

УДК 678.073

<https://doi.org/10.31242/2618-9712-2024-29-1-162-171>

Оригинальная статья

Исследование влияния технологий получения на свойства и структуру композитов на основе ПТФЭ

П. Н. Петрова, М. А. Маркова[✉], А. Л. Федоров

Институт проблем нефти и газа СО РАН, г. Якутск, Российская Федерация

[✉]markovamusya@mail.ru

Аннотация

При разработке полимерных композиционных материалов для значительного повышения механических, триботехнических и других свойств, кроме подбора природы и количества наполнителя, важны технологические способы введения наполнителей в структуру базового полимера. В работе методом растровой электронной микроскопии изучены процессы структурообразования полимерных композиционных материалов на основе политетрафторэтилена и дискретных гидратцеллюлозных углеродных волокон в зависимости от технологии получения. Рассмотрены такие технологические приемы, как совместная механоактивация компонентов и пропускание порошковой смеси через лабораторные вальцы. Для понимания процессов, протекающих при трении разработанных ПКМ, проведены исследования поверхности до и после трения методом инфракрасной спектроскопии. Установлено, что в процессе трения в зависимости от режима последнего происходит изменение спиральной конформации макромолекул ПТФЭ. Показано, что повышение скорости скольжения и нагрузки при трении ПКМ приводит к изменению спиральной конформации макромолекул с переходом с 13_6 к более стабильной конформации 15_7 . На основании проведенных исследований установлено, что комбинации технологий совместной механоактивации компонентов и вальцевания порошковой смеси являются технологическими приемами, которые позволяют повысить структурную активность дискретных УВ и интенсифицировать адгезионное взаимодействие на границе раздела фаз полимер–наполнитель, что приводит к повышению износостойкости и сопротивляемости композитов к ползучести. Разработанные технологические подходы можно использовать при получении фторкомпозитов, содержащих не только углеродное, но и другие виды волокон.

Ключевые слова: политетрафторэтилен, углеродные волокна, растровая электронная микроскопия, инфракрасная микроскопия, триботехнические характеристики

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (рег. № 122011100162-9) с использованием научного оборудования ЦКП ФИЦ «ЯНЦ СО РАН».

Для цитирования: Петрова П.Н., Маркова М.А., Федоров А.Л. Исследование влияния технологий получения на свойства и структуру композитов на основе ПТФЭ. *Природные ресурсы Арктики и Субарктики*. 2024; 29(1):162–171. <https://doi.org/10.31242/2618-9712-2024-29-1-162-171>

Original article

Effect of production technologies on the properties and structure of PTFE-based composites

Pavlina N. Petrova, Marfa A. Markova[✉], Andrey L. Fedorov

*Institute of Oil and Gas Problems,
Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Yakutsk, Russian Federation*

[✉]markovamusya@mail.ru

Abstract

In the development of polymer composite materials, it is crucial to use various technological methods for introducing fillers into the structure of the base polymer, by different activation technologies of energy exposure. In this study, the processes of structure formation of polymer composite materials based on polytetrafluoroethylene and discrete hy-

drate cellulose carbon fibers, depending on the production technology, were investigated by scanning electron microscopy. We considered joint mechanical activation of components and passing the powder mixture through laboratory rollers. To understand the processes occurring in the friction process of the developed PCM, surface studies before and after friction by infrared spectroscopy were carried out. We found that during the friction process, depending on the friction mode, the spiral conformation of the PTFE macromolecules changes. An increase in the sliding velocity and the load during PCM friction leads to a change in the spiral conformation of macromolecules with a transition from 13_6 to a more stable conformation 15_7 . We also found that the combination of technologies for joint mechanical activation of components and rolling of a powder mixture are technological techniques that can increase the structural activity of discrete hydrocarbons and intensify the adhesive interaction at the polymer-filler phase interface, which leads to an increase in the resistance of composites to creep and wear. The developed technological approaches can be used in the production of fluorocomposites containing not only carbon but also other types of fibers.

Keywords: polytetrafluoroethylene, carbon fibers, scanning electron microscopy, infrared microscopy, tribotechnical characteristics

Funding. This study was conducted within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (reg. No. 122011100162-9), using the equipment provided by Core Shared Research Facilities (SCRF) of the Federal Research Centre “The Yakut Scientific Centre SB RAS”.

For citation: Petrova P.N., Markova M.A., Fedorov A.L. Effect of production technologies on the properties and structure of PTFE-based composites. *Arctic and Subarctic Natural Resources*. 2024;29(1):162–171. (In Russ.); <https://doi.org/10.31242/2618-9712-2024-29-1-162-171>

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) широко используют в машиностроении в качестве уплотнительных деталей в герметичных системах и в качестве подшипников из-за возможности их применения в парах трения, работающих без смазки. К числу таких полимеров относится политетрафторэтилен (ПТФЭ), он обладает рядом таких преимуществ, как химическая стойкость, широкий рабочий температурный интервал и низкий коэффициент трения. Однако ПТФЭ в ненаполненном виде при низком коэффициенте трения демонстрирует сверхнизкую износостойкость, также характеризуется высокой ползучестью (хладотекучестью) под воздействием нагрузки при невысоких температурах. Высокая ползучесть связана с развитием необратимой пластической деформации при малых нагрузках, существенно меньше разрывных, и при температурах ниже температуры перехода в стеклообразное состояние. Так, при комнатной температуре и нагрузке в 10 МПа, что в 2–3 раза ниже разрывной прочности ПТФЭ, за 100 ч развивается его необратимая деформация (более 200 %) [1]. Эти существенные недостатки приводят к необходимости частого ремонта узлов трения и уплотнений, где применяют ПТФЭ.

В настоящее время существует множество способов модифицирования полимерных материалов на основе ПТФЭ, позволяющих повысить сопротивление к ползучести, прочность и

износостойкость. В работах [2–4] используют высокопрочные волокнистые материалы в качестве наполнителя при создании высокопрочных и износостойких композиций на основе ПТФЭ. Из всех волокнистых материалов наиболее широко в качестве модификаторов полимеров, особенно ПТФЭ, используются углеродные волокна, так как они занимают особое положение среди термостойких волокон сочетанием высокой термостойкости, прочности и модуля упругости с низкой плотностью [5]. Однако использование наполнителей в качестве модификаторов не гарантирует получения высокопрочных, износостойких, а также обладающих высокой сопротивляемостью к различным деформациям композитов. В связи с этим во многих исследованиях применяют различные технологические приемы, повышающие качество распределения наполнителя в полимерной матрице и адгезионное взаимодействие в системе полимер – наполнитель. Особое внимание уделяют применению механической активации компонентов ПКМ. Несмотря на большое количество работ по исследованию влияния механической активации компонентов на триботехнические свойства ПТФЭ, изучению влияния комбинированных технологических приемов, которые включают в себя два вида активации, уделено недостаточно внимания.

Целью данной работы является исследование влияния технологии получения ПКМ на формирование структуры и сопротивление материалов к деформациям растяжения под нагрузкой.

Объекты исследования

В качестве полимерной матрицы выбран политетрафторэтилен марки ПН (ГОСТ 10007-80). В качестве наполнителя использованы дискретные углеродные волокна (УВ) марки УВИС-АК-П на основе гидратцеллюлозных углеродных волокон производства ООО НПЦ «УВИКОМ» (Россия).

На данном этапе выполнения работы продолжены исследования влияния двух технологий получения полимерных композитов на основе ПТФЭ на формирование структуры, физико-механические и триботехнические характеристики при различных режимах трения. Используемые технологии получения ПКМ:

1. Смешение наполнителя с $\frac{1}{2}$ частью полимера с использованием технологии совместной механической активации в планетарной мельнице с последующим смешением активированной композиции с остальной частью полимера (технология № 1).

2. Первая стадия по технологии 1 с последующим пропусканием композиции через вальцы (технология № 2).

Обсуждение результатов

На диаграмме (рис. 1) приведены зависимости скорости массового изнашивания и прочности при сжатии в зависимости от технологии получения и состава композитов. Показано, что

использование активированной композиции с последующим пропусканием композиции через вальцы (технология 2) приводит к получению более износостойких композитов по сравнению с композитами, полученными с использованием только механической активации компонентов (технология 1), что, видимо, связано с повышением прочности при сжатии, приводящей к повышению сопротивляемости композитов к деформациям.

В связи с этим проведены триботехнические исследования ПКМ при повышении нагрузки и скорости скольжения стального вала на машине трения ИИ-5018, имитирующей работу подшипников скольжения по схеме трения «диск–диск» в режиме сухого трения, в зависимости от состава композитов, полученных по технологии 2 (см. таблицу).

В таблице показано, что при малых нагрузках износостойкость композита изменяется неоднозначно в зависимости от концентрации наполнителя. Однако при повышении нагрузки трения до 550 Н и скорости скольжения стального вала установлено, что более износостойкими являются ПКМ с содержанием УВ 7 мас. %, полученные с использованием технологии вальцевания порошковой композиции до стадии термообработки. Показано, что при таком содержании УВ при использовании технологии 2 повышается структурная активность частиц УВ в процессе

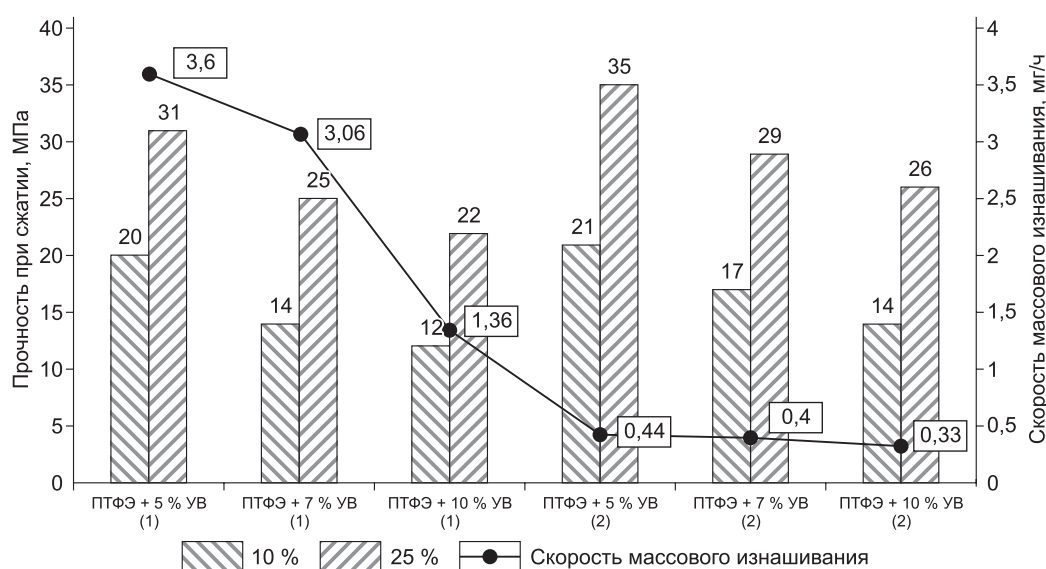


Рис. 1. Зависимость скорости массового изнашивания и прочности при сжатии ПКМ от содержания УВ и технологии получения. Условия трения: 260 Н, скорость скольжения 0,2 м/с

Fig. 1. Dependence of the mass wear rate and compressive strength of the PCM on the content of HC and the production technology. Friction conditions: 260 N, sliding speed 0.2 m/s

**Зависимость триботехнических показателей ПКМ ПТФЭ-УВ
от технологии получения и режима трения**

**Dependence of tribotechnical indicators of PTFE-UV PCM
on the technology of production and friction mode**

№	Фактор		I, мг/ч	f	I, мг/ч	f	I, мг/ч	f	I, мг/ч	f
	F, Н	V, м/с	+5 мас. % УВ		+5 мас. % УВ		+7 мас. % УВ		+10 мас. % УВ	
			Технология 1		Технология 2		Технология 2		Технология 2	
1	160	0,2	0,44	0,21	0,40	0,19	0,10	0,20	0,52	0,21
2	550	0,2	5,20	0,14	3,60	0,15	2,23	0,11	4,66	0,14
3	160	0,5	1,20	0,22	1,83	0,20	6,30	0,18	4,30	0,19
4	550	0,5	9,30	0,17	12,16	0,16	4,83	0,17	11,16	0,18

Примечание. I – скорость массового изнашивания, мг/ч.

Note. I – mass wear rate, mg/h.

взаимодействия с матричным ПТФЭ и формируется армированная структура, которая в процессе нагружения обеспечивает больше препятствий для развития трещин, нарушающих монолитность и целостность полимерного композита.

Ранее [6] установлено, что композит ПТФЭ + + 5 мас. % УВ, полученный по технологии 2, характеризуется повышенной сопротивляемостью к ползучести по сравнению с композитами того же состава, полученными с использованием технологии совместной механоактивации компонентов (технология 1). В связи с этим проведены исследования изменения сопротивления к деформациям под нагрузкой и модуля ползучести ПКМ, полученных с использованием технологии 2, в зависимости от напряжения и концентрации УВ (рис. 2), так как важнейшая особенность всех без исключения полимерных материалов заключается в том, что под воздействием любой нагрузки в них развиваются упругая и пластическая деформации. Полимерные материалы в процессе трения находятся в условиях длительного дина-

мического напряжения, при этом дополнительно накладывается еще тепловое воздействие, которые интенсифицируют процесс пластической деформации полимерных композитов, приводящей к выходу деталей узлов трения из строя.

Из рис. 2 видно, что повышение содержания углеродных волокон в полимерной матрице до 7–10 мас. % приводит к снижению относительного удлинения при ползучести в 3–22 раза в зависимости от напряжения по сравнению с композитом, содержащим 5 мас. % УВ. Наибольшей сопротивляемостью к деформациям ползучести характеризуется композит с содержанием УВ в количестве 7 мас. % (технология 2). Этот же композит характеризуется оптимальными триботехническими показателями при повышении скорости скольжения и нагрузки при трении. При этом показано (см. рис. 2, б), что модуль ползучести повышается у этого композита до 30 раз по сравнению с ПКМ с 5 мас. % УВ и в 3–4 раза по сравнению с композитом, содержащим 10 мас. % УВ. Композит с содержанием

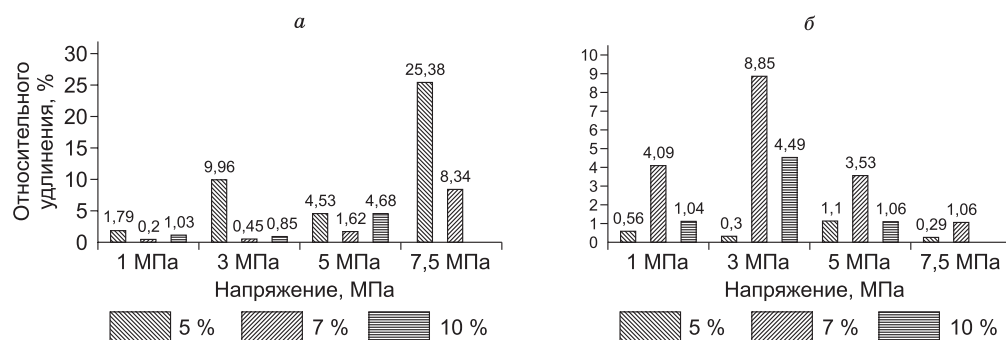


Рис. 2. Зависимость относительного удлинения при ползучести (а), модуля ползучести (б) от напряжения и состава ПКМ

Fig. 2. Dependence of the relative elongation at creep (a), the creep modulus (б) on the voltage and composition of the PCM

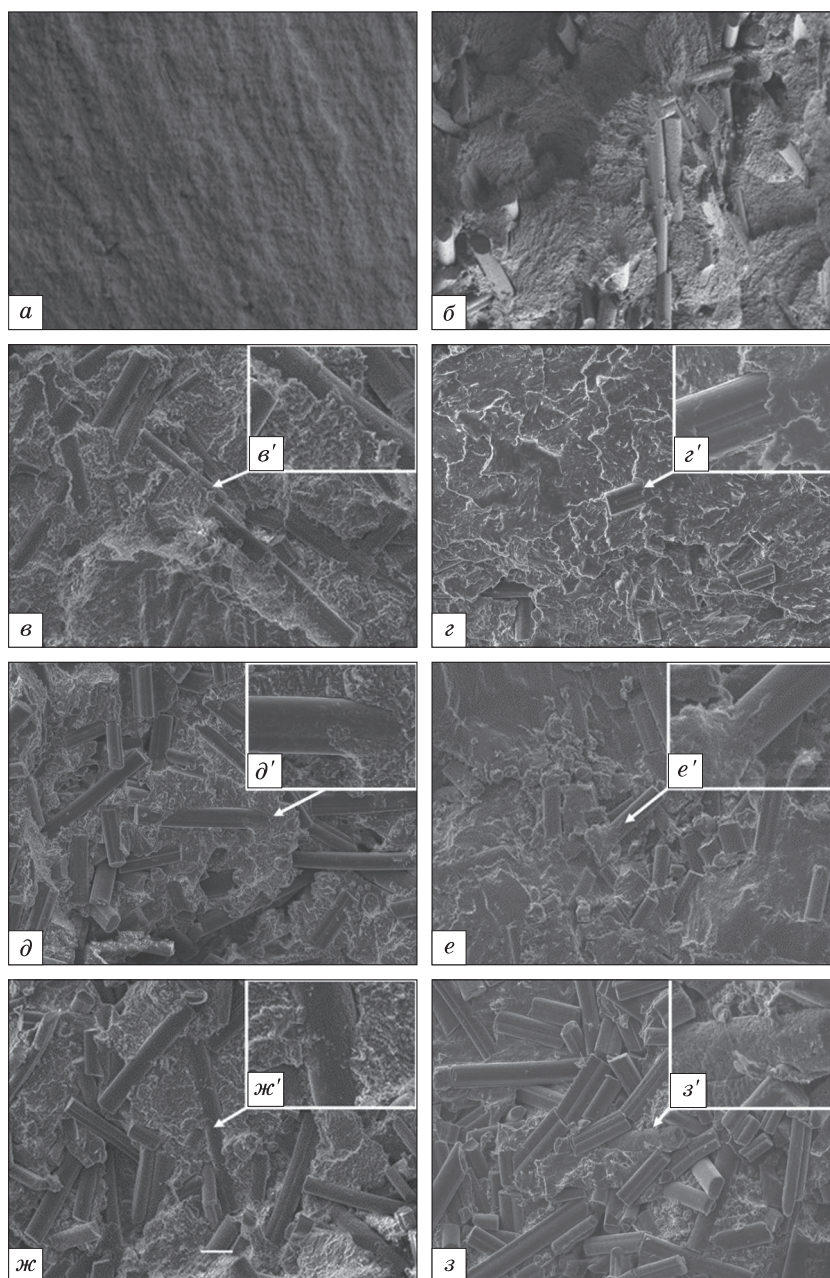


Рис. 3. Надмолекулярная структура ПКМ в зависимости от технологии получения ($\times 1000$ и $\times 7000$): а – ПТФЭ; б – ПТФЭ + 5 мас. % УВ (простое смешение); в – ПТФЭ + 5 мас. % УВ (технология 1); г – ПТФЭ + 5 мас. % УВ (технология 2); д – ПТФЭ + 7 мас. % УВ (технология 1); е – ПТФЭ + 7 мас. % УВ (технология 2); ж – ПТФЭ + 10 мас. % УВ (технология 1); з – ПТФЭ + 10 мас. % УВ (технология 2)

Fig. 3. Supramolecular structure of PCM depending on the production technology ($\times 1000$ and $\times 7000$): а – PTFE; б – PTFE + 5 wt. % HC (simple mixing); в – PTFE + 5 wt. % UV (technology No. 1); г – PTFE + 5 wt. % UV (technology No. 2); д – PTFE + 7 wt. % UV (technology No. 1); е – PTFE + 7 wt. % UV (technology No. 2); ж – PTFE + 10 wt. % UV (technology No. 1); з – PTFE + 10 wt. % UV (technology No. 2)

10 мас.% УВ разрушился преждевременно при повышении напряжения до 7,5 МПа.

С целью выяснения подобного изменения свойств и изучения особенностей процессов структурной модификации ПТФЭ в зависимости от

технологии получения проведено исследование структуры методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) (рис. 3), что позволяет визуально оценить степень плотности, дефектность упаковки в надмолекулярных структурах мате-

риала, а также характер разрушения наполненных полимеров.

При использовании технологии активации компонентов (технология 1) и вальцевания порошковой смеси ПКМ (технология 2) показано, что активированные частицы УВ оказывают значительное влияние на структуру полимерной матрицы и приводят к измельчению структурных элементов матрицы. Исходная структура полимера с протяженными ламеллярными образованиями дробится частицами УВ на более мелкие участки (см. рис. 3, в–з) за счет ее разбиения наполнителем, внедряющимся в полимерную матрицу.

Наблюдается изменение надмолекулярной структуры полимера с образованием дефектных сферолитоподобных структур с центрами кристаллизации на фрагментах поверхности частиц УВ. Наиболее ярко такая картина наблюдается при использовании технологии совместной активации компонентов ПКМ (рис. 3, в–ж). Образование таких структур связано с торможением сегментальной подвижности макроцепей молекул формирующегося межфазного слоя композита за счет усиления адгезионного взаимодействия полимер–УВ. Образование сферолитоподобных структур вблизи и вдоль УВ обусловлено кинетической и структурной активностью активированного наполнителя. Установлено, что отдельные частицы и пучки УВ не только являются центрами структурообразования, но и могут внедряться в кристаллические области матрицы.

Известно, что при низкотемпературном изломе, сколе полимерного образца хрупкая трещина распространяется по границам надмолекулярных образований. При сравнении разных технологий получения композитов ПТФЭ–УВ зарегистрировано, что характер разрушения композитов при получении скола различается. На поверхности скола ПКМ (см. рис. 3, в), полученного по технологии 1, количество УВ в открытом виде намного больше, по сравнению с ПКМ, полученным по технологии 2 (см. рис. 3, з). Большое количество волокон на поверхности скола свидетельствует о разрушении материала в основном по межфазным границам полимер–наполнитель. Однако при этом не наблюдается существенных зазоров между волокнами и матрицей, почти отсутствуют свободные от полимера поверхности большинства волокон, как это зарегистрировано при получении ПКМ простым

смешением (см. рис. 3, б). Это свидетельствует о формировании достаточно прочной связи на границе раздела фаз полимер–УВ при использовании технологии совместной активации компонентов в планетарной мельнице.

При использовании технологии вальцевания разрушение материала с 5 и 7 мас. % УВ идет не только по межфазным границам полимер–наполнитель, но и по полимерной матрице вблизи частицы наполнителя (см. рис. 3, з, е), что свидетельствует о еще большем повышении адгезионного взаимодействия на границе раздела фаз полимер–наполнитель: частица УВ находится внутри плотно обволакивающей ее полимерной матрицы, структура менее дефектная, пустоты на границе полимер–УВ не наблюдаются. При больших увеличениях видно (см. рис. 3, з', е'), что полимер в контакте с волокном при термообработке частично обволакивает волокна и адсорбируется на его поверхности. При достаточном уровне адгезионного взаимодействия при термообработке материала реализуются условия для проявления структурной активности наполнителя и формируется структура с большей степенью упорядоченности [7–9].

Увеличение концентрации УВ до 10 мас. % приводит к повышению неоднородности элементов структуры (см. рис. 3, ж, з): количество частиц УВ на поверхности скола повышается, свободная поверхность, занятая только частицами УВ, без полимера растет. При большом увеличении можно заметить, что поверхность волокна становится дефектной, в отличие от композитов состава 5 и 7 мас. %. В этом случае можно предположить, что прочность самого УВ снижается, в итоге эти межфазные границы полимер–дефектное волокно и скопления агломератов из УВ являются концентраторами напряжений при деформировании материала, что и приводит к преждевременному разрушению при повышении напряжения до 7,5 МПа при испытаниях на ползучесть.

Для понимания процессов, протекающих в процессе трения разработанных ПКМ, проведены исследования поверхности до и после трения методом инфракрасной спектроскопии на спектрометре Nicolet protege 460 (США). На рис. 4 приведены ИК-спектры поверхностей трения композита, полученного по технологии 2, с содержанием 7 мас. % УВ, в зависимости от нагрузки трения и скорости скольжения стального

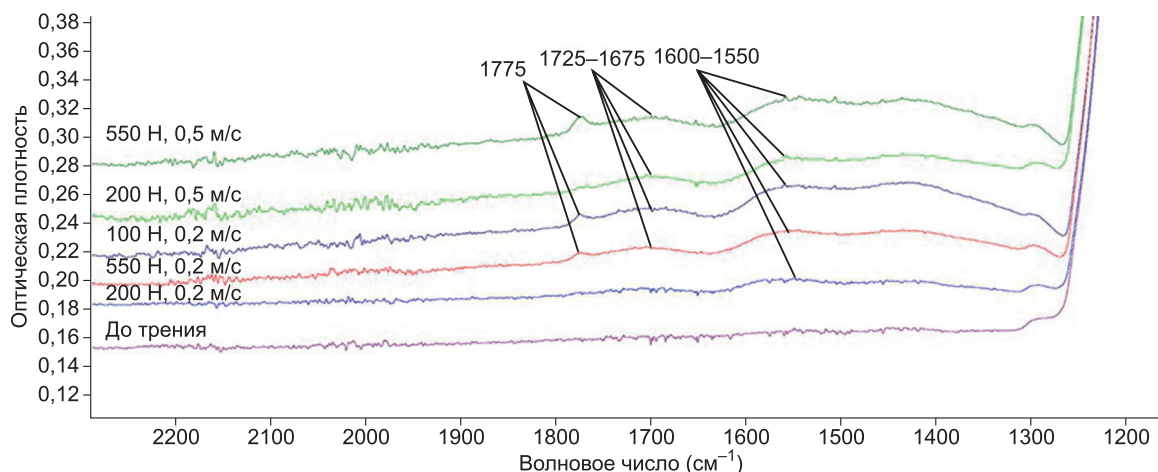


Рис. 4. ИК-спектры ПКМ в зависимости от условий трения

Fig. 4. IR spectra of PCM depending on friction conditions

вала. Видно, что при повышении подаваемой нагрузки и скорости скольжения на композит на ИК-спектрах поверхности трения появляются пики в областях 1600–1550, 1725–1675 и 1775 см^{-1} . Пики в области 1725–1675 и 1775 см^{-1} на ИК-спектрах относятся к концевым группам карбоновых кислот и альдегидным группам. Пики поглощения 1600–1550 см^{-1} характерны для валентных колебаний связи $\text{C}=\text{C}$, сопряженной с карбонильной группой [10, 11], а также соответствуют асимметричным валентным колебаниям карбоксилат-аниона [12], что свидетельствует о наличии на поверхности трения соединений с карбонильной группой и солей карбоновых кислот.

Наличие этих групп указывает на протекание окислительных процессов на поверхности полимерных образцов при трении. В работах авторов [13] описан механизм, который объясняет образование окисленных групп на поверхности трения ПТФЭ-композитов. Согласно этому механизму, на первом этапе процесса происходит механохимическое разрушение связи $\text{C}-\text{C}$ с образованием перфторалкильных радикалов. Далее перфторалкильные радикалы вступают в реакцию с атмосферным кислородом с образованием пероксирадикалов, которые далее разлагаются на более стабильную концевую группу ацилфторида. Концевая группа ацилфторида нестабильна и поэтому гидролизруется с образованием карбоновой кислоты. Карбоновые кислоты способны хелатироваться со стальной поверхностью контртела, что способствует прочному закреплению пленки переноса к стальному контртелу.

Эти процессы способствуют снижению коэффициента трения ПКМ.

Кроме вышеперечисленных изменений на ИК-спектрах ПТФЭ и композита ПТФЭ–7 мас. % УВ (технология 2) наблюдается выраженный дублет при ~640 и 625 см^{-1} (рис. 5), при этом зарегистрировано, что соотношение интенсивностей этих полос различается в зависимости от режимов трения.

Как показано в работе [14], интенсивность полосы 625 см^{-1} увеличивается при нагревании образца, а полосы 640 см^{-1} ослабевает, т. е. зависит от температуры. Наблюдаемый эффект связывают с изменением спиральной конформации макромолекул ПТФЭ. Считается, что полоса при 625 см^{-1} характеризует дефектность структуры, а полоса при 640 см^{-1} отражает наличие регулярной спирали в структуре ПТФЭ. В работе [15] показано, что изменение соотношения интенсивностей в дублете 638–625 см^{-1} не ограничивается температурными диапазонами, характерными для фазовых превращений. Повышение интенсивности поглощения при 625 см^{-1} связывают с переходом от конформации 13_6 , в которой доминируют межмолекулярные взаимодействия, к 15_7 спиральной конформации в ПТФЭ, в которой преобладают внутримолекулярные взаимодействия. Конформация 13_6 стабилизирована межмолекулярными взаимодействиями, в то время как конформация 15_7 является истинно стабильной с точки зрения конформации. На основании вышеизложенного можно предположить, что в процессе трения в зависимости от режима

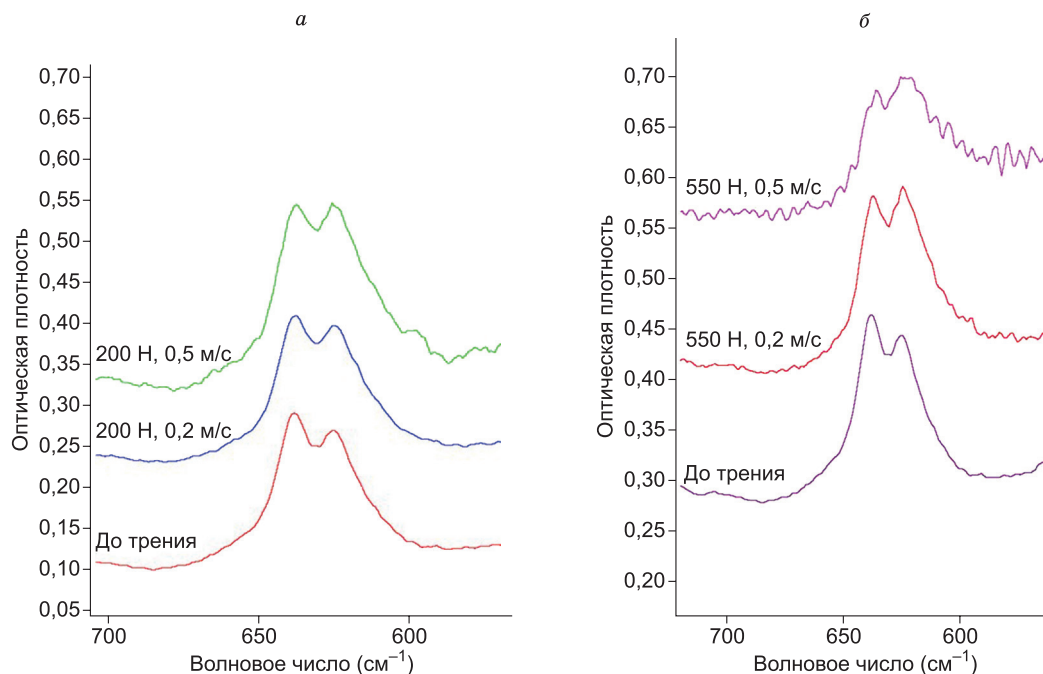


Рис. 5. Изменение конформации ПКМ в зависимости от условий трения: *а* – при нагрузке 200 Н; *б* – при нагрузке 500 Н

Fig. 5. Change in the conformation of the PCM depending on the friction conditions: *a* – at a load of 200 N; *b* – at a load of 500 N

трения происходит изменение спиральной конформации макромолекул ПТФЭ. Показано, что повышение скорости скольжения и нагрузки при трении ПКМ приводит к изменению спиральной конформации макромолекул с переходом с 13_6 к более стабильной конформации 15_7 . При этом зарегистрировано, что повышение подаваемой нагрузки до 550 Н независимо от скорости скольжения контртела приводит к повышению интенсивности пика при 625 см^{-1} (см. рис. 5, б), которое связано с дефектом разворота спирали и свидетельствует о протекании процессов аморфизации и рекристаллизации полимерного композита.

Заключение

Таким образом, на основании проведенных исследований выявлены закономерности структурообразования композитов на основе ПТФЭ в зависимости от технологии их получения и содержания УВ марки УВИС-АК-П. Установлено, что комбинация технологий совместной механоактивации компонентов и вальцевания порошковой смеси при разработке полимерных композитов является технологическим приемом, который позволяет повысить структурную активность дискретных УВ и интенсифицировать адгезионное взаимодействие на границе раздела фаз по-

лимер–наполнитель, что приводит к повышению сопротивляемости композитов к ползучести и износостойкости.

Список литературы / References

1. Хатилов С.А., Артамонов Н.А. Создание нового антифрикционного и уплотнительного материала на основе радиационно-модифицированного политетрафторэтилена. *Российский химический журнал*. 2008;52(3):89–97.
2. Hatipov S.A., Artamonov N.A. Creation of a new antifriction and sealing material based on radiation-modified polytetrafluoroethylene. *Rossiiskii Khimicheskii Zhurnal (Russian Chemistry Journal)*. 2008;52(3):89–97. (In Russ.)
3. Li Z., Liu J., Yuan Y., et al. Effects of surface fluoride-functionalizing of glass fiber on the properties of PTFE/glass fiber microwave composites. *The Royal Society of Chemistry Advances*. 2017;(7):22810–22817.
3. Охлопкова А.А., Васильев С.В., Петрова П.Н. и др. Базальтофторопластовые композиты антифрикционного назначения. *Вестник Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова*. 2013; 10(5):30–36.
- Ohlopko A.A., Vasilev S.V., Petrova P.N., et al. Basalt-fluoroplastic composites of antifrictional assignment. *Vestnik of the North-Eastern Federal University*. 2013;10(5):30–36. (In Russ.)

4. Bolvari A., Glenn S., Janssen R., Ellis C. Wear and friction of aramid fiber and polytetrafluoroethylene filled composites. *Wear*. 1997;(203-204):697–702.
5. Будник О.А. Физико-химические и технологические аспекты подготовки углеволокнистого наполнителя для композита на основе политетрафторэтилена. *Вестник Белгородского государственного технологического университета им. В.Г. Шухова*. 2014;(2): 116–122.
Budnik O.A. Physico-chemical and technological aspects of the preparation of a carbon fiber filler for a composite based on polytetrafluoroethylene. *Bulletin of BSTU named after V.G. Shukhov*. 2014;(2):116–122. (In Russ.)
6. Маркова М.А., Петрова П.Н., Федоров А.Л. Исследование трибологических свойств полимерных композитов на основе ПТФЭ в режиме сухого трения и в среде жидких смазок. *Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии*. 2022;15(5): 569–582. <https://doi.org/10.17516/1999-494X-0418>
Markova M.A., Petrova P.N., Fedorov A.L. Investigation of tribological properties of polymer composites based on PTFE in the dry friction mode and in the medium of liquid lubricants. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & technologies*. 2022;15(5):569–582. <https://doi.org/10.17516/1999-494X-0418>. (In Russ.)
7. Охлопкова А.А., Стручкова Т.С., Васильев А.П. и др. Влияние термической обработки на надмолекулярную структуру порошка политетрафторэтилена. *Вестник Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова*. 2016;54(4):48–57.
Ohlopokova A.A., Struchkova T.S., Vasil'ev A.P., et al. The effect of heat treatment on the supramolecular structure of polytetrafluoroethylene powder. *Vestnik of North-Eastern Federal University*. 2016;54(4):48–57. (In Russ.)
8. 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;5(84):66–70.
Kropotin O.V., Mashkov Yu.K., Egorova V.A., Kurguzova O.A. The effect of carbon modifiers on the structure and wear resistance of polymer nanocomposites based on polytetrafluoroethylene. *Journal of Applied Physics*. 2014;5(84):66–70. (In Russ.)
9. Будник А.Ф., Руденко П.В., Берладир К.В., Будник О.А. Структурированные нанообъекты политетрафторэтиленовых композитов. *Журнал нано- и электронной физики*. 2015;7(2):1–9.
Budnik A.F., Rudenko P.V., Berladir K.V., Budnik O.A. Structured nanoobjects of polytetrafluoroethylene composites. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2015;7(2):1–9. (In Russ.)
10. Казицына Л.А., Куплетская Н.Б. *Применение УФ-, ИК- и ЯМР-спектроскопии в органической химии: Учеб. пособие для вузов. М.: Высш. школа; 1971. 264 с.*
Kazicyna L.A., Kupletskaya N.B. *Application of UV, IR and NMR spectroscopy in organic chemistry: Textbook for universities*. Moscow: Vysshaya Shkola; 1971. 264 p. (In Russ.)
11. Rasberger M., Mortier R.M., Orszulik S.T. Oxidative degradation and stabilisation of mineral oil based lubricants. In: *Chemistry and Technology of Lubricants*. 2009, pp. 107–152.
12. Coates J. Interpretation of Infrared Spectra, A Practical Approach. In: Meyers R.D. (ed.). *Encyclopedia of Analytical Chemistry*. 2000, pp. 1–23.
13. Harris K.L., Pitenis A.A., Sawyer W.G., et al. PTFE Tribology and the Role of Mechanochemistry in the Development of Protective Surface Films. *Macromolecules*. 2015;48(11):3739–3745.
14. Игнатьева Л.Н., Бузник В.М. ИК-спектроскопические исследования политетрафторэтилена и его модифицированных форм. *Российский химический журнал*. 2008;52(3):139–146.
Ignat'eva L.N., Buznik V.M. IK-spektroskopicheskie issledovaniya politetraforetilena i ego modifitsirovannyh form. *Russian Journal of General Chemistry*. 2008;52(3): 139–146. (In Russ.)
15. Quarti C., Milani A., Castiglioni Ch. Ab Initio Calculation of the IR Spectrum of PTFE: Helical Symmetry and Defects. *The Journal of Physical Chemistry B*. 2013;117(2):706–718.

Об авторах

ПЕТРОВА Павлина Николаевна, кандидат технических наук, доцент, ведущий научный сотрудник, <https://orcid.org/0000-0002-1859-8034>, ResearcherID: A-6425-2014, Scopus Author ID: 13906602000, SPIN: 4704-0089, e-mail: ppavlina@yandex.ru

МАРКОВА Марфа Алексеевна, аспирант, инженер, <https://orcid.org/0000-0002-3000-1560>, ResearcherID: F-3227-2017, Scopus Author ID: 57207729946, SPIN: 1249-7726, e-mail: markovamusa@mail.ru

ФЕДОРОВ Андрей Леонидович, кандидат технических наук, старший научный сотрудник, <https://orcid.org/0000-0002-1718-2643>, ResearcherID: A-5442-2014, Scopus Author ID: 55845420304, SPIN: 6079-2229, e-mail: gelvirb@mail.ru

About the authors

PETROVA, Pavlina Nikolaevna, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Leading Researcher, <https://orcid.org/0000-0002-1859-8034>, ResearcherID: A-6425-2014, Scopus Author ID: 13906602000, SPIN: 4704-0089, e-mail: ppavlina@yandex.ru

MARKOVA, Marfa Alekseevna, Postgraduate Student, Engineer, <https://orcid.org/0000-0002-3000-1560>, ResearcherID: F-3227-2017, Scopus Author ID: 57207729946, SPIN: 1249-7726, e-mail: markovamusya@mail.ru

FEDOROV, Andrey Leonidovich, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, <https://orcid.org/0000-0002-1718-2643>, ResearcherID: A-5442-2014, Scopus Author ID: 55845420304, SPIN: 6079-2229, e-mail: gelvirb@mail.ru

Поступила в редакцию / Submitted 09.06.2023

Поступила после рецензирования / Revised 05.02.2024

Принята к публикации / Accepted 04.03.2024