

УДК 541.64:539.3:537.226

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕПЛОПРОВОДЯЩИХ ПОЛИМЕРИЗАЦИОННО НАПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИОЛЕФИНОВ И АЛЮМИНИЯ

© 2004 г. В. Г. Гринев*, О. И. Кудинова*, Л. А. Новокшонова*,
И. А. Чмутин**, В. Г. Шевченко***

*Институт химической физики им. Н. Н. Семёнова Российской академии наук
119991 Москва, ул. Косягина, 4

**Институт радиотехники и электроники Российской академии наук
103907 Москва, ул. Моховая, 11, корп. 7

***Институт синтетических полимерных материалов
им. Н. С. Ениколопова Российской академии наук
117393 Москва, Профсоюзная ул., 70

Поступила в редакцию 20.08.2003 г.
Принята в печать 28.10.2003 г.

Исследованы электрические, теплопроводящие и механические свойства полимеризационно наполненных полимерных композиционных материалов, содержащих полиолефин (сверхвысокомолекулярный ПЭ или ПП) и дисперсный алюминий. Использование технологии полимеризационного наполнения позволило получить высоконаполненные композиции с равномерным распределением наполнителя в высоковязкой полимерной среде. Композиционные материалы на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ сохраняют высокие диэлектрические и деформационно-прочностные характеристики при объемной доле наполнителя 0.04–0.57. Длительное хранение (в течение 7 лет) этих материалов в порошкообразном виде не оказывает значительного влияния на деформационно-прочностные показатели получаемых из них образцов.

Создание высоконаполненных полимерных композиционных материалов (ПКМ), сохраняющих в широком диапазоне различных силовых и температурных воздействий надлежащий уровень основных характеристик, весьма актуально. К наиболее значимым свойствам ПКМ в зависимости от области применения могут быть отнесены не только физико-механические свойства, но и другие, например, связанные с явлениями переноса – теплопроводность, электропроводность, диэлектрическая проницаемость и т.п.

Методы механического смешения, позволяющие получать множество разнообразных ПКМ (в основном за счет введения наполнителей в расплав полимеров) малопригодны для получения композитов, содержащих в качестве полимерной составляющей сверхвысокомолекулярный ПЭ. Этот полимер обладает комплексом ценных свойств – высокими прочностью и ударной вязко-

стью в широком диапазоне температур, морозостойкостью, стойкостью к растрескиванию, истиранию, абразивному износу и рядом других полезных качеств [1]. Однако из-за особенностей структуры, определяемых чрезвычайно большой ММ ($>1 \times 10^6$), сверхвысокомолекулярный ПЭ даже при температурах, превышающих температуру плавления кристаллитов на десятки градусов, не переходит в вязкотекучее состояние, а находится в высокоэластическом состоянии [2], что крайне затрудняет переработку этого полимера на обычном для ПЭ высокопроизводительном оборудовании.

Отсутствие достаточной текучести полимера в условиях переработки не позволяет создать ПКМ с равномерно распределенным в объеме композита большим количеством дисперсного наполнителя и способствует агрегированию дисперсных частиц уже при невысоких степенях наполнения. Получение ПКМ сухим механическим смешением порошка сверхвысокомолекулярного ПЭ с

E-mail: vgg2003@hotmail.ru (Гринев Виталий Георгиевич).

дисперсным наполнителем и последующей переработкой, (например, прессованием) также сопровождается значительным агрегированием частиц наполнителя, что резко снижает деформационные, диэлектрические и другие важные эксплуатационные характеристики ПКМ.

В отличие от традиционных технологий смешения, метод полимеризационного наполнения полиолефинов [3–9] позволяет максимально сохранить уникальный комплекс свойств сверхвысокомолекулярного ПЭ и обеспечить равномерное распределение наполняющих элементов в объеме ПКМ при различных степенях наполнения, вплоть до предельно высоких, зависящих от формы частиц, фракционного состава и некоторых других параметров наполнителя. Особенность этого метода создания ПКМ состоит в том, что наполненные полимерные материалы получают не объединением уже готовых компонентов (полимера и наполнителя), а в результате полимеризации мономеров на активированной металлокомплексным катализатором поверхности частиц наполнителя, т. е. непосредственно в процессе синтеза полимера. Процедура нанесения катализатора на поверхность частиц наполнителя подробно описана в работах [3, 4]. Образующийся в ходе синтеза полимер формирует на поверхности частиц наполнителя покрытие, толщина которого регулируется условиями синтеза. Следовательно, степень наполнения получаемого таким способом порошкообразного ПКМ, которая коррелирует с толщиной полимерного слоя на частицах, может быть задана достаточно точно выбором соответствующих параметров процесса полимеризации.

В настоящей работе рассмотрены электрические, теплопроводящие и механические свойства полученных методом полимеризационного наполнения ПКМ, содержащих дисперсный алюминий в качестве наполнителя и сверхвысокомолекулярный ПЭ (**ПКМ I**) или ПП (**ПКМ II**) как полимерный компонент [10, 11]. Данные ПКМ представляют интерес в качестве теплопроводящих диэлектриков.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Порошкообразные композиты с различной степенью наполнения ПКМ I и ПКМ II синтезировали методом полимеризационного наполне-

ния. Молекулярная масса полимера в композите $M_n \approx 2.5 \times 10^6$ и $\approx 1 \times 10^6$ в случае ПЭ и ПП соответственно. В качестве наполнителя при синтезе ПКМ I и ПКМ II использовали дисперсный Al с частицами сферической формы и средним диаметром $d \approx 10$ мкм. Содержание наполнителя в ПКМ определяли методом термогравиметрического анализа на дериватографе Q-1500 D.

Свойства ПКМ исследовали на образцах, полученных горячим прессованием синтезированных порошков ПКМ. Давление прессования (сохранявшееся и при охлаждении образцов) составляло 10 МПа. Образцы ПКМ I и ПКМ II прессовали при 433 ± 5 и 448 ± 5 К соответственно. Охлаждение образцов проводили со скоростью ~ 17 град/мин.

Электропроводность ПКМ на постоянном токе определяли потенциометрическим методом, используя плоские образцы толщиной 1–1.5 мм и четыре электрода. Образцы для исследования электрических свойств ПКМ на переменном токе имели форму дисков с диаметром ~ 15 и толщиной 1–3 мм. Для характеристики электрических свойств ПКМ в СВЧ-диапазоне применяли резонансный метод.

Теплопроводность ПКМ оценивали на приборе ИТ-λ-400 в диапазоне температур 298–373 К для образцов в форме дисков с диаметром ~ 15 и толщиной 1–5 мм.

Деформационно-прочностные свойства материалов (модуль упругости при растяжении E_p , разрушающее напряжение при растяжении σ_p и относительное удлинение при разрыве ϵ_p) определяли в режиме одноосного растяжения образцов в соответствии с ГОСТ 9550 и ГОСТ 11262 (ASTM D 638) на универсальной испытательной машине “JJ Instruments T5K” при комнатной температуре (294 К) и скорости деформации ~ 0.017 с⁻¹. Образцы в форме двусторонних лопаток получали с помощью специального ножа из пластин толщиной 0.7–1.0 мм, приготовленных прессованием в пресс-форме закрытого типа. За результат испытания принимали среднее арифметическое по пяти–восьми параллельным измерениям.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Электрофизические свойства как полимеризационно наполненных алюминием полиолефинов,

так и композитов, полученных механическим смешением порошков ПП и Al, изучали в широком диапазоне концентраций наполнителя и частот электромагнитного поля.

Как следует из рис. 1, увеличение объемной доли проводящего наполнителя ϕ приводит к возрастанию электропроводности σ , а порог протекания, т.е. критическая концентрация наполнителя ϕ_k , вблизи которой происходит резкое увеличение электропроводности, зависит от условий совмещения компонентов ПКМ. Электропроводность композита ПП–Al, полученного сухим механическим смешением (рис. 1, кривая 1) резко возрастает при $\phi_k = 0.15$, что согласуется с предсказанием теории перколяции для критической концентрации проводящих частиц сферической формы $\phi_k = 0.18$ [12, 13]. Экспериментальные значения критических концентраций Al для полимеризационно наполненных композитов значительно выше: для ПКМ II $\phi_k = 0.41$ (рис. 1, кривая 2), для ПКМ I $\phi_k = 0.59$ (рис. 1, кривая 3). Конкретные зависимости электропроводности от степени наполнения полимеризационно наполненных ПКМ определяются условиями синтеза ПКМ.

Дополнительное смешение в расплаве на вальцах композиций ПП–Al, полученных сухим механическим смешением, повышает ϕ_k до 0.59. Зависимость σ от ϕ для этих ПКМ после дополнительного смешения (рис. 1, кривая 4) практически совпадает с зависимостью, полученной для ПКМ I (рис. 1, кривая 3). Достижение такого значения ϕ_k , практически соответствующего наиболее плотной упаковке сферических частиц одинакового размера [14], связано с увеличением равномерности распределения проводящих частиц Al в композите. Однако дополнительное вальцевание механических смесей сверхвысокомолекулярного ПЭ и Al для улучшения равномерности распределения частиц наполнителя в ПКМ при температурах, близких к температуре плавления полимера, приводит к потере уникальных физико-механических свойств сверхвысокомолекулярного ПЭ и, следовательно, получаемых композиций, из-за деструкции полимера в этих условиях.

В полимеризационно наполненных ПКМ созданное при синтезе на частицах наполнителя полимерное покрытие препятствует непосредственным контактам между частицами наполнителя, способствует равномерному распределению час-

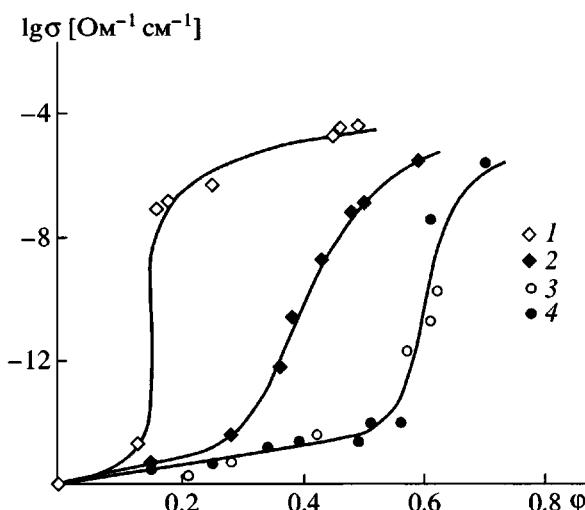


Рис. 1. Зависимость электропроводности σ от объемной доли наполнителя ϕ для ПКМ на основе ПП (1, 2, 4) и сверхвысокомолекулярного ПЭ (3). Способ получения ПКМ: 1 – сухое механическое смешение; 2, 3 – полимеризационное наполнение; 4 – смешение через расплав на вальцах.

тиц даже в высоконаполненных ПКМ, повышает порог протекания по сравнению с композитами сухого механического смешения. На основании данных, полученных при исследовании структуры ПКМ I методом рассеяния очень холодных нейтронов [15], сделан вывод о том, что поверхностный слой, покрывающий частицу Al в композите, состоит из пористой окиси алюминия, поры которой частично или полностью заполнены полимером. В изученном диапазоне концентраций наполнителя этот слой имеет толщину ~10–20 нм. Методами сканирующей электронной микроскопии и рентгенофотоэлектронной спектроскопии [16] показано, что полимерное покрытие на частицах Al в ПКМ I имеет высокую степень сплошности, благодаря чему ϕ_k достигает величины, сопоставимой с объемной долей наполнителя при наиболее плотной упаковке в композите.

Диэлектрические характеристики (диэлектрическая проницаемость ϵ' , диэлектрические потери ϵ'' и $\operatorname{tg} \delta$) полимеризационно наполненных ПКМ определяли в диапазоне низких (10^2 – 10^5 Гц) и высоких (2–36 ГГц) частот. Концентрационные зависимости диэлектрической проницаемости ϵ' при различных частотах для ПКМ I и ПКМ II показаны на рис. 2. В области малых степеней наполнения ($\phi < 0.20$) наблюдается слабая зависи-

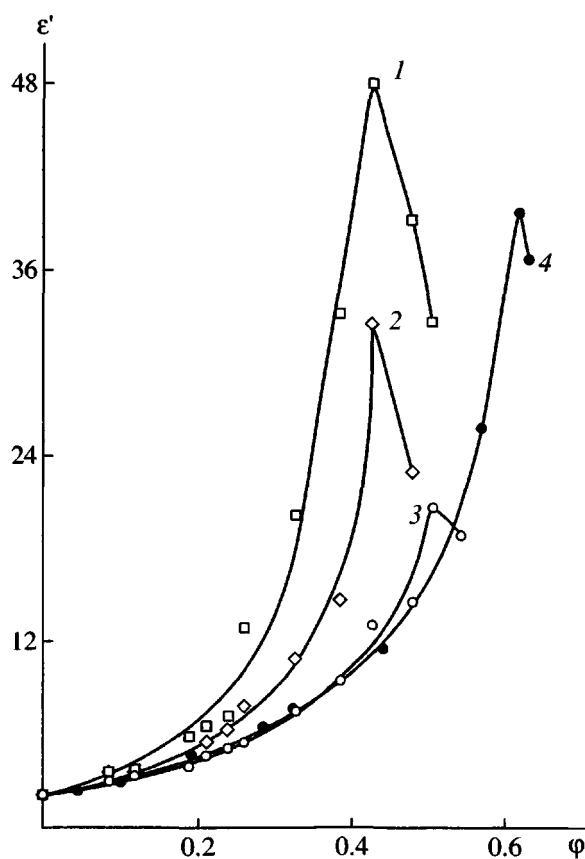


Рис. 2. Зависимость диэлектрической проницаемости ϵ' от объемной доли наполнителя ϕ для ПКМ II (1–3) и ПКМ I (4). Частота 2×10^2 (1), 1×10^5 (2) и 4.8×10^9 Гц (3, 4).

мость ϵ' от частоты; при высоких степенях наполнения влияние частоты на диэлектрическую проницаемость ϵ' гораздо сильнее. В низкочастотных электрических полях (10^2 – 10^5 Гц) с увеличением ϕ диэлектрическая проницаемость ϵ' постепенно возрастает, проходит через максимум, расположенный для ПКМ II при $\phi = 0.43$ (рис. 2, кривые 1, 2), а затем снижается. Такой ход зависимости ϵ' от ϕ в окрестности порога переколяции рассмотрен в работе [13].

Увеличение частоты от 10^2 до 10^5 Гц вызывает заметное понижение величины ϵ' для композитов с $\phi \geq 0.33$. При исследовании зависимости ϵ' от ϕ в высокочастотных электрических полях (4.8–36 ГГц) максимум ϵ' у ПКМ II наблюдали при более высоких концентрациях Al, чем в низкочастотном диапазоне (рис. 2, кривая 3). Для одного и того же вида ПКМ величина ϵ' , определенная при высокой частоте, меньше, чем ϵ' , измеренная в низкочастотной области при той же ϕ .

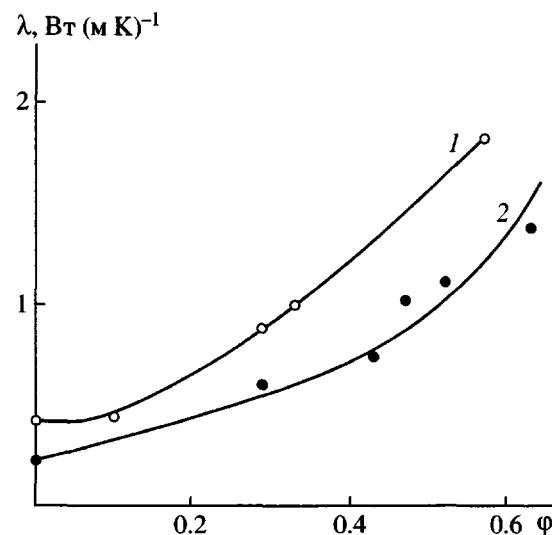


Рис. 3. Зависимость коэффициента теплопроводности λ от объемной доли наполнителя ϕ для ПКМ I (1) и ПКМ II (2).

Характер изменения коэффициента теплопроводности λ при уменьшении содержания полимера в рассматриваемых ПКМ иллюстрирует рис. 3. Видно, что λ заметно возрастает с увеличением ϕ и для ПКМ I в области ϕ_k превышает $1.8 \text{ Вт}/\text{м К}$.

Физико-механические свойства полимеризационно наполненных Al композитов исследованы в диапазоне $\phi = 0.04$ – 0.63 . Зависимости деформационно-прочностных характеристик от содержания наполнителя, полученные при растяжении образцов ПКМ I, представлены на рис. 4. С повышением концентрации наполнителя в композите σ_p и ϵ_p уменьшаются, однако образцы ПКМ I сохраняют способность к пластическим деформациям до необычно высоких степеней наполнения. Резкое изменение деформационных характеристик наблюдается только при увеличении ϕ выше 0.57. Для образцов ПКМ I с $\phi = 0.57$ $\epsilon_p > 90\%$ (рис. 4, кривая 2), тогда как повышение ϕ до 0.62–0.63 вызывает снижение предельной деформации до $\epsilon_p \approx 2$ – 1% .

Зависимость E_p от содержания наполнителя для ПКМ I (рис. 5) имеет экстремальный характер. Критическая степень наполнения, при которой достигается максимальное значение модуля упругости при растяжении ($\phi_{k,p} = 0.57$), согласуется с порогом протекания для данного ПКМ, определенным по зависимости электропроводности от степени наполнения. Наиболее подходящим выражением для описания рассматриваемой зави-

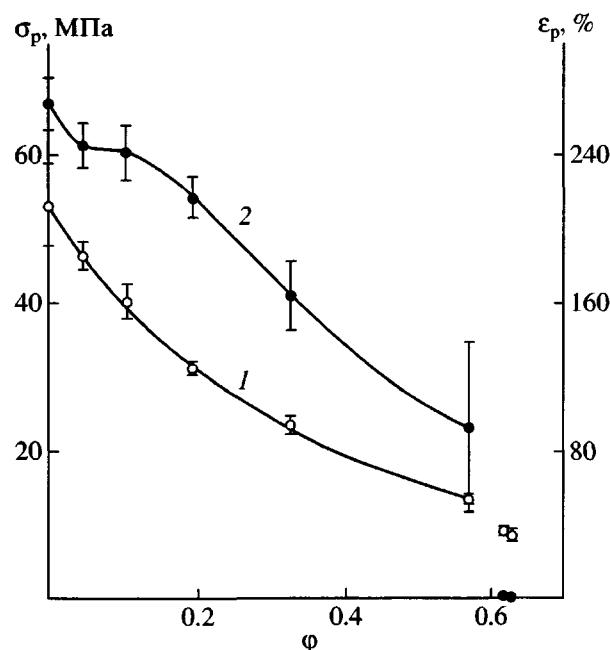


Рис. 4. Зависимости разрушающего напряжения при растяжении σ_p (1) и относительного удлинения при разрыве ε_p (2) от объемной доли наполнителя ϕ для ПКМ I.

симости E_p от ϕ в диапазоне концентраций до $\phi_{k,p}$ (рис. 5), оказалось уравнение, предложенное Кернером [17].

Увеличение концентрации наполнителя выше критической величины приводит к существенному возрастанию агломерации его частиц, к значительному повышению не заполненного полимером объема между частицами и, как следствие, к увеличению количества непосредственно контактирующих частиц. Плотность ПКМ при этом понижается и отклоняется от расчетных значений. На определяющее влияние повышенных флюктуаций плотности по образцу при $\phi > \phi_k$ указывает характер изменения диэлектрических свойств ПКМ в области концентраций наполнителя, близкой к критической (рис. 2), резкое уменьшение ε_p (рис. 4, кривая 2) и снижение E_p (рис. 5).

Полимеризационно наполненные композиции, содержащие сверхвысокомолекулярный ПЭ и находящиеся после завершения процесса синтеза в порошкообразном состоянии, сохраняют свои свойства после длительного (в течение нескольких лет) хранения в сухом помещении при комнатной температуре. Об этом свидетельствуют, в частности, деформационно-прочностные харак-

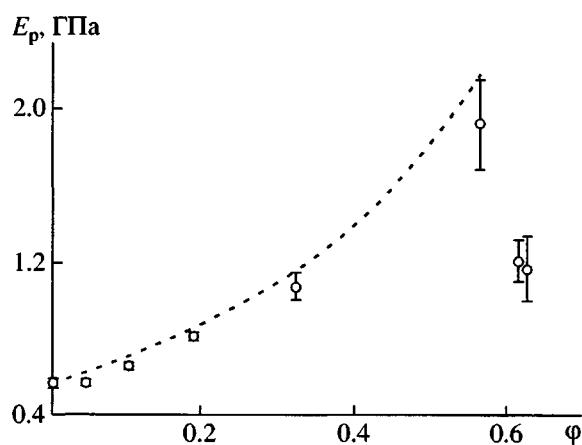


Рис. 5. Зависимость модуля упругости при растяжении E_p от объемной доли наполнителя ϕ для ПКМ I. Штриховая линия – расчет по уравнению Кернера [17].

теристики образцов, полученных переработкой таких материалов горячим прессованием (рис. 6).

На рис. 6 представлены диаграммы растяжения образцов, полученных горячим прессованием порошков ПКМ I двух составов: $\phi = 0.04$ (кривые 1, 2) и 0.36 (кривые 3, 4). Кривые 1, 3 относятся к образцам, полученным из порошка, не подвергавшегося длительному хранению (образцы типа 1), а кривые 2, 4 – к образцам, приготовленным из порошка, хранившегося 7 лет в указанных выше условиях (образцы типа 2). При сопоставлении диаграмм растяжения, отражающих усредненное поведение образцов сравниваемых выборок, их рассматривали в более чем 30 точках. В зависимости от участка кривой, интервал между соседними точками сравнения составлял 5–10%, а на начальном участке 1% деформации образцов.

Анализ двух дисперсий по критерию Фишера (F -критерию) и сравнение двух средних арифметических по критерию Стьюдента (t -критерию) [18] при сопоставлении точек на диаграммах растяжения показали, что выборочные дисперсии

$s_{i,1}^2$ и $s_{i,2}^2$ являются оценками одной и той же генеральной дисперсии (индексы “1” и “2” указывают на принадлежность к соответствующему типу образцов, упомянутых выше), а средние величины напряжений $\sigma_{i,1}$ и $\sigma_{i,2}$ при одинаковых деформациях ε_i представляют выборки из одной генеральной совокупности.

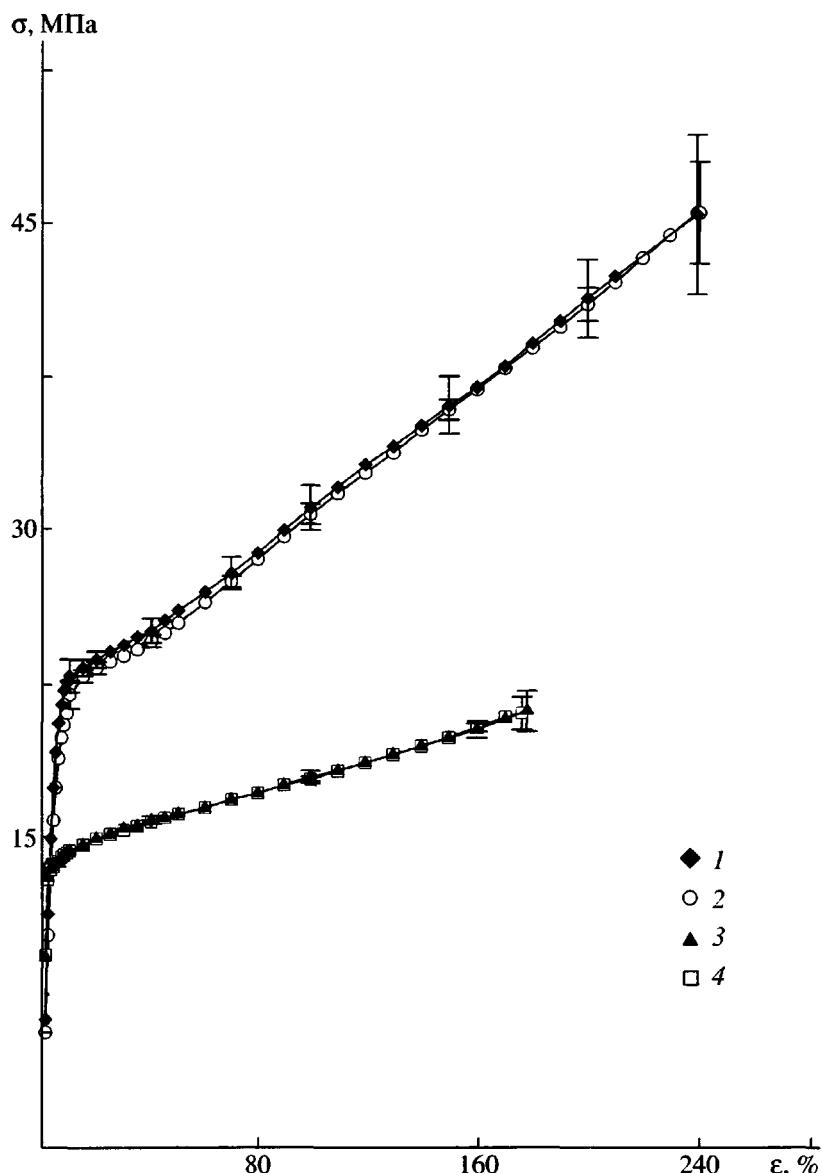


Рис. 6. Диаграммы растяжения в координатах напряжение–деформация для образцов ПКМ I. $\phi = 0.04$ (1, 2), 0.36 (3, 4). Образцы получены из порошка, не подвергавшегося старению (1, 3), и после старения (2, 4).

В качестве иллюстрации приведены данные для предельных характеристик σ_p и ϵ_p сравниваемых кривых деформирования (рис. 6). Для ПКМ I при $\phi = 0.04$: $\sigma_{p,1} = 45.5 \pm 3.9$ МПа, $\sigma_{p,2} = 45.6 \pm 2.5$ МПа, $F_{\text{оп}} = 2.38 < F_{5,5} = 5.05$, $t_{\text{оп}} = 0.06 < t_{10} = 2.23$, $\epsilon_{p,1} = 240 \pm 20\%$, $\epsilon_{p,2} = 241 \pm 15\%$, $F_{\text{оп}} = 1.75 < F_{5,5} = 5.05$, $t_{\text{оп}} = 0.10 < t_{10} = 2.23$. Здесь $F_{\text{оп}}$ и $t_{\text{оп}}$ – вычисленные по экспериментальным данным значения F - и t -критериев; $F_{f1, f2}$ и t_f – табличные значения критериев при уровне значимости 0.05 и числе степеней свободы f_1 и f_2 , характеризующих выборки образцов типа 1 и типа 2 соответственно, и $f = f_1 + f_2$ [18]. Для ПКМ I при

$\phi = 0.36$: $\sigma_{p,1} = 21.3 \pm 1.0$ МПа, $\sigma_{p,2} = 21.2 \pm 0.8$ МПа, $F_{\text{оп}} = 1.11 < F_{5,7} = 3.97$, $t_{\text{оп}} = 0.18 < t_{12} = 2.18$, $\epsilon_{p,1} = 178 \pm 16\%$, $\epsilon_{p,2} = 176 \pm 14\%$, $F_{\text{оп}} = 1.24 < F_{7,5} = 4.88$, $t_{\text{оп}} = 0.21 < t_{12} = 2.18$. Аналогичные результаты получены и для других точек сравнения на диаграммах.

Таким образом, между сопоставляемыми кривыми деформирования образцов статистического различия не выявлено. Поэтому можно достаточно обоснованно полагать, что при указанных сроках и условиях хранения порошкообразных ПКМ I исследованных составов не происходит практически значимого изменения деформационно-проч-

ностных показателей образцов, получаемых из таких ПКМ горячим прессованием.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполненные исследования показали, что использование технологии полимеризационного наполнения дает возможность получать высоко-наполненные композиционные материалы с равномерным распределением наполнителя в высоковязкой полимерной среде. ПКМ на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ и металлического наполнителя (Al) сохраняют высокие диэлектрические и физико-механические характеристики при объемной доле наполнителя 0.04–0.57. Длительное (в течение 7 лет) хранение при комнатной температуре в сухом помещении порошкообразных полимеризационно наполненных композиций из сверхвысокомолекулярного ПЭ и Al не влияет на деформационно-прочностные показатели материалов, полученных из таких порошков горячим прессованием. Теплопроводность, электрические и физико-механические характеристики разработанных композитов на основе дисперсного алюминия и полиолефинов позволяют использовать эти материалы при создании ряда изделий радиоэлектронной техники.

Авторы благодарят Ю.В. Борисова за участие в работе по исследованию теплопроводности полимерных материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Андреева И.Н., Веселовская Е.В., Наливайко Е.И., Печенкин А.Д., Бухгалтер В.И., Поляков А.В. // Сверхвысокомолекулярный полиэтилен высокой плотности. Л.: Химия, 1982.
2. Бухгалтер В.И., Белова Р.И., Раскин Г.Б., Бельшина А.И., Ефремова Р.С. // Полиолефины. Л.: ОНПО "Пластполимер", 1980. С. 134.
3. Adelman R.L., Howard E.G. Pat. 4151126 USA. 1979.
4. Костандов Л.А., Ениколов Н.С., Дьячковский Ф.С., Новокшонова Л.А., Кудинова О.И., Маклакова Т.А., Гаврилов Ю.А., Акопян Л.А.
5. Howard E.G., Lipscomb R.D., MacDonald R.N., Glazar B.L., Tullock C.W., Collette J.W. // Ind. Eng. Chem. Prod. Res. Dev. 1981. V. 20. № 3. P. 421.
6. Howard E.G., Glazar B.L., Collette J.W. // Ind. Eng. Chem. Prod. Res. Dev. 1981. V. 20. № 3. P. 429.
7. Новокшонова Л.А., Мешкова И.Н. // Высокомолек. соед. А. 1994. Т. 36. № 4. С. 629.
8. Hindryckx F., Dubois Ph., Jerome R., Teyssie Ph., Garcia Marti M. // J. Appl. Polym. Sci. 1997. V. 64. № 3. P. 439.
9. Novokshonova L.A., Meshkova I.N., Ushakova T.M., Grinev V.G., Ladigina L.A., Gultseva N.M., Kudinova O.I., De Boer S. // J. Appl. Polym. Sci. 2003. V. 87. № 4. P. 577.
10. Borisov Yu.V., Grinev V.G., Kudinova O.I., Novokshonova L.A., Tarasova G.M., Ponomarenko A.T., Ryvkina N.G., Shevchenko V.G., Tchmutin I.A. // Acta Polymerica. 1992. B. 43. S. 131.
11. Grinev Y.G., Kudinova O.I., Novokshonova L.A., Shevchenko V.G., Tchmutin I.A. // Ext. Abstrs. Int. Conf. on Filled Polymers and Fillers "Eurofillers 97". Manchester, UK, 1997. P. 439.
12. Kirkpatrick S. // Rev. Mod. Phys. 1973. V. 45. P. 574.
13. Efros A.L., Shklovskii B.I. // Phys. Status Solidi B. 1976. V. 76. P. 475.
14. McGeary R.K. // J. Am. Ceram. Soc. 1961. V. 44. № 10. P. 513.
15. Гринев В.Г., Исаков А.И., Кудинова О.И., Кузнецова С.П., Мешков И.В., Новокшонова Л.А., Пере-крестенко А.Д., Тарасова Г.М., Шелагин А.В., Шелагин Д.А. // Краткие сообщения по физике. М.: Издательство ФИАН РАН, 1996. № 1–2. С. 48.
16. Novokshonova L.A., Mori H., Hasebe K., Terano M. // Surface Science of Crystalline Polymers / Ed. by Yui N., Terano M. Tokyo: Kodansha scientific Ltd., 1996. P. 17.
17. Kerner E.H. // Proc. Phys. Soc. B. 1956. V. 69. P. 808.
18. Закс Л. Статистическое оценивание. М.: Статистика, 1976.

Брикеништейн Х.-М.А. А.с. 763379 СССР// Б. И. 1980. № 34. С. 129.

Dielectric and Mechanical Properties of Heat-Conducting Polymerization-Filled Composite Materials Based on Polyolefins and Aluminum

V. G. Grinev*, O. I. Kudinova*, L. A. Novokshonova*,
I. A. Chmutin**, and V. G. Shevchenko***

*Semenov Institute of Chemical Physics, Russian Academy of Sciences,
ul. Kosygina 4, Moscow, 119991 Russia

**Institute of Radio Engineering and Electronics, Russian Academy of Sciences,
ul. Mokhovaya 11/7, Moscow, 103907 Russia

***Enikolopov Institute of Synthetic Polymeric Materials,
ul. Profsoyuznaya 70, Moscow, 117393 Russia

Abstract—The electrical, heat-conducting, and mechanical properties of polymerization-filled polymeric composite materials containing both a polyolefin (ultra-high-molecular-weight polyethylene or polypropylene) and dispersed aluminum are studied. The use of polymerization filling technology made it possible to produce highly filled compositions with a uniform filler distribution in a high-viscosity polymeric medium. Composite materials based on ultra-high-molecular-weight polyethylene preserve their high dielectric and stress-strain characteristics as the volume fraction of the filler varies within the 0.04–0.57 range. Long-term (seven-year) storage of these materials in powdered form does not significantly affect the stress-strain characteristics of samples prepared from them.