

УДК 678.073:661.481

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН И ДИСУЛЬФИДА ВОЛЬФРАМА НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

А. А. ОХЛОПКОВА^{1,2}, А. П. ВАСИЛЬЕВ¹⁺, Т. С. СТРУЧКОВА¹, А. Г. АЛЕКСЕЕВ¹, П. Н. ГРАКОВИЧ³¹Северо-Восточный федеральный университет имени М. К. Аммосова, ул. Белинского, 58, 677000, г. Якутск, Россия²Институт проблем нефти и газа СО РАН, ул. Октябрьская, 1, 677000, г. Якутск, Россия³Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого НАН Беларуси, ул. Кирова, 32а, 246050, г. Гомель, Беларусь

Цель работы — исследование влияния бинарных наполнителей, углеродных волокон совместно с дисульфидом вольфрама, на структуру и свойства ПТФЭ. Изучено влияние углеродных волокон (1–10 мас.%) и дисульфида вольфрама (1 мас.%) на свойства и структуру политетрафторэтилена (ПТФЭ). Проведены физико-механические и триботехнические испытания полимерных композиционных материалов на основе ПТФЭ, наполненного углеродными волокнами и бинарными наполнителями (углеродных волокон совместно с дисульфидом вольфрама). Показано, что введение углеродных волокон и бинарных наполнителей в ПТФЭ приводит к существенному улучшению износостойкости при сохранении низкого коэффициента трения и деформационно-прочностных характеристик на уровне исходной полимерной матрицы. Для объяснения подобного изменения свойств материалов, проведены структурные исследования ПТФЭ и полимерных композиционных материалов методами рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии и атомно-силовой микроскопии. Сравнения результатов триботехнических испытаний между полимерными композиционными материалами показало, что использование бинарных наполнителей значительно улучшает триботехнические характеристики, чем полимерные композиты только с углеродными волокнами. Показано, что углеродные волокна способствуют созданию локальных контактных зон, а частицы самосмазывающегося WS_2 облегчают процесс передеформирования связующего ПТФЭ.

Ключевые слова: политетрафторэтилен, углеродные волокна, дисульфид вольфрама, полимерный композиционный материал, износостойкость, коэффициент трения.

INFLUENCE OF CARBON FIBERS AND TUNGSTEN DISULFIDE ON THE PROPERTIES AND STRUCTURE OF POLYTETRAFLUOROETHYLENE

А. А. OKHLOPKOVA^{1,2}, А. Р. VASILEV¹⁺, Т. С. STRUCHKOVA¹, А. Г. ALEKSEEV¹, P. N. GRAKOVICH³¹North-Eastern Federal University, Belinsky St., 58, 677000, Yakutsk, Russia²Institute of Oil and Gas Problems of the SBRAS, Oktyabrskaya St., 1, 677980, Yakutsk, Russia³V. A. Belyi Metal-Polymer Research Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Kirov St., 32a, 246050, Gomel, Belarus

Polymer composite materials (PCM) based on polymers of tribotechnical appointment become important materials for friction units of machines and technological equipment. In this paper, the influence of carbon fibers (1–10 wt.%) and tungsten disulfide (1 wt.%) on the properties and structure of polytetrafluoroethylene (PTFE) has been studied. Physical-mechanical and tribotechnical tests of polymer composite materials based on PTFE, filled with carbon fibers and binary fillers, were carried out. It is shown, that the introduction of carbon fibers and binary fillers (carbon fibers with tungsten disulfide) in PTFE leads to a significant improvement in wear resistance while maintaining a low coefficient of friction

⁺ Автор, с которым следует вести переписку. E-mail: gtvar@mail.ru

and deformation-strength characteristics at the level of the initial polymer matrix. To explain this change in the properties of materials were carried out on structural studies of PTFE and polymer composite materials using X-ray diffraction analysis, scanning electron microscopy and atomic force microscopy were carried out. Comparison of the results of tribotechnical tests between polymeric composite materials has shown that the use of binary fillers significantly improves tribotechnical characteristics than polymer composites with carbon fibers alone. It is shown that carbon fibers contribute to the creation of local contact zones, and self-lubricating WS₂ particles facilitate the process of redeformation the PTFE binder.

Keywords: polytetrafluoroethylene, carbon fibers, tungsten disulfide, polymer composite material, wear resistance, coefficient of friction.

Введение

Среди промышленно выпускаемых полимеров политетрафторэтилен (ПТФЭ) и полимерные композиционные материалы (ПКМ) на его основе являются одними из наиболее эффективных антифрикционных материалов, эксплуатируемых в узлах трения техники и технологического оборудования [1]. Это обусловлено высокой химической инертностью, низким коэффициентом трения по стали и широким диапазоном температуры эксплуатации политетрафторэтилена [2]. Низкая износостойкость и хладотекучесть ограничивают области применения ПТФЭ.

Одним из актуальных способов модифицирования полимеров является введение наполнителей разной химической природы и дисперсности, что приводит к улучшению триботехнических характеристик полимерных композиционных материалов (ПКМ) [3, 4]. Большинство исследований проведено с полимерами, наполненными наноразмерными частицами совместно с волокнами [5–8]. На основании литературных данных показано, что для ПКМ с бинарными наполнителями имеются общие тенденции по изменению свойств: дополнительное введение наноразмерных частиц в наполненные волокнами полимеры уменьшает адгезионный контакт между ПКМ и контртелом за счет rolling effect; наноразмерные частицы, локализованные на поверхностях трения, снижают концентрацию напряжений на отдельных волокнах, что приводит к улучшению триботехнических характеристик ПКМ. В работе Рапорт Л. (Raport L.) и сотрудников [9] показано, что аналогичным rolling effect обладают наноразмерные частицы WS₂.

В работе авторов М. Конте и А. Игартуа (M. Conte и A. Igartua) [10] исследованы ПКМ с разным содержанием стеклянных волокон и MoS₂. Показано, что композиты с бинарными наполнителями приводят к снижению коэффициента трения и износа по сравнению с ПКМ, наполненными одним видом наполнителя. Авторы объясняют снижение коэффициента трения и износа материалов тем, что слоистые частицы дисульфида молибдена снижают контакт между стеклянными волокнами и контртелом, что приводит к образованию более устойчивой пленки переноса на поверхности контртела.

В работе Ли Х. (Li H.) и сотрудников [11] исследованы тканевые композиты состава ПТФЭ/кевлар, модифицированные WS₂ с субмикрометровыми размерами. Показано, что дополнительное введение

частиц WS₂ существенно снижает коэффициент трения и скорость изнашивания тканевых композитов, по сравнению с композитами без содержания дисульфида вольфрама.

Цель работы — исследование влияния бинарных наполнителей, углеродных волокон совместно с дисульфидом вольфрама, на структуру и свойства ПТФЭ.

Материалы и методы исследования

В качестве полимерной матрицы использовали политетрафторэтилен (ПТФЭ) марки Ф-4-ПН-90 («ГалоПолимер», Россия). ПТФЭ представляет собой легко комкующийся порошок белого цвета, плотность 2,16 г/см³, средний размер частиц варьируется в пределах 46–135 мкм.

В качестве углеродного наполнителя использовали модифицированные углеродные волокна (УВ) БЕЛУМ (Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого НАН Беларуси), модифицированные плазмохимическим методом в среде фторорганических соединений. Длина волокон варьируется в пределах 50–500 мкм. Диаметр филамента варьируется 4,5–10,0 мкм. Для улучшения триботехнических характеристик использовали наполнитель антифрикционного назначения дисульфид вольфрама (WS₂) («MicroLubrol», США) с чистотой 99%, плотностью 2,04 г/см³, размером частиц 0,6–2,5 мкм. Частицы дисульфида вольфрама механоактивированы в планетарной мельнице «Активатор-2S» («Активатор», Россия) в течение 2 мин с центробежным ускорением шаров 80 м/с². Отношение массы активируемого вещества к массе шаров составляет 1:40.

Образцы изготовлены по стандартной технологии переработки ПТФЭ: смешение компонентов в высокоскоростном лопастном смесителе, прессование на гидравлическом прессе при удельном давлении 50 МПа и спекание в программируемой печи «SNOL 180/400» («SNOL», Литва) при 375 °С.

Физико-механические характеристики ПТФЭ и ПКМ определяли, используя стандартизированные методы. Методом испытания на растяжение согласно ГОСТ 11262 определяли прочность при растяжении $\sigma_{рм}$, относительное удлинение при разрыве $\epsilon_{рм}$, прочность при условном пределе текучести $\sigma_{рпв}$. Использовали образцы в виде лопаток типа П, скорость перемещения захватов 100 мм/мин. Методом испытания на сжатие согласно ГОСТ 4651 определяли напряжение при сжатии при 10%-ной дефор-

мации, использовали образцы в виде прямого цилиндра с диаметром $10,00 \pm 0,01$ мм, скорость испытания 1 мм/мин на универсальной испытательной машине «Autograf AGS-J» («Shimadzu», Япония). Плотность ПТФЭ и ПКМ исследовали согласно ГОСТ 15139.

Коэффициент трения ПТФЭ и ПКМ определяли согласно ГОСТ 11629 на трибомашине «UMT-3» («CETR», США). Схема трения «палец–диск». Образцы диаметром $10,00 \pm 0,01$ мм. Контртело — стальной диск из стали 45 с твердостью 45–50 HRC, шероховатость $R_a = 0,06–0,08$ мкм. Удельная нагрузка — 2 МПа, линейная скорость скольжения — 0,2 м/с. Время испытания 3 ч. Скорость изнашивания k рассчитывали по формуле:

$$k = \frac{v_{lost}}{F_N \times d} = \frac{\Delta m}{\rho \times F_N \times d},$$

где F_N , Н — нормальная сила; d , м — путь скольжения; Δm , г — масса изношенного материала; ρ , г/см³ — плотность образцов [12].

На рентгеновском порошковом дифрактометре «ARL X'TRA» («Thermo Fisher Scientific», Швейцария) определяли степень кристалличности ПТФЭ и ПКМ по соотношению площадей рефлексов, соответствующих аморфным и кристаллическим областям. В качестве источника излучения использовали рентгеновскую трубку с медным анодом ($\lambda(\text{CuK}\alpha) = 0,154$ нм), сканирование проводили в диапазоне от 3 до 60° с шагом 0,04° и временем накопления в каждой точке в течение 3 с (погрешность 0,01° зависит от разных факторов). В качестве образцов использовали пластины с размером 30×30 мм, с толщиной 3,5 мм. Первичную обработку данных проводили с использованием программы WinXRD, качественный анализ — программы Crystallographica Search-Match. На растровом электронном микроскопе «JSM-7800F LV» («JEOL», Япония) исследовали надмолекулярную структуру и поверхности трения ПТФЭ и ПКМ. Образцы для исследования получали методом холодного скола (жидкий азот), исследования проводили в режиме вторичных электронов. Структуру поверхностей трения ПКМ исследовали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе «NTEGRA-PRIMA» («НТ-МДТ», Россия). Режим работы — полуконтактный. Изображения АСМ регистрировали при помощи программного обеспечения Nova и Image Analysis (НТ-МДТ, Россия).

Результаты и их обсуждение

Результаты исследования физико-механических свойств ПТФЭ и ПКМ на его основе приведены в табл. 1. Как видно из табл. 1, деформационно-прочностные характеристики ПКМ на основе ПТФЭ, наполненного УВ сохраняются на уровне ненаполненного полимера во всем интервале наполнения (1–10 мас. %). Напряжение при сжатии при установленной относительной деформации (10, %) и прочность

при условном пределе текучести повышаются с увеличением содержания углеродных волокон в ПТФЭ. Значения напряжения при сжатии при установленной относительной деформации (10%) ПКМ выше на 60%, по сравнению с исходным ПТФЭ, при содержании 8–10 мас. % УВ. Значение прочности при условном пределе текучести ПКМ на основе ПТФЭ с УВ выше на 63%, по сравнению с ненаполненным полимером, при содержании 8–10 мас. % УВ.

Таблица 1 — Физико-механические характеристики ПТФЭ и ПКМ

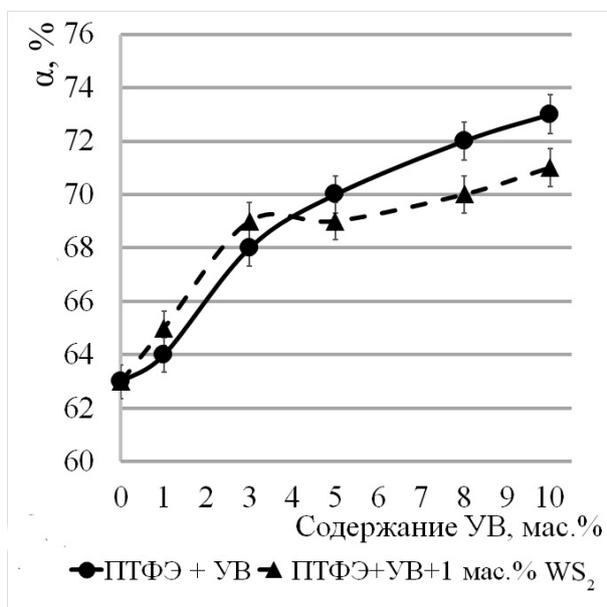
Table 1 — Mechanical properties of initial PTFE and PCM

№	Состав композиции	$\sigma_{\text{рм}}$, МПа	$\epsilon_{\text{рр}}$, %	$\sigma_{\text{сд}}$, МПа	$\sigma_{\text{рмв}}$, МПа
1	Исходный ПТФЭ	$21,0 \pm 1,5$	320 ± 16	16 ± 1	11 ± 1
2	ПТФЭ+1 мас. % УВ	$20,0 \pm 1,5$	330 ± 16	17 ± 1	12 ± 1
3	ПТФЭ+3 мас. % УВ	$20,0 \pm 1,4$	316 ± 16	20 ± 1	13 ± 1
4	ПТФЭ+5 мас. % УВ	$22,0 \pm 1,8$	310 ± 16	24 ± 1	15 ± 1
5	ПТФЭ+8 мас. % УВ	$21,0 \pm 1,5$	345 ± 17	25 ± 1	18 ± 1
6	ПТФЭ+10 мас. % УВ	$20,0 \pm 1,0$	351 ± 17	26 ± 1	18 ± 1
7	ПТФЭ+1 мас. % УВ+1 мас. % WS ₂	$18,0 \pm 1,4$	323 ± 17	17 ± 1	13 ± 1
8	ПТФЭ+3 мас. % УВ+1 мас. % WS ₂	$18,0 \pm 1,4$	347 ± 17	19 ± 1	14 ± 1
9	ПТФЭ+5 мас. % УВ+1 мас. % WS ₂	$19,0 \pm 1,5$	294 ± 14	20 ± 1	15 ± 1
10	ПТФЭ+8 мас. % УВ+1 мас. % WS ₂	$18,0 \pm 1,2$	299 ± 14	21 ± 1	16 ± 1
11	ПТФЭ+10 мас. % УВ+1 мас. % WS ₂	$17,0 \pm 1,3$	264 ± 13	22 ± 1	16 ± 1

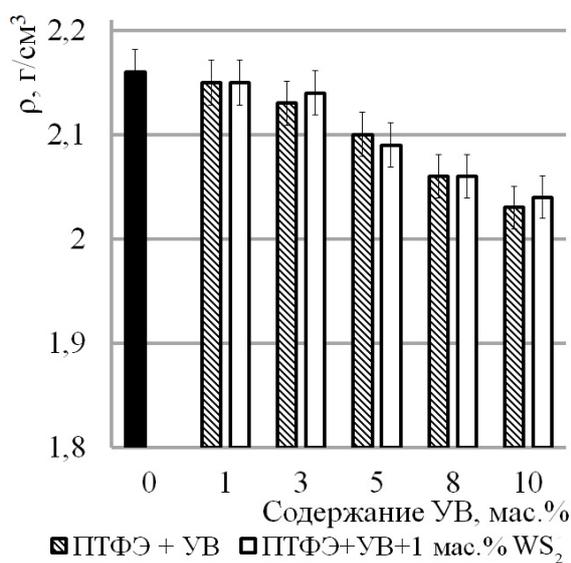
Введение бинарных наполнителей (УВ+WS₂) в ПТФЭ приводит к сохранению прочности при растяжении и относительного удлинения при разрыве по сравнению с исходным полимером при содержании волокнистого наполнителя 1–8 мас. %. Прочность при растяжении ПКМ с 1 и 10 мас. % УВ и WS₂ соответственно снизилась на 20%, относительное удлинение при разрыве снизилось на 18%, по сравнению с исходным полимером. Напряжение при сжатии при установленной относительной деформации (10%) ПТФЭ, наполненного бинарными наполнителями, выше на 37%, по сравнению с исходным ПТФЭ, при содержании 8–10 мас. % УВ. Прочность при условном пределе текучести ПКМ, по сравнению с исходным ПТФЭ, увеличилась на 45% при содержании 8–10 мас. % УВ.

На рис. 1 приведены результаты исследования степени кристалличности и плотности ПТФЭ и ПКМ на его основе. Как видно из рис. 1, а, при введении наполнителя, степень кристалличности ПКМ повышается с увеличением содержания УВ, по сравнению с исходным ПТФЭ, что свидетельствует об увеличении доли регулярно упакованных молекул полимера. Плотность ПКМ с увеличением содержания УВ монотонно уменьшается, по сравнению с ненапол-

ненным ПТФЭ (рис. 1, б). Введение WS_2 в систему ПТФЭ + УВ не приводит к изменению плотности композитов, по сравнению с ПКМ только с УВ. Мονотонное снижение плотности ПКМ с увеличением содержания волокнистого наполнителя, возможно, обусловлено низкой плотностью УВ ($1,45 \text{ г/см}^3$), по сравнению с полимерной матрицей ПТФЭ ($2,16 \text{ г/см}^3$).



а



б

Рисунок 1 — Зависимость степени кристалличности (а) и плотности (б) ПТФЭ и ПКМ от содержания УВ
Fig. 1 — Depending of the degree of crystallinity (a) and density (б) of the PTFE and PCM on CFs content

Проведены исследования надмолекулярной структуры ПТФЭ и ПКМ методом РЭМ (рис. 2). Как видно из рис. 2, а, надмолекулярная структура ПТФЭ характеризуется как ламеллярная. При введении наполнителей надмолекулярная структура ПТФЭ изменяется. Углеродные волокна

на в объеме ПТФЭ распределяются достаточно равномерно и ориентированы хаотично (рис. 2, б), независимо от дополнительного введения дисульфида вольфрама (рис. 2, в). Из рис. 2, в видно, что частицы WS_2 (указаны стрелками) локализованы в объеме ПТФЭ между волокнами.

Плазмохимически модифицированные углеродные волокна характеризуются более высоким межмолекулярным взаимодействием с ПТФЭ, что приводит к сохранению деформационно-прочностных характеристик композита относительно исходного полимера [13, 14]. Кроме того, волокна, хаотично ориентированные в ПТФЭ, изотропно армируют полимерную матрицу, что приводит к повышению напряжения при сжатии при установленной относительной деформации (10, %) и прочности при условном пределе текучести ПКМ, по сравнению с ненаполненным ПТФЭ, независимо от содержания дисульфида вольфрама.

На рис. 3 приведены результаты триботехнических испытаний ПКМ на основе ПТФЭ с углеродными волокнами и бинарным наполнителем. Износостойкость ПТФЭ при введении наполнителей существенно улучшается. Как видно из рис. 3, а, при введении модифицированных углеродных волокон от 1 до 10 мас. % износостойкость ПКМ повышается в 40–320 раз по сравнению с исходным ПТФЭ. При введении бинарных наполнителей (УВ+ WS_2) в ПТФЭ, скорость изнашивания ПКМ уменьшается в 65–670 раз относительно ненаполненного ПТФЭ.

Коэффициент трения — важная характеристика антифрикционных материалов, влияющая на износостойкость при заданных условиях трения. Из рис. 3, б видно, что при введении УВ в ПТФЭ значение коэффициента трения повышается на 77%, по сравнению с ненаполненным ПТФЭ, при содержании углеродных волокон от 8 до 10 мас. %. При введении бинарных наполнителей (УВ+ WS_2) в ПТФЭ показано сохранение коэффициента трения ПКМ на уровне ненаполненного полимера во всем интервале содержания волокон.

Для объяснения изменения триботехнических характеристик ПТФЭ и ПКМ проведены микроскопические исследования поверхностей трения образцов. На рис. 4 представлена микрофотография поверхности трения ненаполненного ПТФЭ. Как видно из рис. 4, на поверхности трения ненаполненного ПТФЭ, зарегистрировано формирование борозд, ориентированных по направлению скольжения. Формирование бороздчатой поверхности после трения ненаполненного ПТФЭ обусловлено ламеллярной структурой полимера (рис. 2, а), которая характеризуется высокой скоростью изнашивания полимера при трении [15].

На рис. 5 приведены микрофотографии поверхностей трения ПКМ в зависимости от содержания УВ. Как видно из рис. 5, УВ на поверхности трения ПКМ распределены равномерно и ориентированы хаотично, как и в объеме полимерной матрицы (рис. 2, б, в). Концентрация волокон на поверхности трения ПКМ с увеличением содержания УВ растет.

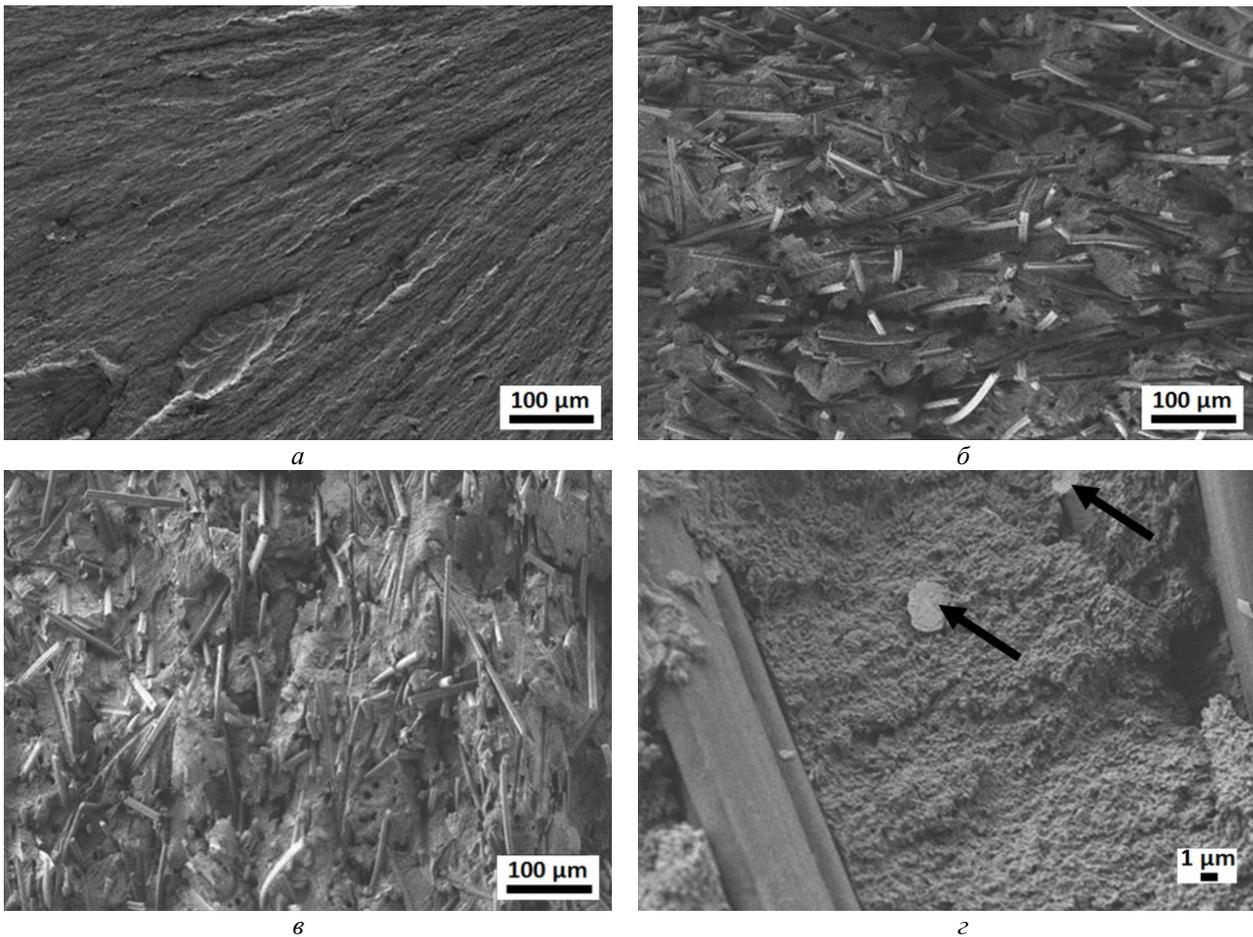
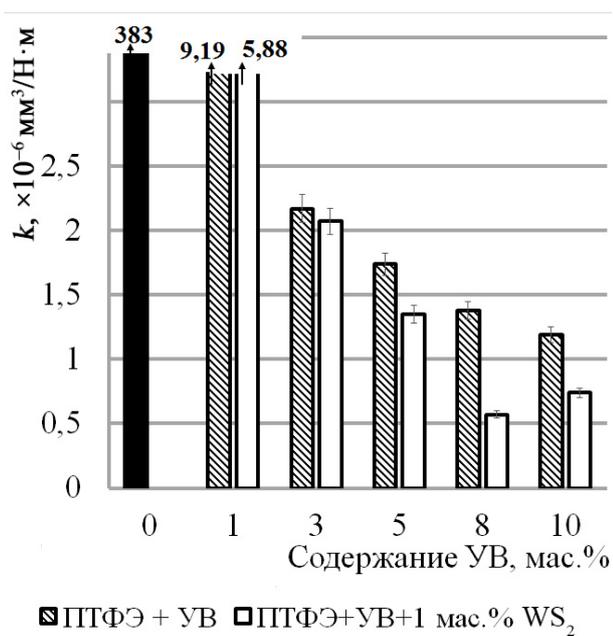
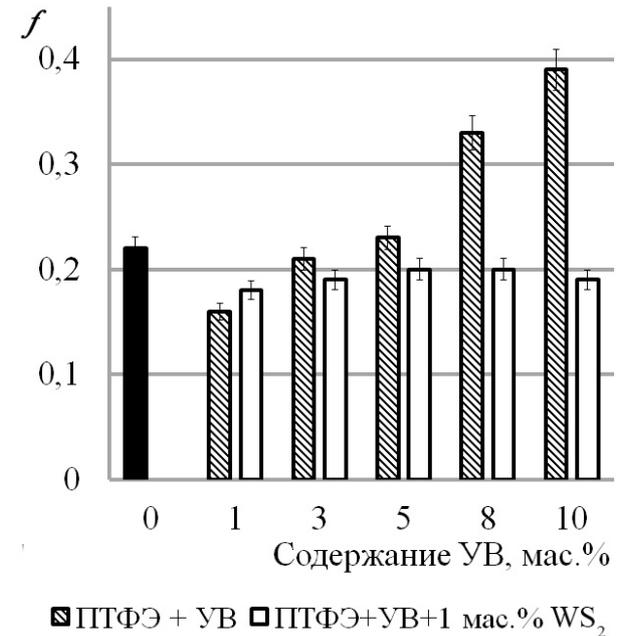


Рисунок 2 — Микрофотографии надмолекулярной структуры ПТФЭ и ПКМ: а) ненаполненный ПТФЭ; б) ПТФЭ+8 мас.% УВ; в) ПТФЭ+8 мас.% УВ+1 мас.% WS₂; г) ПТФЭ+8 мас.% УВ+1 мас.% WS₂
 Fig. 2 — Micrographs supramolecular structure of PTFE and PCM: а) unfilled PTFE; б) PTFE+8 wt.% CF; в) PTFE+8 wt.% CF+1 wt.% WS₂; г) PTFE+8 wt.% CF+1 wt.% WS₂



а



б

Рисунок 3 — Зависимость скорости изнашивания (а) и коэффициента трения (б) ПТФЭ и ПКМ от содержания УВ
 Fig. 3 — Depending of wear rate (а) and coefficient of friction (б) of the PTFE and PCM on the CFs content



Рисунок 4 — Микрофотография поверхности трения образцов из ненаполненного ПТФЭ

Fig. 4 — Micrograph of the friction surface initial PTFE

Анализ изображений поверхностей трения ПКМ (рис. 5), свидетельствует о том, что в процессе фрикционного взаимодействия, углеродные волокна становятся микровыступами и защищают материал от изнашивания [15].

На рис. 6 приведены результаты исследования поверхностей трения ПКМ методом АСМ и РЭМ. Методом АСМ измерены волокна после трения ПКМ, на поверхности трения сечение волокна составляет 10,39 мкм, высота по средней линии 1,67 мкм (рис. 6, а). Как видно из рис. 6, б, после трения поверхность углеродного волокна изнашивается, что согласуется с данными по исследованию поверхностей трения ПКМ методом РЭМ (рис. 6, в). Поверхность волокна (рис. 6, б, з) изнашивается по направлению скольжения. Совокупность данных АСМ и РЭМ подтверждает, что углеродные волокна при трении становятся микровыступами, вследствие чего, повышается износостойкость ПКМ.

Для выяснения роли WS_2 на процессы трения ПКМ на основе ПТФЭ с УВ проведены исследования поверхности трения методом РЭМ при большом увеличении (рис. 7).

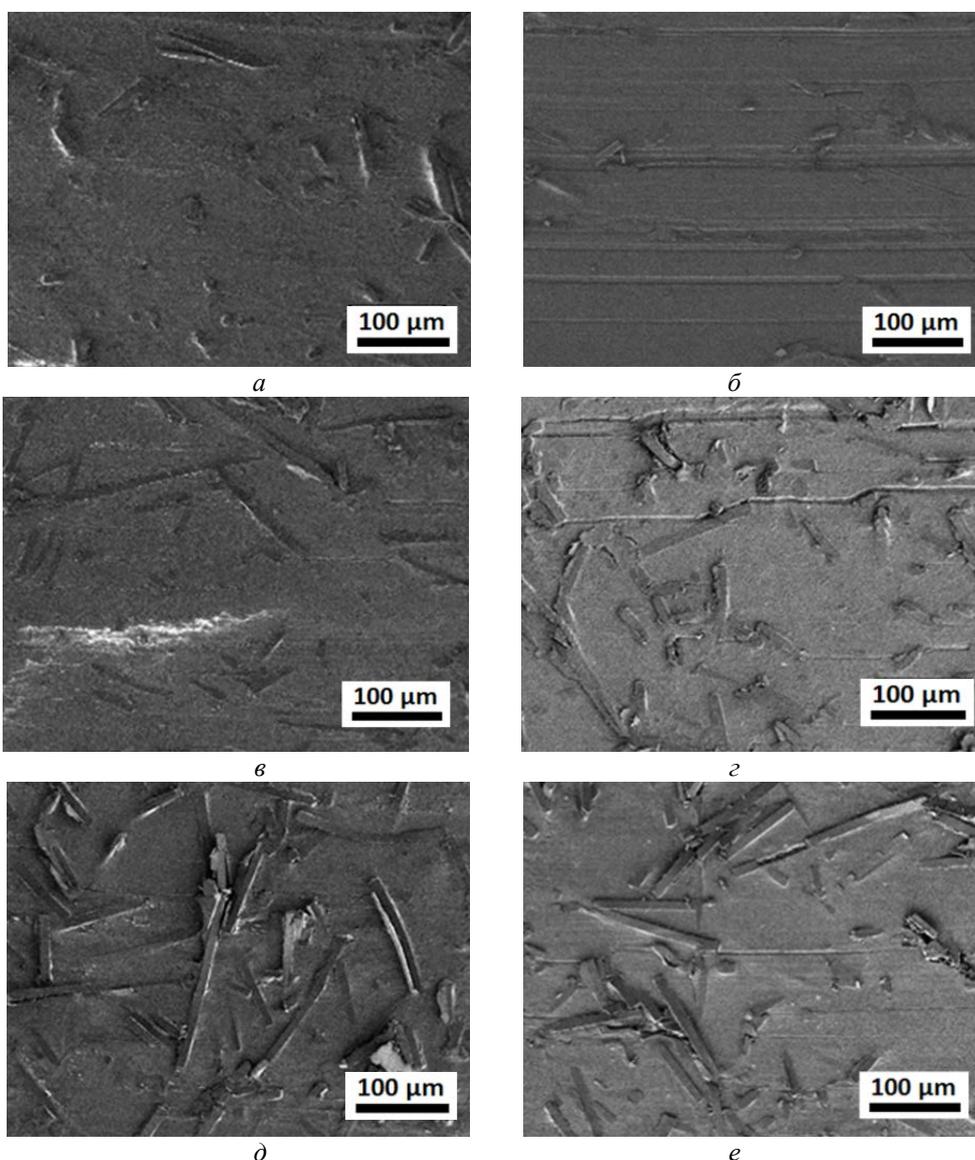


Рисунок 5 — Микрофотографии поверхностей трения образцов из ПКМ: а) ПТФЭ+1 мас.% УВ; б) ПТФЭ+1 мас.% УВ+1 мас.% WS_2 ; в) ПТФЭ+5 мас.% УВ; г) ПТФЭ+5 мас.% УВ+1 мас.% WS_2 ; д) ПТФЭ+10 мас.% УВ; е) ПТФЭ+10 мас.% УВ+1 мас.% WS_2

Fig. 5 — Micrographs of the friction surfaces PCM: а) PTFE+1 wt.% CF; б) PTFE+1 wt.% CF+1 wt.% WS_2 ; в) PTFE+5 wt.% CF; г) PTFE+5 wt.% CF+1 wt.% WS_2 ; д) PTFE+10 wt.% CF; е) PTFE+10 wt.% CF+1 wt.% WS_2

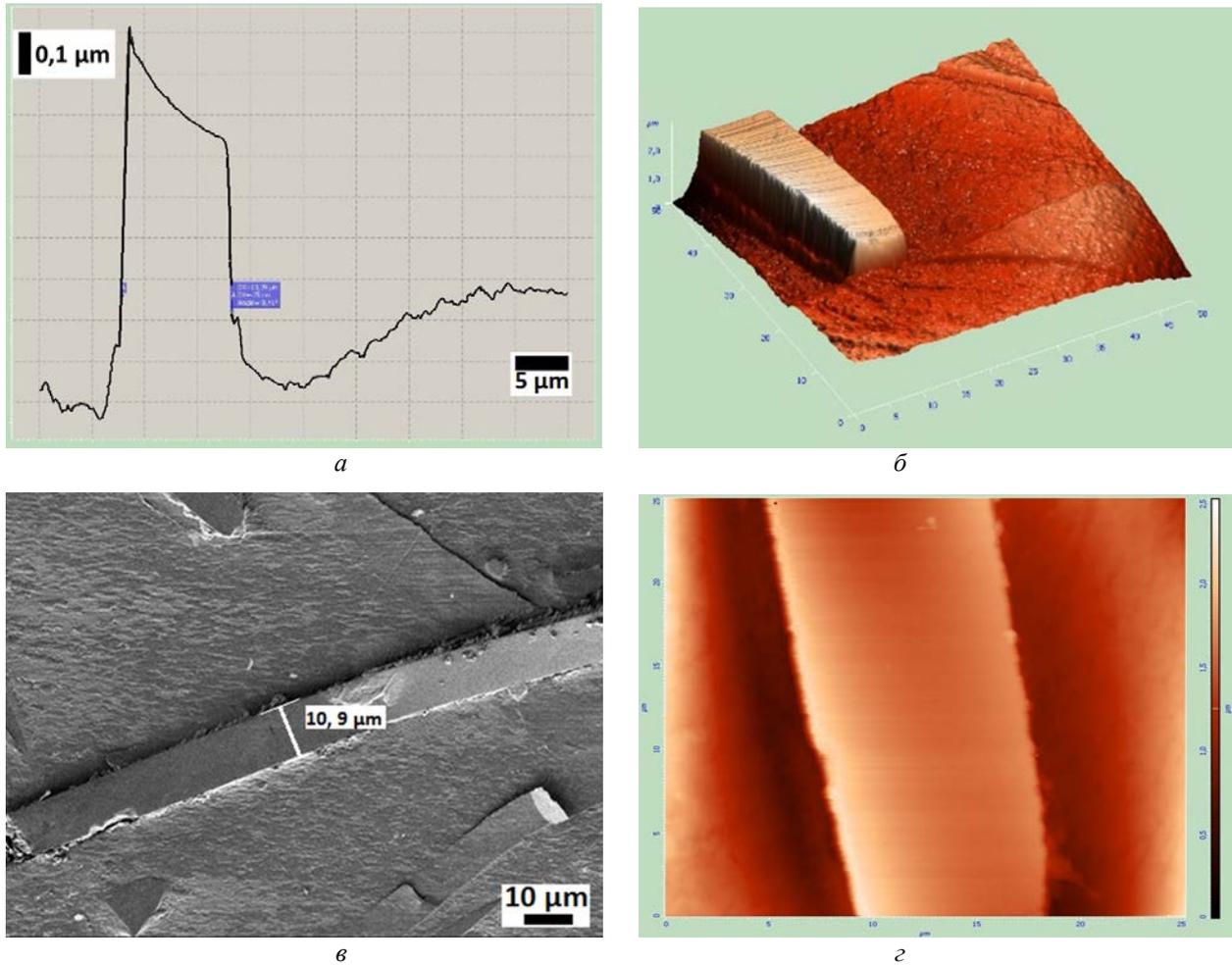


Рисунок 6 — Изображения поверхности трения ПКМ состава: ПТФЭ+УВ, полученные методами АСМ (а, б) и РЭМ (в, г): а) поперечное сечение волокна на поверхности трения ПКМ; б) изображение топографии поверхности трения ПКМ; в) микрофотография поверхности трения ПКМ; г) рельеф волокна на поверхности трения ПКМ (25×25 мкм²)

Fig. 6 — Image of the friction surface of polymer composite: PTFE+CF, obtained by AFM (50×50 μm²) and SEM: а) cross-section of the fiber on the friction surface of the PCM; б) image of the friction surface topography of the PCM; в) micrographs of the friction surface of the PCM; г) the relief of the fiber on the friction surface of the PCM (25×25 μm²)

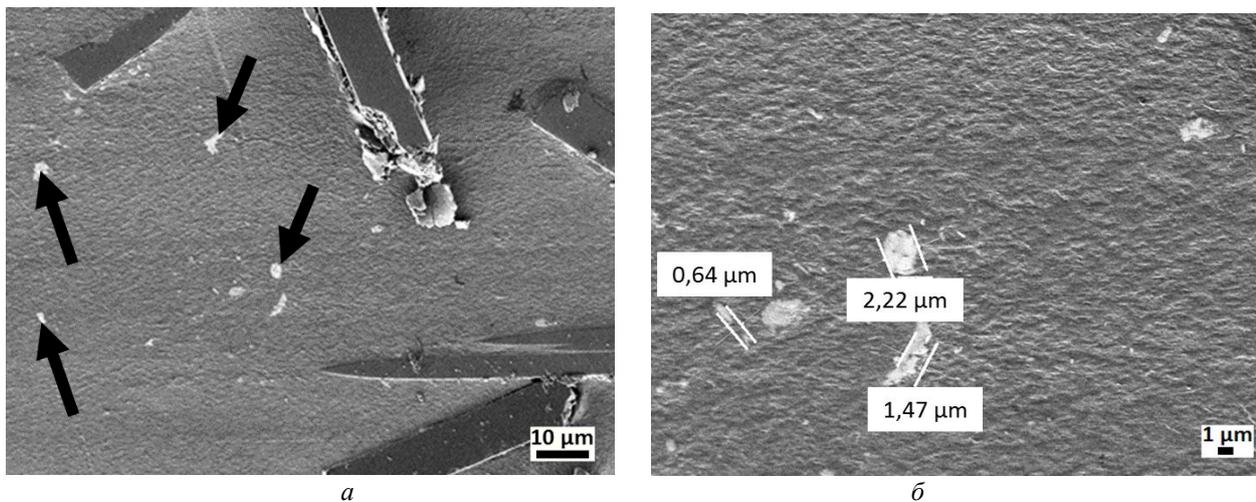


Рисунок 7 — Микрофотография ПТФЭ+8 мас.% УВ+1 мас.% WS₂: а) поверхность трения при увеличении ×1000; б) поверхность трения при увеличении ×3000

Fig. 7 — Micrograph of PTFE+8 wt.% CF+1 wt.% WS₂: а) friction surface at increasing magnification ×1000; б) friction surface at increasing magnification ×3000

На поверхности трения ПКМ обнаружены частицы WS_2 между волокнами (указаны стрелками, рис. 7, а). Латеральный размер частиц WS_2 на поверхности трения ПКМ составляет 1,4–2,2 мкм (рис. 7, б). Коэффициент трения и скорость изнашивания композитов с WS_2 , при содержании волокон 5–10 мас.%, снижается по сравнению с ПКМ, содержащими только углеродные волокна. Возможно, это обусловлено локализацией на поверхности трения частиц дисульфида вольфрама, что приводит к низким значениям коэффициента трения и скорости изнашивания ПКМ.

Выводы

При введении в ПТФЭ углеродных волокон в сочетании с WS_2 зарегистрировано формирование оптимальной структуры ПКМ, отличающихся улучшенными механическими свойствами и триботехническими характеристиками. Сохранение физико-механических характеристик ПКМ на уровне ненаполненного ПТФЭ, обусловлено высокой межмолекулярным взаимодействием модифицированных плазмохимической обработкой углеродных волокон БЕЛУМ с полимерной матрицей. Показано, что среди исследованных композитов, наиболее оптимальными физико-механическими и антифрикционными характеристиками отличается ПКМ, содержащий 8 мас.% УВ + 1 мас.% WS_2 . Износостойкость данного композита увеличивается в 670 раз, по сравнению с ненаполненным ПТФЭ, при сохранении коэффициента трения на уровне исходного полимера. Разработанные ПКМ характеризуются высокой степенью кристалличности и низкой плотностью.

Проведенные исследования показали, что ПКМ на основе ПТФЭ, наполненного бинарным наполнителем при содержании волокон 8–10 мас.%, могут быть использованы в качестве высокоэффективных триботехнических материалов.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Госзадания МОН РФ № 11.1557/4.6 и № 11.7221.2017/6.7.

Обозначения

АСМ — атомно-силовая микроскопия; ПКМ — полимерный композиционный материал; ПТФЭ — политетрафторэтилен; РЭМ — растровая электронная микроскопия; d , м — путь скольжения; F_N , Н — нормальная сила; f — коэффициент трения; k , мм³/Н·м — скорость изнашивания; α , % — степень кристалличности; Δm , г — масса изношенного материала; ε_{pp} , % — относительное удлинение при разрыве; ρ , г/см³ — плотность; σ_{pm} , МПа — прочность при растяжении; σ_{pmv} , МПа — прочность при условном пределе текучести; σ_{cd} , МПа — напряжение при сжатии при установленной относительной деформации (10, %); ρ , г/см³ — плотность образцов.

Литература

1. Охлопкова А. А., Петрова П. Н., Попов С. Н., Слепцова, С. А. Полимерные композиционные материалы триботехнического назначения на основе политетрафторэтилена // Российский химический журнал. 2008. Т. 52. № 3. С. 147–152.
2. Васильев А. П., Охлопкова А. А., Стручкова Т. С., Алексеев А. Г., Иванова З. С. Разработка антифрикционных материалов на основе политетрафторэтилена с углеродными волокнами // Вестник СВФУ им. М. К. Аммосова. 2017. № 3 (59). С. 39–47.
3. Кропотин О. В., Машков Ю. К., Егорова В. А., Кургузова О. А. Влияние углеродных модификаторов на структуру и износостойкость полимерных нанокомпозитов на основе политетрафторэтилена // Журнал технической физики. 2014. Т. 84. № 5. С. 66–70.
4. Friedrich K.; Zhang Z.; Schlarb A. Effects of various fillers on the sliding wear of polymer composites. *Composites Science and Technology*, 2005, vol. 65, no. 15–16, pp. 2329–2343. doi: 10.1016/j.compscitech.2005.05.028
5. Zhang Z., Breidt C., Chang L., Hauptert F., Friedrich K. Enhancement of the wear resistance of epoxy: short carbon fibre, graphite, PTFE and nano-TiO₂. *Composites. Part A. Applied Science and Manufacturing*, 2004, vol. 35, no. 12. pp. 1385–1392. doi: 10.1016/j.compositesa.2004.05.005
6. Friedrich K., Schlarb A. K. *Tribology of polymeric nanocomposites: friction and wear of bulk materials and coatings*. Amsterdam; Boston: Elsevier, 2008. 568 p.
7. Chang L., Zhang Z., Zhang H., Schlarb A. K. On the sliding wear of nanoparticle filled polyamide 66 composites. *Composites Science and Technology*, 2006, vol. 66, no. 16. pp. 3188–3198. doi: 10.1016/j.compscitech.2005.02.021
8. Chang L., Friedrich K. Enhancement effect of nanoparticles on the sliding wear of short fiber-reinforced polymer composites: a critical discussion of wear mechanisms. *Tribology International*, 2010, vol. 43, no. 12, pp. 2355–2364. doi: 10.1016/j.triboint.2010.08.011
9. Rapoport L., Fleischer N., Tenne R. Fullerene-like WS_2 nanoparticles: Superior lubricants for harsh conditions. *Advanced Materials*, 2003, vol. 15, no. 7–8, pp. 651–655. doi: 10.1002/adma.200301640
10. Conte M., Igartua A. Study of PTFE composites tribological behavior. *Wear*, 2012, vol. 296, no. 1–2, pp. 568–574. doi: 10.1016/j.wear.2012.08.015
11. Li H. L., Zhong Wei Yin, Dan Jiang, Ya Jun Huo, Yu Qing Cui. Tribological behavior of hybrid PTFE/Kevlar fabric composites with nano-Si₃N₄ and submicron size WS_2 fillers. *Tribology International*, 2014, vol. 80, pp. 172–178. doi: 10.1016/j.triboint.2014.07.006
12. Krick B. A., Ewin J. J., Blackman G. S., Junk C. P., Sawyer W. G. Environmental dependence of ultra-low wear behavior of polytetrafluoroethylene (PTFE) and alumina composites suggests tribochemical mechanisms. *Tribology International*, 2012, vol. 51, pp. 42–46. doi: 10.1016/j.triboint.2012.02.015
13. Shelestova V. A., Grakovich P. N., Zhandarov S. F. A fluoropolymer coating on carbon fibers improves their adhesive interaction with PTFE matrix. *Composite Interfaces*, 2011, vol. 18, no. 5, pp. 419–440. doi: 10.1163/156855411X595834
14. Haier H., Haas W. Friction and wear of PTFE seal materials. *Journal of Synthetic Lubrication*, 2002, vol. 19, no. 1, pp. 59–68. doi: 10.1002/jsl.3000190106
15. Ohlopokova A. A., Struchkova T. S., Vasilev A. P., Alexeev A. G. Studying the properties and structure of polytetrafluoroethylene filled with Belum modified carbon fibers. *Journal of Friction and Wear*, 2016, vol. 37, no. 6, pp. 529–534. doi: 10.3103/S1068366616060118

References

1. Okhlopokova A. A., Petrova P. N., Popov S. N., Sleptsova S. A. Polimernye kompozitsionnye materialy tribotekhnicheskogo naznacheniya na osnove politetraforehtilena [Polymer composite materials of tribotechnical application based on polytetrafluoroethylene]. *Rossiiskij khimicheskij zhurnal* [Russian Journal of General Chemistry], 2008, vol. 52, no. 3, pp. 147–152.
2. Vasil'ev A. P., Okhlopokova A. A., Struchkova T. S., Alekseev A. G., Ivanova Z. S. Razrabotka antifriktsionnykh materialov na osnove politetraforehtilena s uglerodnymi voloknami [Development of antifriction materials based on polytetrafluoro-

- rethylene with carbon fibers]. *Vestnik SVFU im. M. K. Ammosova* [Vestnik of North-Eastern Federal University], 2017, no. 3 (59), pp. 39–47.
3. Kropotin O. V., Mashkov Yu. K., Egorova V. A., Kurguzova O. A. Vliyaniye uglerodnykh modifikatorov na strukturu i iznosostojkost' polimernykh nanokompozitov na osnove politetrafluorehtilena [Effect of carbon modifiers on the structure and wear resistance of polymeric nanocomposites based on polytetrafluoroethylene]. *Zhurnal tekhnicheskoy fiziki* [Technical Physics], 2014, vol. 84, no. 5, pp. 66–70.
 4. Friedrich K.; Zhang Z.; Schlarb A. Effects of various fillers on the sliding wear of polymer composites. *Composites Science and Technology*, 2005, vol. 65, no. 15–16, pp. 2329–2343. doi: 10.1016/j.compscitech.2005.05.028
 5. Zhang Z., Breidt C., Chang L., Hauptert F., Friedrich K. Enhancement of the wear resistance of epoxy: short carbon fibre, graphite, PTFE and nano-TiO₂. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2004, vol. 35, no. 12, pp. 1385–1392. doi: 10.1016/j.compositesa.2004.05.005
 6. Friedrich K., Schlarb A. K. *Tribology of polymeric nanocomposites: friction and wear of bulk materials and coatings*. Amsterdam; Boston: Elsevier, 2008. 568 p.
 7. Chang L., Zhang Z., Zhang H., Schlarb A. K. On the sliding wear of nanoparticle filled polyamide 66 composites. *Composites Science and Technology*, 2006, vol. 66, no. 16, pp. 3188–3198. doi: 10.1016/j.compscitech.2005.02.021
 8. Chang L., Friedrich K. Enhancement effect of nanoparticles on the sliding wear of short fiber-reinforced polymer composites: a critical discussion of wear mechanisms. *Tribology international*, 2010, vol. 43, no. 12, pp. 2355–2364. doi: 10.1016/j.triboint.2010.08.011
 9. Rapoport L., Fleischer N., Tenne R. Fullerene-like WS₂ nanoparticles: Superior lubricants for harsh conditions. *Advanced Materials*, 2003, vol. 15, no. 7–8, pp. 651–655. doi: 10.1002/adma.200301640
 10. Conte M., Igartua A. Study of PTFE composites tribological behavior. *Wear*, 2012, vol. 296, no. 1–2, pp. 568–574. doi: 10.1016/j.wear.2012.08.015
 11. Li H. L., Zhong Wei Yin, Dan Jiang, Ya Jun Huo, Yu Qing Cui. Tribological behavior of hybrid PTFE/Kevlar fabric composites with nano-Si₃N₄ and submicron size WS₂ fillers. *Tribology International*, 2014, vol. 80, pp. 172–178. doi: 10.1016/j.triboint.2014.07.006
 12. Krick B. A., Ewin J. J., Blackman G. S., Junk C. P., Sawyer W. G. Environmental dependence of ultra-low wear behavior of polytetrafluoroethylene (PTFE) and alumina composites suggests tribochemical mechanisms. *Tribology International*, 2012, vol. 51, pp. 42–46. doi: 10.1016/j.triboint.2012.02.015
 13. Shelestova V. A., Grakovich P. N., Zhandarov S. F. A fluoropolymer coating on carbon fibers improves their adhesive interaction with PTFE matrix. *Composite Interfaces*, 2011, vol. 18, no. 5, pp. 419–440. doi: 10.1163/156855411X595834
 14. Haiser H., Haas W. Friction and wear of PTFE seal materials. *Journal of Synthetic Lubrication*, 2002, vol. 19, no. 1, pp. 59–68. doi: 10.1002/jsl.3000190106
 15. Ohlopkova A. A., Struchkova T. S., Vasilev A. P., Alexeev A. G. Studying the properties and structure of polytetrafluoroethylene filled with Belum modified carbon fibers. *Journal of Friction and Wear*, 2016, vol. 37, no. 6, pp. 529–534. doi: 10.3103/S1068366616060118

Поступила в редакцию 17.04.2018

© А. А. Охлопкова, А. П. Васильев, Т. С. Стручкова, А. Г. Алексеев, П. Н. Гракович, 2018