



DOI: 10.15593/perm.mech/2015.2.10

УДК 539.319

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ СООТНОШЕНИЙ ДЛЯ АМОРФНОГО ПОЛИМЕРА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

К.А. Тихомирова<sup>1</sup>, Н.А. Труфанов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

<sup>2</sup> Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

### О СТАТЬЕ

Получена: 30 марта 2015 г.

Принята: 18 июня 2015 г.

Опубликована: 30 июня 2015 г.

#### Ключевые слова:

аморфный полимер,  
определяющие соотношения,  
память формы,  
релаксационный переход,  
стеклование,  
термомеханический  
эксперимент,  
эпоксидная смола

### АННОТАЦИЯ

Целью настоящей работы является экспериментальное обеспечение ранее предложенной авторами модели для описания термомеханического поведения стеклюющихся полимеров при больших деформациях. Для этого проведен ряд термомеханических испытаний образцов из эпоксидной смолы с относительно слабой сшивкой, для которой в размягченном состоянии возможно проявление больших деформаций.

Проведено три серии экспериментов на приборе ДМА в режиме приложения регулируемой осевой сжимающей нагрузки и изменяющейся температуры с измерением продольного перемещения. Целью первой серии испытаний являлось обоснование выбора упругого потенциала для описания поведения рассматриваемого материала. Для этого производилось деформирование образцов в размягченном состоянии с постоянной скоростью нагружения. Сделан вывод о применимости потенциала Пенга–Ландела для описания процесса деформирования эпоксидной смолы.

Вторая серия включала ряд установочных экспериментов для нахождения параметров модели. Производился нагрев образцов с постоянной скоростью под постоянной сжимающей нагрузкой. Приведено сравнение результатов при различных значениях скоростей и нагрузок. Описана методика определения параметров модели. Часть параметров принята константами материала; для других получена линейная аппроксимация зависимости от скорости изменения температуры и уровня нагрузки.

Третья серия представляет собой проверочный эксперимент, в качестве которого выбран цикл памяти формы. Выполнена аппроксимация экспериментальных данных численной моделью с использованием параметров, найденных в ходе установочного эксперимента. Показана хорошая согласованность результатов эксперимента с численным расчетом.

В статье также дан краткий обзор наиболее распространенных экспериментальных схем, реализующих цикл памяти формы.

© ПНИПУ

© Тихомирова Ксения Алексеевна – аспирант, e-mail: [tikhomirova.k@icmm.ru](mailto:tikhomirova.k@icmm.ru)

Труфанов Николай Александрович – доктор технических наук, профессор, e-mail: [nat@pstu.ru](mailto:nat@pstu.ru)

Ksenia A. Tikhomirova – Postgraduate Student, e-mail: [tikhomirova.k@icmm.ru](mailto:tikhomirova.k@icmm.ru)

Nikolay A. Trufanov – Doctor of Technical Sciences, Professor, e-mail: [nat@pstu.ru](mailto:nat@pstu.ru)

## EXPERIMENTAL CALIBRATION OF CONSTITUTIVE MODEL FOR AN AMORPHOUS SHAPE MEMORY POLYMER UNDER LARGE DEFORMATIONS

K.A. Tikhomirova<sup>1</sup>, N.A. Trufanov<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russian Federation

<sup>2</sup> Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

---

### ARTICLE INFO

Received: 30 March 2015

Accepted: 18 June 2015

Published: 30 June 2015

#### Keywords:

amorphous polymer,  
constitutive equations,  
shape memory, glass transition,  
thermomechanical experiment,  
epoxy resin

### ABSTRACT

The aim of the present study is the experimental calibration of the recent model proposed by the authors which describes the thermomechanical behavior of glassy polymers under large deformations. For such this purpose a series of thermomechanical experiments has been conducted with lightly-linked epoxy specimens, for which large deformations are achievable in the rubbery state.

Three experimental series have been carried out on the DMA testing machine in the regime of regulated axial compression load and changed temperature with the axial contraction measuring. The aim of the first experimental series was to prove the elastic potential choice for describing the behavior of the concerned material. For this purpose the samples in rubbery state were deformed under constant loading rate. It was concluded that the Peng–Landel elastic potential could be applied for the accurate description of the epoxy resin deformation process.

The second series included several adjusting experiments for the model parameters determination. The samples were heated with the constant temperature rate under the constant compression load. The comparison of results for different rates and load levels is given. Also the procedure of the parameters determination is described. Some parameters were taken as the material constants, for other ones the linear approximation of the dependence on the temperature rate and the load level was made.

The third series presents the verification experiment for which a shape memory thermomechanical cycle was chosen. The experimental data were approximated with the numerical model based on the parameters which were found from the adjusting experiments. A good agreement between the experimental and numerical results is shown.

A brief review of the most spread experimental schemes for the shape memory cycle is also given in the paper.

© PNRPU

---

## Введение

Особенности термомеханического поведения аморфных полимеров связаны с наличием релаксационного перехода: стеклования при охлаждении и размягчения при нагреве [1]. В высокоэластическом (размягченном) состоянии макромолекулы полимера обладают повышенной сегментарной подвижностью, в связи с чем возможно проявление больших обратимых деформаций. При стекловании подвижность молекулярных сегментов значительно снижается [1]. Это приводит, во-первых, к повышению жесткости материала: модуль Юнга многих полимеров увеличивается на два порядка. Во-вторых, позволяет сохранить («заморозить») созданную в высокоэластическом состоянии деформацию. При деформировании размягченного материала сегменты макромолекул занимают новое равновесное положение, и после охлаждения с последующим снятием нагрузки они уже не обладают достаточной свободой для возвращения в исходное состояние. При этом если между макромолекулами имеется достаточное количество сшивок (поперечных связей химической или физической природы), обеспечивающих сохранение их положения относительно друг друга, то в процессе последующего нагрева наблюдается восстановление недеформированной формы. Такое явление называют эффектом памяти формы.

Цикл памяти формы включает в себя этапы создания «замороженного» деформированного состояния в процессе охлаждения, разгрузки и последующего восстановления оригинальной формы при нагреве. В экспериментальных работах, посвященных изучению эффекта памяти формы в полимерах, рассматриваются различные схемы реализации такого цикла для случая одноосного напряженного состояния. Так, «замороженное» деформированное состояние обычно создается приложением деформации  $\varepsilon_m$  или напряжения  $\sigma_m$  при некоторой температуре  $T_{prog}$  (рис. 1, этап 1) с последующим охлаждением при фиксированной величине  $\varepsilon_m$  [2–7] или  $\sigma_m$  [8] до температуры  $T_l$  ниже интервала стеклования (рис. 1, этап 2). На рис. 1 представлен случай, когда  $T_{prog}$  соответствует температуре  $T_h$  выше интервала стеклования, а охлаждение на этапе 2 производится при постоянной деформации  $\varepsilon_m$ .

В большинстве работ нагружение образцов производится в высокоэластическом состоянии [2, 4–5, 7–8]. Однако в ряде работ [3, 6] температура  $T_{prog}$  попадает внутрь интервала стеклования. Поскольку в этом случае материал проявляет ярко выраженную ползучесть, то большое значение имеет время выдержки под приложенной нагрузкой до начала охлаждения. В статье [8] изучается влияние времени выдержки при  $\sigma_m$ , что фактически определяет величину замораживаемой деформации, на процесс восстановления формы образца. В работе [6] также производится нагружение полиуретановой пленки, находящейся в застеклованном состоянии, до постоянной деформации  $\varepsilon_m$  20 и 100 %, что вызывает вынужденную высокоэластичность в материале и приводит к сравнительно малой степени восстановления формы при нагреве.

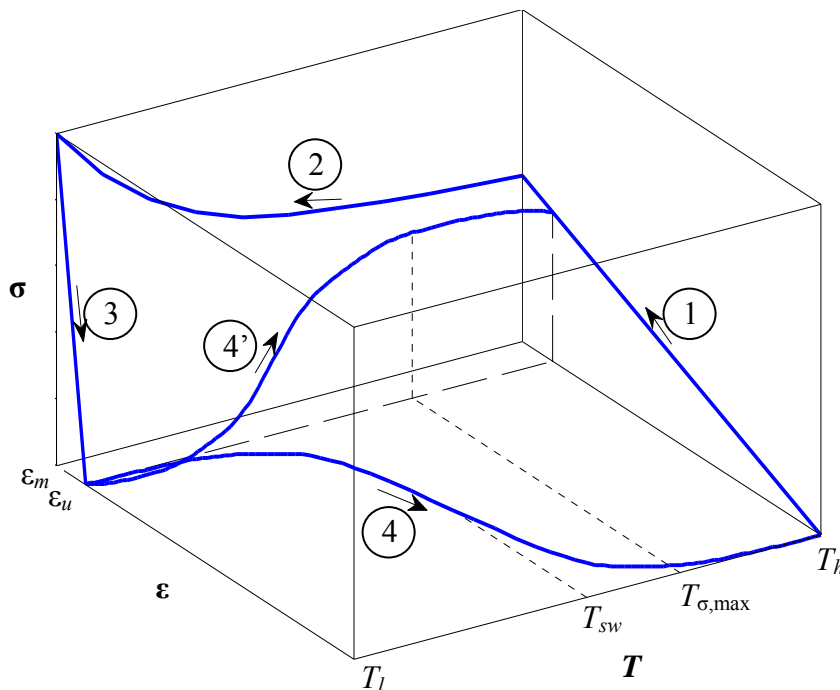


Рис. 1. Термомеханический цикл памяти формы

После охлаждения при температуре  $T_l$  производится снятие нагрузки (рис. 1, этап 3). При этом в образце остается деформация  $\varepsilon_u$ , которая в силу большого различия в модулях Юнга размягченного и застеклованного состояний незначительно отличается от  $\varepsilon_m$ . Отношение этих двух величин определяет степень фиксации формы [3, 8, 9].

$$R_f = \frac{\varepsilon_u}{\varepsilon_m} 100 \%$$

Интересно отметить, что в работе [5] после охлаждения при фиксированной деформации и последующей разгрузке образец выдерживался некоторое время при температуре  $T_l$ , причем наблюдалось заметное уменьшение деформации [5]. Автор отмечает, что наличие или отсутствие этапа выдержки значительно влияет на характер эволюции напряжений при последующем нагреве с фиксированной деформацией. В работах [2, 3, 6] выдержка при температуре  $T_l$  производилась перед снятием нагрузки.

Далее производится нагрев образца до температуры  $T_h$  выше интервала стеклования или при нулевом напряжении [2–3, 5–7] (при этом происходит свободное восстановление замороженной деформации, рис. 1, этап 4), или при фиксированной деформации  $\varepsilon_u$  [3, 5] (имеет место эволюция напряжений, рис. 1, этап 4') с последующей разгрузкой при  $T_h$ . Характерными температурами этапа восстановления являются точка перегиба кривой восстановления  $\varepsilon - T$   $T_{sw}$  в первом случае и точка максимума кривой  $\sigma - T$   $T_{\sigma, max}$  во втором. Из экспериментальных данных [3, 8] следует, что температура  $T_{sw}$  практически не зависит от величины замораживаемой деформации  $\varepsilon_m$ , зато явно зависит от температуры деформирования  $T_{prog}$ .

Соотношение оставшейся после нагрева деформации  $\varepsilon_p$  (на рис. 1  $\varepsilon_p = 0$ ) и прикладываемой при охлаждении деформации  $\varepsilon_m$  определяет степень восстановления формы [8, 9]:

$$R_r = \frac{\varepsilon_m - \varepsilon_p}{\varepsilon_m} 100 \%$$

Во многих работах рассматривается влияние количества пройденных циклов памяти формы на характеристики восстановления: остаточную деформацию  $\varepsilon_p$ , степени фиксации и восстановления формы  $R_f$  и  $R_r$  [3, 6, 8]. Отмечается увеличение остаточной деформации и снижение степени восстановления с ростом числа циклов.

В статье [7] рассматривается влияние скорости изменения температуры (одинаковой для этапов охлаждения и нагрева) и величины замораживаемой деформации  $\varepsilon_m$  на форму кривой восстановления. Приведены экспериментальные данные для четырех различных значений скорости и деформации. Установлено, что кривая восстановления  $\varepsilon - T$  сдвигается вправо по температурной оси с ростом скорости охлаждения/нагрева и вверх по оси деформации с увеличением  $\varepsilon_m$ .

Таким образом, инструментами влияния на характер восстановления формы являются варьирование скорости охлаждения/нагрева, величины прикладываемой деформации (напряжения), времен выдержки на различных этапах, а также неполное охлаж-

дение (до температур выше  $T_l$ ) и нагрев (ниже  $T_h$ ), так что процесс стеклования (размягчения) оказывается незавершенным. В связи с этим во многих работах материалы с памятью формы рассматриваются с точки зрения *программирования* их свойств на этапе восстановления [3].

Надо отметить, что во всех рассмотренных выше статьях деформации в цикле памяти формы составляли от нескольких десятков до сотен процентов. Поэтому при теоретическом описании подобных явлений предпочтительно использовать нелинейные определяющие соотношения для больших деформаций.

Целью настоящей работы является экспериментальное обеспечение нелинейной модели для больших деформаций в стеклюющихся полимерах с памятью формы, изложенной в [10], и ранее обоснованной и опробованной для случая малых деформаций в работах [1, 11–12]. Для этого был проведен ряд установочных экспериментов, из которых определены параметры модели, а также проверочный эксперимент, в качестве которого был выбран цикл памяти формы.

## 1. Описание эксперимента. Выбор упругого потенциала

Серия термомеханических экспериментов для стеклюющегося материала, испытывающего большие деформации, была проведена с использованием динамического механического анализатора DMA Q800 (TA Instruments). Для испытаний были изготовлены образцы из эпоксидной смолы специального состава с относительно слабой сшивкой, так что в размягченном состоянии возможно проявление больших деформаций. Образцы имели форму цилиндров диаметром 5,8 мм и высотой 7,8 мм (рис. 2). Все эксперименты проводились в режиме приложения регулируемой осевой сжимающей нагрузки и изменяющейся температуры с измерением продольного перемещения.

Первая серия экспериментов имела целью обосновать выбор упругого потенциала для описания механического поведения эпоксидной смолы. Для этого образец при постоянной температуре 120 °С, что заведомо выше интервала стеклования, нагружался осевой сжимающей силой, линейно возрастающей со скоростью 0,1 Н/мин. В результате получена кривая зависимости относительного удлинения от номинальных напряжений (относительно начальной недеформированной площади сечения) (рис. 3).

В работе [10] для построения определяющих соотношений использовался упругий потенциал Пенга–Ландела. Соотношения для материала с постоянными упругими свойствами, построенные на основе этого потенциала, в случае одноосного напряженного состояния в компонентной записи имеют вид



Рис. 2. Испытываемые образцы

$$\begin{cases} s = \lambda_1 \left[ \mu_1 (\lambda_1^2 \lambda_2^4)^{-5/6} \left( 1 - \frac{1}{3} (\lambda_1^2 + 2\lambda_2^2) \lambda_1^{-2} \right) + B_1 (\lambda_1 \lambda_2^2 - 1) \lambda_1^{-2} \right], \\ 0 = \mu_1 (\lambda_1^2 \lambda_2^4)^{-5/6} \left( 1 - \frac{1}{3} (\lambda_1^2 + 2\lambda_2^2) \lambda_2^{-2} \right) + B_1 (\lambda_1 \lambda_2^2 - 1) \lambda_2^{-2}, \end{cases} \quad (1)$$

где  $\mu_1$ ,  $B_1$  – сдвиговой и объемный модули для размягченного состояния;  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  – продольное и поперечное относительные удлинения;  $s$  – номинальное продольное напряжение.

Теоретической кривой (рис. 3) соответствует значение модуля сдвига  $\mu_1 = 131$  кПа.

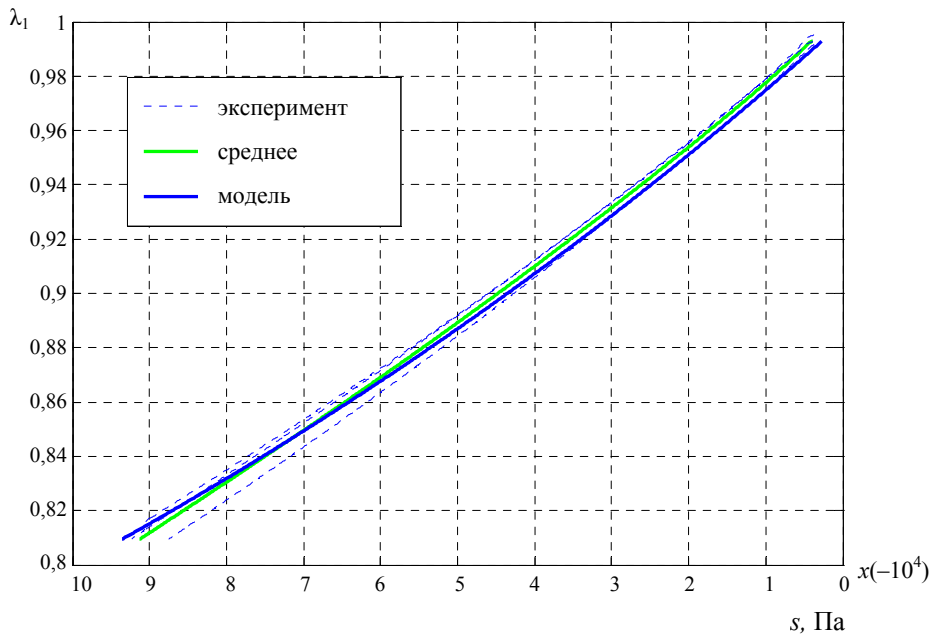


Рис. 3. Зависимость относительного удлинения от номинального напряжения при температуре 120 °С; экспериментальные кривые, средняя экспериментальная и теоретическая кривые

Приведенная на рис. 3 теоретическая кривая аппроксимирует среднюю экспериментальную кривую (осреднение относительного удлинения при каждом значении напряжения для трех экспериментов) с погрешностью 1,17 %. Это показывает, что выбранный упругий потенциал хорошо описывает поведение рассматриваемого материала.

## 2. Установочный эксперимент

Для нахождения параметров определяющих соотношений выполнена серия установочных экспериментов – нагрев образца под постоянной сжимающей нагрузкой при постоянной скорости изменения температуры. Эксперименты проводились для различных значений скорости нагрева: 0,63; 1; 1,25; 2,5 °С/мин и нагрузки: 0,25; 1,55; 2,5 Н; некоторые результаты представлены на рис. 4.

На графиках (см. рис. 4) следует отметить наличие сдвига термомеханических кривых вправо по температурной оси с ростом скорости нагрева (эффект зависимости температуры стеклования от скорости изменения температуры) и увеличение деформации, проявляющейся в процессе размягчения материала, с ростом прикладываемой нагрузки.

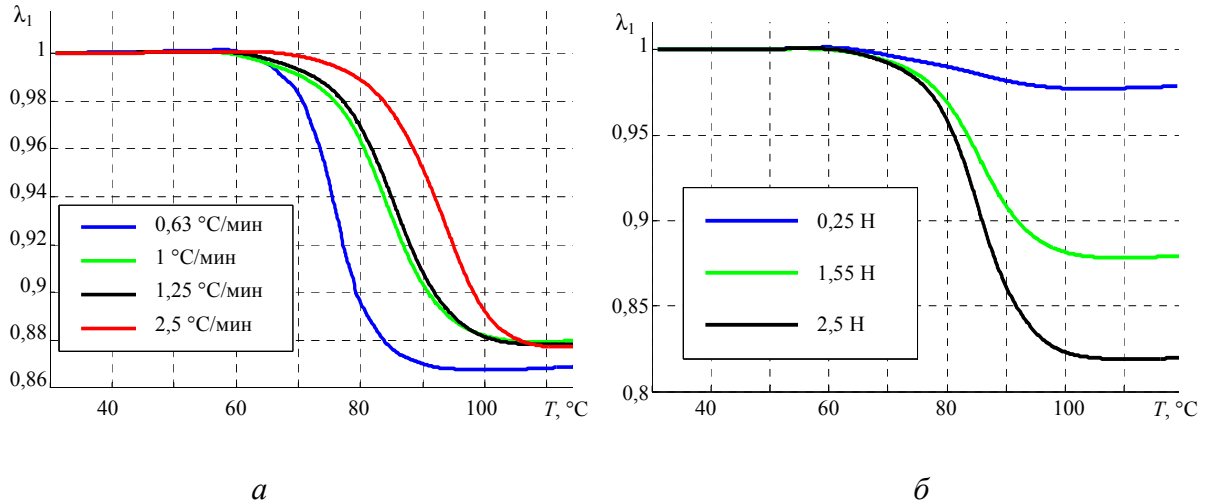


Рис. 4. Результаты установочного эксперимента: *a* – при постоянной нагрузке 1,55 Н и различных скоростях нагрева; *б* – при различных значениях нагрузки и постоянной скорости нагрева 1,25 °С/мин

### 3. Определение параметров модели

Математическая модель поведения стеклующегося материала [10] в общем случае содержит 9 независимых параметров: модули сдвига и объемного сжатия для размягченного ( $\mu_1, B_1$ ) и застеклованного ( $\mu_g, B_g$ ) состояний; коэффициенты линейного температурного расширения для размягченного и застеклованного состояний  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ , а также параметры распределения  $\gamma_L, T_g$  и  $T_{gT}$ .

Согласно [10], функция стеклования, характеризующая степень завершенности процесса наращивания жесткости материала при стекловании, задается в виде распределения Лапласа:

$$N = \begin{cases} 1 - 0,5 \exp\left(\frac{T - T_g}{\gamma_L}\right), & T < T_g, \\ 0,5 \exp\left(-\frac{T - T_g}{\gamma_L}\right), & T \geq T_g. \end{cases} \quad (2)$$

Здесь  $\gamma_L$  – параметр, отвечающий за ширину температурного интервала стеклования, а  $T_g$  – за его положение на температурной оси.

Температурная составляющая градиента места  $\hat{F}_T$  представляет собой шаровой тензор с компонентами  $\lambda_T$  на главной диагонали:

$$\lambda_T(t) = \lambda_{T_n} + \int_{T_n}^{T(t)} (\alpha_1(1 - N_T(T)) + \alpha_2 N_T(T)) dT(t), \quad (3)$$

где  $\lambda_{T_n}$  – относительное температурное удлинение на момент начала деформирования;  $N_T(T)$  – аналог функции стеклования вида (2), но со своим параметром  $T_{gT}$ . Надо отметить, что в отличие от функции стеклования  $N$ , описывающей изменение жесткости материала в процессе стеклования [1, 10–12], функция  $N_T$  определяет изменение обратной величины – податливости, что позволяет задавать температуру  $T_{gT}$  как точку перегиба термомеханических кривых в середине интервала перепада деформаций (см. рис. 4).

В качестве упругих характеристик, подлежащих определению, выбраны модули Юнга и коэффициенты Пуассона  $E_1, \nu_1, E_g, \nu_g$  для размягченного и застеклованного состояний материала соответственно, от которых в дальнейшем нетрудно перейти к модулям сдвига и объемного сжатия.

Для параметров модели приняты следующие допущения. В соответствии с гипотезами, используемыми при построении соотношений, материал за пределами интервала стеклования считается упругим. Однако внутри интервала стеклования характерные времена релаксации полимера соизмеримы со временами внешних воздействий, и материал проявляет ярко выраженную ползучесть. В связи с этим конечная величина деформации образца на выходе из интервала стеклования будет зависеть от времени прохождения этого интервала. Для косвенного учета этого явления в упругой модели модуль Юнга  $E_1$  материала в размягченном состоянии считается функцией скорости изменения температуры.

Поскольку, как отмечалось выше, термомеханические кривые (см. рис. 4) смещаются вправо по температурной оси с ростом скорости нагрева, параметр  $T_{gT}$ , соответствующий точкам перегиба этих кривых, также был принят зависящим от скорости изменения температуры. Величины  $\gamma L$  и  $T_g$  в данной модели зависят от скорости изменения температуры и от уровня нагрузки. Эти параметры определяют функцию стеклования  $N(T)$ , характеризующую изменение сегментарной подвижности макромолекул полимера, которое зависит как от степени нагрузки, так и от скорости изменения температуры. Упругие характеристики  $E_g, \nu_1, \nu_g$  и коэффициенты температурного расширения  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  считаются константами материала.

Из эксперимента на сжатие образца при комнатной температуре (малые линейно-упругие деформации) установлено значение модуля упругости материала в застеклованном состоянии:  $E_g = 0,77$  ГПа. Так как материал в размягченном состоянии проявляет себя как слабосжимаемый, коэффициент Пуассона  $\nu_1$  назначен равным 0,49. Проведена серия численных исследований [10] и установлено, что значение коэффициента Пуассона для застеклованного состояния фактически не влияет на результат, поэтому в данной работе в соответствии с [11] принята величина  $\nu_g = 0,42$ .



Определение значений параметров  $E_1$ ,  $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$ ,  $\gamma L$  и  $T_g$  проводилось в несколько этапов путем решения задачи оптимизации по минимизации функции невязки как среднего квадратичного отклонения экспериментальных и теоретических величин.

Далее на основе найденных значений для параметров  $\gamma L$  и  $T_g$  была построена линейная зависимость от скорости изменения температуры  $V$  и величины нагрузки  $P$  вида  $a \cdot P + b \cdot V + c$ , а для параметров  $E_1$  и  $T_{gT}$  – линейная зависимость от скорости  $V$  вида  $a \cdot P + b$ . Найденные коэффициенты  $a$ ,  $b$  и  $c$  приведены в табл. 1.

Таблица 1

Коэффициенты линейной аппроксимации параметров модели

	$a$	$b$	$c$
$T_g$	4,62 °C/Н	-2,81 мин	43,23 °C
$\gamma L$	-0,29 °C/Н	2,28 мин	2,96 °C
$E_1$	28156,74 Па·мин/°C	314240,50 Па	–
$T_{gT}$	10,31 мин	70,70 °C	–

В табл. 2 представлены величины найденных параметров и погрешность аппроксимации экспериментальных данных численной моделью; на рис. 5 приведены экспериментальные и теоретические кривые.

Данные рис. 5 и табл. 2 позволяют сделать вывод о хорошем соответствии экспериментальных и теоретических результатов (погрешность аппроксимации для всех экспериментов не превышает 10 %).

Таблица 2

Параметры модели, погрешность аппроксимации

№ п/п	$V$ , °C/мин	$P$ , Н	$\alpha_1$ , * $10^{-5}$ °C <sup>-1</sup>	$\alpha_2$ , * $10^{-5}$ °C <sup>-1</sup>	$E_1$ , кПа	$T_g$ , °C	$\gamma L$ , °C	$T_{gT}$ , °C	$\Delta$ , %
1	0,63	0,25	17	3,51	331,98	42,62	4,33	77,20	7,32
2	0,63	1,55	17	3,51	331,98	48,63	3,95	77,20	2,95
3	1	0,25	17	3,51	342,40	41,58	5,17	81,01	8,40
4	1	1,55	17	3,51	342,40	47,58	4,79	81,01	7,00
5	1,25	0,25	17	3,51	349,44	40,87	5,74	83,59	6,11
6	1,25	1,55	17	3,51	349,44	46,88	5,36	83,59	3,91
7	1,25	2,5	17	3,51	349,44	51,27	5,08	83,59	2,62

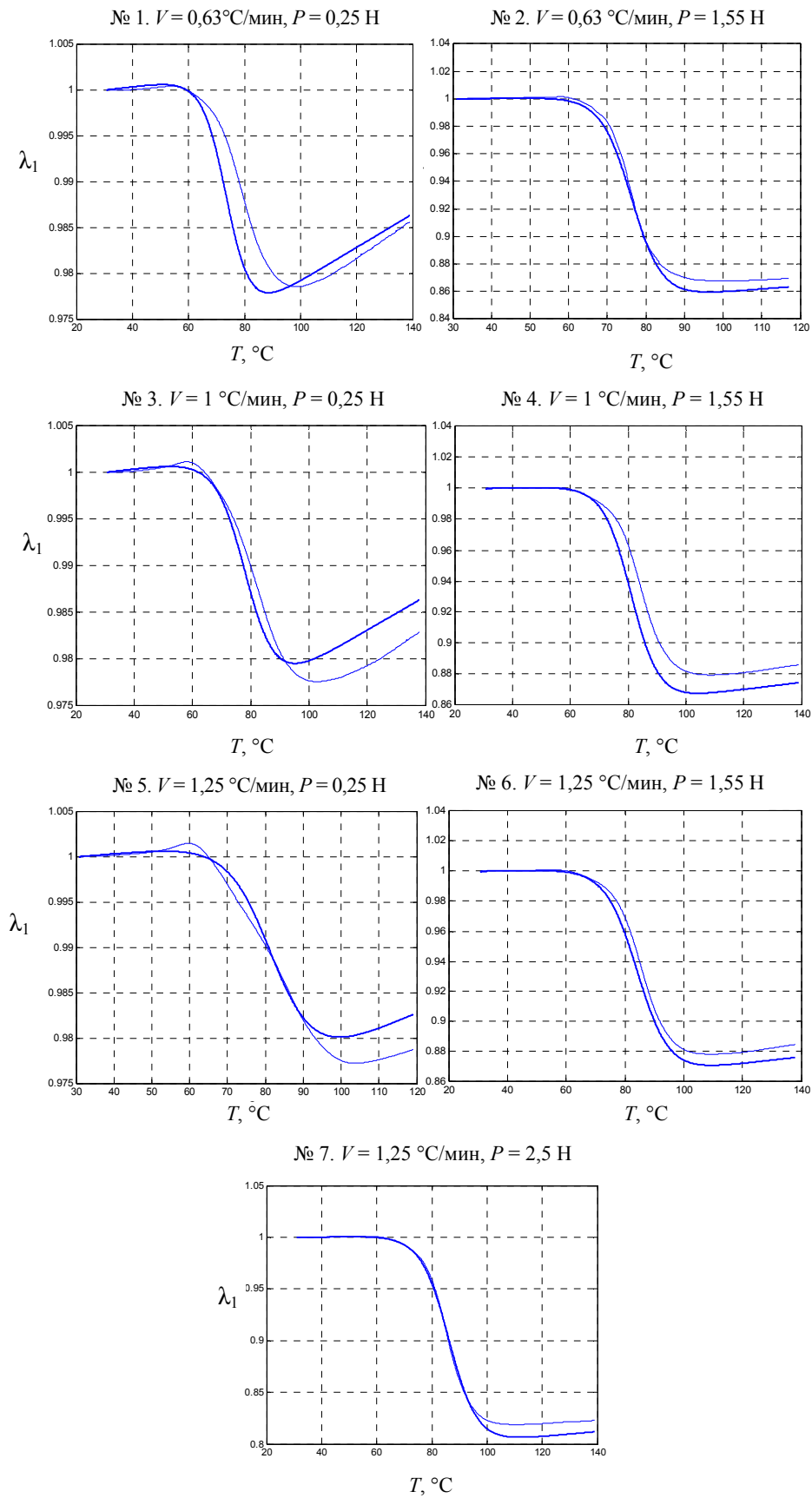


Рис. 5. Термомеханические кривые установочного эксперимента: тонкая линия – экспериментальная кривая; жирная – численная модель

#### 4. Проверочный эксперимент

Для оценки правильности параметров, найденных из установочного эксперимента, и верификации модели была проведена серия проверочных экспериментов по следующей схеме цикла памяти формы. Сначала производился нагрев без нагрузки до температуры выше интервала стеклования, затем прикладывалась постоянная сжимающая нагрузка (этап 1), под которой образец охлаждался в камере с произвольной скоростью охлаждения (этап 2). При комнатной температуре производилось снятие нагрузки (этап 3), затем – нагрев с постоянной скоростью 1,25 °С/мин до первоначальной температуры (этап 4). Было проведено два измерения с нагрузками 0,25 Н и 1,55 Н.

Поскольку скорость охлаждения была произвольной, то для задания параметров модели использовалось среднее значение скорости охлаждения внутри интервала перепада деформаций (интервала терморелаксационного перехода). Выбранные параметры приведены в табл. 3.

Таблица 3

Параметры проверочного эксперимента и погрешность аппроксимации

Номер эксперимента		$P$ , Н	$V$ , °С/мин	$T_g$ , °С	$\gamma L$ , °С	$E_1$ , кПа	$T_{gT}$ , °С	$\Delta$ , %
1	охлаждение	0.25	1.12	41.25	5.43	345.67	82.21	8.53
	нагрев							
2	охлаждение	1.55	0.89	47.90	4.53	339.26	79.86	10.10
	нагрев							

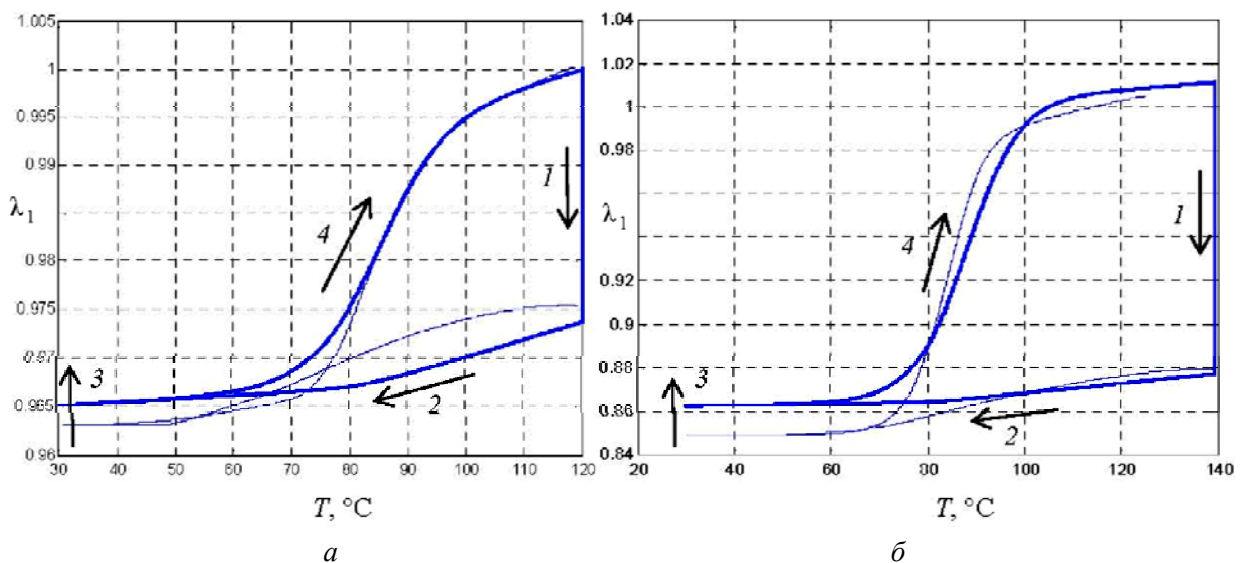


Рис. 6. Термомеханические кривые проверочного эксперимента: тонкая линия – экспериментальная кривая; жирная – модельная кривая; а – эксперимент № 1,  $P = 0,25$  Н; б – эксперимент № 2,  $P = 1,55$  Н

На рис. 6 показана аппроксимация экспериментальных данных моделью поведения материала с выбранными параметрами. В табл. 3 приведена погрешность аппроксимации  $\Delta$ , составившая около 10 %. Можно отметить удовлетворительное соответствие результатов численного расчета экспериментальным данным.

## Заключение

В работе экспериментально исследованы термомеханические свойства слабосшитой эпоксидной смолы. Показана пригодность применения упругого потенциала Пенга–Ландела для описания поведения данного материала в условиях неизменного релаксационного состояния (размягченного высокоэластического или стеклообразного). Предложена методика определения параметров определяющих соотношений материала в условиях терморелаксационного перехода для конечных деформаций [10] на основе данных установочного эксперимента.

Проведена серия проверочных экспериментов, реализующих цикл памяти формы. Получено удовлетворительное описание экспериментальных данных численной моделью с использованием параметров, найденных в ходе установочного эксперимента.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (13-01-00553а, 13-08-96038-р\_урал\_а).

## Библиографический список

1. Термомеханика полимерных материалов в условиях релаксационного перехода / В.П. Матвеевко, О.Ю. Сметанников, Н.А. Труфанов, И.Н. Шардаков. – М.: Физматлит, 2009. – 176 с.
2. Atli B., Gandhi F., Karst G. Thermomechanical characterization of shape memory polymers // *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*. – 2008. – P. 544–552.
3. Cui J., Kratz K., Lendlein A. Adjusting shape-memory properties of amorphous polyether urethanes and radio-opaque composites thereof by variation of physical parameters during programming // *Smart Materials and Structures*. – 2010. – Vol. 19. – No. 6. – P. 065019. DOI: 10.1088/0964-1726/19/6/065019
4. Ghosh P., Srinivasa A.R. A two-network thermomechanical model and parametric study of the response of shape memory polymers // *Mechanics of Materials*. – 2013. – Vol. 60. – P. 1–17.
5. Thermomechanical constitutive modeling in shape memory polymer of polyurethane series / H. Tobushi [et al.] // *Journal of intelligent material systems and structures*. – 1997. – Vol. 8. – No. 8. – P. 711–718.
6. Shape fixity and shape recovery in a film of shape memory polymer of polyurethane series / H. Tobushi [et al.] // *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*. – 1998. – Vol. 9. – No. 2. – P. 127–136.
7. Analysis of the finite deformation response of shape memory polymers: I. Thermomechanical characterization / B.L. Volk [et al.] // *Smart Materials and Structures*. – 2010. – Vol. 19. – No. 7. – C. 075005. DOI: 10.1088/0964-1726/19/7/075005
8. Santiago D., Ferrando F., De la Flor S. Influence of Holding Time on Shape Recovery in a Polyurethane Shape-Memory Polymer // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23. – No. 7. – C. 2567-2573.
9. Shape Memory Properties of Polyetherurethane Foams Prepared by Thermally Induced Phase Separation / T. Sauter [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. – 2012. – Vol. 14. – No. 9. – P. 818–824.
10. Тихомирова К.А., Труфанов Н.А., Шардаков И.Н. Численное и экспериментальное исследование термомеханического поведения стеклующихся полимеров в случае больших деформаций // *Вычислительная механика сплошных сред*. – 2013. – Т. 6. – № 4. – С. 475–482.
11. Описание наследственных эффектов при стекловании и размягчении эпоксидных связующих / И.Н. Шардаков, Н.А. Труфанов, В.П. Бегишев, О.А. Шадрин, О.Ю. Сметанников // *Пластические массы*. – 1991. – № 9. – С. 55–58.

12. Сметанников О.Ю., Труфанов Н.А., Шардаков И.Н. Определяющие соотношения термомеханического поведения полимерных материалов в условиях стеклования и размягчения // Известия РАН. Механика твердого тела. – 1997. – № 3. – С. 106–114.

## References

1. Matveenko V.P., Smetannikov O.Iu., Trufanov N.A., Shardakov I.N. Termomekhanika polimernykh materialov v usloviakh relaksatsionnogo perekhoda [Thermomechanics of polymer materials in a relaxation transition]. Moscow: Fizmatlit, 2009. 176 p.
2. Atli B., Gandhi F., Karst G. Thermomechanical characterization of shape memory polymers. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 2008, no. 2.
3. Cui J., Kratz K., Lendlein A. Adjusting shape-memory properties of amorphous polyether urethanes and radio-opaque composites thereof by variation of physical parameters during programming. *Smart Materials and Structures*, 2010, vol. 19, no. 6, p. 065019.
4. Ghosh P., Srinivasa A. R. A two-network thermomechanical model and parametric study of the response of shape memory polymers. *Mechanics of Materials*, 2013, vol. 60, pp. 1-17.
5. Tobushi H. [et al.] Thermomechanical constitutive modeling in shape memory polymer of polyurethane series. *Journal of intelligent material systems and structures*, 1997, vol. 8, no. 8, pp. 711-718.
6. Tobushi H. [et al.] Shape fixity and shape recovery in a film of shape memory polymer of polyurethane series. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 1998, vol. 9, no. 2, pp. 127-136.
7. Volk B.L. [et al.] Analysis of the finite deformation response of shape memory polymers: I. Thermomechanical characterization. *Smart Materials and Structures*, 2010, vol. 19, no. 7, pp. 075005.
8. Santiago D., Ferrando F., De la Flor S. Influence of Holding Time on Shape Recovery in a Polyurethane Shape-Memory Polymer. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23, no. 7, pp. 2567-2573.
9. Sauter T. [et al.] Shape Memory Properties of Polyetherurethane Foams Prepared by Thermally Induced Phase Separation. *Advanced Engineering Materials*, 2012, vol. 14, no. 9, pp. 818-824.
10. Tikhomirova K.A., Trufanov N.A., Shardakov I.N. Chislennoe i eksperimental'noe issledovanie termomekhanicheskogo povedeniia stekluiushchikhsia polimerov v sluchae bol'shikh deformatsii [Numerical and experimental study of the thermomechanical behavior of glass polymers in the case of large deformations]. *Vychislitel'naiia mekhanika sploshnykh sred*, 2013, vol. 6, no. 4, pp. 475-482.
11. Shardakov I.N., Trufanov N.A., Begishev V.P., Shadrin O.A., Smetannikov O.Iu. Opisanie nasledstvennykh effektov pri steklovanii i razmiagchenii epoksidnykh sviazuiushchikh [Description hereditary effects during vitrification and softening epoxy resins]. *Plasticheskie massy*, 1991, no. 9, pp. 55-58.
12. Smetannikov O.Iu., Trufanov N.A., Shardakov I.N. Opredeliaiushchie sootnosheniia termomekhanicheskogo povedeniia polimernykh materialov v usloviakh steklovanii i razmiagchenii [Defining relations thermomechanical behavior of polymeric materials under glass and softening]. *Izvestiia RAN. Mekhanika tverdogo tela*, 1997, no. 3, pp. 106-114.