2024, 16(14). DOI: 10.3390/polym16142059.
- [7] SUI Y, QIU Z J, LIU Y, et al. Ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE)/high-density polyethylene (HDPE) blends with outstanding mechanical properties, wear resistance, and processability[J]. *Journal of Polymer Research*, 2023, 30(6). DOI: 10.1007/s10965-023-03592-y.
- [8] BIAN J, DAI K D, LV X J, et al. Effect of material and structure of ultra-high-molecular-weight polyethylene body armor on ballistic limit velocity: Numerical simulation[J]. *Polymers*, 2024, 16(21). DOI:10.3390/polym16212985.
- [9] LIU Z Q, YIN X C, ZHANG H, et al. Efficient preparation of BN/UHMWPE composites with oriented thermal conductivity by powder solid-state extrusion[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2023, 172. DOI:10.1016/j.compositesa.2023.107598.
- [10] 王新威, 张玉梅, 孙勇飞, 等. 超高分子量聚乙烯材料的研究进展[J]. *化工进展*, 2020, 39(9):3 403-3 420.
WANG Xinwei, ZHANG Yumei, SUN Yongfei, et al. Research progress of ultra high molecular weight polyethylene[J]. *Chemical Industry and Engineering Progress*, 2020, 39(9):3 403-3 420.
- [11] 汪叶舟, 曲绍宁, 霍欣, 等. 六方氮化硼改性聚合物基介电复合材料的进展[J]. *化学推进剂与高分子材料*, 2021, 19(5):7-13.
WANG Yezhou, QU Shaoning, HUO Xin, et al. Research progress of hexagonal boron nitride modified polymer-based dielectric composite[J]. *Chemical Propellants & Polymeric Materials*, 2021, 19(5):7-13.
- [12] ZHENG T, LI X, GU J X, et al. Penetration of lubricating water molecules at the frictional interface of UHMWPE: Insights from molecular dynamics simulations[J]. *Journal of Molecular Liquids*, 2022, 368. DOI:10.1016/j.molliq.2022.120760.
- [13] GANGWANI P, KOVAČ J, EMAMI N, et al. Effect of multi-scale fillers on the tribological behavior of UHMWPE composites in water-lubricated contacts[J]. *Tribology International*, 2024, 196. DOI:10.1016/j.triboint.2024.109669.
- [14] PATEL K, CHIKKALI S H, SIVARAM S. Ultrahigh molecular weight polyethylene: Catalysis, structure, properties, processing and applications[J]. *Progress in Polymer Science*, 2020, 109. DOI: 10.1016/j.progpolymsci.2020.101290.
- [15] FU C C, ZHANG R, TIAN J, et al. Polymer chain conformations in hybrid composites of UHMWPE incorporated by GNP/MWCNT[J]. *Journal of Polymer Research*, 2023, 30(6). DOI: 10.1007/s10965-023-03629-2.
- [16] ZHOU J, ZHANG X, ZHAO S C, et al. Chain disentanglement in POSS/UHMWPE composites prepared via in-situ polymerization [J]. *Journal of Polymer Research*, 2022, 29(3). DOI: 10.1007/s10965-022-02909-7.
- [17] DONG P, ZHANG Q, WANG K, et al. Pursuit of the correlation between yield strength and crystallinity in sintering-molded UHMWPE[J]. *Polymer*, 2021, 215. DOI: 10.1016/j.polymer.2020.123352.
- [18] NORAZLINA H, KAMAL Y. Elucidating the plasticizing effect on mechanical and thermal properties of poly(lactic acid)/carbon nanotubes nanocomposites[J]. *Polymer Bulletin*, 2021, 78(12): 6 911-6 933.
- [19] ZENG Q F, HASAN M R. A comprehensive review of water based lubrication technology[J]. *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*, 2026, 156:530-548.
- [20] ZHANG Z K, SHEN C J, ZHANG P P, et al. Fundamental, mechanism and development of hydration lubrication: From bio-inspiration to artificial manufacturing[J]. *Advances in Colloid and Interface Science*, 2024, 327. DOI:10.1016/j.cis.2024.103145.
- [21] XIE Z L, JIAO J, YANG K, et al. A state-of-art review on the water-lubricated bearing[J]. *Tribology International*, 2023, 180. DOI:10.1016/j.triboint.2023.108276.
- [22] ZHANG X H, YU T, GUO F, et al. Analysis of the influence of small quantity secondary lubricant on water lubrication[J]. *Tribology International*, 2021, 159. DOI:10.1016/j.triboint.2021.106998.