

Строение порошков политетрафторэтилена, полученных фотохимической полимеризацией газообразного мономера

В. М. Бузник, Ю. Е. Вопилов, В. К. Иванов, А. С. Сигачев,
В. С. Поляков, М. А. Смирнов, Т. П. Кулагина, Ю. В. Сорокин,
В. П. Тарасов, Е. П. Харитонов, Г. Ю. Юрков

Набором физических методов изучено молекулярное, супрамолекулярное и топологическое строение порошков политетрафторэтилена (ПТФЭ), полученных из газообразной фазы мономера — тетрафторэтилена (ТФЭ) (C_2F_4) при ультрафиолетовом облучении и наличии различных инициаторов. Обнаружено морфологическое разнообразие частиц, формирующих порошки, установлено влияние технологических режимов на особенности морфологического строения порошков. Методом ядерного магнитного резонанса (ЯМР) ^{19}F широких линий обнаружено различие вращательной динамики фрагментов макромолекулярных цепей в образцах, синтезированных при разных условиях.

Ключевые слова: политетрафторэтилен, фотохимическая полимеризация, строение, ЯМР, СЭМ, РФА, ИК-спектроскопия. ДТА/ТГА.

In this project the molecular, supramolecular and topological structure of powders of polytetrafluoroethylene (PTFE), which was derived from the tetrafluoroethylene (C_2F_4) monomer gaseous phase under the ultraviolet irradiation and the presence of different initiators, is studied by a set of physical techniques. The morphological diversity of powder forming particles is revealed and the influence of technological conditions to the characteristics of the powders morphological structure is specified. A difference between the rotational dynamics of the fragments of macromolecular chains in the samples, which were synthesized under different conditions, is observed according to the ^{19}F broad lines NMR method.

Keywords: polytetrafluoroethylene, photochemical polymerization, structure, NMR, SEM, XRD, IR-spectroscopy, DTA/TGA.

Введение

Порошки ПТФЭ находят применение в ряде отраслей, в качестве материалов для антифрикционных, противоизносных, гидрофобных, протекторных и биосовместимых покрытий. Область и эффективность их применения во многом определяются размерами и морфологией частиц порошка, которые, в свою очередь, зависят от способа их получения, используемых технологических режимов производства [1–3].

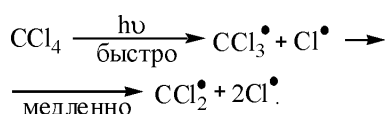
В большинстве случаев порошки получают синтетическим способом из мономера (ТФЭ — C_2F_4),

используемом в промышленном производстве [3] или термической переработкой ПТФЭ [1, 2]. Как показали исследования [1], порошкообразные продукты ПТФЭ существенно отличаются молекулярным, супрамолекулярным и морфологическим строением.

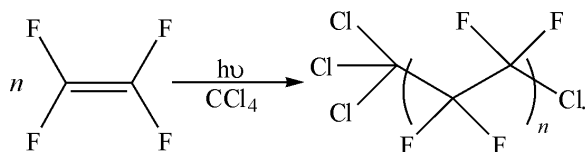
Цель данной работы — изучение строения порошков ПТФЭ, полученных ультрафиолетовой фотополимеризацией газообразного ТФЭ методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (СЭМ и ПЭМ), рассеяния лазерного излучения, рентгеновской дифрактометрией, дериватографическими методами, ИК- и ЯМР-спектроскопиями.

Технологии синтеза образцов и методы исследования

Синтез высокодисперсного порошка ПТФЭ осуществляли ранее разработанным и запатентованным способом [4]. Его оригинальность состоит в фотохимической полимеризации газообразного ПТФЭ с использованием в качестве основного инициатора четыреххлористого углерода. Источник ультрафиолетового излучения — ртутно-кварцевая лампа. Под действием ультрафиолетового излучения четыреххлористый углерод распадается с образованием радикалов:



Радикалы принимают участие в росте цепи полимера, не ухудшая его химических и физико-химических свойств. Количество четыреххлористого углерода составляет 4 – 10 масс. % от загруженного ТФЭ. Схематически эту реакцию можно представить следующим образом:



Фотохимическую реакцию полимеризации осуществляли в реакторе из нержавеющей стали, снабженном кварцевым фонарем с ртутно-кварцевой лампой.

Для исследований были наработаны образцы порошков Т-4-95МН и Т-4-95ЧН, полученные с применением различных технологических приемов. Процесс осуществляется в три стадии: 1) фотохимическая полимеризация с получением полимера-сырца при использовании различных инициаторов; 2) просеивание и откачка полимера-сырца; 3) просеивание, компаундирование и фасовка готового продукта.

При получении порошков марки Т-4-95МН в качестве инициатора использовали смесь тетрафтордихлорацетона и трифтортрихлорацетона, а порошков Т-4-95ЧН — четыреххлористый углерод. Полимеризацию проводили при температуре не выше 250°C в течение 40 – 70 мин. Образец №1 (Т-4-95ЧН) представляет собой порошок белого цвета с относительно низкой насыпной плотностью 218 г/дм³. Образец №2 был получен термической обработкой образца №1 при температуре 260°C в течении 5 часов, что позволило увеличить насыпную плотность до 605 г/дм³.

Образец №3 (Т-4-95МН) имеет насыпную плотность: 653 г/дм³. Образец №4 (Т-4-95МН) — полимер-сырец получен фотохимической полимеризацией без дальнейших стадий обработки (нагрева, вакуумирования), насыпная плотность — 512 г/дм³. Образец №5 получен без применения инициаторов.

Морфологическое строение образцов определяли на сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss NVision 40 и на просвечивающем микроскопе JEOL JEM – 1011 с ускоряющим напряжением 80 кВ. Функцию размерного распределения частиц — на установке Fritsch Particle Sizer “Analysette 22”.

Рентгеновские дифракционные исследования проводили на установке Shimadzu XRD-6000 при комнатной температуре в диапазоне Брэгговских углов 3 – 110° (2θ) с шагом 0,02°. Съемку вели в режиме “на отражение” с использованием CuK_α -излучения ($\lambda = 0,154$ нм).

Дифференциальный термический анализ (ДТА) проводили на установке NETZSCH STA 449C в диапазоне температур 20 – 600°C со скоростью нагрева 5 град./мин в платиновых тиглях с крышкой, с калиброванным отверстием, обеспечивающим определенное давление паров продуктов разложения. Верхнюю предельную температуру съемки определяли окончанием разложения и прекращением газовой выделения вещества, она составляла 500 – 650°C. Масса навесок, используемых для исследований, составляла $0,6 \pm 0,1$ мг.

ИК-спектры образцов снимали на таблетках, запрессованных с KBr, с использованием спектрометра NEXUS фирмы ThermoNicolet в диапазоне 4000 – 400 см⁻¹. Точность определения полос была не более 2 см⁻¹.

Исследования методом спектроскопии ЯМР выполняли на твердотельном спектрометре AVANCE 400 фирмы Bruker с рабочей частотой для протонов 400 МГц, что соответствует напряженности магнитного поля 9,4 Тл. Измерения проводили на градиентном датчике на ядрах ^{19}F с рабочей частотой 376,5 МГц в диапазоне температур —40 – 70°C. Для записи спектра использовали одиночный импульс длительностью 2 мкс по 8 накоплений. Образцы помещали в стандартную 5 мм ампулу.

Морфологическое строение образцов

Как видно из рис. 1а образец № 1 содержит сферические моночастицы с диаметром от 2 до 5 мкм и образования из бесформенных частиц размером в несколько сотен нанометров, из этих частиц образуются агрегатные структуры размером до десятка мкм, напоминающие по компоновке сооружения типа

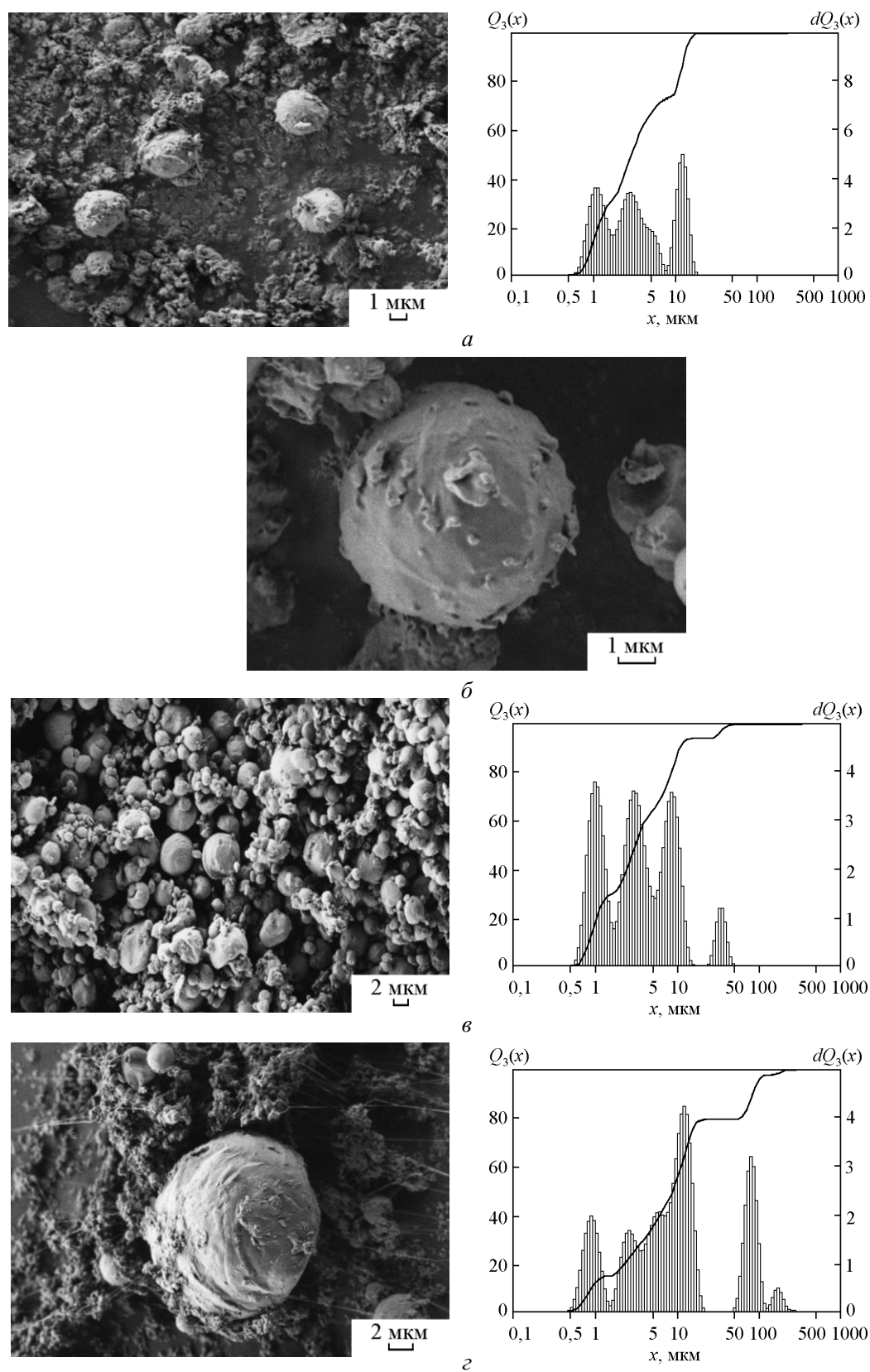


Рис. 1. СЭМ и функции размерного распределения образцов: а – № 1, б – № 3, в – № 5; б – СЭМ образца № 2, полученного термической обработкой образца № 1.

ласточкиного гнезда. Помимо агрегатных образований мелкие частицы покрывают поверхности моночастиц. Функция размерного распределения частиц образца №1 представляется четырехмодальной кривой с различной интенсивностью компонент и с максимумами при 0,7; 3, 5 и 15 мкм, с соотношением интенсивностей 0,7 : 0,6 : 0,4 : 1. Минимальный размер частиц составил 0,5 мкм, в диапазон размеров 0,5 – 5 мкм попадает более 70% всех частиц порошка. Бесформенность ассоциативных образований и мелких частиц, по-видимому, не допускает плотной упаковки, что и определяет низкую насыпную плотность этого порошка. Агрегаты представляются довольно прочными образованиями, во всяком случае, они не разбиваются воздушной струей используемой в анализаторе.

Как видно из приведенной микрофотографии (рис. 1б), во образце № 2 доминируют моночастицы сферической формы, доля бесформенных образований из малых частиц значительно меньше. Наблюдаемый факт может быть объяснен тем, что бесформенная фракция состоит из низкомолекулярных фракций фторполимеров, которая удаляется при термообработке, переходя в газообразное состояние. Моночастицы образованы из высокомолекулярных компонент, более устойчивы к термическому воздействию. Они имеют сферическую форму, удобную для плотной упаковки, и потому их насыпная плотность существенно выше.

На рис. 1в приведено изображение образца № 3. Функция размерного распределения представляется четырехмодальной кривой с соотношением интенсивностей компонент 1 : 1 : 1 : 0,3 и с максимумами при 0,7; 3, 10 и 40 мкм. Минимальный размер частиц составил 0,5 мкм, а средний диаметр — 5,9 мкм. Более 70% частиц имеют размеры, меньшие 7 мкм.

Как видно из рис. 1г, смена инициатора сказывается на морфологическом строении порошка — здесь значительно меньшее число бесформенных частиц при доминировании моночастиц. Исходя из функции размерного распределения, следует, что разброс сферических моночастиц больше, чем в образцах № 1 и №2, при этом просматриваются две моды моночастиц с размерами 3 и 7 мкм. Наблюдаются и образования крупного размера до 30 мкм. Образец № 4 содержит как моночастицы, так и образования из малых частиц.

Для образца №5 характерно наибольшее количество морфологических форм (рис. 1з), в нем наблюдаются: сферические моночастицы с большим разбросом по диаметру; сложные образования из мелких частиц; волокнистые структуры (длинной до 10 мкм и диаметром порядка 0,1 мкм). Функция

размерного распределения частиц представляется шестимодальной кривой с соотношением интенсивностей компонент 0,5 : 0,4 : 0,5 : 1 : 0,8 : 0,1 и с максимумами при 0,7; 4, 7, 15, 85 и 200 мкм, соответственно. Минимальный размер частиц составляет 0,5 мкм, а средний диаметр — 26,9 мкм. В диапазон размеров 1 – 50 мкм попадает более 70% объектов.

Сопоставим морфологическое строение исследуемых образцов с порошком марки ФОРУМ, полученным из газообразных продуктов пиролиза фторопласта-4. Используемая для получения последнего газообразная среда является многокомпонентной по составу, в ней наряду с мономерами C_2F_4 имеются и другие молекулярные фторуглеродные образования [5]. Исходя из сложности газообразной среды, логичным было ожидать большую морфологическую неоднородность порошков ФОРУМ по сравнению с исследуемыми образцами. Однако наблюдается обратная ситуация: основной структурой являются сферические моночастицы размером 0,2 – 1,2 мкм. Из них образуются агломераты размером до 5 мкм и более крупные агломераты (до 40 мкм). Если моночастицы — прочные системы, то сложные образования не прочны и разрушаются воздушной средой или ультразвуковым воздействием в жидкой среде.

Таблица

Результаты исследований методом дифракции рентгеновских лучей образца № 1

2θ	I/I_0	$d/n, \text{\AA}$	$h k l$
18,0	100,0	4,97	1 0 0
31,51	1,0	2,87	1 1 0
36,58	<1,0	2,49	2 0 0
49,04	<1,0	1,88	2 1 0
56,17	<1,0	1,66	3 0 0
65,70	<1,0	1,44	2 2 0
68,90	<1,0	1,38	3 1 0
72,58	<1,0	1,30	0 0 15

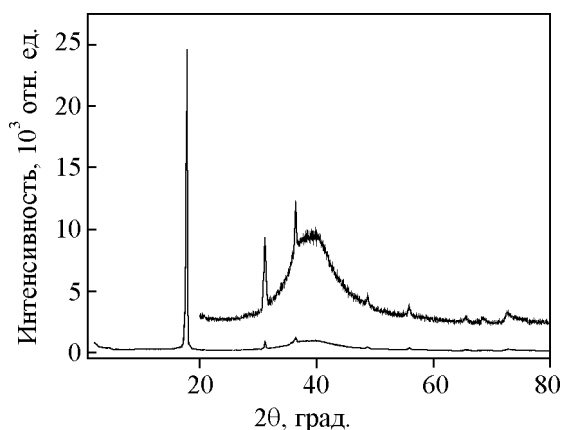


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма образца №1.

Большее разнообразие форм и размеров частиц в исследуемых образцах возможно связано с тем, что, несмотря на однородность исходной газовой среды, различается воздействие ультрафиолетового облучения, особенно при появлении в реакторе твердых частиц, образующих теневой эффект. Используемый процесс полимеризации происходит длительное время (несколько часов), в отличие от времени конденсации при изготовлении продукта ФОРУМ, что может приводить к большей вероятности появления моночастиц разного размера и формы.

Рентгеновские дифракционные исследования

Дифрактограммы всех образцов имеют вид схожий с дифрактограммой образца № 1 (рис. 2), а также порошков марки ФОРУМ. Во всех случаях были выявлены характерные для ПТФЭ кристаллические рефлексы (таблица), наиболее интенсивный пик при $d/n = 4,90 \text{ \AA}$ ($18,01^\circ$). Наблюдаются два диффузных гало: интенсивное в области $30 - 50^\circ$, а также малоинтенсивное — при 72° . Первое (интенсивное) гало связано с наличием неупорядоченных образований, отличных по строению от обычных аморфных областей полимеров [6], малоинтенсивное гало — со сдвиговым разупорядочением фторуглеродных макромолекул ПТФЭ [7]. Соотношения квадратов межплоскостных расстояний первого, второго и третьего кристаллических пиков составляет $(d_{100})^2 : (d_{110})^2 : (d_{200})^2 = 1 : 3 : 4$, что указывает на гексагональную структуру кристаллической фазы. Индексирование дифракционных максимумов обнаруживает присутствие лишь рефлексов, характеризующихся нулевым значением по третьему индексу Миллера ($hk0$), что объясняется вращательным разупорядочением CF_2 -групп по гексагональной оси кристаллической фазы (группа симметрии r6mm) [7]. Этим данные образцы, как и порошки марки ФОРУМ, отличаются от промышленных порошков ПТФЭ марки Ф-4.

Степень кристалличности оценивали по соотношению площадей, рефлексов, соответствующих неупорядоченным и кристаллическим областям. Первоначально находили общую площадь (за вычетом некогерентного рассеяния), затем измеряли интегральную интенсивность пиков, принадлежащих кристаллической фазе. Площадь аморфного гало определяли как разность общей и кристаллической составляющих. Согласно проведенным расчетам, степень кристалличности всех образцов имеет величину $\sim 31\%$, а различия не выходят за пределы экспериментальной ошибки.

Дифрактограмма образца № 2, имеет аналогичный вид, с той лишь разницей, что интенсивный

рефлекс имеет меньшую ширину и несколько возрастает интенсивность максимумов характерных кристаллической фазе. Аналогичные дифрактограммы наблюдали и для других образцов.

Исследование термических свойств фторполимеров

На рис. 3 приведены термогравиметрические (ТГ) кривые исследуемых образцов. Можно видеть, что потеря массы образца № 1 происходит в два этапа: первый в области $180 - 430^\circ\text{C}$, второй — $430 - 580^\circ\text{C}$. Температура начала потери массы более низкая, чем у фторопласта-4 ($> 400^\circ\text{C}$), что можно связать с наличием в образце фракций с меньшей молекулярной массой макромолекул. Наличие двух этапов термодеструкции, скорее всего, связано с двумя фракциями фторполимера с разными тепловыми характеристиками, вследствие разной молекулярной массы. Доля первой (низкомолекулярной) фракции имеет величину порядка 50%. У образца № 2 потеря массы наблюдается выше температуры 350°C и проходит в одну стадию. Поскольку этот образец получается прогревом образца № 1, то можно предположить, что в процессе термической обработки низкомолекулярная фракция сублимирует. В ходе микроскопических исследований обнаружено уменьшение доли бесформенных образований из мелких частиц, поэтому можно предположить, что именно они формируют низкомолекулярную фракцию. Наибольшая термостойкость, близкая к фторопласту-4, наблюдается у образца № 5, хотя в его составе имеются фазы разного морфологического строения. Доля низкомолекулярной компоненты, начинающей терять вес при 180°C , составляет не более десяти процентов общей массы.

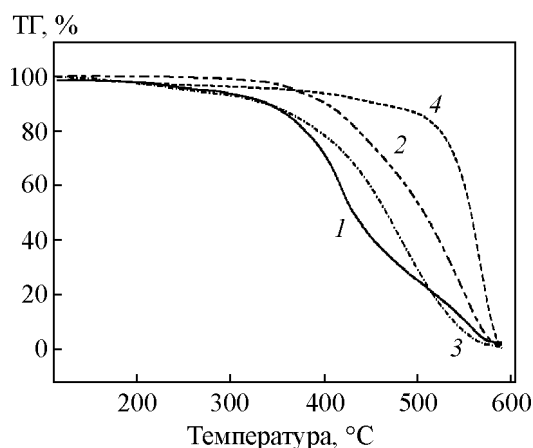


Рис. 3. ТГ-кривые образцов: 1 — № 1, 2 — № 2, 3 — № 3, 4 — № 5.

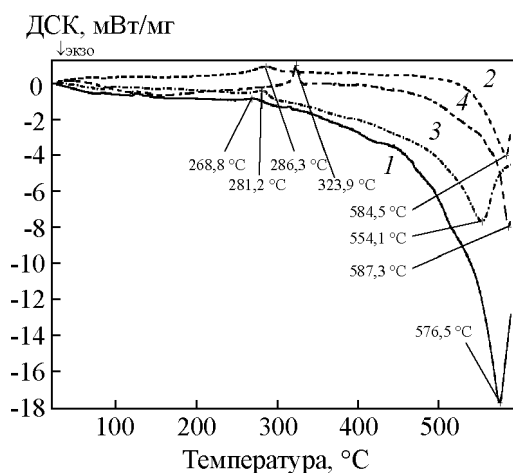


Рис. 4. ДСК-кривые исследуемых образцов: 1 — №1, 2 — №2, 3 — №3, 4 — №5.

Температурные зависимости кривых дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) (рис. 4) исследуемых образцов имеют схожий характер — наблюдается эндотермический эффект при низких температурах, и экзотермический в высокотемпературной области. Первый связан с плавлением полимера, а второй с окислительными процессами. В тоже время, температура плавления полимера меняется от образца к образцу — минимальное значение характерно для образца №1 (268,8°C) (это меньше, чем в случае фторопласта-4 (327°C)) из-за более низкого молекулярного веса макромолекул образца. В образце №2, в котором удалена низкомолекулярная фракция, плавление наблюдается при температуре 286°C, а температура плавления образца №5 равна 324°C, что близко к значению промышленных образцов.

Молекулярное строение фторполимеров по данным спектроскопии

ИК-спектры исследуемых образцов (рис. 5) имеют вид, характерный для ПТФЭ [9], с тем различием, что наблюдаются слабые полосы в области 2400 и 1700 см^{-1} , которые могут быть связаны с сигналами от оставшихся в образце молекул инициаторов.

Наиболее интенсивные полосы поглощения при 1211 и 1154 см^{-1} характеризуют валентные колебания C — F- в $-\text{CF}_2$ -группах. В низкочастотной области располагаются полосы соответствующие всеерным колебаниям γ_{CF_2} . Полосы, проявляющиеся при 639 см^{-1} , а также полосы 555 и 516 см^{-1} связаны с деформационными и маятниковыми колебаниями групп $-\text{CF}_2$, соответственно. Соотношение интенсивностей этих полос для всех исследуемых образцов остается практически одинаковым.

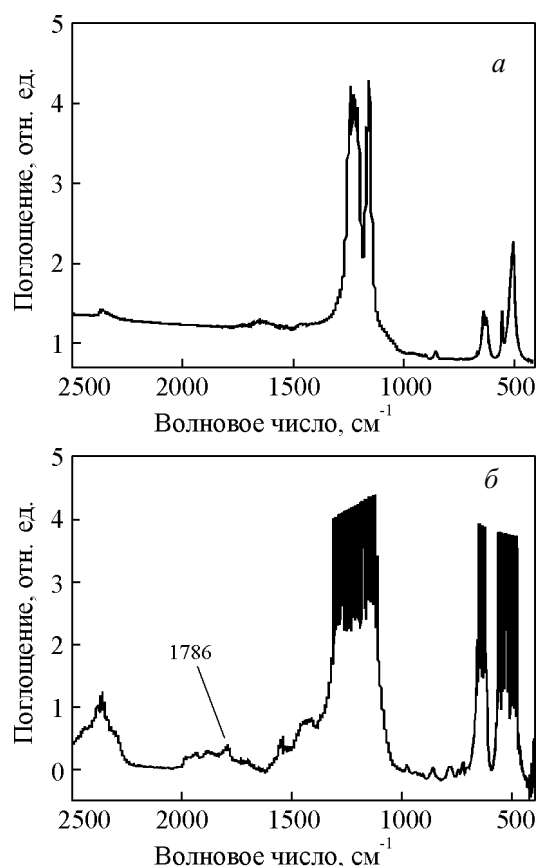


Рис. 5. ИК-спектры (при значительном усилении) образцов: а — №1, б — №5.

В спектре образца №5, полученного при больших концентрациях полимера в исследуемых таблетках, проявляются слабоинтенсивные полосы при 1786 и 986 см^{-1} , ответственные за колебание концевых $-\text{CF}=\text{CF}_2$ -групп и срединных трифторметильных групп (CF_3). Эти группы характерны для спектров низкомолекулярных фракций порошка марки ФОРУМ [9].

Форма линии и ширина спектров низкого разрешения ЯМР ядер ^{19}F исследуемых фторполимеров, проявляют температурную зависимость, которая обусловлена усреднением диполь-дипольного взаимодействия магнитных моментов ядер фтора при нагревании образца (рис. 6). Усреднение связано с подвижностью молекулярных фрагментов макромолекулярных цепей ПТФЭ. При низких температурах спектр представлен линией шириной 145 м.д. (55 кГц) на половине высоты, с явно выраженной асимметрией, при температуре -40°C — широкой линией с элементом дуплетной структуры, что связано особенностями диполь-дипольного взаимодействия магнитных ядер [10]. По мере нагрева образца, линия сужается, сохраняя асимметрию, которая, по всей

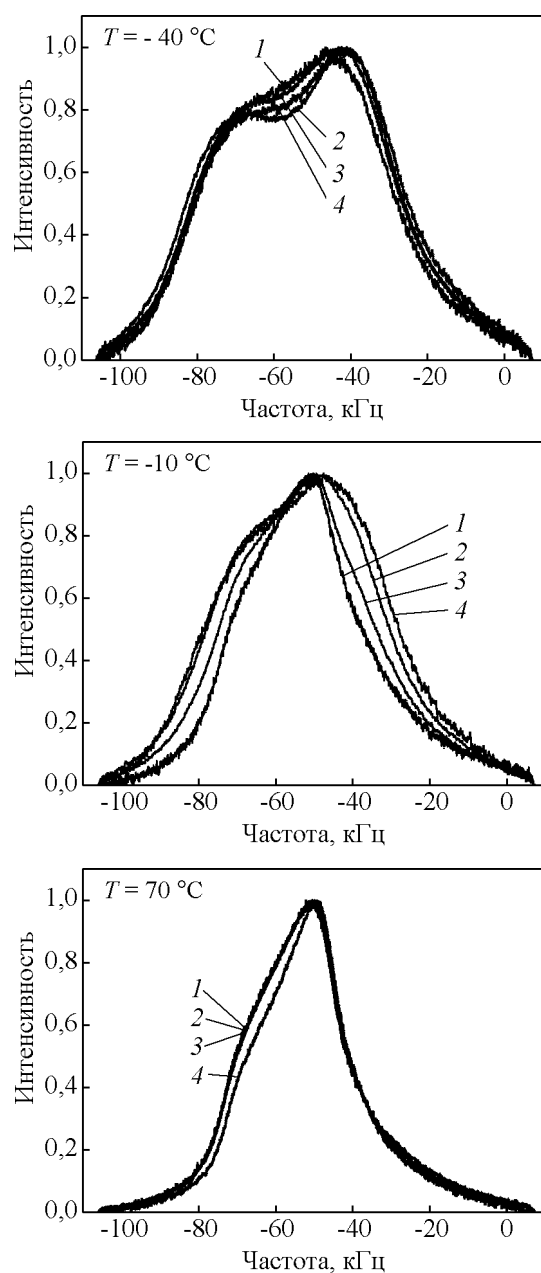


Рис. 6. Зависимость формы линии ЯМР ^{19}F для образцов: 1 – №1, 2 – № 2, 3 – № 3, 4 – № 5 при температурах: -40°C , -10°C , 70°C .

видимости, связана с анизотропией химического сдвига ядра фтора из-за особенностей электронного распределения фторуглеродной связи в CF_2 -группировках.

Температурные зависимости ширины резонансных линий, взятой на половине максимального значения интенсивности, заметно отличаются от образца к образцу (рис. 7). Уменьшение температуры сужения спектральной линии отображает более

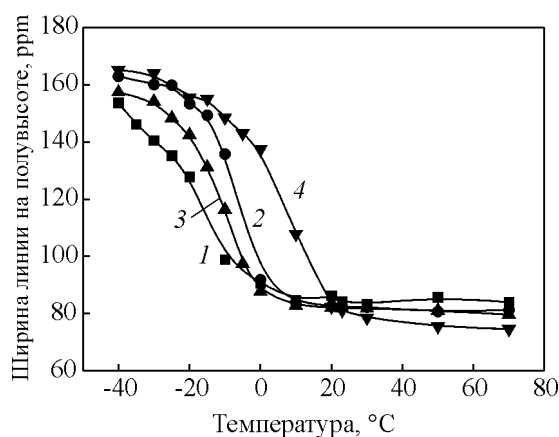


Рис. 7. Температурные зависимости ширины резонансных линий исследуемых образцов: а – №1, б – № 2, в – № 3, г – № 5.

высокую подвижность молекулярных групп. Тот факт, что сужение линии происходит не полное, указывает на реориентационный характер движения фрагментов. Величина температурного диапазона переходной области отображает степень динамической неоднородности молекулярных фрагментов в полимере. Как видно, наиболее высокая подвижность характерна для образца №1, сужение в котором наблюдается уже при -35°C , что характерно для низкомолекулярных фракций. Сублимирование этой фракции реализуемое при получении образца №2 подтверждается увеличением температуры начала сужения спектральной линии и уменьшением температурного интервала переходной области. Иными словами, образец содержит преимущественно высокомолекулярную компоненту и более однороден в динамическом отношении. Наибольшее отличие температурного поведения кривой ширины линии характерно для образца №5, во-первых, он менее подвижен, во вторых, в его температурной зависимости в явной форме проявляется две области сужения спектра ($-20 - +20^\circ\text{C}$ и $+20 - +45^\circ\text{C}$). Этот образец специфичен наибольшим числом разных морфологических фаз, которые должны отличаться и динамической подвижностью молекулярных фрагментов.

Выводы

Технология фотохимической полимеризации ПТФЭ приводит к получению порошков фторполимера отличных по морфологии частиц от образцов ПТФЭ, получаемых промышленными технологиями. В исследуемых продуктах наблюдаются сферические моночастицы значительного размера (до 10 мкм), что существенно больше, чем у порошков, полученных

термической переработкой ПТФЭ. Наряду со сфероподобными моночастицами, наблюдаются бесформенные ассоциативные образования из малых частиц (сотен нанометров). Для всех образцов характерны полимодальные функции размерного распределения. Тип используемого инициатора, а так же обработка образцов после синтеза, влияют на морфологический состав образцов и содержание фракций с разными молекулярными весами. Особенно четко это проявляется в изменении температур плавления образцов в ДСК исследованиях. Судя по данным рентгеновской дифрактометрии, кристаллическая компонента исследованных образцов незначительная.

Температурные исследования спектров ЯМР ^{19}F обнаруживают существенное различие подвижности цепочечных макромолекул образцов в зависимости от технологии синтеза.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 11-08-00015-а, 11-08-12085-офи-м-2011 и 11-03-12068-офи-м-2011), программы Президиума РАН П8 и ведущей научной школы НШ-3550.2012.3.

Литература

1. Бузник В.М., Фомин В.М., Алхимов А.П., Игнатъева Л.И., Цветников А.К., Кудрявый В.Г., Косарев В.Ф., Губин С.П., Ломовский О.И., Охлопкова А.А., Уваров Н.Ф., Клинов С.В., Шабалин И.И. Металлополимерные наноконпозиты (получение, свойства, применение). Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2005, 259 с.
2. Бузник В.М., Гришин М.В., Вопилов Ю.Е., Игнатъева Л.Н., Терехов А.С., Слободюк А.Г. Особенности строения порошковой формы политетрафторэтилена марки "Флуралит". Перспективные материалы, 2010, № 1, с. 63 – 67.
3. Бузник В.М., Вопилов Ю.Е., Дедов С.А., Игнатъева Л.Н., Мурин А.С., Слободюк А.Г. Строение ультрадисперсных порошков политетрафторэтилена, полученных гидротермальным способом из промышленных отходов. Химия в интересах устойчивого развития, 2010, т. 18, с. 33 – 39.
4. Патент РФ 2409594. Сорокин Ю.В., Захарова Л.В., Молоков Е.Д., Платонов В.С., Поляков В.С., Сигачев А.С. Способ получения политетрафторэтилена методом фотохимической полимеризации. 13.05.2009.
5. Бузник В.М., Курявый В.Г. Морфология и строение микронных и наноразмерных порошков политетрафторэтилена, полученных газофазным методом. Рос. Хим. журнал (Журнал Рос. Хим. Об-ва им. Д.И. Менделеева), 2008, т. LII, № 3, с. 131 – 139.
6. Лебедев Ю. А., Королев Ю. М., Ребров А. В., Игнатъева Л. Н., Антипов Е. М. Рентгеновское исследование кристаллической фазы в образцах политетрафторэтилена. Кристаллография, 2010, т. 55, № 4, с. 651 – 656.
7. Bouznik V.M., Kirik S.D., Soloviyov L.A., Tsvetnikov A.K. A crystal structure of ultra – dispersed form of polytetrafluoroethylene based on X-ray powder diffraction data. Powder Diffraction, 2004, v. 19, no. 2, p. 135 – 141.
8. Паншин А.Ю., Малкевич С.Г., Дунаевская Ц.С. Фторопласты. Л.:Химия, 1978, 232 с.
9. Игнатъева Л.Н., Бузник В.М. ИК-спектроскопические исследования политетрафторэтилена и его модифицированных форм. Рос. Хим. журанл (Журнал Рос. Хим. Об-ва им. Д.И. Менделеева), 2008, т. LII, № 3, с. 139 – 146.
10. Фаррар Т., Беккер Э. Импульсная и фурье-спектроскопия ЯМР. Пер. с англ. М.: Мир, 1973, 164 с.

Статья поступила в редакцию 15.12.2011 г.

Бузник Вячеслав Михайлович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (г.Москва), доктор химических наук, академик, главный научный сотрудник. Специалист в области неорганических материалов, фторполимерного материаловедения, радиоспектроскопии твердого тела, инновационной реализации научно-технических разработок. E-mail: bouznik@ngs.ru.

Вопилов Юрий Евгеньевич — Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, физический факультет, студент. Специализируется в области методов переработки политетрафторэтилена, воздействия сверхкритического диоксида углерода на фторполимеры.

Иванов Владимир Константинович — Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН (г. Москва), кандидат химических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области создания и изучения композиционных наноматериалов.

Сигачев Андрей Сергеевич — Научно-исследовательский институт эластомерных материалов и изделий (ООО “НИИЭМИ”) (г. Москва), кандидат химических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области органической химии фторполимеров, химии гетероциклических биологически активных соединений, синтеза и строения органических соединений и фторполимеров.

Поляков Виктор Станиславович — Научно-исследовательский институт эластомерных материалов и изделий (ООО “НИИЭМИ”) (г. Москва), кандидат технических наук, заместитель генерального директора, начальник лаборатории. Специалист в области органической химии и химической технологии, технологии жизнеобеспечения и охраны окружающей среды, инновационной реализации научно-технических разработок.

Смирнов Михаил Андреевич — Институт проблем химической физики РАН (г. Черноголовка), аспирант. Специализируется в области ядерного магнитного резонанса в полимерах и твердой фазе.

Кулагина Татьяна Павловна — Институт проблем химической физики РАН (г. Черноголовка), доктор физико-математических наук, заведующая лабораторией. Специалист в области ядерного магнитного резонанса, твердого тела, полимеров, структур, молекулярной подвижности.

Сорокин Юрий Васильевич — Научно-исследовательский институт эластомерных материалов и изделий (ООО “НИИЭМИ”) (г. Москва), старший научный сотрудник. Специалист в области фотохимии, фторполимерного материаловедения, технологии фотохимического синтеза.

Тарасов Виктор Петрович — Институт проблем химической физики РАН (г. Черноголовка), доктор химических наук. Специалист в области ядерного магнитного резонанса в полимерах и твердой фазе.

Харитонова Елена Петровна — Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, физический факультет (г. Москва), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области роста кристаллов из высокотемпературных растворов, фазовых переходов, поиска новых кристаллов с перспективными физическими свойствами, сегнетоэлектрических и суперионных кристаллов, отношений между составом, структурой и физическими свойствами в кристаллах.

Юрков Глеб Юрьевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (г. Москва), доктор технических наук, доцент, ведущий научный сотрудник. Специалист в области разработки методов создания и исследования композиционных материалов, взаимосвязи структуры и свойств нанокompозитов, влияния свойств наноразмерных наполнителей на свойства композитов. E-mail: gy_yurkov@mail.ru.