

УДК 691.175.2

С.Н. Данилова¹, А.П. Васильев¹, А.А. Дьяконов¹,
А.А. Охлопкова¹, С.А. Слепцова¹,
С.Б. Ярусова², Ю.С. Герасимова¹

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ, МОДИФИЦИРОВАННОГО 2-МЕРКАПТОБЕНЗТИАЗОЛОМ

DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-10-18

Исследовано влияние 2-меркаптобензтиазола (МБТ) на физико-механические, триботехнические свойства и структуру сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ). Показано, что введение МБТ в СВМПЭ приводит к повышению прочности на 37% и износостойкости – на 67%, при этом зарегистрировано снижение коэффициента трения. Установлено, что наполнитель МБТ ингибирует окислительные реакции, протекающие при фрикционном нагружении, и способствует формированию защитной вторичной структуры на поверхностях трения, локализирующих сдвиговые деформации. Разработанные материалы могут быть применены в качестве деталей узлов трения машин и техники, эксплуатируемых в условиях сухого скольжения.

Ключевые слова: сверхвысокомолекулярный полиэтилен, 2-меркаптобензтиазол, полимерный композиционный материал, прочность при растяжении, износостойкость.

S.N. Danilova¹, A.P. Vasilev¹, A.A. Dyakonov¹,
A.A. Okhlopkova¹, S.A. Sleptsova¹,
S.B. Yarusova², Yu.S. Gerasimova¹

DEVELOPMENT OF HIGH-STRENGTH MATERIALS BASED ON UHMWPE MODIFIED WITH 2-MERCAPTOBENZOTHAZOLE

The article investigates the influence of 2-mercaptobenzothiazole (MBT) on the mechanical, tribotechnical properties, and structure of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE). It is shown that the introduction of MBT into UHMWPE leads to an increase in tensile strength by 37% and wear resistance by 67%, at the same time a decrease in the coefficient of friction is registered. It has been determined that the MBT filler inhibits oxidative reactions occurring under sliding friction and promotes the formation of a secondary protective structure on friction surfaces localizing shear deformations. The developed materials can be used as parts of friction units of machines and equipment in dry sliding conditions.

Keywords: ultra-high molecular weight polyethylene, 2-mercaptobenzothiazole, polymer composite material, tensile strength, wear resistance.

¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Северо-Восточный федеральный университет имени М.К. Аммосова» [Federal State Autonomic Educational Institution of Higher Education «M.K. Ammosov North-Eastern Federal University»]; e-mail: rector@s-vfu.ru

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук» [Federal State Budgetary Institution of Science «Institute of Chemistry of Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences»]; e-mail: chemi@ich.dvo.ru

Введение

В настоящее время полимерные композиционные материалы (ПКМ) антифрикционного назначения широко используются в качестве деталей узлов трения и уплотнительных устройств. К антифрикционным полимерным материалам предъявляют ряд эксплуатационных требований: низкие и стабильные значения коэффициента трения, механиче-

ская прочность, высокая износостойкость и инертность материала при контакте с водой, смазочными и технологическими жидкостями [1]. Известно, что сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) относится к материалам антифрикционного назначения [2]. Отличная химическая инертность, повышенные механические свойства и низкие значения коэффициента трения СВМПЭ

обусловлены высокой молекулярной массой полимера [3]. Однако относительно низкий модуль упругости и изнашивание в условиях сухого скольжения СВМПЭ ограничивают его применение в качестве деталей узлов трения [4]. Для улучшения эксплуатационных свойств СВМПЭ осуществляют модификацию путем введения наполнителей различной природы. Полимерные композиты на основе СВМПЭ, наполненные твердыми микро- и наноразмерными наполнителями, отличаются низким коэффициентом трения, повышенными прочностными и триботехническими характеристиками, стойкостью к образованию трещин и инертностью в агрессивных средах, что делает их универсальными материалами для использования в качестве деталей узлов трения для транспортной техники и промышленного оборудования [5–7]. Но существует проблема использования высокопрочных твердых компонентов в качестве наполнителей СВМПЭ вследствие их абразивного воздействия на стальное контртело, кроме того, наблюдается снижение деформационно-прочностных характеристик ПКМ. В связи с этим актуальными являются исследования влияния органических наполнителей на эксплуатационные свойства СВМПЭ. Предполагается, что органические модификаторы пластифицируют полимерную матрицу, тем самым облегчая процессы релаксации и скольжения при трении.

В данной работе рассмотрено влияние органического наполнителя 2-меркаптобензтиазола (МБТ) на физико-механические и триботехнические свойства СВМПЭ в зависимости от его содержания. Выбор данного наполнителя основывается на предыдущем исследовании [8], в котором рассмотрено влияние серы, дифенилгуанидина и 2-меркаптобензтиазола в количестве 1% (по массе) и их смеси на свойства СВМПЭ. Показано, что введение МБТ в СВМПЭ способствует повышению прочности и улучшению износостойкости по сравнению с исходным полимером.

Цель работы – исследование влияния МБТ на физико-механические, триботехнические свойства и структуру ПКМ на основе СВМПЭ.

Материалы и методы

Объектом исследования являются ПКМ на основе СВМПЭ марки GUR-4022 (фирма Celanese, Германия), с молекулярной массой $5,3 \cdot 10^6$ г/моль, со средним размером частиц 145 мкм и плотностью 0,93 г/см³. В качестве наполнителя использовали МБТ состава C₇H₅NS₂ (ГОСТ 739–74, Россия). Содержание наполнителя в полимерной матрице варьировали от 0,5 до 20% (по массе).

Исследуемые композиты получали в две стадии: на первой стадии проводили смеше-

ние СВМПЭ с МБТ в высокоскоростном лопастном смесителе, на второй стадии полученные смеси перерабатывали методом горячего прессования при температуре 175 °С и удельном давлении 10 МПа в течение 20 мин с последующим охлаждением образца до комнатной температуры.

Физико-механические свойства СВМПЭ и ПКМ исследовали на разрывной машине Autograph AGS-J (фирма Shimadzu, Япония). Определение предела прочности при растяжении, предела текучести и относительного удлинения при разрыве проводили согласно ГОСТ 11262–2017 при 25 °С. Скорость движения подвижных захватов составляла 50 мм/мин. Модуль упругости при растяжении определяли согласно ГОСТ 9550–81 при комнатной температуре. Напряжение при сжатии определяли согласно ГОСТ 4651–2014. Плотность СВМПЭ и ПКМ определяли методом гидростатического взвешивания согласно ГОСТ 15139–69.

Исследование твердости и триботехнических характеристик СВМПЭ и ПКМ проводили на универсальной испытательной машине UMT-3 (фирма CETR, США). Триботехнические характеристики образцов исследовали по схеме трения «палец–диск», при удельной нагрузке 1,9 МПа и линейной скорости скольжения 0,5 м/с в течение 3 ч. Коэффициент трения определяли согласно ГОСТ 11629–75: использовали образцы диаметром 10,00±0,02 мм и высотой 20,0±0,2 мм; контртело – стальной диск из стали 45 с твердостью 45–50 HRC и шероховатостью $R_a=0,06–0,08$ мкм.

Исследование твердости СВМПЭ и ПКМ проводили путем вдавливания нагружаемого шарикового индентора согласно ГОСТ 4670–2015: диаметр шарикового индентора составляет 5,00±0,05 мм, нагрузка 132 Н.

Надмолекулярную структуру в объеме композита и поверхностях трения СВМПЭ и ПКМ исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) марки JSM-7800F (фирма Jeol, Akishima, Япония) в режиме вторичных электронов при ускоряющем напряжении 1–1,5 кВ.

Спектры ИК поверхностей ПКМ до и после трения снимали на ИК-спектрометре с Фурье-преобразованием марки Varian 7000 FT-IR (фирма Varian, США), которые получали с помощью приставки НРВО (нарушенного полного внутреннего отражения) в диапазоне длин волн 400–4000 см^{–1}.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) для определения параметров кристаллической структуры и степени кристалличности проводили на широкоугольном рентгеновском дифрактометре марки ARL X'Tra (фирма

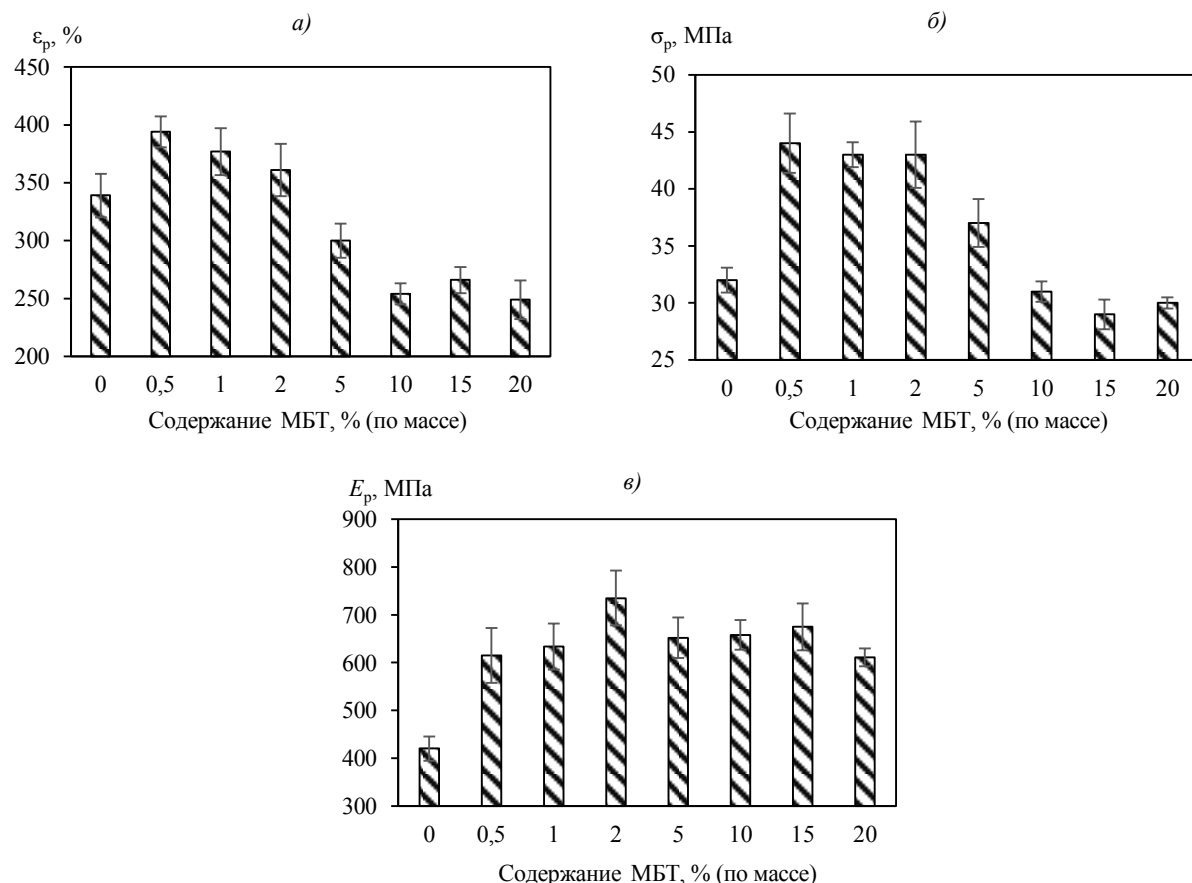


Рис. 1. Зависимость относительного удлинения при разрыве (а), прочности при растяжении (б) и модуля упругости при растяжении (в) для СВМПЭ от содержания МБТ

Thermo Fisher Scientific, Zug, Швейцария). В качестве источника излучения использовали рентгеновскую трубку с медным анодом ($\lambda(\text{Cu } K_\alpha)=0,154 \text{ нм}$). Размер кристаллитов определяли по уравнению Шеррера.

Результаты и обсуждение

Введение наполнителей в полимеры направлено, прежде всего, на повышение механических характеристик и придание заданных функциональных свойств полимерной матрице. В связи с этим проведены исследования зависимости относительного удлинения при разрыве, прочности при растяжении и модуля упругости СВМПЭ от содержания МБТ (рис. 1). Видно, что введение МБТ в СВМПЭ в количестве от 0,5 до 2% (по массе) приводит к повышению физико-механических характеристик ПКМ. При дальнейшем увеличении содержания МБТ – от 5 до 20% (по массе) – зарегистрировано некоторое снижение деформационно-прочностных характеристик. Видно, что относительное удлинение при разрыве ПКМ увеличивается на ~16% при содержании

0,5–2,0% (по массе) МБТ, а предел прочности при растяжении повышается на ~37% относительно исходного СВМПЭ. Во всем концентрационном интервале наполнения модуль упругости при растяжении ПКМ больше модуля упругости для исходного СВМПЭ. Наибольшее повышение модуля упругости композитов наблюдается при введении в полимер 2% (по массе) МБТ – на 32% по сравнению с исходным полимером. При концентрации наполнителя 10–20% (по массе) наблюдается резкое снижение деформационно-прочностных характеристик композитов, что объясняется торможением процессов кристаллизации полимера вследствие повышения вязкости системы; структура характеризуется как рыхлая и неоднородная (рис. 2) [9].

С целью изучения морфологии поверхности ПКМ и распределения частиц наполнителя в объеме полимера провели структурные исследования методом СЭМ [10]. На рис. 2 приведены результаты исследования надмолекулярной структуры СВМПЭ и ПКМ в зависимости от содержания наполнителя. Видно,

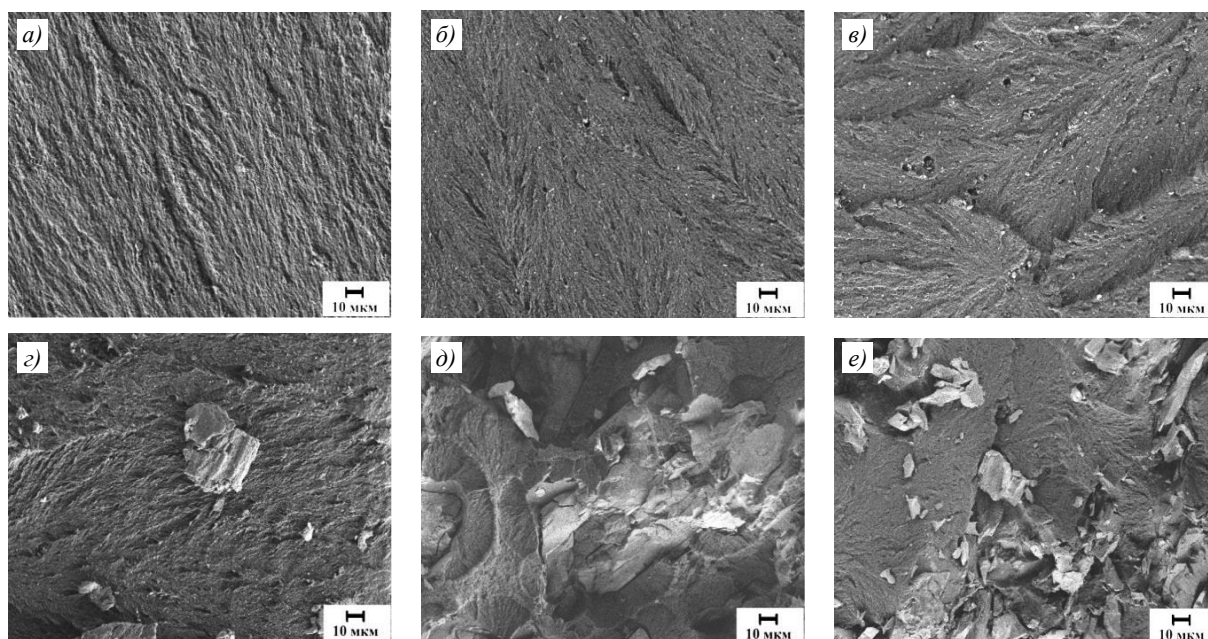


Рис. 2. Надмолекулярная структура ($\times 500$) СВМПЭ и ПКМ (a – в исходном состоянии) в зависимости от содержания МБТ, % (по массе): 1 (b), 2 (b), 5 (c), 10 (d) и 20 (e)

что надмолекулярная структура исходного СВМПЭ характеризуется как фибриллярная, частицы наполнителя равномерно распределены в СВМПЭ при содержании МБТ 1% (по массе), наличие агломерированных частиц наполнителя не зарегистрировано. С увеличением содержания наполнителя в СВМПЭ надмолекулярная структура композита становится более рыхлой и неупорядоченной. Видно, что частицы МБТ агломерированы и распределены хаотично в объеме полимера. Вследствие этого частицы наполнителя не могут в полной мере реализовать свои структурообразующие функции и способствуют увеличению жесткости аморфной части полимера, что приводит к росту значений модуля упругости и снижению эластичности ПКМ при наполнении от 10 до 20% (по массе).

Известно, что одним из факторов получения высокопрочных композиционных материалов является усиление адгезионного взаимодействия между компонентами композитов и формирование межфазных слоев, обладающих свойствами, отличающимися от свойств объема полимера [11].

На рис. 3 приведены результаты исследования надмолекулярной структуры СВМПЭ методом СЭМ. Видно (рис. 3, b), что в структуре межфазной области «полимер-наполнитель» наблюдаются четко выраженные фибриллы СВМПЭ с дендритной структурой. Известно [12, 13], что формирование такой дендритной структуры характеризуется усилением межфазного взаимодействия между компонентами ПКМ. В этом случае происходит связывание макромолекул

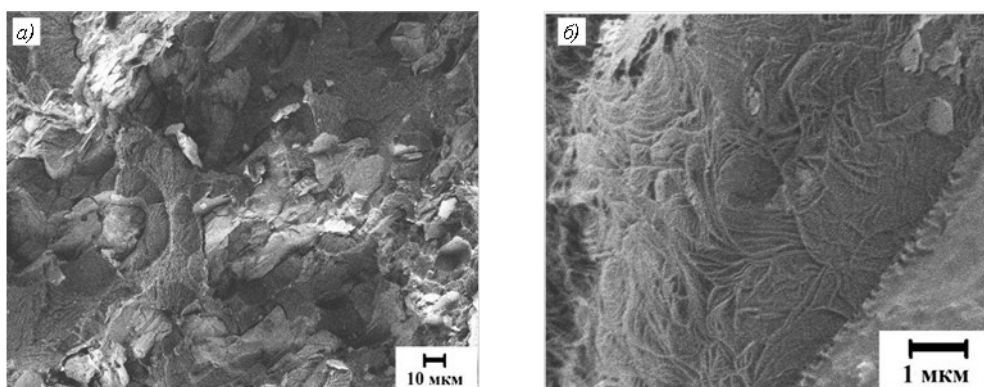


Рис. 3. Микрофотография (a – $\times 500$; b – $\times 10000$) надмолекулярной структуры образца СВМПЭ с 10% (по массе) МБТ

Таблица 1

**Результаты исследования СВМПЭ и композитов
методом рентгеноструктурного анализа**

Образец на основе СВМПЭ с добавлением МБТ, % (по массе)	Степень кристалличности, %	Размер кристаллитов по уравнению Шеррера, нм	Плотность, г/см ³
В исходном состоянии	58	34,14	0,93
0,5	55	33,22	0,95
1	55	34,58	0,94
2	53	33,51	0,95
5	57	33,82	0,96
10	58	34,77	0,97
15	57	34,74	0,99
20	53	34,55	1,01

полимера с поверхностью наполнителя, что уменьшает скорость кристаллизации композиционной смеси.

Для определения параметров кристаллической решетки и степени кристалличности ПКМ проведены исследования методом РСА (табл. 1).

Введение МБТ в СВМПЭ приводит к незначительному изменению плотности и структурных параметров. Показано, что во всем интервале наполнения плотность композитов увеличивается на 1–8%, а степень кристалличности снижается на 1–5% по сравнению с исходным полимером. При этом размеры кристаллитов СВМПЭ, наполненного МБТ, независимо от содержания наполнителя варьируются в интервале значений 33,22–34,77 нм. Полученные результаты РСА согласуются с исследованиями, проведенными методом СЭМ (рис. 2 и 3). Надмолекулярная структура композитов становится разупорядоченной, что, возможно, связано со снижением скорости кристаллизации, вследствие этого уменьшается степень кристалличности ПКМ.

В табл. 2 приведены зависимости скорости изнашивания, коэффициента трения и твердости СВМПЭ от содержания МБТ.

Видно, что значение твердости композитов зависит от содержания МБТ и состоит из трех областей: при наполнении до 1% (по массе) практически не изменяется относительно значений для исходной полимерной матрицы; при наполнении от 2 до 10% (по массе) увеличивается на 21%; при содержании 15 и 20% (по массе) наполнителя увеличивается на 26%. Увеличение значений твердости ПКМ свидетельствует об упрочнении полимерной матрицы за счет усиления взаимодействия между компонентами композиции, что визуально подтверждается образованием дендритных структур (рис. 3).

При введении МБТ в количестве 1% (по массе) наблюдается уменьшение значения скорости изнашивания в 3 раза относительно значения для исходного СВМПЭ. Вместе с тем коэффициент трения ПКМ остается на уровне для исходной полимерной матрицы. Скорость изнашивания для

Таблица 2

Характеристики триботехнических испытаний и твердость СВМПЭ и ПКМ

Образец на основе СВМПЭ с добавлением МБТ, % (по массе)	Твердость, Н/мм ²	Скорость изнашивания $I_h \cdot 10^6$, мм ³ /(Н·м)	Коэффициент трения
В исходном состоянии	41,64	0,57±0,01	0,38±0,01
0,5	41,64	0,27±0,01	0,35±0,01
1	44,24	0,18±0,01	0,39±0,01
2	50,56	0,23±0,01	0,39±0,01
5	50,64	0,27±0,01	0,34±0,01
10	50,56	0,27±0,02	0,31±0,01
15	52,56	0,22±0,02	0,26±0,01
20	52,56	0,30±0,02	0,22±0,01

остальных композитов снижается в 2,0–2,5 раза относительно значения для исходного СВМПЭ. Коэффициент трения СВМПЭ, начиная с содержания 2% (по массе) МБТ, имеет тенденцию к снижению, достигая наименьшего показателя при 20% (по массе), что на 57% меньше, чем для исходного полимера. Полученные результаты триботехнических испытаний свидетельствуют о том, что используемый наполнитель МБТ выполняет функцию твердой смазки, предотвращая изнашивание поверхности ПКМ. В этом случае, возможно, температура в зоне контакта снижается, и, соответственно, уменьшается интенсивность изнашивания ПКМ.

Известно, что в результате фрикционного контакта поверхностный слой СВМПЭ подвергается деструктивно-структурирующим процессам, включая процессы окисления полимерной цепи, что отрицательно сказывается на триботехнических свойствах. Это объясняют тем, что окисление благоприятствует расслоению полимера при

трении [14, 15], вследствие чего увеличивается интенсивность изнашивания. Методом ИК-спектроскопии исследовали поверхность ПКМ до и после трения (рис. 4). В ИК-спектрах до трения обнаружены пики при $2915\text{--}2848\text{ см}^{-1}$, $1472\text{--}1462\text{ см}^{-1}$ и 1367 см^{-1} , относящиеся к валентным и деформационным колебаниям группы —CH_3 . Наблюдается также наличие пика при 718 см^{-1} , вызванного маятниковыми колебаниями группы —CH_2 в СВМПЭ [16].

Результаты ИК-спектроскопии свидетельствуют, что после трения в ИК-спектрах исходного СВМПЭ появляются новые полосы поглощения, соответствующие гидроксильной ($3200\text{--}3600\text{ см}^{-1}$) и карбоксильной ($1579\text{--}1651\text{ см}^{-1}$) группам. Это свидетельствует о протекании трибоокислительных процессов при трении СВМПЭ. В ИК-спектрах ПКМ на поверхности до и после трения зарегистрированы новые пики в области $1005\text{--}1500\text{ см}^{-1}$, относящиеся к характерным пикам поглощения ароматического соединения МБТ [17]. При

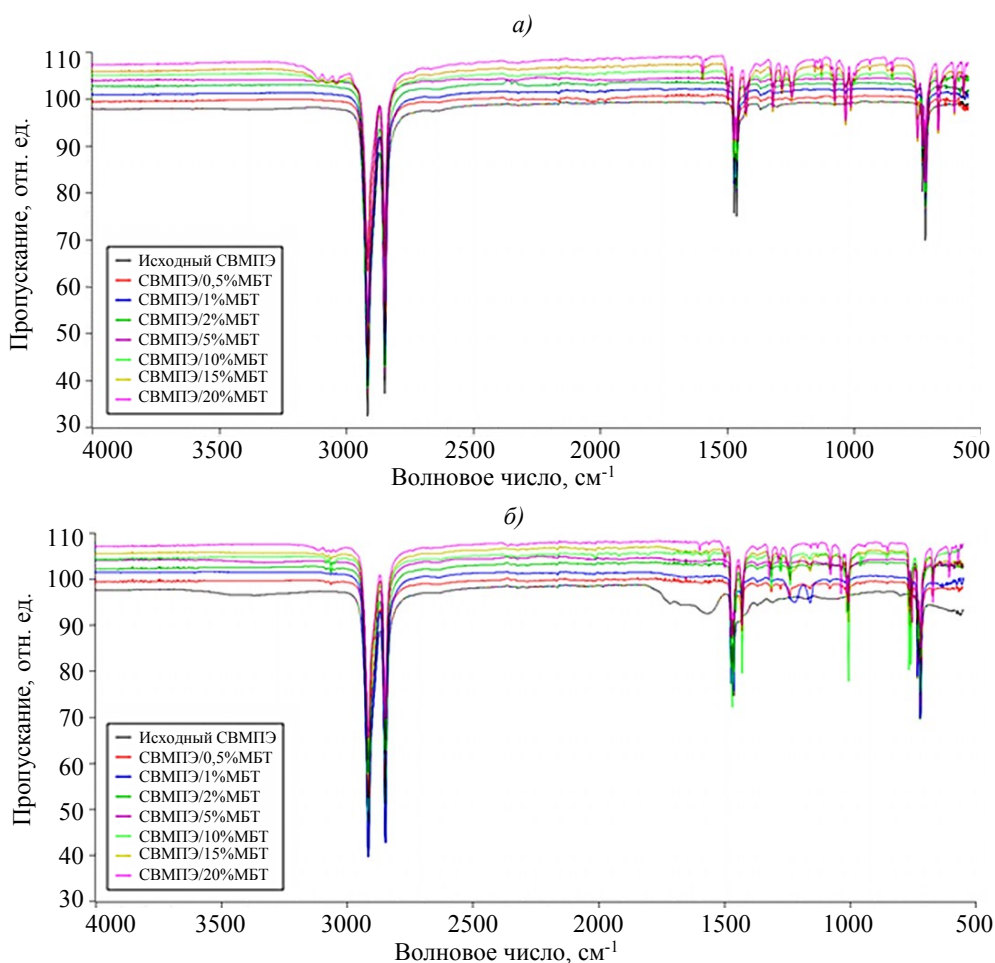


Рис. 4. ИК-спектры композитов до (а) и после (б) триботехнических испытаний

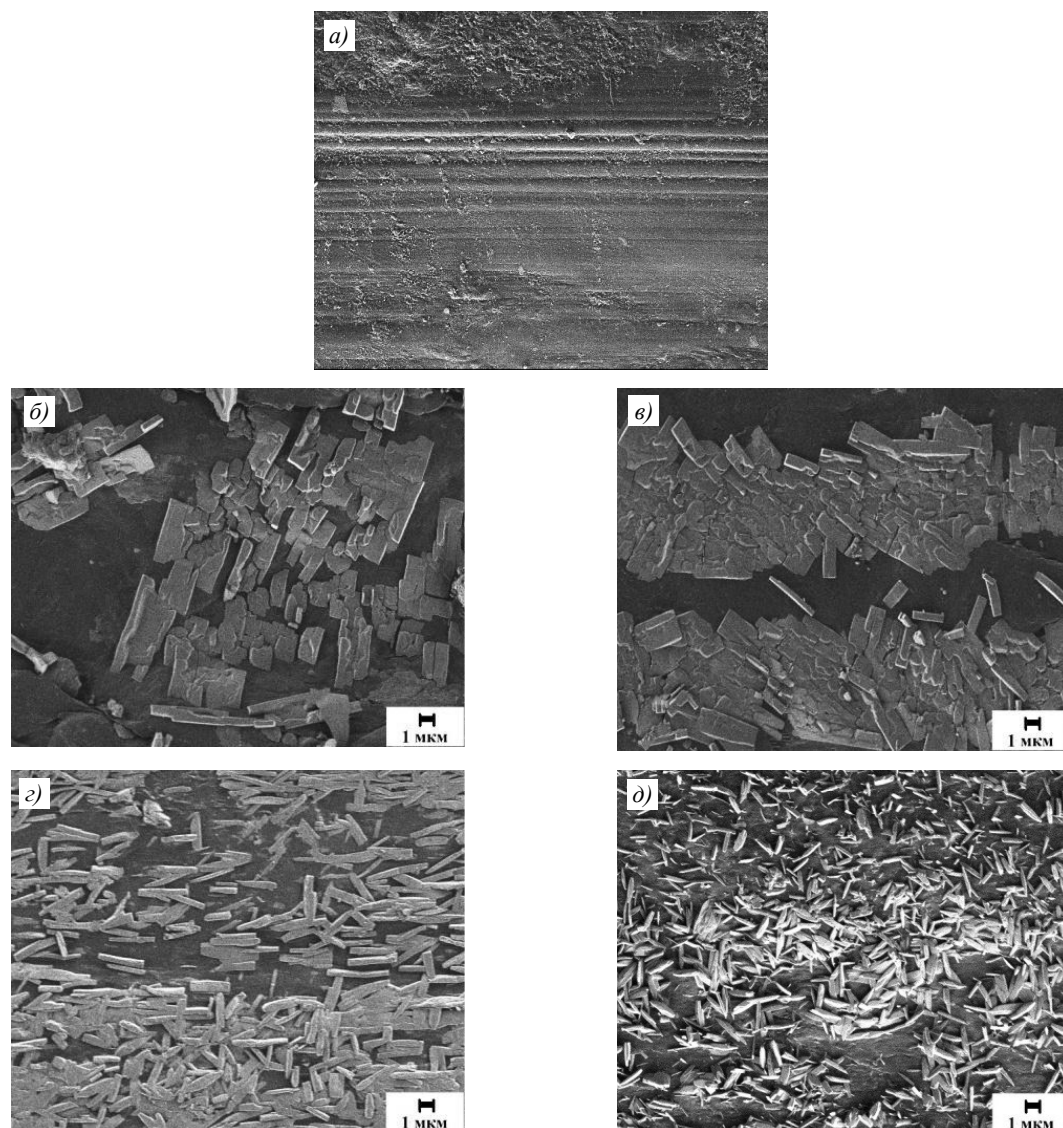


Рис. 5. Микрофотографии ($\times 3000$) поверхностей трения ПКМ (*a* – в исходном состоянии) в зависимости от содержания МБТ, % (по массе): 0,5 (*б*), 2 (*в*), 10 (*г*) и 20 (*д*)

фрикционном контакте ПКМ с контртелом на поверхности трения локализуются частицы МБТ, формирующие экранирующий слой, защищающий поверхность от изнашивания. Видно, что при введении МБТ в СВМПЭ в ИК-спектрах композитов происходит снижение интенсивности данных пиков, что указывает на формирование на поверхности трения защитных вторичных структур из продуктов износа ПКМ и наполнителя (рис. 5).

В работах [18, 19] указано, что исследование морфологии поверхности трения имеет важное значение для объяснения процессов изнашивания. Так, скорость изнашивания и коэффициент трения зависят от шероховатости. Из рис. 5, *a* видно, что поверхность трения исходного СВМПЭ характеризуется наличием

борозд и канавок, ориентированных по направлению скольжения. Поверхности трения композитов, содержащих МБТ, более сглаженные, чем у исходного СВМПЭ (рис. 5, *б–д*).

Выявлена локализация частиц наполнителя на поверхности трения с образованием сложных упорядоченных вторичных структур. Рентгеноспектральным методом установлено, что содержание наполнителей на поверхностях трения больше в 1,5–2 раза, чем в объеме.

Видно (рис. 5, *б–д*), что на поверхности трения композитов СВМПЭ+МБТ образуются сложные упорядоченные структуры – кластеры из частиц наполнителя на поверхностях трения ПКМ, защищающие материал от изнашивания и являющиеся одним из адаптационных механизмов ПКМ к внешней нагрузке

трения. Увеличение концентрации МБТ сопровождается уменьшением размеров структурных образований. Возможно, наличие такого слоя приводит к повышению износостойкости и снижению коэффициента трения ПКМ за счет уменьшения адгезионной составляющей трения между полимером и поверхностью контртела.

Заключения

На основании полученных результатов показано, что разработанные материалы обладают улучшенными прочностными и триботехническими показателями. Выявлено, что при введении МБТ в СВМПЭ увеличивается: прочность при растяжении – на 37%, модуль упругости – на 67%, относительное удлинение при разрыве – на 16%. Улучшение деформационно-прочностных свойств ПКМ, возможно, связано с формированием дендритных структур макромолекулами СВМПЭ при воздействии органического модификатора МТБ, что указывает на улучшение межфазного взаимодействия в системе «полимер–наполнитель». Методом РСА установлено, что с увеличением содержания МБТ в СВМПЭ наблюдается снижение степени кристалличности на 8% без изменения раз-

меров кристаллитов ПКМ. Установлено уменьшение скорости изнашивания на 61%, коэффициента трения – на 42%, увеличение твердости ПКМ на 26% по сравнению с ненаполненным СВМПЭ. Структурными исследованиями поверхности трения установлено формирование сложных упорядоченных структур из кристаллов наполнителя, защищающих материал от изнашивания и обеспечивающего адаптацию материала в процессе трения. Результаты ИК-спектроскопии показали, что в процессе трения исходного СВМПЭ протекают интенсивные трибоокислительные реакции с образованием кислородсодержащих групп. Введение МБТ в СВМПЭ приводит к ингибированию трибоокислительных процессов при трении. Разработан новый состав триботехнического материала.

Полученные результаты позволяют расширить ассортимент ПКМ конструкционного назначения на основе СВМПЭ благодаря повышению прочности и износостойкости материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке МНУВО РФ НИР № FSRG-2020-0017 и РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-50017.

Библиографический список

1. Wang Y., Yin Z., Li H. et al. Friction and wear characteristics of ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE) composites containing glass fibers and carbon fibers under dry and water-lubricated conditions // *Wear*. 2017. Vol. 380. P. 42–51. DOI: 10.1016/j.wear.2017.03.006.
2. Кулагина Г.С., Коробова А.В., Зуев С.В., Железина Г.Ф. Исследование трибологических свойств органопластиков на основе тканого армирующего наполнителя // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2016. №11 (47). Ст. 06. URL: <http://viam-works.ru/ru/articles> (дата обращения: 12.06.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-6-6.
3. Kurtz S.M. Ultra-high molecular weight polyethylene in total joint replacement: handbook. New York: Elsevier Academic Press, 2004. 379 p.
4. Baena J.C., Wu J., Peng Z. Wear performance of UHMWPE and reinforced UHMWPE composites in arthroplasty applications: a review // *Lubricants*. 2015. Vol. 3. No. 2. P. 413–436. DOI: 10.3390/lubricants3020413.
5. Wypych G. Handbook of fillers. 4th ed. Toronto: ChemTec Publishing, 2016. 938 p.
6. Охлопкова А.А., Слепцова С.А., Никифорова П.Г. и др. Основные направления исследований в области разработки полимерных композитов триботехнического назначения для техники Севера (Опыт Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова) // *Вопросы материаловедения*. 2019. №2 (94). С. 124–134. DOI: 10.1134/S2075113319060157.
7. Panin S.V., Kornienko L.A., Valentyukovich N.N. et al. Mechanical and tribotechnical properties of three-component solid lubricant UHMWPE composites // *AIP Conference Proceedings*. 2018. Vol. 2053. No. 1. P. 030050. URL: <https://aip.scitation.org/doi/pdf/10.1063/1.5084411?download=true> (дата обращения: 04.12.2019). DOI: 10.1063/1.5084411.
8. Данилова С.Н., Дьяконов А.А., Васильев А.П. и др. Исследование триботехнических свойств сверхвысокомолекулярного полиэтилена, наполненного серой, дифенилгуанидином и 2-меркаптобензотиазолом // *Вопросы материаловедения*. 2019. №3. С. 91–98. DOI: 10.22349/1994-6716-2019-99-3-91-98.
9. Липатов Ю.С. Физико-химические основы наполнения полимеров. М.: Химия, 1991. 260 с.
10. Rydz J., Šišková A., Andicsová Eckstein A. Scanning Electron Microscopy and Atomic Force Microscopy:

- Topographic and Dynamical Surface Studies of Blends, Composites, and Hybrid Functional Materials for Sustainable Future // *Advances in Materials Science and Engineering*. 2019. Vol. 2019. URL: <http://downloads.hindawi.com/journals/amse/2019/6871785.pdf> (дата обращения: 31.08.2019). DOI: 10.1155/2019/6871785.
11. Mai Y.W., Yu Z.Z. *Polymer nanocomposites*. Cambridge: Woodhead publishing, 2006. 608 p.
 12. Chen B., Wang J., Yan F. Boston ivy-like clinging of dendritic polytetrafluoroethylene nano-ribbons to the surface of carbon fiber // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2012. Vol. 43. No. 7. P. 1028–1031.
 13. Vasilev A.P., Struchkova T.S., Nikiforov L.A. et al. Mechanical and Tribological Properties of Polytetrafluoroethylene Composites with Carbon Fiber and Layered Silicate Fillers // *Molecules*. 2019. Vol. 24. No. 2. P. 224.
 14. Краснов А.П., Тихонов Н.Н., Клабукова Л.Ф., Афоничева О.В., Гаврюшенко Н.С., Булгаков В.Г. Антифрикционные свойства сверхвысокомолекулярного полиэтилена, пластифицированного токоферолом // *Успехи в химии и химической технологии*. 2010. Т. 24. №4 (109). С. 86–90.
 15. Тихонов М.Н., Краснов А.П., Клабукова Л.Ф., Афоничева О.В. Исследование свойств сверхвысокомолекулярного полиэтилена, модифицированного α -токоферолом и ацетатом α -токоферола // *Успехи в химии и химической технологии*. 2011. Т. 25. №3 (119). С. 49–55.
 16. Тарасевич Б.Н. ИК спектры основных классов органических соединений. М.: МГУ, 2012. 54 с.
 17. Gu Y., Fei X., Lan Y. et al. Synthesis, crystal structure and spectral properties of thiazole orange derivative // *Chalcogenide Letters*. 2010. Vol. 7. No. 5. P. 299–306. URL: http://chalcogen.ro/299_Gu.pdf (дата обращения: 18.11.2018).
 18. Wang Y., Yin Z., Li H., Gao G. Tribological behaviors of UHMWPE composites with different counter surface morphologies // *IOP Conference. Series: Materials Science and Engineering*. 2017. Vol. 272. No. 1. P. 012022. URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/272/1/012022/meta> (дата обращения: 15.11.2019). DOI: 10.1088/1757-899X/272/1/012022.
 19. Menezes P.L., Kailas S.V. Role of surface texture and roughness parameters on friction and transfer film formation when UHMWPE sliding against steel // *Biosurface and Biotribology*. 2016. Vol. 2. No. 1. P. 1–10.