

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-5-53-59>

МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ СПЕКТРАЛЬНЫХ ФУНКЦИЙ РЕЛАКСАЦИИ ПОЛИМЕРОВ ПРИ ОДНОКРАТНОМ РАСТЯЖЕНИИ МИКРООБРАЗЦОВ

© Александр Александрович Рыбин¹, Даниил Вячеславович Рубан^{1*}, Александр Анатольевич Червяков², Сергей Алексеевич Ульянов¹

¹ Центральный научно-исследовательский институт химии и механики, Россия, 115487, Москва, ул. Нагатинская, д. 16а; *e-mail: Daniilruban@yandex.ru

² Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Россия, 125993, Москва, Волоколамское шоссе, д. 4.

Статья поступила 22 августа 2023 г. Поступила после доработки 11 сентября 2023 г. Принята к публикации 30 октября 2023 г.

Принципы проектирования изделий из новейших сложноструктурированных полимерных композиционных материалов обуславливают необходимость учета масштабных структурных эффектов, определяемых процессами на надмолекулярном и молекулярном уровнях полимера: релаксационными, кинетическими (разрыв и рекомбинация химических связей), рекристаллизации надмолекулярных структур и др. Развитие этих процессов описывается функциями релаксации, которые, в свою очередь, могут быть рассчитаны с помощью функций спектров времен релаксации. Цель работы состояла в разработке специализированной оснастки для испытаний микрообразцов с варьируемой рабочей частью на одноосное растяжение, экспериментальной методики и расчетного алгоритма обработки получаемых данных измерений, а также экспериментальной апробации созданного подхода к определению спектральных функций релаксации. Предложен метод оценки функций релаксации не на фиксированных уровнях напряжения в пределах линейной упругости, текущих точках диаграмм деформирования, при фиксированных значениях модуля линейной упругости, а в расширенном диапазоне деформирования образцов, вплоть до предразрывных состояний. Создан комплект испытательной оснастки, предназначенной для испытаний микрообразцов с толщиной рабочей части 0,2 – 1,2 мм на растяжение. Оснастка может устанавливаться на современные высокоточные разрывные машины. Проведены тестовые испытания микрообразцов из полиэтилентерефталата толщиной 50 и 175 мкм на растяжение с учетом масштабного фактора. Описан вариант испытаний на растяжение микрообразцов, технологически стабилизируемых бумажными рамками специальной формы. На основе данных испытаний микрообразцов с постоянной скоростью деформации построены диаграммы, отображающие кинетику изменения спектральных функций релаксации ориентированного полиэтилентерефталата. Описан метод применения этих диаграмм для расчетов эмпирических спектров времен релаксации. Представлены результаты испытаний микрообразцов полиэтилентерефталата. Приведены диаграммы деформирования исследованных полимерных образцов и рассчитанные по описанной методике расчетные диаграммы функций спектров времен релаксации.

Ключевые слова: функция релаксации; микрообразцы; испытательная оснастка; диаграмма деформирования; микромолекулярная структура; полимер; разрушение.

A METHOD FOR DETERMINING THE SPECTRAL RELAXATION FUNCTIONS OF POLYMERS UNDER SINGLE STRETCHING OF MICRO SAMPLES

© Alexander A. Rybin,¹ Daniil V. Ruban,^{1*} Alexander A. Chervyakov,² Sergei A. Ulyanov¹

¹ Central research institute of chemistry and mechanics, 16a, ul. Nagatinskaya, Moscow, 115487, Russia; *e-mail: Daniilruban@yandex.ru

² Moscow Aviation Institute (national research university), 4, Volokolamskoye shosse, Moscow, 125993, Russia.

Received August 22, 2023. Revised September 11, 2023. Accepted October 30, 2023.

The principles of designing products made of the latest complex-structured polymer composite materials necessitate the need to take into account the large-scale structural effects determined by processes at the supramolecular and molecular levels of the polymer: relaxation, kinetic (breaking and recombination of

chemical bonds), recrystallization of supramolecular structures, etc. The development of these processes is described by relaxation functions, which, in turn, can be calculated using the functions of relaxation time spectra. The purpose of the work was to develop a specialized equipment for testing micro-samples with a variable working part for uniaxial stretching along with the experimental technique and computational algorithms for processing the obtained measurement data, and experimental approbation of the developed approach to determining spectral relaxation functions. A method is proposed for estimating relaxation functions not at fixed stress levels within linear elasticity, at secant points of deformation diagrams, at fixed values of the linear elasticity modulus, but within an extended range of the sample deformation up to pre-rupture states. A set of test equipment designed for tensile tests of micro-samples with a thickness of the working part of 0.2 – 1.2 mm has been developed. The tooling can be installed on modern high-precision breaking machines. Tensile tests of polyethylene terephthalate micro-samples with a thickness of 50 and 175 μm were carried out taking into account the scale factor. A tensile test of micro-samples that are technologically stabilized by paper frames of a special shape is described. Diagrams illustrating the kinetics of changes in the spectral relaxation functions of oriented polyethylene terephthalate (PET) are constructed proceeding from the data of testing micro-samples with a constant strain rate. A method for using these diagrams in calculations of empirical relaxation time spectra is described. The results of testing micro-samples of polyethylene terephthalate are presented. Illustrative deformation diagrams of the studied polymer samples and calculated diagrams of functions of relaxation time spectra calculated according to the described method are given.

Keywords: relaxation function; microsamples; test equipment; stress-strain diagram; micro-molecule structure; polymer; destruction.

Введение

Разработки современных технологических приемов формирования сложных и функциональных изделий из широкого класса традиционных и новых полимерных материалов требуют решения задач методической оценки их физико-механических свойств [1 – 3]. Развиваемые принципы проектирования изделий из новейших сложноструктурированных полимерных композиционных материалов [4, 5] нередко основаны на описании закономерностей деформационного поведения материалов при напряжениях, выходящих за рамки линейной упругости [6]. Выраженно нелинейное поведение полимеров отмечается в стенках нового класса ячеистых материальных элементов, широко используемых в слоистых панелях [7, 8] в качестве внутренних наполнителей. Модели механического поведения материалов в отмеченных условиях разрабатывают на основе линейных и нелинейных моделей вязкоупругого тела [9 – 11] с заданными законами деформирования составляющих звеньев моделей. Наиболее удачные для конкретных условий эксплуатации модели материалов и значения параметров этих моделей могут обеспечить эффективную конструктивную разработку изделий и методов их формования, в том числе методами новейших технологий переработки полимеров.

Достоверность определения значений параметров, характеризующих свойства материалов, существенно может быть повышена при учете метрологических особенностей проведения испытаний полимерных образцов на одноосное растяжение и молекулярно-кинетических закономерностей развития основных механизмов деформационных процессов в рабочей части образцов [12].

Метрологические требования обеспечения достоверности испытаний обуславливают необходимость учета масштабных структурных эффектов [13, 14], которые зависят от размеров образцов, конструкции элементов испытательных систем, расчетных схем обработки результатов измерений и др. Практика исследовательских работ [15] выявила в качестве оптимальных ряд форм микрообразцов пленочного и волоконного типов.

Молекулярно-кинетические закономерности возникновения и развития механизмов деформационного отклика испытываемого образца определяются процессами на надмолекулярном и молекулярном уровнях полимера: релаксационными, кинетическими (разрыв и рекомбинация химических связей), рекристаллизации надмолекулярных структур и др. Развитие этих процессов описывают функции релаксации, которые, в свою очередь, могут быть рассчитаны с помощью функций спектров времен релаксации [6, 9, 16]. Накоплен существенный опыт практического использования вязкоупругих механических моделей материалов, оперирующих различными видами функций релаксаций, позволяющих с различной степенью приближения учесть релаксационную память полимеров на основе наследственной теории Больцмана – Вольтерра. Перечень применяемых функций релаксации широк и может быть достаточен для решения многих инженерных задач. Однако для определения видов функции релаксации обычно используют эксперименты в пределах линейной упругости материалов при малых значениях деформаций образцов, что ведет к ограниченной области применения соответствующих расчетных соотношений. Расчетные возможности таких опреде-

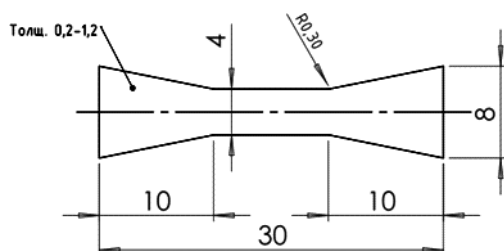


Рис. 1. Схема полимерных образцов с варьируемой толщиной рабочей зоны

Fig. 1. The shape of polymer samples with a varying thickness of the working area

ляющих функций ограничены допускаемыми нагрузками малых уровней по напряжениям [9].

Необходим методический подход, обеспечивающий экспериментальное определение спектральных функций релаксации полимеров при уровнях испытательных статических и квазистатических нагрузок, достигающих стадий напряженно-деформированных состояний, предшествующих разрушению. Теоретические разработки таких функций спектров релаксационных процессов уже проведены в [6, 9] и известны методы их определения в пределах линейной вязкоупругости.

Цели данной работы:

1) разработка оснастки для испытаний микрообразцов полимеров с варьируемой толщиной рабочей зоны (0,2 – 1,2 мм), надежно сочленяемой с измерительной системой высокоточной испытательной машины;

2) создание экспериментальной методики и расчетного алгоритма обработки получаемых данных измерений при испытаниях микрообразца на одноосное растяжение для определения спектральных функций при деформационных состояниях образца вплоть до стадий, предшествующих разрушению;

3) экспериментальная апробация созданного подхода к определению спектральных функций релаксации, рассматриваемых для тестовых образцов типовых полимеров промышленного производства.

Методика испытаний

Испытания малогабаритных образцов указанного размерного диапазона на растяжение до разрыва проводили на высокоточной разрывной машине SHIMADZU AG-X plus 10 kN. Штатный комплект оснасток этой машины не предназначен для микрообразцов, необходимых для достижения целей данной работы. Поэтому была разработана малогабаритная оснастка для размещения исследуемых микрообразцов, надежно устанавливаемая в элементах сочленения с измери-

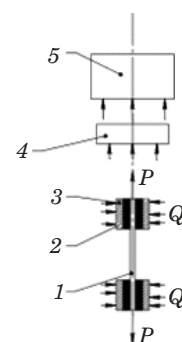


Рис. 2. Принципиальная схема испытания микрообразцов на растяжение: 1 — испытуемый образец; 2 — бумажно-клеевые прокладки; 3 — зажим; 4 — датчик усилий растяжения; 5 — вычислительный блок

Fig. 2. Schematic diagram of the tensile testing of micro samples: 1 — test sample; 2 — paper-glue pads; 3 — clamp; 4 — tensile force sensor; 5 — computing unit

тельными датчиками нагружающего устройства машины. Конструкция зажимов в новой оснастке предназначена для установки указанных типов полимерных микрообразцов, схема которых приведена на рис. 1. Поперечное утонение рабочей зоны допустимо и аналогично конфигурации, представленной в работе [17]. Для предварительной ориентационной стабилизации тонких образцов применяли известный метод их фиксирования в бумажных рамках. В оснастку образцы вставляли вместе с рамкой, а перед испытанием рамку надрезали для приведения образца в рабочее состояние.

Принципиальная схема испытаний микрообразцов на одноосное растяжение приведена на рис. 2. Испытания полимерных образцов по данной схеме проводят в целях получения достоверных данных по изменению спектральных функций релаксации на всех стадиях деформационного поведения материала образца вплоть до разрыва. Именно кинетическое рассмотрение функций релаксации позволяет выявить стадии термофлуктуационных и атермических механизмов разрушения исследуемых образцов [6, 13, 16, 15]. Стадии этих механизмов деформационного отклика на внешние нагрузки определяют кинетику изменения релаксационных модулей упругости образцов и достоверные диаграммы деформирования растягиваемых до разрыва полимерных образцов (см. рис. 2). Испытуемый образец 1 через бумажно-клеевые прокладки 2 (бумажные рамки) фиксируют в оснастке посредством зажимов 3. Усилие растяжения P передается от траверсы машины к образцу 1 через передаточное звено — измерительный датчик 4. Оцифрованные показания датчика 4 направляются в вычислительный блок машины 5 и регистрируются в виде диаграммы деформирования в координатах напряжение – деформация. Усилие поперечного

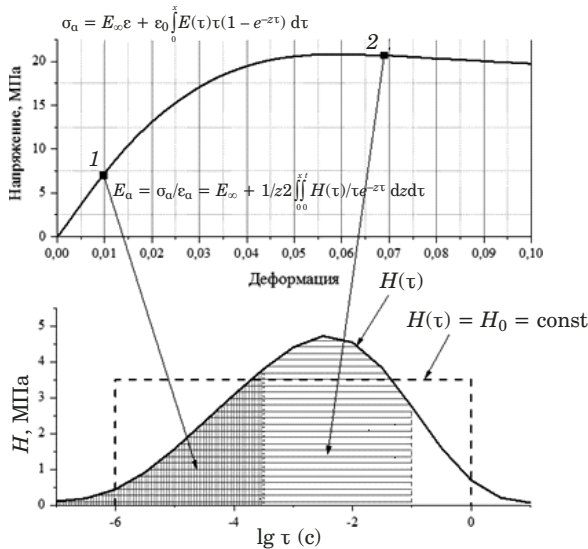


Рис. 3. Схема аппроксимации спектральных функций релаксации $H(\tau)$, прямоугольником H_0 и точки диаграмм деформирования, соответствующие различным уровням $H(\tau)$

Fig. 3. Mapping of spectral relaxation functions by approximation $H(\tau)$, rectangle H_0 , and points of deformation diagrams corresponding to different levels of $H(\tau)$

зажима головок образца Q можно регулировать согласно целям измерений.

Методика обработки экспериментальных данных

Спектральные функции релаксации (при некоторых условиях их определения) могут выявить последовательность наиболее значимых для конкретных условий нагружения механизмов молекулярного отклика полимера на внешние воздействия и их влияние на формирования реальных функционально-механических свойств изучаемых образцов материалов. В частности, такими механизмами внутреннего отклика полимера на силовые нагрузки объясняют низкопрочные, прочные, высокопрочные, суперпрочные состояния полимерных структур практически одной химической природы [6, 13, 15, 16]. В основе многих фактов проявления специфических свойств полимеров лежат релаксационные структурные процессы [18, 19].

Рассмотрим спектральные функции релаксации полимеров $H(\tau)$, применив некоторые подходы, изложенные в работах [15, 13, 19]. Целесообразны варианты аппроксимаций функций вспомогательного качества с последующим их преобразованием методом Лапласа [6]. Однако возможности этого подхода весьма ограничены использованием, например, секущих значений модуля упругости на достаточно произвольно назначенных единственных контрольных деформациях [17]. В частности, проведем анализ напря-

женно-деформированных состояний испытуемого образца, условно представленных на рис. 3. Исследования показывают, что каждому достигнутому уровню деформационного состояния образца соответствует определенное положение функции $H(\tau)$.

Таким образом, целесообразнее применить способ множественного отображения функции $H(\tau)$, для чего, по нашему мнению, вполне пригоден способ приближенного выражения $H(\tau)$ для каждого НДС прямоугольным спектром на основе соотношения для действительной части комплексного модуля:

$$E'(\omega) = E_{\infty} + \frac{H_0}{2} \ln \frac{1 + \omega^2 \tau_1^2}{1 + \omega^2 \tau_2^2}, \quad (1)$$

где ω — частота; E' — действительная часть модуля; τ_1 — время релаксации самого быстрого звена; τ_2 — время релаксации самого медленного звена полимерной структуры. Ввиду малой скорости деформации в проводимом испытании примем $\omega = 1/\tau$. На рис. 3 качественно сопоставлены аппроксимационного вида функции $H(\tau)$ [6] и прямоугольный спектр H_0 для режима деформирования с постоянной скоростью. Равновесный модуль упругости E_{∞} в (1) может и отсутствовать. Тогда приближенно релаксационный модуль упругости образца

$$E_p(t) = \frac{H(t)}{2} \ln \frac{1 + \tau_1^2/t^2}{1 + \tau_2^2/t^2}, \quad (2)$$

где значение текущего уровня функции $H(\tau_i)$ определяется контрольным временем процесса деформации t .

Согласно соотношению (2) релаксационный модуль упругости E_p не является величиной постоянной и явно зависит от степени внутреннего молекулярного отклика полимера. Об этом говорят и соотношения теории памяти материалов, полученные из уравнения Больцмана – Вольтерра. Причем обычные функции релаксации выражены через функции спектра времен релаксации $H(\tau)$.

Преобразуем (2) в выражение $H(\tau)$ через модуль E_p :

$$H(\tau) = \frac{2E_p}{\ln \frac{1 + \tau_1^2/t^2}{1 + \tau_2^2/t^2}}. \quad (3)$$

С использованием данного выражения в любой точке диаграммы деформирования можно рассчитать релаксационный модуль E_p и соответствующий ему уровень спектральной функции $H(\tau)$. Тогда для обозначенных точек могут быть определены значения прямоугольных спектров H_i . Еще раз отметим соответствие (см. рис. 3)

диаграмм деформирования $\sigma - \varepsilon$ и диаграмм спектральной функции $H_i - \ln \tau$, или $H - \tau$.

Обсуждение результатов

Диаграммы спектральных функций $H(\tau)$ иллюстрировали экспериментальными данными, полученными испытаниями микрообразцов из полиэтилентерефталата (ПЭТФ) в виде пленок с одноосной промышленной вытяжкой. Использовали пленки двух толщин — 50 и 175 мкм. Образцы испытывали при комнатной температуре (~24 °С) с постоянной скоростью деформирования 2 мм/мин. На рис. 4 представлены диаграммы деформирования для этих образцов. Разрывные нагрузки в пределах, характерных для каждой толщины рабочей части (50 мкм, 175 мкм), были примерно одинаковы и соответствовали типовому разбросу данных измерений. Пленки меньшей толщины в данном случае имели существенно меньшие уровни разрывных напряжений.

Особенности деформирования исследованных микрообразцов свидетельствуют о явном различии релаксационных процессов в них, что и отражается на уровнях их деформационно-прочностных свойств.

Определенную информацию о различии этапных деформационных процессов в микрообразцах при разрывном растяжении могут дать диаграммы спектральных функций релаксации $H(\tau)$, выявляющие различные этапы релаксационного отклика внутренней молекулярной структуры микрообразцов. Для исследуемых пленок из ПЭТФ диаграммы $H(\tau)$, а также соответствующие им диаграммы деформирования представле-

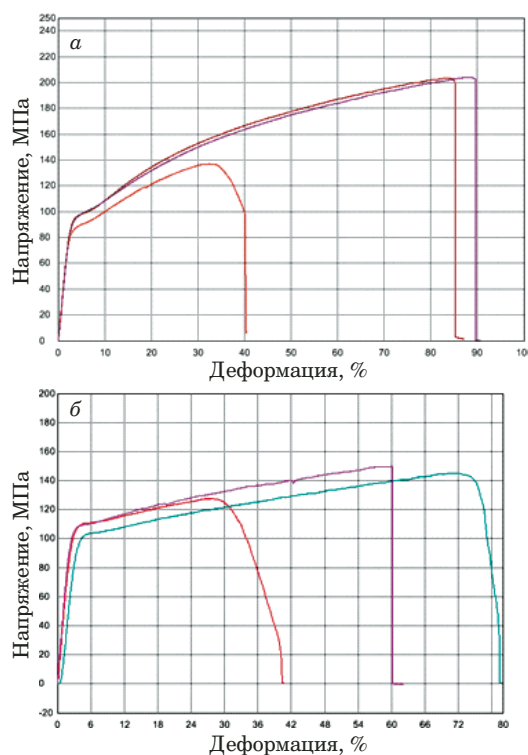


Рис. 4. Диаграммы деформирования микрообразцов из полиэтилентерефталата толщиной 50 (а) и 175 мкм (б)

Fig. 4. Deformation diagrams of polyethylene terephthalate micro-samples with a thickness of 50 (a) and 175 μm (b)

ны на рис. 5 и 6. Спектральные диаграммы построены посредством соотношений (1) – (3) на основе приведенных диаграмм деформирования во временном периоде деформирования образцов до разрыва. Обратим внимание, что диаграммы $H(\tau)$ для образцов обеих толщин (50 и 175 мкм)

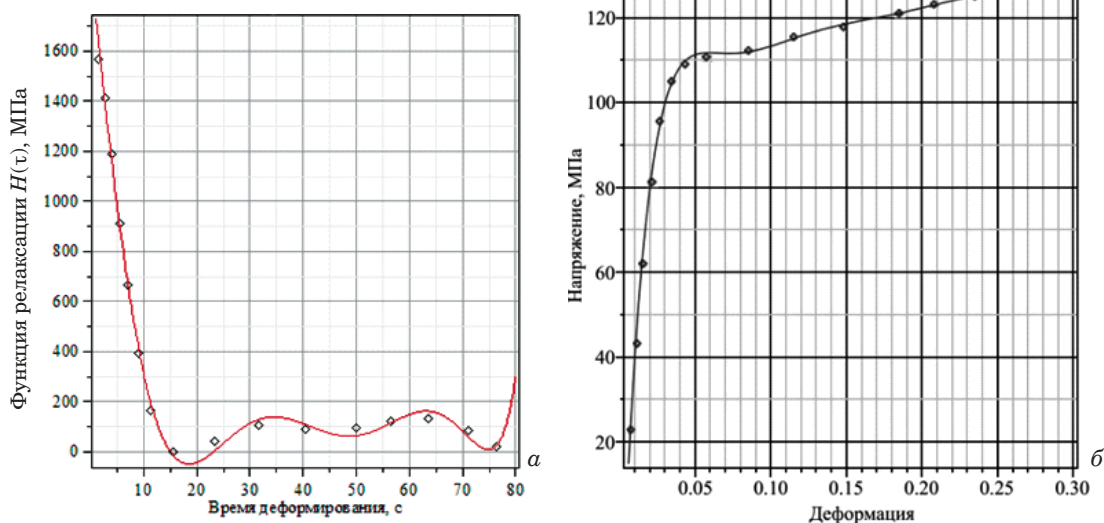


Рис. 5. Спектральная функция релаксации образца из ПЭТФ толщиной 50 мкм (а) и соответствующая ей диаграмма деформирования (б)

Fig. 5. The spectral relaxation function of a PET sample (50 μm) (a) and the corresponding deformation diagram (b)

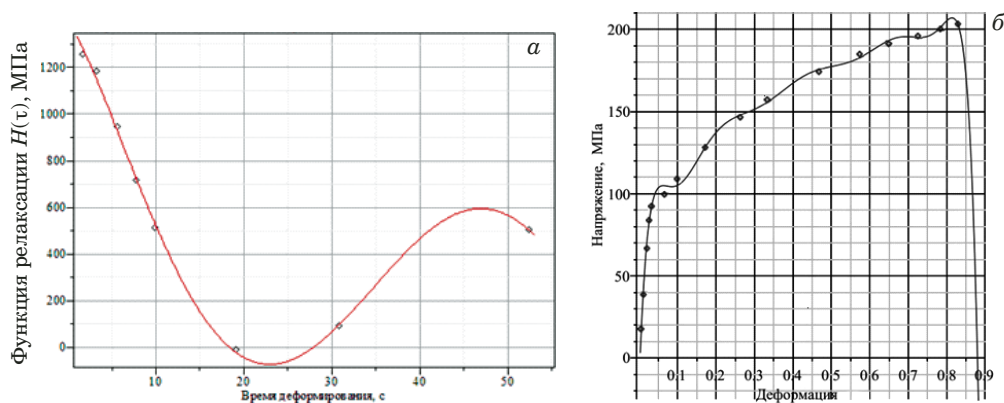


Рис. 6. Спектральная функция релаксации образца из ПЭТФ толщиной 175 мкм (а) и соответствующая ей диаграмма деформирования (б)

Fig. 6. The spectral relaxation function of a PET sample (175 μm) (a) and the corresponding deformation diagram (b)

при начальной идентичности (до 15 с) в дальнейшем отражают весьма различные характеры процессов молекулярных откликов. Предположительный перечень процессов, развивающихся в микрообразцах на молекулярном уровне, не ограничивается только релаксационными переходами [6, 17, 20]. В полимерах выявлены не менее важные механизмы внутренних процессов, сопутствующих релаксационным переходам [13, 15, 16]. Их возможное развитие отражает диаграмма $H(\tau)$ и показывает степень их включения в формирование механических свойств материала. Сопутствующими процессами могут быть: рекристаллизация на надмолекулярном уровне; дилатонные возбуждения множественных микрообъемов; кинетические разрывы перенапряженных химических связей и их рекомбинации и др. При сравнении диаграмм $H(\tau)$ на рис. 5 и рис. 6 отчетливо видно различие внутренних процессов в рассматриваемых типах образцов ПЭТФ.

Без специальных структурных исследований, конечно, трудно судить о степени течения того или иного процесса в полимере. Для практических же целей диаграмма $H(\tau)$ значительно поможет разработчикам новых материалов, обеспечив более достоверную оценку работоспособности проектируемых изделий.

Заключение

Рассмотренный вариант расчета спектральной функции релаксации полимеров в широком диапазоне деформаций растяжения микрообразцов, вплоть до предразрывных состояний, можно использовать в следующих целях и случаях:

для создания новых расчетных моделей и уточнения существующих алгоритмов расчетов НДС изделий из композиций с выраженными вязкоупругими свойствами; диаграммы $H(\tau)$ отчетливо выявляют области течения деформационных процессов с упругой и неупругой особен-

ностями деформации, а также — области активации вязко-упругих деформационных явлений;

при разработках структур и конструкций ячеистых материалов, например, для обоснования оптимальных габаритных размеров элементарных ячеек сотовой структуры;

при разработках новых технологий формования изделий из современных композиционных материалов;

при проведении оценочных работ по достижению необходимой долговечности изделий из современных полимерных материалов, в частности, на основе современных методов анализа полной изотермы долговечности с выявлением этапов термофлуктуационного и атермического отклика образцов на внешнее силовое воздействие.

Таким образом, предлагаемый подход к анализу функций спектров релаксации отслеживает многие этапы деформационного отклика образцов полимеров, вплоть до этапов деформирования, предшествующих разрушению. Создан вариант испытательной оснастки, позволяющей проводить испытания микрообразцов полимеров для учета масштабно-структурного фактора. Получены реальные временные диаграммы спектральных функций для полиэтилентерефталата, в данном случае выполняющего роль тестового материала. Рассмотренные методические возможности рекомендованы специалистам различных современных материаловедческих направлений [1].

ЛИТЕРАТУРА

1. Valdevit L., Godfrey W. S., Shaedler T. A., Jacobsen A. J., Carter W. B. Compressive strength of hollow microlattices: Experimental characterisation, modeling and optimization design / Journal of Materials Research. 2013. Vol. 28. N 17. P. 2461 – 1473. DOI: 10.1557/jmr.2013.160
2. Гибсон Я., Розен Д., Стакер Б. Технологии аддитивного производства. — М.: Техносфера, 2022. — 648 с.

3. **Эртесян А. Р.** Сравнительная характеристика физико-механических свойств базисных пластмасс (лабораторное исследование). Часть 2 / Международный научно-исследовательский журнал. 2021. Т. 104. № 2. С. 64 – 67. DOI: 10.23670/irj.2021.103.2.074
4. **Горшков А. Г., Старовойтов Э. И., Яровая А. В.** Механика слоистых вязкоупругопластических элементов конструкций. — М.: Физматлит, 2005. — 576 с.
5. **Яковлев Н. О.** Релаксационное поведение органического стекла на основе полиметилметакрилата / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015. Т. 81. № 5. С. 57 – 60.
6. **Иржак В. И.** Топологическая структура и релаксационные свойства полимеров / Успехи химии. 2005. Т. 74. № 10. С. 1025 – 1042. DOI: 10.1070/RC2005v074n10ABEH001168
7. **Иванов Е. А., Иконникова А. А., Клешина И. А. и др.** Применение конструкций сотовых панелей в космических аппаратах / Инженерный журнал: наука и инновации. 2022. Т. 125. № 5. DOI: 10.18698/2308-6033-2022-5-2177
8. **Uflyand I. E., Irzhak T. F., Irzhak V. I.** Formation of fiber composites with an epoxy matrix: state-of-the-art and future development / Materials and Manufacturing Processes. 2022. Vol. 7. N 37. P 723 – 747. DOI: 10.1080/10426914.2021.2016820
9. **Карташев Э. М., Цой Б., Шевелев В. В.** Структурно-статистическая кинетика разрушения полимеров. — М.: Химия, 2002. — 736 с.
10. **Канаева Н. С., Низин Д. Р., Низина Т. А.** Релаксационные свойства полимерных материалов на основе эпоксидных связующих / Эксперт: теория и практика. 2022. Т. 18. № 3. С. 42 – 46. DOI: 10.51608/26867818_2022_3_42
11. **Рымкевич П. П., Рымкевич О. В.** Модуль упругости как функция процесса в наследственной механике / Известия АлтГУ. 2023. Т. 129. № 1. С. 49 – 54.
12. **Орешко Е. И., Ерасов В. С., Гриневич Д. В., Шершак П. В.** Обзор критериев прочности материалов / Труды ВИАМ. 2019. Т. 81. № 9. С. 108 – 124. DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-108-126
13. **Кокшвили С. М., Талуж В. П., Янсон Ю. О.** Вычисление релаксационных спектров по результатам динамических испытаний / Механика полимеров. Краткие сообщения. 1971. № 2. С. 349 – 353.
14. **Куркин А. С., Кисилев А. С., Крашениников С. В., Богданов А. А.** Моделирование диаграммы деформирования вязкоупругого материала на основе структурной модели / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Т. 88. № 5. С. 60 – 69. DOI: 10.26896/1028-6861-2022-88-6-60-69
15. **Кокшвили С. М.** Методы динамических испытаний жёстких полимерных материалов. Справочное пособие. — Рига: Знание, 1978. — 182 с.
16. **Петров В. А., Башкарев В. И., Веттегрень В. И.** Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов. — СПб.: Политехника, 1993. — 475 с.
17. **Рубан Д. В., Рыбин А. А., Червяков А. А., Турков В. Е., Ульянов С. А.** Особенности механического поведения компонентов многослойных панелей с 3D-ячейстыми заполнителями / Механика композиционных материалов и конструкций. 2017. Т. 23. № 4. С. 550 – 566.
18. **Терехин А. В.** Разработка методов и совершенствование технических средств оценки работоспособности эластомерных клеевых соединений конструкций летательных аппаратов: Дисс. ... канд. техн. наук. — М., 2016.
19. **Цой Б., Карташев Э. М., Шевелев В. В.** Прочность и разрушение полимерных пленок и волокон. — М.: Химия, 1999. — 496 с.
20. **Иржак В. И.** Релаксационные свойства полимеров и модель физической сетки / Успехи химии. 2000. Т. 69. № 3. С. 284 – 298.
- Experimental characterisation, modeling and optimization design / Journal of Materials Research. 2013. Vol. 28. N 17. P 2461 – 1473. DOI: 10.1557/jmr.2013.160
2. **Gibson I., Rosen, D., Stucker B.** Additive manufacturing Technologies. — Moscow: Tekhnosfera, 2022. — 648 p. [Russian translation].
3. **Ertesyan A. R.** A comparative analysis of physicochemical properties of denture base resins (a laboratory analysis). Part 2 / International research journal. 2021. Vol. 104. N 2. P 64 – 67 [in Russian]. DOI: 10.23670/irj.2021.103.2.074
4. **Gorshkov A. G., Starovoitov E. I., Yarovaya A. V.** The Mechanics of layered viscoelastic elements of structures. — Moscow: Fizmatlit, 2005. — 576 p. [in Russian].
5. **Yakovlev N. O.** Relaxation Behavior of Polymethylmethacrylate Based Organic Glass. Industrial laboratory / Industr. Lab. Mater. Diagn. 2015. Vol. 81. N 5. P 57 – 60 [in Russian].
6. **Irzhak V. I.** Topological structure and relaxation properties of polymers / Usp. Khimii. 2005. Vol. 74. N 10. P 1025 – 1042 [in Russian]. DOI: 10.1070/RC2005v074n10ABEH001168
7. **Ivanov E. A., Ikonnikova E. A., Kleshina A. A., et al.** Application of honeycomb panel structures in spacecraft / Inzh. Zh. Nauka Innov. 2022. Vol. 125. N 5 [in Russian]. DOI: 10.18698/2308-6033-2022-5-2177
8. **Uflyand I. E., Irzhak T. F., Irzhak V. I.** Formation of fiber composites with an epoxy matrix: state-of-the-art and future development / Materials and Manufacturing Processes. 2022. Vol. 7. N 37. P 723 – 747. DOI: 10.1080/10426914.2021.2016820
9. **Kartashev E. M., Tsoi B., Shevelev V. V.** Structural and statistical kinetics of polymer destruction. — Moscow: Khimiya, 2002. — 736 p. [in Russian].
10. **Kaneva N. S., Nizin D. R., Nizina D. R.** Relaxation properties of polymer materials based on epoxy binders / Ekspert: Teor. Prakt. 2022. Vol. 18. N 3. DOI: 10.51608/26867818_2022_3_42 [in Russian].
11. **Rumkevich P. P., Rumkevich O. V.** Modulus of Elasticity as a Function of a Process in Hereditary Mechanics / Izv. AltGU. 2023. Vol. 129. N 1. P 49 – 54 [in Russian].
12. **Oreshko E. I., Erasov V. I., Grinevich D. V., Shershak P. V.** Review of criteria of durability of materials / Trudy VIAM. 2019. Vol. 81. N 9. P 108 – 124 [in Russian]. DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-108-126
13. **Kokoshvili S. M., Taluzh V. P., Yanson Yu. O.** The Calculation of relaxation spectra from the results of dynamic tests. Brief communications / Mekh. Polimerov. 1971. N 2. P 349 – 353 [in Russian].
14. **Kurkin A. S., Kiselev A. S., Krashennnikov S. V., Bogdanov A. A.** Simulation of the deformation diagram of a viscoelastic material based on a structural model / Industr. Lab. Mater. Diagn. 2022. Vol. 88. N 6. P 60 – 69 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2022-88-6-60-69
15. **Kokoshvili S. M.** Methods of dynamic tests of rigid polymeric materials. Reference book. — Riga: Znanie, 1978. — 182 p. [in Russian].
16. **Petrov V. I., Bashkarev V. I., Vettegren V. I.** Physical bases of forecasting of durability of construction materials. — St. Petersburg: Politekhnik, 1993. — 475 p. [in Russian].
17. **Ruban D. V., Rybin A. A., Chervyakov A. A., et al.** Peculiarities of the mechanical behaviour of the components of the composite panel with 3D-mesh placeholders / Mekh. Kompoz. Mater. Konstr. 2017. Vol. 23. N 4. P 550 – 566 [in Russian].
18. **Terekhin A. V.** Development of methods and improvement of technical means of assessing the performance of elastomeric adhesive compounds of aircraft structures. Candidate's Thesis. — Moscow, 2016 [in Russian].
19. **Tsoi B., Kartashev M. E., Shevelev V. V.** Strength and destruction of polymer films and fibers. — Moscow: Khimiya, 1999. — 496 p. [in Russian].
20. **Irzhak V. I.** Relaxation properties of polymers and the model of the physical grid / Usp. Khimii. 2000. Vol. 69. N 3. P 284 – 298 [in Russian]. DOI: 10.1070/RC2000v069n03ABEH000554

REFERENCES

1. **Valdevit L., Godfrey W. S., Shaedler T. A., Jacobsen A. J., Carter W. B.** Compressive strength of hollow microlattices: