

УДК 539.3

С.В. ШИЛЬКО, канд. техн. наук, доц.
заведующий лабораторией¹
E-mail: Shilko_mpri@mail.ru

С.Л. ГАВРИЛЕНКО
научный сотрудник¹
E-mail: serega48@mail.ru

С.В. ПАНИН, д-р техн. наук, проф.
заместитель директора², заведующий кафедрой³
E-mail: svp@ispms.tsc.ru

В.О. АЛЕКСЕНКО
инженер², аспирант³
E-mail: vl.aleksenko@mail.ru

¹Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель, Республика Беларусь

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

³Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 10.07.2017.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ИДЕНТИФИКАЦИИ ВЯЗКОУПРУГОЙ МОДЕЛИ ПРОНИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ СТАТИЧЕСКИХ И ДИНАМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Разработана методика определения реологических параметров модели Прони, описывающей процесс вязкоупругого деформирования материала, путем ее идентификации по результатам динамического механического анализа. Для апробации методики проведены статические (одноосное растяжение) и динамические (трехточечный изгиб) механические испытания полимерных композитов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Исходя из аналитической зависимости модуля накопления от параметров модели Прони, определены параметры сдвиговой функции. Достигнуто хорошее соответствие результатов динамического и статического анализа. Предложенная методика позволяет ускорить определение реологических параметров полимерных материалов и рекомендуется для расчетов напряженно-деформируемого состояния элементов конструкций и узлов трения в условиях длительной эксплуатации при повышенной температуре.

Ключевые слова: полимерные материалы, вязкоупругие деформации, модель Прони, идентификация, статические механические испытания, динамический механический анализ

Введение. Вязкоупругие свойства полимерных композитов, которые проявляются в виде ползучести и релаксации, оказывают значительное влияние на деформационно-прочностные характеристики элементов конструкций, изготавливаемых из указанных материалов. Как известно, ползучесть приводит к снижению формостабильности и ухудшению ряда эксплуатационных показателей изделий, например, росту кинематической погрешности механизмов. Но в ряде случаев вязкоупругие эффекты играют положительную роль, способствуя демпфированию колебаний и динамических воздействий, а также повышению несущей способности в результате постепенного «приспособления» конструкции к внешним нагрузкам вследствие снижения концентрации внутренних и контактных напряжений.

Таким образом, необходимым этапом прочностного расчета полимерных конструкций является анализ их напряженно-деформированного состояния в вязкоупругой постановке на основе реологического описания применяемых материалов. Нужно заметить, что аналитические решения теории вязкоупругости пригодны лишь для тел канонической (сферической, цилиндрической, призматической и т. п.) формы [1–5]. Это затрудняет их использование при исследовании реальных элементов конструкций и деталей машин, обычно имеющих весьма сложную конфигурацию. С другой стороны, эффективный численный метод конечных элементов, широко применяемый для решения прикладных задач в упругой и упруго-пластической постановке, пока довольно редко используется в прочностных расчетах с учетом вязкоупругости материала.

Для определения значений реологических параметров вязкоупругих моделей выполняется идентификация последних, как правило, по результатам длительных статических испытаний на ползучесть или релаксацию. Это сопровождается большими затратами времени при необходимости варьирования температуры и режимов нагрева [4], например, с целью исследования термоусадки и эффекта памяти формы полимерных материалов [6]. В этой связи разрабатываются методы реологического описания на основе ускоренных механических испытаний на ползучесть и релаксацию, а также процедуры идентификации вязкоупругих моделей, исходя из ограниченного объема экспериментальных данных. В частности, автоматизация и весьма высокая точность современных испытательных машин дают возможность осуществить так называемый прецизионный эксперимент на кратковременную релаксацию и, благодаря высокой степени дискретизации наиболее информативного начального участка кривой деформирования продолжительностью нескольких суток и даже часов, экстраполировать результаты на гораздо более значительный период времени [7].

Кроме того, для аттестации реологических свойств материалов авторами предлагается использовать метод динамического механического анализа (ДМА). Этот метод реализован на высокоточном и автоматизированном испытательном оборудовании и обладает рядом достоинств (использование компактных образцов, возможность задания различных мод (видов) нагружения, минимальные затраты времени при проведении испытаний в широком диапазоне скорости нагружения и температуры).

Целью настоящей работы является оценка точности определения реологических параметров вязкоупругой модели Прони по результатам динамического механического анализа в сравнении со стандартными испытаниями на статическое растяжение.

Метод исследования. Для прогнозирования длительного деформирования полимерных композитов отечественными и зарубежными исследователями предложен ряд моделей, учитывающих как вязкую (реономную), так и упругую составляющую [1–5]. В распространенных программных продуктах конечно-элементного анализа (ANSYS и др.) используется линейная вязкоупругая модель Прони, определяющие соотношения которой имеют вид [1, 3]:

$$\sigma_{ij}(t) = \int_0^t 2G(t-\tau) \frac{de_{ij}(\tau)}{d\tau} d\tau + \delta_{ij} \int_0^t K(t-\tau) \frac{d\varepsilon(\tau)}{d\tau} d\tau,$$

где подынтегральные функции (ядра) представлены в виде рядов

$$G(\xi) = G_\infty + \sum_{i=1}^{n_G} G_i e^{-\frac{\xi}{\lambda_i^G}}, \quad K(\xi) = K_\infty + \sum_{i=1}^{n_K} K_i e^{-\frac{\xi}{\lambda_i^K}};$$

$$G(0) = G_\infty + \sum_{i=1}^{n_G} G_i = \mu, \quad K(0) = K_\infty + \sum_{i=1}^{n_K} K_i = K.$$

Подставив запись $\tilde{\varepsilon}(t) = \tilde{\varepsilon}_0 e^{i\omega t}$, где $\tilde{\varepsilon}_0$ — амплитуда, а ω — частота колебаний, в определяющие соотношения, получим выражение для напряжений в той же стационарной форме: $\tilde{\sigma}(t) = G_\alpha^*(i\omega) \tilde{\varepsilon}_0 e^{i\omega t}$, где $G_\alpha^*(i\omega) = G_\alpha'(i\omega) + iG_\alpha''(i\omega)$ — комплексная функция частоты, подлежащая определению [1, 3].

В классической теории вязкоупругости компоненты $G_\alpha'(i\omega)$ и $G_\alpha''(i\omega)$ называют модулями накопления (storage) и потерь (losses) соответственно. Для экспоненциального ядра сдвига ($n_G = 1$) указанные упруго-диссипативные параметры материала описываются следующим образом [2]:

$$G_1'(i\omega) = G_\infty + \omega \int_0^\infty G_1 e^{-\frac{\eta}{\lambda_1}} \sin \omega \eta d\eta.$$

Математические преобразования (двойное интегрирование по частям и приведение подобных слагаемых) позволяют получить выражение

$$G_1'(i\omega) = G_\infty + G_1 \frac{\omega}{\left(\frac{1}{\lambda_1^2 \omega} + \omega \right)},$$

позволяющее вычислить (например, методом наименьших квадратов) параметры ядра сдвига при различной частоте прикладываемой динамической нагрузки.

Как отмечено во введении, параметры вязкоупругой модели Прони могут быть найдены на основе ее идентификации по результатам статических испытаний на одноосное растяжение при постоянной скорости нагружения. Скорость деформации в этом случае пропорциональна скорости движения захватов испытательной машины и обратно пропорциональна рабочей длине образца. Для определения параметров ядра Прони можно также использовать результаты испытаний материалов на одноосное сжатие, в предположении малости коэффициента трения в контакте опорных плит машины с поверхностью образца.

При постоянстве коэффициента Пуассона материала $\nu = \text{const}$ записываются следующие соотношения для материальных функций (ядер) Прони:

$$ER_E(t-\tau) = 2(1+\nu)G_\tau'(t-\tau);$$

$$K_\tau'(t-\tau) = \frac{2(1+\nu)}{3(1-2\nu)}G_\tau'(t-\tau);$$

$$\sigma_{ij}(t) = \frac{E}{1+\nu} \left[\frac{\nu}{1-2\nu} \varepsilon(t) \delta_{ij} + \varepsilon_{ij}(t) \right] - \frac{E}{1+\nu} \int_0^t R_E(t-\tau) \left[\frac{\nu}{1-2\nu} \varepsilon(\tau) \delta_{ij} + \varepsilon_{ij}(\tau) \right] d\tau.$$

После математических преобразований получим аналитическую зависимость силы от вре-

мени при испытании стандартного образца на релаксацию [6]:

$$P(t) = E\varepsilon_0 S_0 \left(1 - \frac{2(1+\nu)}{E} \left(\sum_{i=1}^{n_G} G_i \left(1 - e^{-\frac{t}{\lambda_i^G}} \right) \right) \right)$$

Применяя метод наименьших квадратов, получим систему алгебраических уравнений, из которой можно найти параметры функции сдвиговой релаксации.

Для верификации линейной вязкоупругой модели Прони далее использовались результаты испытаний антифрикционных полимерных композитов в условиях одноосного деформирования при постоянной скорости нагружения V_0 [4]. При условии, что осевая деформация в окрестности произвольной точки ε_{11} линейно зависит от времени,

т. е. $\varepsilon_{11} = \frac{V_0}{L_0} t$ (последнее равенство верно при пред-

положении малости изменения рабочей длины образца в процессе деформирования), получим зависимости усилия сжатия (растяжения) от геометрических, кинематических и механических параметров [7]:

- при $n_G = 1$

$$P(t) = S_1 \left(\frac{EV_0}{L_0} - \frac{2(1+\nu)G_1V_0}{L_0} \right) t + \frac{S_1 2(1+\nu)G_1V_0\lambda_1}{L_0} \left(1 - e^{-\frac{t}{\lambda_1}} \right);$$

- при $n_G = 2$

$$P(t) = S_1 \left\{ \left(\frac{EV_0}{L_0} - \frac{2(1+\nu)(G_1+G_2)V_0}{L_0} \right) t + \frac{2(1+\nu)G_1V_0\lambda_1}{L_0} \left(1 - e^{-\frac{t}{\lambda_1}} \right) + \frac{2(1+\nu)G_2V_0\lambda_2}{L_0} \left(1 - e^{-\frac{t}{\lambda_2}} \right) \right\}.$$

Невязка, характеризующая отклонение расчетного усилия от его экспериментального значения, имеет следующий вид:

$$\Delta = \sum_{i=1}^4 (P_{zi} - P_{расч}(t_i))^2.$$

В вышеприведенной зависимости в качестве расчетных точек были взяты 4 значения, качественно характеризующие расчетную кривую (для повышения точности число точек может быть увеличено). Используя метод наименьших квадратов, получим систему нелинейных алгебраических уравнений 2-го порядка:

$$\frac{\partial \Delta}{\partial G_1} = 0; \quad \frac{\partial \Delta}{\partial \lambda_1} = 0.$$

При решении указанной системы предполагались известными модуль Юнга и коэффициент Пуассона, полученные из начального участка диаграммы деформирования [2, 4].

Результаты и их обсуждение. Как отмечено в обзоре [8], вязкость и упругость полимерных

композитов во многом определяются структурирующим действием наполнителя в межфазной области. Исходя из необходимости управления процессами релаксации и ползучести полимерных материалов конструкционного и антифрикционного назначения, необходимы систематические исследования влияния состава и морфологии наполнителя на вязкоупругие свойства полимерной матрицы. Предлагаемая и описанная выше методика была апробирована на дисперсно-армированных композитах, получаемых введением в полимерную матрицу микро- и наноразмерных частиц или волокон [9].

В частности, проводились статические механические испытания на растяжение по ГОСТ 11262-80 сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) и композитов на его основе с наполнителем в виде углеродных волокон (УВ), коллоидного графита (КГ) и углеродных нанотрубок (УНТ) [10]. Частицы КГ добавляли в композит для повышения адгезии между полимерной матрицей и углеродным волокном. Использовали стандартные образцы в форме лопаток с рабочей длиной $l_0 = 20$ мм, шириной $b = 4$ мм и толщиной $h = 1$ мм. Испытания проводились при скорости нагружения V_0 , равной 5 и 20 мм/мин, при температуре 25 °С. Соответствующие экспериментальные зависимости приведены на рисунке 1.

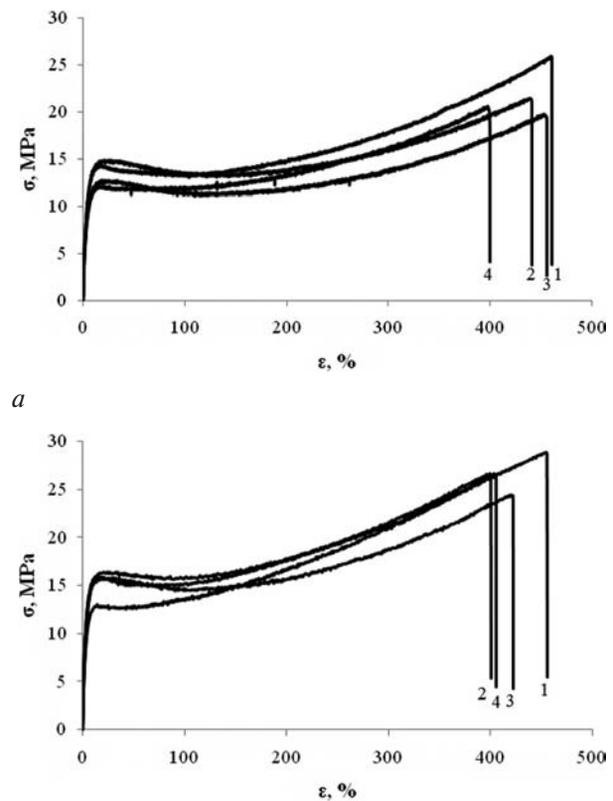


Рисунок 1 — Диаграммы растяжения СВМПЭ и композитов на его основе при скорости деформирования 5 мм/мин (а) и 20 мм/мин (б): 1 — СВМПЭ; 2 — СВМПЭ + 10 мас. % УВ; 3 — СВМПЭ + 10 мас. % УВ + 0,5 мас. % КГ; 4 — СВМПЭ + 1 мас. % УНТ

Таблица 1 — Характерные значения напряжений и деформаций, полученные из испытаний на статическое растяжение образцов СВМПЭ и композитов на его основе

Состав композита	Скорость нагружения, мм/мин	E , МПа	σ_1 , МПа / ε_1 , %	σ_2 , МПа / ε_2 , %	σ_3 , МПа / ε_3 , %	σ_4 , МПа / ε_4 , %
СВМПЭ	5	402	14,0/30	13,5/100	13,8/150	15,0/200
	20	310	15,0/30	15,1/100	15,13/150	15,3/200
СВМПЭ + 10 мас. % УВ	5	563	15,0/30	13,5/100	13,0/150	13,5/200
	20	347	16,25/30	16,0/100	16,5/150	17,25/200
СВМПЭ + 10 мас. % УВ + 0,5 % КГ	5	531	12,75/30	11,0/100	11,5/150	12,0/200
	20	321	16,25/30	14,4/100	15,0/150	15,6/200
СВМПЭ + 1 мас. % УНТ	5	471	12,0/30	12,3/100	12,5/150	13,0/200
	20	276	12,5/30	13,2/100	15,0/150	17,5/200

Таблица 2 — Значения параметров ядра Прони для СВМПЭ и композитов на основе, полученные по результатам статических испытаний на растяжение

Состав композита	V_0 , мм/мин	E , МПа	G_1 , МПа	λ_1 , мин
СВМПЭ	5	402	133,6	0,139
	20	310	101,6	0,051
СВМПЭ+10% мас. УВ	5	563	188,9	0,077
	20	347	113,7	0,047
СВМПЭ+10 мас. % УВ +0,5 мас. % КГ	5	531	178,5	0,067
	20	321	105,8	0,054
СВМПЭ+1 мас. % УНТ	5	471	156,8	0,064
	20	276	88,5	0,038

При определении параметров ядра Прони использовали значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона, найденные по начальному участку диаграммы деформирования. Экспериментальные значения напряжений σ , и деформаций ε , соответствующие характерным участкам диаграмм растяжения СВМПЭ и 3-х композитов на его основе, приведены в таблице 1.

Систему нелинейных алгебраических уравнений, полученных методом наименьших квадратов, решали в вычислительной среде MathCad 2001. В таблице 2 даны значения реологических параметров G_1 , λ_1 , а также модуля упругости E исследованных полимерных материалов для двух скоростей деформирования (коэффициент Пуассона всех материалов предполагался равным 0,45).

Наименьшие значения модуля упругости соответствуют чистому СВМПЭ и СВМПЭ, наполненному углеродными нанотрубками, что объясняется низкой адгезией между матрицей и указанным наполнителем. Армирование СВМПЭ микролокнами углерода приводит к заметному увеличению модуля упругости.

Динамический механический анализ выполняли на приборе DMA Q 800 (ИММС НАН Беларуси) по схеме трехточечного изгиба при 4-х частотах нагружения: 1; 3; 10; 30 с⁻¹. Экспериментальные зависимости модуля накопления и тангенса потерь от температуры приведены на рисунке 2.

Полученные по данным ДМА реологические параметры приведены в таблице 3.

В таблице 4 даны значения параметров ядра Прони, полученные при обработке результатов динамического механического анализа с использованием предложенной методики (параметр G_0 соответствует начальной стадии процесса деформирования).

Как видно из таблицы 4, значения параметров G_1 , полученные методом ДМА и по данным испытаний на статическое растяжение при относи-

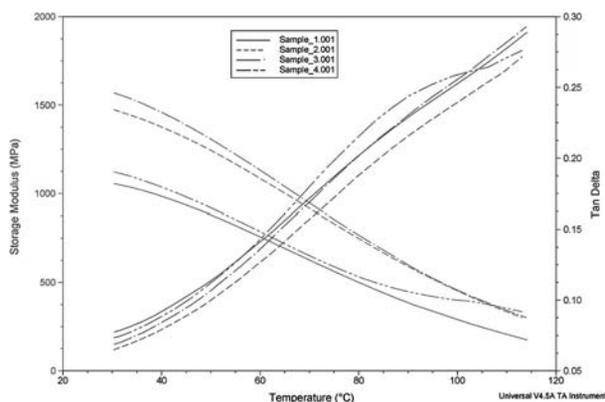


Рисунок 2 — Зависимости модуля накопления (Storage Modulus, МПа) и тангенса механических потерь (Tan Delta) от температуры для СВМПЭ и композитов на его основе: 1 — СВМПЭ; 2 — СВМПЭ + 10 мас. % УВ; 3 — СВМПЭ + 10 мас. % УВ + 0,5 мас. % КГ; 4 — СВМПЭ + 1 мас. % УНТ

Таблица 3 — Значения модуля накопления СВМПЭ и полимерных композитов на его основе для различной частоты нагружения

Состав композита	ω, c^{-1}	1	3	10	30
СВМПЭ	$G_{1r}, \text{МПа}$	1055	1099	1131	1152
СВМПЭ + 10 мас. % УВ	$G_{1r}, \text{МПа}$	1473	1523	1559	1581
СВМПЭ + 10 мас. % УВ + 0,5 мас. % КГ	$G_{1r}, \text{МПа}$	1569	1625	1665	1690
СВМПЭ + 1 мас. % УНТ	$G_{1r}, \text{МПа}$	1121	1166	1198	1217

Таблица 4 — Характерные значения параметров ядра Прони для СВМПЭ и композитов на основе, полученные по результатам ДМА

Состав композита	$G_0, \text{МПа}$	$G_1, \text{МПа}$	$\lambda_1, \text{мин.}$
СВМПЭ	1041	95,3	0,007
СВМПЭ + 10 мас. % УВ	1457	107,9	0,007
СВМПЭ + 10 мас. % УВ + 0,5 мас. % КГ	1551	120,6	0,007
СВМПЭ + 1 мас. % УНТ	1106	96,8	0,007

тельно более высокой скорости деформирования различаются не более чем на 20 %. Для исследованных композитов на основе СВМПЭ характерно постоянство времени релаксации λ_1 , что говорит о подобии их реологического поведения, обусловленном главным образом вязкостью полимерной матрицы (СВМПЭ).

Заключение. Сопоставление реологических параметров модели Прони, определенных по результатам стандартных статических испытаний на растяжение и динамического механического анализа, позволяет судить о достоверности вязкоупругой модели Прони и целесообразности использования метода динамического механического анализа при выполнении расчетов элементов конструкций из полимерных материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (проект Т16Р-202).

Список обозначений

$\Theta_{ij}(t), s_{ij}(t)$ — девиаторы тензоров деформаций и напряжений, соответственно; G — мгновенный модуль сдвига; K — мгновенный модуль объемной деформации; $\dot{A}(t)$ — ядро ползучести; $\theta = \epsilon_{kk}$ — относительное изменение объема (первый инвариант тензора деформаций); $\sigma = \sigma_{kk}/3$ — среднее (гидростатическое) напряжение (первый инвариант тензора напряжений); $R(t)$ — ядро релаксации материала; $G(\xi) = G_\infty + \sum_{i=1}^{n_G} G_i e^{-\frac{\xi}{\lambda_i^G}}$ — функция сдвиговой

релаксации в модели Прони; $K(\xi) = K_\infty + \sum_{i=1}^{n_K} K_i e^{-\frac{\xi}{\lambda_i^K}}$ —

функция объемной релаксации в модели Прони; G_0 — свободный параметр ядра Прони; G_1 — параметр ядра Прони при экспоненциальном слагаемом; λ_1 — параметр времени релаксации ядра Прони; n_G — число экспоненциальных слагаемых в функции сдвиговой релаксации; n_K — число экспоненциальных слагаемых в функции объемной релаксации; λ, μ, E, ν — параметры Ламе, модуль Юнга и коэффициент Пуассона, соответственно; V_0 — скорость нагружения; $G'_\alpha(\omega), G''_\alpha(\omega)$ — теоретические модули накопления (storage) и потерь (loss), соответственно; G_{1r} — экспериментальные модули накопления; ω_i — частота динамической нагрузки; $P(t)$ — усилие в поперечном сечении образца; ϵ_0 — деформация релаксации при сжатии; ϵ_{11} — осевая деформация в окрестности произвольной точки; S_0 — начальная площадь сечения образца; S_1 — текущая площадь сечения образца; t — текущее время испытания на растяжение; T — температура.

Список литературы

- Ильющин, А.А. Метод аппроксимаций для расчета конструкций нелинейной теории термовязкоупругости / А.А. Ильющин // Механика полимеров. — 1968. — № 6. — С. 210–221.
- Кристенсен, Р. Введение в теорию вязкоупругости / Р. Кристенсен. — М.: Мир, 1974. — 340 с.
- Кравчук, А.С. Механика полимерных и композиционных материалов / А.С. Кравчук, В.П. Майборода, Ю.С. Уржумцев. — М.: Наука, 1985. — 303 с.
- Старовойтов, Э.И. К описанию термомеханических свойств некоторых конструкционных материалов / Э.И. Старовойтов // Проблемы прочности. — 1988. — № 4. — С. 11–15.
- Povolo, P. Stress Relaxation of PVC Below the Yield Point / P. Povolo, G.A. Schwartz, E. Hermida B. // Journal of Polymer Science Part B Polymer Physics. — 1996. — Vol. 34, No. 7. — Pp. 1257–1267.
- Черноус, Д.А. Описание эффекта памяти формы радиационно-модифицированных полимеров в условиях термомеханического воздействия / Д.А. Черноус, С.В. Шилько, Ю.М. Плескачевский // Инженерно-физический журнал. — 2004. — Vol. 77, № 1. — Pp. 7–11.
- Гавриленко, С.Л. Идентификация линейной вязкоупругой модели Прони по результатам испытаний на релаксацию при сжатии / С.Л. Гавриленко, С.В. Шилько // Теор. и прикл. механика: междуна. науч.-техн. сб., Минск, 2014. — Вып. 29. — С. 219–223.
- Yuan, Q. Polymer Nanocomposites: Current Understanding and Issues / Q. Yuan, R.D.K. Misra // Materials Science and Technology. — 2006. — Vol. 22, No. 7. — Pp. 742–755.
- Дисперсно-наполненные полимерные композиты технического и медицинского назначения / Б.А. Люкшин [и др.]. — Новосибирск: Изд.-во СО РАН, 2017. — 367 с.
- Панин, С.В. Сравнение эффективности модифицирования СВМПЭ нановолокнами (С, Al₂O₃) и наночастицами (Cu, SiO₂) при получении антифрикционных композитов / С.В. Панин [и др.] // Трение и износ. — 2010. — Т. 31, № 6. — С. 603–609.

SHIL'KO Sergei V., Ph. D. in Eng., Assoc. Prof.

Laboratory Head¹
E-mail: Shilko_mpri@mail.ru

GAVRILENKO Sergei L.

Researcher¹
E-mail: serega48@mail.ru

PANIN Sergei V., D. Sc. in Eng., Prof.

Deputy Director for Research², Head of the Chair³
E-mail: svp@ispms.tsc.ru

ALEKSENKO Vladislav O.

Engineer², Post-Graduate Student³
E-mail: vl.aleksenko@mail.ru

¹V.A. Belyi Metal-Polymer Research Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Gomel, Republic of Belarus

²Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia

³Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

Received 10 July 2017.

DETERMINATION OF RHEOLOGICAL PARAMETERS OF POLYMER MATERIALS BY IDENTIFICATION OF PRONY VISCOELASTIC MODEL ACCORDING TO DATA OF STATIC AND DYNAMIC TESTS

A method for determining the rheological parameters of the Prony model describing the process of viscoelastic deformation of a material was developed by its identification based on the results of dynamic mechanical analysis. For the approbation of method the static (uniaxial stretching) and dynamic (three-point bending) mechanical tests of polymer composites were carried out. Based on the analytical dependence of the storage modulus on the parameters of the Prony model, the parameters of the shear function are determined. The results of static and dynamic analysis are in good agreement. The proposed technique allows us to accelerate the determination of rheological parameters of polymer materials and recommended for calculating the stress-strain state of structural elements and friction joints during their long operation at elevated temperature.

Keywords: polymer materials, viscoelastic strains, Prony model, identification, static mechanical tests, dynamic mechanical analysis

References

- Il'yushin A.A. Metod approksimatsiy dlya rascheta konstruktivnykh nelineynoy teorii termovyazkoupругosti [Method of approximations for calculating the constructions of the nonlinear theory of thermal viscoelasticity]. *Mekhanika polimerov* [Mechanics of polymers], 1968, no. 6, pp. 210–221.
- Christensen R.M. *Theory of viscoelasticity. An introduction*. New York and London, Academic Press, 1971. 245 p.
- Kravchuk A.S., Mayboroda V.P., Urzhumtsev Yu.S. *Mekhanika polimernykh i kompozitsionnykh materialov* [Mechanics of polymer and composite materials], Moscow, Nauka, 1985. 303 p.
- Starovoitov E.I. K opisaniyu termomekhanicheskikh svoystv nekotorykh konstruktivnykh materialov [To the description of thermomechanical properties of some structural materials]. *Problemy prochnosti* [Durability problems], 1988, no. 4, pp. 11–15.
- Povolo P., Schwartz G.A., Hermida E. Stress relaxation of PVC below the yield point. *Journal of Polymer Science*, 1996, vol. 34, no. 7, pp. 1257–1267.
- Chernous D.A., Shil'ko S.V., Pleskachevsky Yu.M. Opisaniye efekta pamyati formy radiatsionno-modifitsirovannykh polimerov v usloviyakh termomekhanicheskogo vozdeystviya [Description of the shape memory effect of radiation-modified polymers under thermomechanical action]. *Inzhenerno-fizicheskiy zhurnal* [Journal of Engineering Physics and Thermophysics], 2004, vol. 77, no. 1, pp. 7–11.
- Gavrilenko S.L., Shil'ko S.V. Identifikatsiya lineynoy vyazkoupругoy modeli Proni po rezultatam ispytaniy na relaksatsiyu priszhatii [Identification of linear viscoelastic Prony model based on the results of compression relaxation tests]. *Teoreticheskaya i prikladnaya mekhanika: mezhdunarodnyy nauchno-tehnicheskiiy sbornik* [Theoretical and applied mechanics: international scientific and technical collection], Minsk, 2014, issue 29, pp. 219–223.
- Yuan Q., Misra R.D.K. Polymer nanocomposites: current understanding and issues. *Materials Science and Technology*, 2006, vol. 22 no. 7, pp. 742–755.
- Luikshin B.A., Shil'ko S.V., Panin S.V. [et al.] *Dispersno-napolnennyye polimernyye kompozity tekhnicheskogo i meditsinskogo naznacheniya* [Disperse-filled polymer composites for technical and medical use]. Novosibirsk, 2017, Izd.-vo SO RAN, 367 p.
- Panin S.V., Kornienko L.A., Vannasri S., Ivanova L.R., Shil'ko S.V., Piriyaon S., Puvadin T. Comparison of the efficiency of modification of SHMPE by nanofibers (C, Al₂O₃) and nanoparticles (Cu, SiO₂) when obtaining antifriction composites. *Journal of Friction and Wear*, 2010, vol. 31, no. 6, pp. 460–468.