

ХИМИЧЕСКАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

*Будник О.А., канд. техн. наук, доц.
Белгородский государственный технологический университет им. В.Г. Шухова
Берладир К.В., аспирант
Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»,
Будник А.Ф., канд. техн. наук, доц.,
Руденко П.В., аспирант
Сумский государственный университет*

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МАТРИЦЫ ПТФЭ – КОМПОЗИТОВ

phd.budnyk@gmail.com

Показано влияние технологии подготовки матрицы полимерных композитов на основе ПТФЭ. Структурирование матрицы, предопределяющее уникальность физико-механических и эксплуатационных характеристик композитных материалов. Рассмотрена авторская технология материалов на основе ПТФЭ, особенности строения и свойств, примеры практического применения композитных материалов.

Ключевые слова: ПТФЭ, технологии конформации, структурированные ингредиенты, политетрафторэтиленовые композиты, строение, свойства.

Введение. Внедрение полимеров в конструкционные материалы триботехнического назначения обусловлено многими факторами, в том числе возможностью образовывать композиты с заданными свойствами [1]. Расширение использования полимеров ведется в основном в двух направлениях. Одно из них – модификация известных видов полимеров. Наиболее доступным и приемлемым методом модификации является, в частности, использование возможности введения в полимеры компонентов, совместное действие которых может изменять первоначальные свойства полимеров и тем самым получать материалы с заданными свойствами [2].

Анализ всевозможных источников [3...5] позволяет констатировать низкий потенциал традиционных технологических подходов при получении полимерных композитных материалов (ПКМ) на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ). Однако могут быть осуществлены различные прогрессивные технологические приемы, позволяющие обеспечить получение композитных материалов и изделий из них с требуемыми потребителями свойствами. Это, в частности, синтез полимерных матриц различного состава и строения [6, 7]; образование смесей совмещением полимеров и олигомеров с различным уровнем взаимодействия [6]. Возможное модифицирование матриц разного происхождения направленным изменением структуры и структурного взаимодействия энергетическим воздействием [8...10]; матричное модифицирование активирующими добавками разного размера, формы и свойств [11...14]; создание нано-

фазных матриц с различающимися характеристиками [15].

Следует отметить, что промышленная реализация перечисленных технологий связана с существенными энергетическими, материальными и трудовыми затратами и требует маркетингового анализа в соответствии тенденции качественно – ценой политики.

Перспективной в случае ПКМ с матрицей из ПТФЭ является технология энергетического воздействия на его структуру и свойства проведением механической активации (механического воздействия) [9].

Существует два случая механической активации: в первом - время механического воздействия и формирования поля напряжений и его релаксации больше времени химической реакции (такие процессы принято называть механохимическими); во втором, наоборот, время механического воздействия и формирования поля напряжений меньше времени химической реакции, или вообще эти процессы разделены во времени. В последнем случае речь идет о механической активации [16].

Поскольку химическая, нефтехимическая, нефтегазовая, транспортная, атомная, авиакосмическая, горнорудная и целый ряд множества других отраслей машиностроения для надежной, эффективной и безопасной эксплуатации оборудования требуют применения ПКМ на основе ПТФЭ в ответственных узлах трения, определяющих эксплуатационные характеристики, долговечность производимого оборудования и конкурентоспособность производимой продукции,

проведенные исследования и полученные результаты работы являются актуальными.

Целью проведенных исследований явилось повышение физико-механических и эксплуатационных характеристик политетрафторэтилена, используемого в качестве матрицы ПКМ, методами энергетического (механического) воздействия.

Методика и объекты исследований. Объектом исследований являлся ПТФЭ торговой марки Ф-4-ПН (ГОСТ 10007).

Активация порошка ПТФЭ проводилась на мельнице МРП-1М с различной частотой вращения рабочих органов (в интервале $n = 5 \dots 14 \cdot 10^3 \text{ мин}^{-1}$) и на протяжении определенного интервала времени ($\tau = 3 \dots 8 \text{ мин.}$).

Композицию получали сухим смешением навесок компонентов в высокоскоростном лопастном смесителе МРП-1М. Образцы материалов для испытаний получали по технологии холодного прессования (давление прессования $P_{\text{пр}} = 50,0-70,0 \text{ МПа}$) с последующим свободным спеканием таблетированных заготовок на воздухе при $365 \pm 5^\circ\text{C}$ со скоростью нагрева - охлаждения 40°C/ч .

Изучение надмолекулярной структуры активированного порошка ПТФЭ проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения TESCAN MIRA 3 LMU.

Методика исследования свойств композита включала определение плотности ρ (кг/м^3), прочности при разрыве σ_r (МПа), относительного удлинения δ (%) и интенсивности изнашивания $I \cdot 10^{-6}$ ($\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$), как основных, необходимых характеристик для конструкторов, технологов и эксплуатационников.

Испытания на прочность и относительное удлинение при разрыве проводили на кольцевых образцах диаметрами $\varnothing 50 \times \varnothing 40$ и высотой 10 мм с помощью жестких полудисков (ГОСТ 11262) на разрывной установке Р-1 (ГОСТ 4651) при скорости движения ползуна $0,25 \text{ см/мин}$.

Плотность ρ (кг/м^3) образцов определяли методом гидростатического взвешивания (ГОСТ 15139).

Степень кристалличности и параметры структуры определяли с использованием рентгенографического метода (дифрактометр ДРОН-4-07), применяя фильтрованное $\text{CuK}\alpha$ излучение (длина волны $0,154 \text{ нм}$), фокусировка по Брэггу-Брентано $\theta-2\theta$ (2θ – брэгговский угол). Значения тока и напряжения на рентгеновской трубке составляли 20 мА и 40 кВ . Съемка образцов проводилась в режиме пошаговой регистрации (экспозиция – 3 с), диапазон углов 2θ от 16° до 20° .

Исследование интенсивности изнашивания материалов проводили на серийной машине трения СМТ-1 по схеме «частичная вставка-вал» и на машине трения УТМ-1 по схеме «диск-палец» для контрольного сравнения.

Комплект образцов испытывали в режиме трения без внешней смазки при скорости скольжения $V = 1,0 \text{ м/с}$ и давлении $P = 1,0 \text{ МПа}$. Контртело представляло собой ролик $\varnothing 48 \text{ мм}$ из стали 45 (HRC 25, Ra – $0,38 \text{ мкм}$). Частичная вставка изготавливалась из ПТФЭ и представляла собой сектор шириной 16 мм из кольца $\varnothing 80$ на $\varnothing 60 \text{ мм}$ и высотой 9 мм .

Величину износа образцов определяли гравиметрически на аналитических весах с точностью до 10^{-5} грамм и пересчитывали на интенсивность изнашивания по известным методикам [17]. Момент трения регистрировали с помощью прибора Термодат 17Е3.

Температуру в зоне контакта «ПКМ - стальное контртело» определяли термопарой, закрепленной в полимерной втулке на расстоянии 1 мм от поверхности трения и дублировали измерение инфракрасным термометром (пирометром) профессиональным СЕМ DT-8867Н.

Исследования структуры композитов до и после трения проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения TESCAN MIRA 3 LMU и оптических микроскопах типа БМВ.

ИК-спектры поверхностей ПТФЭ и продуктов износа регистрировали на спектрометре FT-IR Nicolet5700 в режиме отображения. Продукты износа предварительно таблетировали при комнатной температуре при давлении 50 МПа . В качестве полосы сравнения использовали полосу поглощения CF_2 групп ПТФЭ при 1206 см^{-1} . Относительная погрешность определения оптической плотности в серии из трех измерений составила $\sim 20 \%$.

Термографические исследования активированного ПТФЭ проводили на дериватографе Q-1500 при температурах от комнатной до температуры, которая выше температуры плавления кристаллитов на $60-70 \text{ К}$ (примерно до 700 К), в режиме линейного нагрева на воздухе со скоростью $5-10 \text{ К/мин}$. или охлаждения образцов вместе с печью со скоростью примерно 5 К/мин .

Планирование и обработку экспериментальных данных осуществляли методами математического планирования эксперимента и математической статистики обработки экспериментальных данных.

Содержание и обсуждение результатов исследований

Влияние механической активации на структуру ПТФЭ

Политетрафторэтилен обладает рядом уникальных свойств и поэтому активно анализируется различными методиками. В последнее время успешно продвигаются работы по созданию новых форм политетрафторэтилена, наиболее полно свободных от недостатков базового полимера. Строение и свойства модифицированных форм ПТФЭ, а следовательно, возможности и области их применения во многом зависят от технологии их приготовления [18...24]. Поэтому

возникает необходимость тщательного исследования, изучения и возможности эффективного использования каждого продукта, полученного новым способом.

Одним из наиболее эффективных способов получения полимера с новыми свойствами является метод механической активации [7, 25...27].

Отличие структурного и морфологического строения активированного и неактивированного ПТФЭ приводит к различию свойств (табл. 1).

Таблица 1

Влияние механической активации ПТФЭ на механические и триботехнические свойства

№ образца	Технология получения	Плотность ρ , г/см ³	Предел прочности при разрыве σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Интенсивность изнашивания I, 10^{-6} , мм ³ /Н·м
1	неактивированный	2,269	9,5	96	1133
2	$\tau=3$ мин, $n=5000$ мин ⁻¹	2,208	10,2	240	1080
3	$\tau=5$ мин, $n=5000$ мин ⁻¹	2,211	21,6	416	930
4	$\tau=8$ мин, $n=5000$ мин ⁻¹	2,175	17,3	280	800
5	$\tau=3$ мин, $n=7000$ мин ⁻¹	2,199	10,7	270	970
6	$\tau=5$ мин, $n=7000$ мин ⁻¹	2,205	23,5	423	820
7	$\tau=8$ мин, $n=7000$ мин ⁻¹	2,211	18,2	358	717
8	$\tau=3$ мин, $n=9000$ мин ⁻¹	2,203	19,6	290	890
9	$\tau=5$ мин, $n=9000$ мин ⁻¹	2,214	24,8	415	610
10	$\tau=8$ мин, $n=9000$ мин ⁻¹	2,213	18,0	340	720
11	$\tau=3$ мин, $n=14000$ мин ⁻¹	2,209	17,0	305	1100
12	$\tau=5$ мин, $n=14000$ мин ⁻¹	2,160	16,3	198	690
13	$\tau=8$ мин, $n=14000$ мин ⁻¹	2,119	17,9	320	780

Дериватографические исследования показали, что потеря веса промышленного образца марки Ф-4 (ГОСТ 10007) происходит в температурном диапазоне 500-580 °С. Термическое поведение активированного ПТФЭ иное: интервал разложения полимера 580-600 °С (проявляются области медленного (200-420) °С и быстрого (420-520) °С терморазложения) (рис. 1).

Результаты термографического анализа свидетельствуют, что механическая активация ПТФЭ увеличивает жесткость макромолекул, что приводит к росту термостойкости модифицированного полимера на 20-80 °С. Это объясняется наличием фаз с разной термической стойкостью вследствие их разной молекулярной массы, что подтверждено практическими исследованиями.

В структуре образцов ПТФЭ после мехактивации наблюдаются чечевицеобразные образования в виде гранул с микронными размерами по площади и по толщине (рис. 2, б), нитевидные пряди волокон длиной от 10 до 50 мкм и диаметром от 10 до 100 нм (рис. 2, в) и другие образования («паутина», «морозные узоры»,

«кружевные» и «веточные» структуры и т.д.) (рис. 2, г, д, е).

Различие морфологии частиц фракций вызвано тем, что продукты, полученные при разном термобарическом воздействии, имеют разное соотношение молекулярных составляющих, а каждая из них предопределена к построению определенных морфологических образований.

Приведенные рисунки показывают, что разделение на нано- и микрогабаритные объекты в случае фторполимеров на основе ПТФЭ условное. В основном, первые являются частями, формирующими микрообъекты.

Различие проявляется и в рентгеновских дифрактограммах неактивированного и активированного полимера (рис. 3).

Из рис. 3 (кривая 1) видно, что аморфное гало ПТФЭ Ф-4 находится при $2\theta=18,10$ град. Интенсивная механическая активация смещает его в область более низких углов Вульфа-Брегга ($2\theta = 17,82...17,98$ град.), одновременно снижая интенсивность (рис. 3, кривые 2...8). Существенное снижение интенсивности дифрагированного излучения (в 3,1 раза) наблюдается в образцах, изготовленных после активации

ПТФЭ при $n=9000 \text{ мин}^{-1}$ в течение $\tau=5 \text{ мин}$. При этом претерпевают изменения, как параметры ячейки структуры полимера, так и размеры кри-

сталлитов в плоскости (100) (табл. 2), что обеспечивает оптимально-реакционную структуру ПТФЭ.

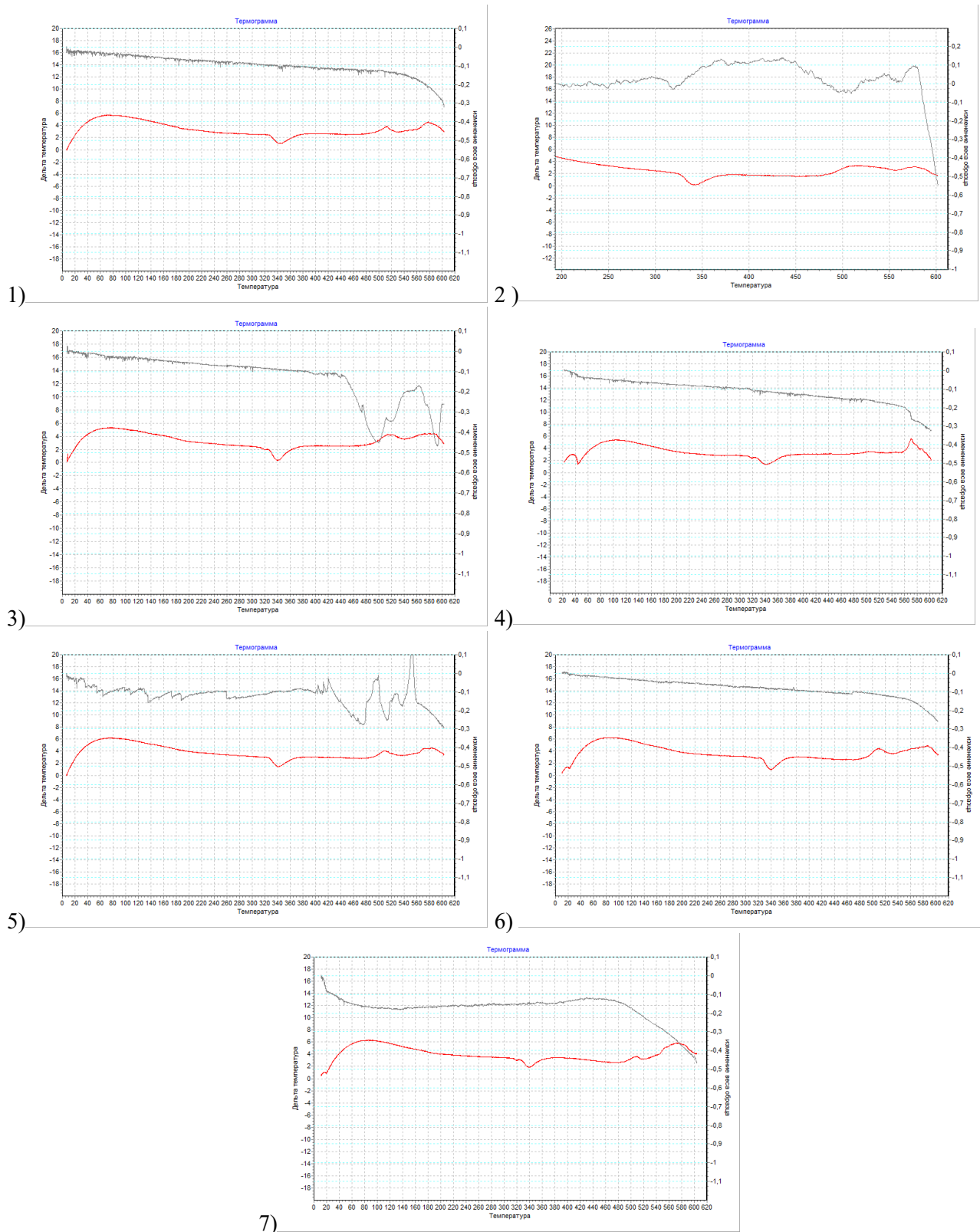


Рис. 1. Дериватогаммы образцов ПТФЭ (1) и его активированных форм (2-7)

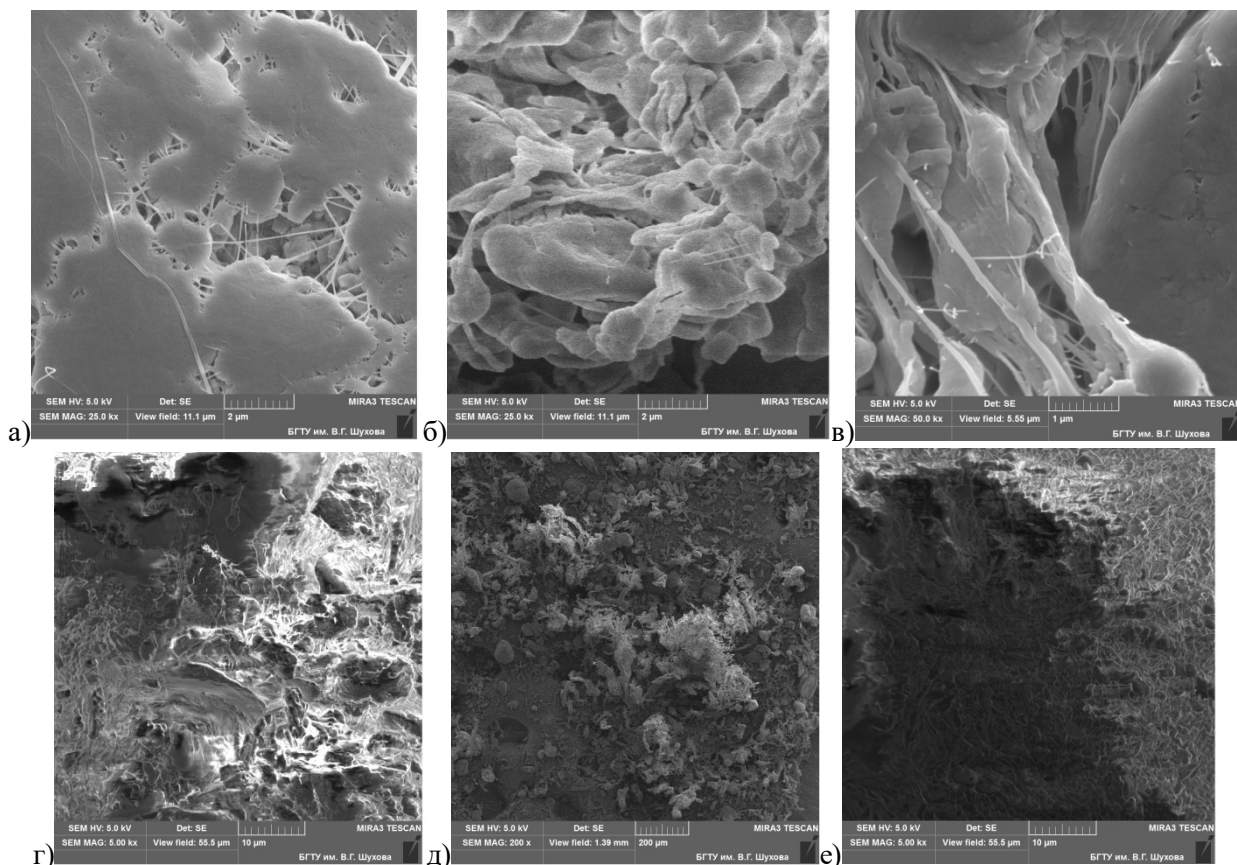


Рис. 2. Структура ПТФЭ до (а) и после механической активации (б-е)

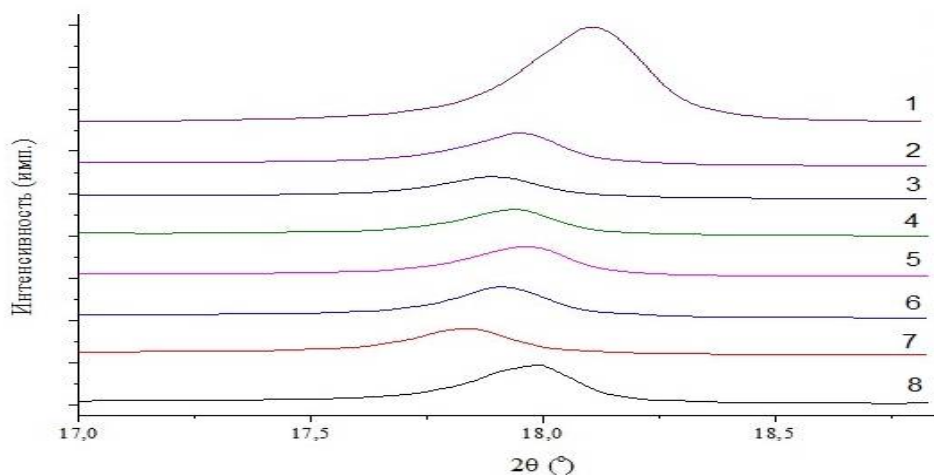


Рис. 3. Дифракционные кривые промышленного ПТФЭ (1) и его модификаций (2...8) после механической активации

Таблица 2

Рентгеноструктурный анализ

№ образца	Размер кристаллитов в плоскости (1 0 0), нм	Параметры элементарной ячейки a=b, нм	Параметр ячейки c, нм
1	29	0,566	0,972
2	28	0,57	0,949
3	26	0,572	0,949
4	29	0,57	0,921
5	29	0,57	0,921
6	29	0,571	0,959
7	27	0,574	0,965
8	31	0,57	0,965

Физико-механические свойства ПТФЭ при этом максимальны и по пределу прочности при разрыве σ_p больше в 2,6 раза, чем у неактивированного ПТФЭ, относительному удлинению – в 4,3 раза, а по интенсивности изнашивания материала на 54 % меньше.

Поэтому, логично заключить, что интенсивное энергетическое воздействие в виде механической активации оказывает существенное влияние на формирование надмолекулярной структуры ПТФЭ, что с позиций механики полимеров [28] оказывает положительное воздействие на физико-механические характеристики.

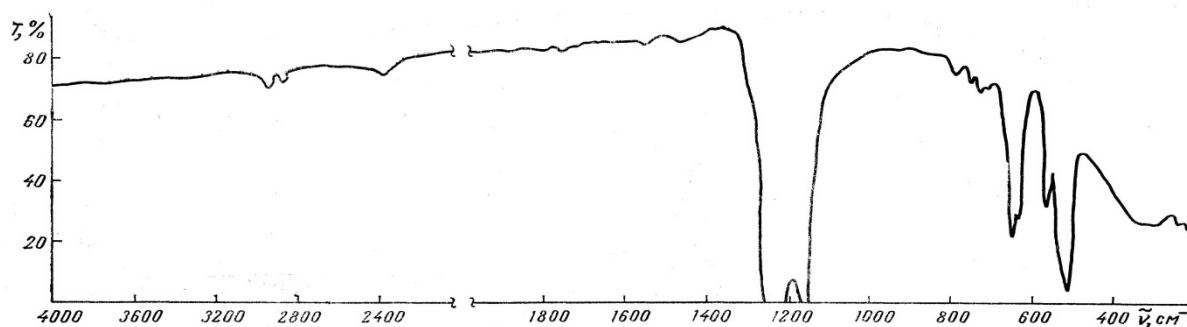


Рис. 4. ИК спектр поглощения промышленного политетрафторэтилена марки Ф-4

Как видно из рис. 4, наиболее интенсивные полосы относятся к валентным колебаниям групп CF_2 (1211 и 1154 см^{-1}) и колебанию $\nu(\text{CC})$, проявляющемуся в виде перегиба при $\sim 1233 \text{ см}^{-1}$. В области ниже 650 см^{-1} располагаются деформационные и внеплоскостные колебания групп CF_2 : веерные колебания $\gamma_{\omega}(\text{CF}_2)$ проявляются при 639 см^{-1} , полосы 555 и 516 см^{-1} характеризуют деформационные и маятниковые колебания CF_2 -групп, соответственно [29, 30].

При модифицировании политетрафторэтилена интенсивным механическим воздействием происходит переход полимера в дисперсное, ультрадисперсное и иное состояние (нити, паутина, кружева, ветки и др.) (рис. 2).

Обычно в ИК спектрах таких образований сохраняются полосы, характеризующие валентные колебания C-F и C-C , деформационные колебания CCC и CF_2 -групп, внеплоскостные колебания CF_2 -групп, отдельных фрагментов и всей цепи [29, 31, 32], даже при интенсивном энергетическом воздействии. Это говорит о том, что внешнее воздействие не приводит к полному разрушению молекулярной цепи политетрафторэтилена. Тем не менее, есть предположение, что на молекулярном уровне происходят определенные изменения, влияющие на свойства полимера.

Анализ проведенных исследований указывает на изменения морфологии и супрамолекулярной структуры политетрафторэтилена после

Изучение молекулярной и супрамолекулярной структуры политетрафторэтилена в настоящей работе проведено методом ИК спектроскопии.

При выполнении теоретического анализа колебательного спектра политетрафторэтилена обычно принимается структурная модель, в которой элементарная ячейка содержит одну молекулярную цепь $\text{C}_n\text{F}_{2n+2}$ [29].

На рис. 4 представлен типичный ИК спектр промышленного политетрафторэтилена марки фторопласт-4 (Ф-4) [29].

обработки, даже при сохранении химического строения полимера. ИК спектры чувствительны к такого рода изменениям и дают информацию о структуре модифицированных форм полимера.

На рис. 5 представлены спектры поглощения промышленного ПТФЭ марки Ф-4 после различного уровня энергетического влияния. Как и следовало ожидать, при мехактивации ПТФЭ наблюдается изменение формы и соотношения интенсивностей большинства полос. Известно, что аморфное состояние полимера [7] часто обусловлено не только дефектностью макромолекулы, но и отражает уменьшение степени кристалличности, что вызвано причинами физического характера, например существованием потенциальных барьеров внутреннего вращения и потенциальных минимумов для определенных конформаций. Упорядоченные области полимера количественно характеризуются степенью кристалличности. В ИК спектроскопии для характеристики полимера используются полосы, интенсивность которых меняется с изменением кристалличности полимера [31]. Принято, что полосы регулярности характеризуют наличие регулярной цепи, т.е. упорядоченную последовательность мономерных единиц. Истинные полосы кристалличности обусловлены взаимодействием между колебаниями соседних цепей в кристаллической решетке. Эти общие положения ИК спектроскопии полимеров в полной мере относятся и к политетрафторэтилену.

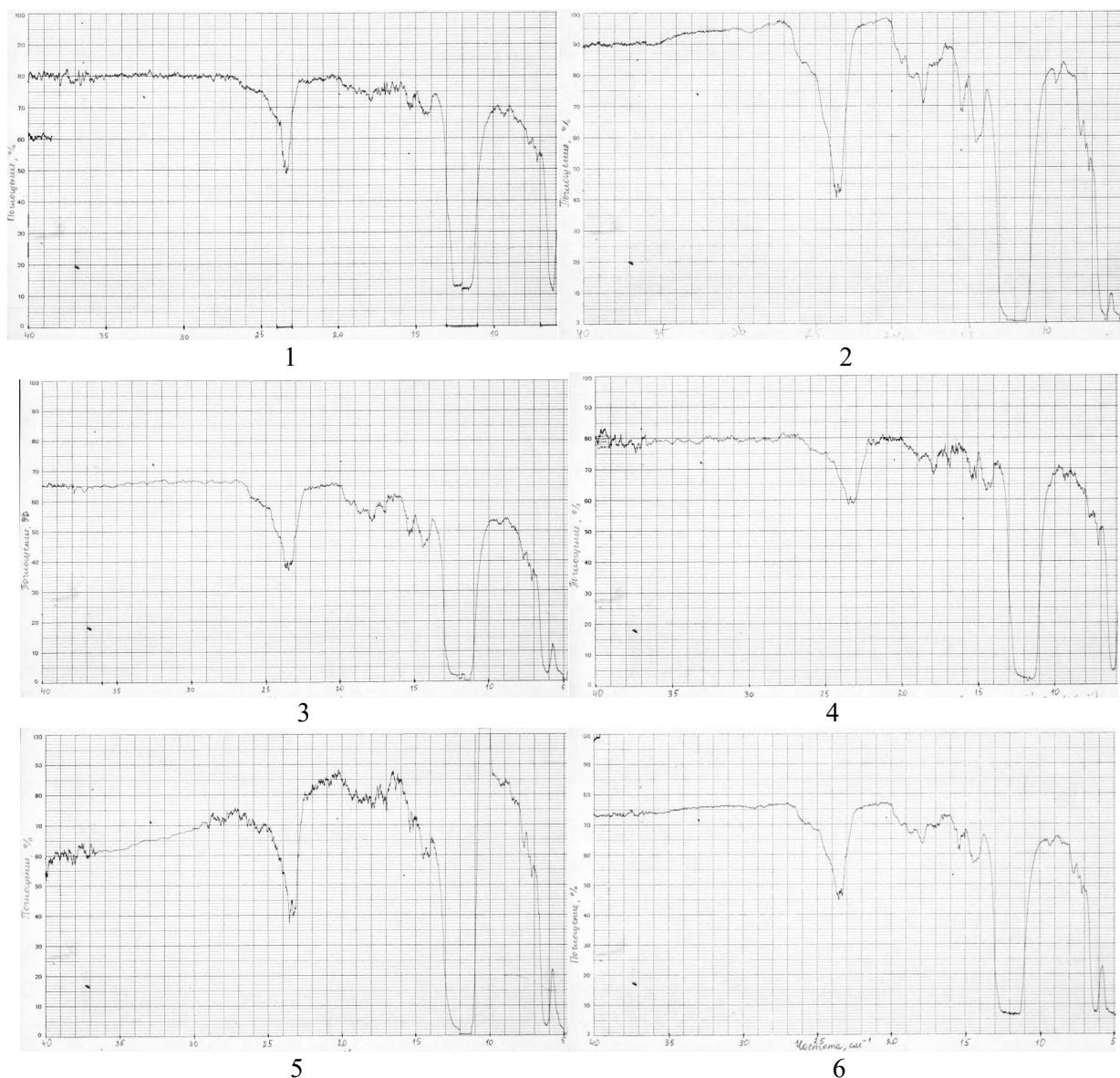


Рис. 5. ИК-спектры промышленного ПТФЭ марки Ф-4 после различного уровня механоактивации

Так как интерпретация полос ИК спектров поглощения ПТФЭ, сделанная различными авторами не совпадает в некоторых деталях, мы придерживались интерпретации полос в ИК спектре политетрафторэтилена, сделанной в работах [33].

Исследования показали, что оптическая плотность полосы при 780 см^{-1} , наблюдаемой в ИК спектрах ПТФЭ, возрастает линейно с уменьшением степени кристалличности образца. Эта полоса используется для определения степени упорядоченности в структуре политетрафторэтилена [29]. Ее и ряд других полос, наблюдаемых в области $700\text{--}800\text{ см}^{-1}$, относят к колебаниям молекулярных цепей в аморфной фазе. Полосы при 640 , 625 и 516 см^{-1} рассматривают как полосы упорядоченности [31]. Они же рассматриваются и как полосы кристалличности. Полуширина полосы при 516 см^{-1} изменяется скачком, что соответствует фазовому переходу

в кристаллическом политетрафторэтилене [21].

Наиболее интенсивными в ИК спектре ПТФЭ являются полосы, относящиеся к валентным колебаниям групп CF_2 (1211 и 1154 см^{-1}) и колебанию $\nu(\text{CC})$, проявляющемуся в виде перегиба при $\sim 1233\text{ см}^{-1}$. Ниже располагаются деформационные и внеплоскостные колебания групп CF_2 : веерные колебания $\gamma_{\omega}(\text{CF}_2)$ проявляются при 639 см^{-1} , полосы 555 и 516 см^{-1} характеризуют деформационные и маятниковые колебания CF_2 -групп, соответственно [29, 30].

При сопоставлении ИК спектров неактивированного и механически активированного ПТФЭ наблюдается ряд отличий. Они состоят в увеличении интенсивности полос в области $700\text{--}800$, 620 , 575 и 490 см^{-1} . В ИК спектре ПТФЭ наиболее интенсивны полосы 1211 и 1154 см^{-1} , соответствующие валентным колебаниям групп CF_2 . В активированном ПТФЭ наблюдается

смещение этих полос и рост их интенсивности (1175 см^{-1}). Перегиб колебаний ν (CC) при 1233 см^{-1} у ПТФЭ смещается в высокочастотную область спектра у активированного ПТФЭ (1350 см^{-1}). В области $800\text{-}1100$ и $1350\text{-}2230 \text{ см}^{-1}$ наблюдается ряд дополнительных полос, отсутствующих в спектре неактивированного ПТФЭ, которые могут быть отнесены к колебаниям концевых групп и групп в боковой ветви структурных фракций. Полоса при 2390 см^{-1} в неактивированном ПТФЭ смещается в низкочастотную область спектра (2330 см^{-1}), заметно уширяясь и интенсифицируясь. Следует отметить также, что колебания в спектре активированного ПТФЭ в области $2900\text{-}4000 \text{ см}^{-1}$ в неактивированном полимере вообще отсутствуют.

По нашему мнению, уширение полосы в ИК спектре при максимуме поглощения связано с образованием множества измельченных кристаллитов в структуре полимера, не влияющих доминирующе на степень кристалличности, но формирующих структуру наиболее эффективно сопротивляющуюся к разрыву связей и, следовательно, износу. Это способствует значительному росту износостойкости материалов узла трения.

Таким образом, при модифицировании ПТФЭ в результате механической активации происходит переход полимера в дисперсное, нанодисперсное и другое активно структурное состояние. В ИК спектрах таких образований сохраняются полосы, характеризующие валентные колебания C–F и C–C, деформационные колебания C–C и CF₂-групп, внеплоскостные колебания CF₂-групп, отдельных фрагментов и всей цепи [29, 31, 32]. Это говорит о том, что внешнее механическое воздействие не приводит к полному разрушению молекулярной цепи политетрафторэтилена, а в ряде случаев на молекулярном уровне происходят определенные изменения, повышающие физико-механические свойства полимера.

Выводы. Проведенные исследования открывают возможность использования активированного ПТФЭ в качестве матрицы фторполимерных композитов для получения композитных материалов узлов трения машин и оборудования различного назначения. В результате выполненных работ получены режимы работы технологического оборудования, после обработки на которых активированный ПТФЭ имеет повышенные по сравнению с базовым эксплуатационные свойства и может быть использован для получения композитов на его основе с наибольшей эффективностью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ю.К. Машков, З.Н. Овчар, В.И. Суриков, Л.Ф. Калистратова. Композиционные материалы на основе политетрафторэтилена. Структурная модификация // М. : Машиностроение, 2005. 240 с.
2. Л.В. Носонова, А.Ф. Будник. Влияние наполнителей-модификаторов на структуру и свойства композиционных материалов на основе политетрафторэтилена // Вісник СумДУ. Технічні науки. 2011. № 1. С. 134-138.
3. Скаскевич, А.А. Структура и технология малонаполненных машиностроительных материалов на основе конструкционных термопластов, модифицированных углеродными нанокластерами: автореф. дис. канд. техн. наук. / Минск, 2000. 18 с.
4. Авдейчик, С.В. Полимер-силикатные машиностроительные материалы: физико-химия, технология, применение / под ред. В.А. Струка, В.Я. Щербы. Минск: Тэхналогія, 2007. 431 с.
5. Авдейчик, С.В. Трибохимические технологии функциональных композиционных материалов. В 2 ч. / под ред. В.А. Струка, Ф.Г. Ловшенко. – Гродно: ГГАУ, 2007, 2008. Ч. 1. 320 с.
6. Мэнсон, Дж., Л. Сперлинг Полимерные смеси и композиты / под ред. Ю.К. Годовского. М. : Химия, 1979. 440 с.
7. Липатов, Ю.С. Физическая химия полимеров / М.: Химия, 1977. 304 с.
8. Плескачевский, Ю.М. Создание машиностроительных металло-полимерных материалов и изделий с использованием радиационно-термической обработки: автореф. дис. д-ра техн. наук / Минск, 1984. 42 с.
9. Будник О.А.. Физико-химические и технологические аспекты подготовки углеволоконного наполнителя для композита на основе политетрафторэтилена // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2014. № 2. С. 116-122.
10. О.А. Будник, В.А. Свицерский, К.В. Берладир, А.Ф. Будник, П.В. Руденко. Влияние механической активации политетрафторэтиленовой матрицы на ее физико-химические и эксплуатационные свойства // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2014. № 4. С. 10-17.
11. Бузник, В.М., Фомин В.М., Алхимов А.П. Металлополимерные нанокompозиты (получение, свойства, применение) / Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2005. 260 с.
12. Виноградов, А.В. Создание и исследование машиностроительных триботехнических материалов на основе политетрафторэтилена и ультрадисперсных сиалонов: дис. д-ра техн. наук: 05.02.01., 05.02.04 / Гомель, 1993. 293 с.

13. Охлопкова, А.А., Виноградов А.В., Пинчук Л.С. Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / Гомель: ИММС НАНБ, 1999. 164 с.
14. О.А. Будник, К.В. Берладир, А.Ф. Будник, П.В. Руденко, А.А. Томас Влияние механоактивационной технологии подготовки политетрафторэтиленовой матрицы на ее свойства // Международная молодежная научно-техническая конференция, посвященная 50-летию механико-технологического факультета ЮЗГУ «Прогрессивные технологии и процессы», 25-26 сентября 2014 г. Т. 1. Курск, 2014. С. 99-103.
15. Чвалун, С.Н. Полимерные нанокompозиты // Природа. 2001. № 1. С. 1–18.
16. Болдырев, В.В. Механохимия и механическая активация твердых веществ // Успехи химии. 2006. № 75(3). С. 203-216.
17. Технические условия ТУ 301-05-16-89. Заготовки из фторопластовой композиции. – Пермь, 1989.
18. Паншин, Ю.А. Фторопласты /Л. : Химия, 1978. 232 с.
19. Внутских Ж.А., Федоров А.К., Чекрышкин Ю.С. и др. Химия в интересах устойчивого развития, 2001. Т. . С. 612-613.
20. Бузник В.М., Михалин И.Н., Семянников П.П., Кухлевская Т.С., Цветников А.К., Карташев А.В. Химия в интересах устойчивого развития 2004. Т. 12. С. 695-710.
21. Marega C., Marigo A., Garbuglio C., Fachera A., Martorana A., Zanetti R. Macromol. Chem., 1989, v. 190, p. 1425-1431.
22. Oshima A, Ikede S., Seguch T., Tabata Y. Radiat. Phys. Chem., 1997, v. 49, p. 279.
23. Oshima A, Ikede S., Seguch T., Tabata Y. Ibid., 1997, v. 49, p. 581.
24. Oshima A, Ikede S., Seguch T., Tabata Y. Ibid., 1996, v. 48, p. 563.
25. Барамбойм Н.К. Механохимия высокомолекулярных соединений / М : Химия, 1978. 383 с.
26. А.Ф. Будник, Х.В. Берладир, В.А. Свидерський, О.А. Будник, П.В. Руденко, А.А. Ільїних. Фізико-хімічні аспекти механічної активації політетрафторетиленової композиції при отриманні та рециклінгу // Восточно-европейский журнал передовых технологий. 2014. № 2/11 (68). С. 9-15.
27. О.А. Будник, Х.В. Берладир, А.Ф. Будник, П.В. Руденко. Підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей триботехнічних ПТФЕ композитів методами механічної активації // Проблеми тертя та зношування. 2014. № 4 (65). С. 130-135.
28. Каргин В.А. Краткие очерки по физико-химии полимеров / М. : Химия, 1967. 231 с.
29. И. Дехант, Р. Данц, В. Киммер, Р. Шмольке Инфракрасная спектроскопия полимеров / М : Химия, 1976. 472 с.
30. Бузник В.М., Игнатъева Л.Н. ИК-спектроскопические исследования политетрафторэтилена и его модифицированных форм // Российский химический журнал. Т. LII. № 3. 2008. С. 139-146.
31. Игнатъева, Л.Н., Цветников А.К., Лившиц А.Н., Салдин В.И., Бузник В.М. Спектроскопическое исследование модифицированного политетрафторэтилена // Журнал структурной химии. 2002. № 1. С. 69-73.
32. Blanchet T.A., Peng Y.I. Lubrication Eng., 1996, v. 52, № 6, p. 489-495.
33. He J.L., Li W.Z., Wang L.D. et al. // Nucl. Inst. Meth. Phys. Res. 1998. V. 135. P. 512.

Budnyk O.A., Berladir K.V., Budnyk A.F., Rudenko P.V.
STRUCTURAL CHANGES MATRIX PTFE - COMPOSITES

Shows the influence of technology training matrix polymer composites based on PTFE. Structuring matrix predetermines unique physical and mechanical and operational characteristics of composite materials. We consider the author's technology-based materials PTFE, especially the structure and properties, examples of practical applications of composite materials.

Key words: PTFE, technology conformation, structured ingredients, PTFE composites, structure, properties.