



УДК 539.4

EDN XLXXMJ (<https://elibrary.ru/xlxxmj>)

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА С ВОЛОКНАМИ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И ВЯЗКО-УПРУГИМ СВЯЗУЮЩИМ*

Мовчан А.А.¹, Чернов М.И.²¹ФГБУН Институт прикладной механики РАН, г. Москва, Россия²Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
г. Москва, Россия

АННОТАЦИЯ

Деформационные свойства композитов (КМ) с волокнами из сплава с памятью формы (СПФ) и линейно упругим связующим существенно ограничены малыми деформациями связующего. Одним из способов преодоления этого недостатка является использование вязкоупругих связующих с ограниченной ползучестью и обратимыми с течением времени после разгрузки деформациями, величина которых сравнима с возвращаемыми при обратном фазовом превращении деформациями СПФ. Композиты с элементами из сплавов с памятью формы и вязкоупругим связующим демонстрируют реономное (т.е. зависящее от масштаба времени) поведение. Поэтому анализ влияния скорости изменения температуры волокон на функциональные свойства таких КМ является актуальной задачей. В статье описаны результаты решения этой задачи для однонаправленного КМ в рамках модели нелинейного деформирования СПФ при фазовых и структурных превращениях и модели стандартного линейного тела для вязкоупругого связующего. Особое внимание уделено исследованию влияния скорости изменения температуры и вязкоупругих свойств связующего на возможность осуществления в КМ замкнутого двойного эффекта памяти формы. Установлено, что при стремлении скорости изменения температуры волокон из СПФ к бесконечности поведение КМ с вязкоупругим связующим стремится к поведению такого же композита, но с упругим связующим в случае, если мгновенный модуль вязкоупругого связующего равен модулю Юнга упругого связующего. В то же время, при стремлении скорости изменения температуры к нулю поведение КМ с вязкоупругим связующим стремится к поведению КМ с упругим связующим, модуль Юнга которого равен длительному модулю вязкоупругого связующего. Предложен способ определения коэффициента наполнения, обеспечивающего осуществление замкнутого двойного эффекта памяти формы в КМ с вязкоупругим связующим по решению задачи для случая упругого связующего.

Ключевые слова: композит; вязкоупругое связующее; волокна из сплава с памятью формы; замкнутый двойной эффект памяти формы

* Работа выполнена в рамках государственного задания ИПРИМ РАН (номер гос.регистрации 121112200126-5) и при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект №20-01-00240).

THE EFFECT OF THE RATE OF TEMPERATURE CHANGE ON THE STRESS – STRAIN STATE AND FUNCTIONAL PROPERTIES OF A COMPOSITE WITH FIBERS FROM A SHAPE MEMORY ALLOY AND A VISCOELASTIC BINDER

Movchan A.A.¹, Chernov M.I.²

¹*Institute of Applied Mechanics Russian Academy of Science, Moscow, Russia*

²*Moscow State University, Moscow, Russia*

ABSTRACT

The deformation properties of composites (CM) with shape memory alloy (SMA) fibers and a linearly elastic binder are significantly limited by small deformations of the binder. One of the ways to overcome this disadvantage is the use of viscoelastic binders with limited creep and deformations reversible after unloading over time, the magnitude of which is comparable to the deformations of SMA returned during the reverse phase transformation. CM with shape memory alloy elements and viscoelastic binder exhibit rheonomic (i.e. time-scale-dependent) behavior. Therefore, the analysis of the influence of the rate of temperature change of fibers on the functional properties of such CM is an urgent task. The article describes the results of solving such a problem for unidirectional CM in the framework of the model of nonlinear deformation of SMA during phase and structural transformations and the model of a standard linear body for a viscoelastic binder. Special attention is paid to the study of the influence of the rate of temperature change and the viscoelastic properties of the binder on the possibility of implementing a closed two way shape memory effect in CM. It is established that when the rate of temperature change of SMA fibers tends to infinity, the behavior of CM with a viscoelastic binder tends to the behavior of the same composite, but with an elastic binder if the instantaneous modulus of the viscoelastic binder is equal to the Young's module of the elastic binder. At the same time, when the rate of temperature change tends to zero, the behavior of KM with a viscoelastic binder tends to the behavior of KM with an elastic binder, the Young's modulus of which is equal to the long-term modulus of the viscoelastic binder. A method is proposed for determining the filling coefficient that ensures the implementation of a closed two way shape memory effect in KM with a viscoelastic binder by solving the problem for the case of an elastic binder.

Keywords: composite; viscoelastic binder; shape memory alloy fibers; closed two way shape memory effect

ВВЕДЕНИЕ

Одной из разновидностей актуаторов (силовозбудителей, приводов) многоразового действия с активными элементами, выполненными из сплавов с памятью формы (СПФ) [1] являются композиты с элементами (частицами, волокнами, слоями) из СПФ. Общие проблемы создания и функционирования композитов с элементами из СПФ рассматривались в [2-4]. Проблемы, связанные с теоретическим моделированием поведения таких композитов, рассматривались в [5]. Результаты численного анализа и экспериментальных исследований поведения таких композитов изложены в [6]. Поведение композитных стержней, содержащих элементы из СПФ, рассматривали в [7,8]. Работающие на изгиб композитные структуры с элементами из СПФ рассматривались в [9-12]. Поведение композитных пластин с элементами из СПФ рассматривали в [13,14]. Двумерные композитные системы с элементами из СПФ рассмотрены

в [15], композиты с несимметричным армированием элементами из СПФ – в [16], гибридные композиты с элементами из СПФ – в [17]. Поведение композитов с пластичной металлической матрицей и волокнами из СПФ рассматривалось в [18], микромеханическая модель поведения композита с вязкой матрицей и наполнителем из СПФ предложена в [19].

Поведение композитов с волокнами из никелида титана, в которых происходят частичные фазовые переходы описано в [20]. Проблемы анализа устойчивости и послекритического поведения композитных стержней с элементами из СПФ теоретически исследовались в [7,8]. Послекритическое и аэроупругое поведение композитных пластин, армированных СПФ, рассматривалось в [14].

Важной особенностью актуаторов (силовозбудителей, приводов) многоразового действия, содержащих рабочие тела из СПФ и упругие тела смещения, является возможность осуществления в таких системах замкнутого двойного эффекта памяти формы [21-23]. Суть этого эффекта сводится к тому, что на этапе охлаждения рабочего тела из СПФ за счет накопления деформаций прямого термоупругого мартенситного превращения может генерироваться деформация, в точности равная заранее заданной рабочему телу и снимаемой на этапе его нагрева деформации. В композитах с элементами из СПФ осуществление замкнутого двойного эффекта памяти формы также возможно при определенном сочетании свойств СПФ, составляющего волокна и материала связующего, а также заданной элементам из СПФ начальной деформации.

В [24] проведен теоретический анализ трехслойной пластины с внешними тонкими активными слоями из СПФ и внутренним упругим слоем. Рассмотрено также поведение однонаправленного композита с волокнами из СПФ и связующим, поведение которого предполагалось упругим. Поведение СПФ описывалось простейшей моделью линейного деформирования этого материала при фазовых превращениях [25], не учитывающей вообще возможность структурного механизма деформирования СПФ. В рамках такой простейшей постановки удалось получить в аналитическом виде условия осуществления в рассмотренном композите замкнутого двойного эффекта памяти формы. В [26] задача об однонаправленном композите с волокнами из СПФ решалась в рамках более совершенной модели нелинейного деформирования этих материалов при фазовых и структурных превращениях [27]. Поведение связующего по-прежнему предполагалось линейно упругим. Предложен численный метод определения условий осуществления в таком композите замкнутого двойного эффекта памяти формы.

Предположение о линейно упругом поведении связующего накладывает серьезные ограничения на деформационные возможности рассматриваемого композита многократного действия. Дело в том, что волокна из никелида титана после надлежащей термомеханической обработки могут испытывать возвращаемые при нагреве и соответствующем обратном термоупругом мартенситном превращении деформации порядка 8%. Матрица однонаправленного композита должна испытывать такие же по порядку величины, возвращаемые при разгрузке деформации. Металлическая матрица не может испытывать линейно связанные с напряжениями возвращаемые при разгрузке деформации такой величины. Для эластомеров характерны нелинейные эффекты (например, эффект Маллинза). В полимерных связующих возвращаемые деформации такой величины допустимы, однако для полимеров характерно не упругое, а вязкоупругое поведение.

Первые результаты по учету влияния вязкоупругих свойств связующего на поведение композита с волокнами из СПФ получены в [28], где соответствующие задачи решались, как в несвязанной, так и в весьма сложной связанной постановках. Здесь под связанной постановкой понимается такая, в рамках которой учитывается влияние действующих в волокнах напряжений и накопленных в них фазово-структурных деформаций на характерные температуры термоупругих мартенситных фазовых переходов. Было установлено, что результаты решения задач в форме графиков зависимости искомых величин (деформации композита, напряжения в волокнах и матрице) от температуры в процессах нагрева и последующего охлаждения волокон мало различаются при решении задачи в связанной или несвязанной постановках. При решении задач в связанной постановке возникали определенные математические сложности (неустойчивость решения). Пусть для композита с упругим связующим параметры (коэффициент наполнения, заданная начальная деформация и параметры материала СПФ и связующего) подобраны так, чтобы осуществлялся замкнутый двойной эффект памяти формы. Согласно данным, полученным в [28], при переходе в этом композите к вязкоупругому связующему замкнутый двойной эффект памяти формы не осуществляется. Точнее добиться осуществления этого эффекта удастся лишь при стремлении скорости изменения температуры к бесконечности. Следует отметить, что осуществить быстрый нагрев волокон композита, выполненных из СПФ типа никелида титана, достаточно просто, например, пропуская по волокнам ток достаточной интенсивности. В то же время, быстрое охлаждение волокон, находящихся внутри связующего, является достаточно сложной задачей. Подобрать параметры композита с вязкоупругим связующим так, чтобы осуществлялся замкнутый двойной эффект памяти формы для средних и малых скоростей охлаждения волокон из никелида титана в [28] не удалось.

В данной работе в несвязанной постановке исследованы зависимости напряжений, возникающих в волокнах композита и деформаций этих волокон от скорости изменения их температуры. Проведено систематическое исследование условий, обеспечивающих выполнение замкнутого двойного эффекта памяти формы в однонаправленном композите с волокнами из СПФ и вязкоупругим связующим. Предложен алгоритм, позволяющий определить значения параметров композита и его компонент, обеспечивающие осуществление замкнутого двойного эффекта памяти формы в случае медленного охлаждения волокон в композите по результатам решения задач в предположении линейно-упругого поведения связующего.

1. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Исследуется поведение однонаправленного композита с вязкоупругим связующим, армированного волокнами из СПФ типа никелида титана [28]. Перед совмещением со связующим волокон из СПФ задается начальная фазово-структурная деформация растяжения ϵ_0 . Считается, что процесс совмещения не приводит к возникновению в волокнах или связующем механических напряжений. Последующий нагрев волокон через интервал температур обратного термоупругого мартенситного превращения приводит за счет явления памяти формы к уменьшению их длины, продольному сжатию всего композита и возникновению растягивающих напряжений в волокнах и сжимающем

напряжении в связующем. Охлаждение волокон через интервал температур прямого термоупругого мартенситного превращения, следующее за их нагревом, приводит к накоплению в них деформации прямого превращения и уменьшению модуля напряжений, действующих в волокнах и в связующем.

Основная проблема данной работы состоит в формулировке алгоритма подбора параметров системы, в частности коэффициента наполнения μ и деформации ε_0 , с тем, чтобы при полном прямом превращении на этапе охлаждения волокон в них накапливалась деформация прямого превращения, в точности равная начальной деформации ε_0 . В случае упругого поведения связующего в точке окончания прямого превращения напряжение в системе также будет равно нулю, т.е. полный цикл нагрева и охлаждения приведет к возвращению системы в начальное ненапряженное состояние. Неоднократное повторение таких температурных циклов в условиях стабильного поведения СПФ приводит к повторению процессов изменения напряженно-деформированного состояния, наблюдавшихся в первом цикле нагрева и охлаждения. Этот эффект квалифицируется как явление многократно обратимой памяти формы (в англоязычной научной литературе используется название «two way shape memory effect» [29,30]).

Исследование этого эффекта в случае вязкоупругого связующего осложняется тем обстоятельством, что в момент достижения деформацией связующего нулевого значения в точке окончания процесса прямого превращения, напряжение в вязкоупругом связующем может быть отлично от нуля. Напряжение в связующем будет приближаться к нулю при выдержке после завершения процесса прямого превращения в волокнах, наличие которой предполагается.

Для описания поведения вязкоупругого связующего в данной работе, также, как и в [28], используется простейшая модель стандартного линейного тела [31,32] с единственным значением времени релаксации

$$E_m \left(\dot{\varepsilon}_m + k\varepsilon_m \right) = \dot{\sigma}_m + (k + A)\sigma_m. \quad (1.1)$$

Здесь E_m , σ_m , ε_m – мгновенный модуль, продольные напряжение и полная деформация связующего; k и A – параметры вязкоупругой модели, через которые длительный модуль E_∞ выражается по формуле

$$\frac{E_\infty}{E_m} = \frac{k}{k + A}. \quad (1.2)$$

Для описания поведения волокон из СПФ используется модель нелинейного деформирования этих материалов при фазовых и структурных превращениях [27]. Одномерный вариант определяющих соотношений этой модели, ориентированный на решение несвязанных задач о деформировании элементов из СПФ, сводится к уравнениям

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{phst}, \quad (1.3)$$

$$d\varepsilon^{phst} = \rho_{D1} \frac{C\varphi_1(|\sigma|) + \varepsilon^{phst}}{C + q} dq + \rho_{D2} q_{st} \varphi'_2(\sigma) d\sigma, \quad (1.4)$$

$$d\varepsilon^{phst} = \frac{\varepsilon^{phst}}{q} dq + \rho_{D2} q_{st} \varphi'_2(\sigma) d\sigma, \quad (1.5)$$

$$q = 0.5 \left(1 - \cos \left(\pi \frac{M_s - T}{M_s - M_f} \right) \right), \quad q = 0.5 \left(1 - \cos \left(\pi \frac{A_f - T}{A_f - A_s} \right) \right), \quad (1.6)$$

$$\varepsilon^e = \left(\frac{q}{E_M} + \frac{1-q}{E_A} \right) \sigma. \quad (1.7)$$

В (1.3)-(1.7) ε , ε^e , ε^{phst} – полная, упругая и фазово-структурная деформация, температурной компонентой деформации в силу ее малости пренебрегается, σ – напряжения, q – объемная доля мартенситной фазы, $q_{st} = q$, если происходит структурное превращение, $q_{st} = 0$, если структурное превращение не имеет места. Условия осуществления структурного перехода и соответствующего процесса деформирования сформулированы в работах [33-34]. Соотношение (1.4) соответствует прямому, а соотношение (1.5) – обратному фазовому превращению. Первое и второе соотношения (1.6) определяют изменение объемной доли мартенситной фазы q для прямого и для обратного фазового превращения соответственно. Здесь T , M_s , M_f , A_s , A_f – температура волокон и характерные температуры термоупругих мартенситных превращений в СПФ, из которых выполнены волокна композита, символ M обозначает прямое, а символ A – обратное превращение, нижний индекс s соответствует началу, а нижний индекс f – окончанию соответствующего фазового перехода. Соотношение (1.7) определяет упругую составляющую деформации СПФ с учетом переменности значений модуля Юнга при фазовом переходе, причем E_M , E_A – значения модуля Юнга СПФ в мартенситном и аустенитном состоянии. Анализ проводится для следующих значений постоянных материала и материальных функций СПФ, характерных для никелида титана [35]

$$\begin{aligned} M_s^0 &= 40^\circ \text{C}, \quad M_f^0 = 20^\circ \text{C}, \quad A_s^0 = 50^\circ \text{C}, \quad A_f^0 = 70^\circ \text{C}, \quad E_A = 84000 \text{ МПа}, \\ E_M &= 28000 \text{ МПа}, \quad \rho_{D1} = \rho_{D2} = 0.08, \quad C = 2, \quad \sigma_{10} = 140 \text{ МПа}, \\ \sigma_{20} &= 200 \text{ МПа}, \quad a = 2, \quad \Phi_1(|\sigma|) = \Phi_1(|\sigma|/\sigma_{10}), \quad \Phi_2(|\sigma|) = \Phi_2(|\sigma|/\sigma_{20}), \\ \Phi_1(x) &= \sqrt{\frac{2}{\pi}} \int_0^x \exp(-t^2/2) dt, \quad \Phi_2(x) = 1 - \exp(-x^a). \end{aligned}$$

Помимо определяющих соотношений для связующего (1.1) и волокон (1.3)-(1.7) в разрешающую систему уравнений задачи должны входить уравнения равновесия и соотношения совместного деформирования волокон и связующего. Для описания поведения композита в продольном направлении используется гипотеза осреднения по Фойгхту. Уравнение равновесия при условии отсутствия внешней нагрузки имеют вид

$$\mu \sigma_f + (1 - \mu) \sigma_m = 0, \quad (1.8)$$

а условие совместного деформирования волокон и связующего сводится к

$$\frac{\sigma_f}{E_f} + \varepsilon_1^{phst} = \varepsilon_m. \quad (1.9)$$

Здесь σ_f – напряжение в волокнах, ε_1^{phst} – фазово-структурная деформация, волокон, отсчитываемая от состояния с начальной деформацией: $\varepsilon_1^{phst} = \varepsilon^{phst} - \varepsilon_0$.

2. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ ФОРМУЛИРОВКА НЕСВЯЗАННОЙ ЗАДАЧИ

Заменяя в соотношениях (1.4), (1.5) знаки дифференциалов на знаки производных по времени, исключая из соотношений (1.1), (1.3)-(1.5) величины σ_m , ε_m , q с помощью (1.6), (1.8), (1.9) можно получить следующая система двух, а не трех, как в случае связанной задачи [28], нелинейных обыкновенных дифференциальных уравнений относительно неизвестных функций времени – напряжения в волокнах σ_f и фазово-структурной составляющей деформации волокон ε^{phst}

$$\dot{\sigma}_f = \frac{N^\pm}{H} \dot{T} - R, \quad (2.1)$$

$$\dot{\varepsilon}^{phst} = \frac{N^\pm B - HD^\pm}{H} \dot{T} - BR. \quad (2.2)$$

В системе (2.1), (2.2) введены следующие обозначения

$$q = 0.5(1 - \cos(\pi\delta^\pm)), \quad \delta^+ = \frac{M_s^0 - T}{M_s^0 - M_f^0}, \quad \delta^- = \frac{A_f^0 - T}{A_f^0 - A_s^0},$$

$$\dot{q} = F^\pm \dot{T}, \quad F^+(q) = -\frac{\pi}{2(M_s^0 - M_f^0)} \sin(\pi\delta^+), \quad F^- = -\frac{\pi}{2(A_f^0 - A_s^0)} \sin(\pi\delta^-),$$

$$R = \frac{\left[\frac{\mu(k+A)}{1-\mu} + \frac{E_m k}{E(q)} \right] \sigma_f + E_m k \varepsilon_1^{phst}}{H}, \quad H = \frac{\mu}{1-\mu} + E_m \left(\frac{1}{E(q)} + B \right),$$

$$N^\pm = E_m G F^\pm, \quad B = \rho_{D2} q_{st} \Phi_2'(\sigma_f), \quad D^\pm = F^\pm \omega^\pm, \quad G = \left(\sigma_f \frac{\Delta E}{E_A E_M} + \omega^\pm \right),$$

$$\omega^+ = \rho_{D1} (1 - qf(q)) \Phi_1(|\sigma_f|) + f(q) \varepsilon^{phst'}, \quad \omega^- = \varepsilon^{phst'} / q.$$

В приведенных выше соотношениях верхний индекс минус соответствует процессам нагрева волокон из СПФ через интервал температур обратного термоупругого мартенситного превращения, верхний индекс плюс – процессам последующего охлаждения волокон через интервал температур прямого термоупругого мартенситного превращения; точка сверху обозначает производную по времени. В данной работе рассматриваются процессы изменения температуры волокон из СПФ с постоянной скоростью $\dot{T} = \theta$, измеряемой в °С/мин.

3. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОЛОКОН ИЗ СПФ

Данный раздел посвящен исследованию влияния скорости изменения температуры волокон из СПФ, одинаковой для охлаждения и нагрева на напряжения и фазово-структурные деформации этих волокон. Мгновенный модуль связывающего во всех описанных ниже расчетах принят равным

$$E_m = 2500 \text{ МПа} \quad (3.1)$$

(Дефлон, [36]), а начальная деформация волокон считается равной $\varepsilon_0 = 0.04$. В соответствии с работами [33-34] значение напряжения σ_s , начиная с которого в волокнах из СПФ, обладающих начальной фазово-структурной деформацией ε_0 происходит структурный переход, определяется по формуле

$$\sigma_s = \sigma_{20} \left[\ln \left(\frac{\rho_D}{\rho_D - \varepsilon_0} \right) \right]^{1/\alpha} = 164 \text{ МПа.}$$

В данном разделе анализ проводится для фиксированных значений вязкоупругих постоянных связующего

$$A = 1.68 \text{ мин}^{-1}, \quad k = 0.32 \text{ мин}^{-1} \quad (3.2)$$

определенных по кривой релаксации напряжений в [37] и соответствующих весьма низкому значению длительного модуля (1.2): $E_\infty/E_m = 0.16$. Значение коэффициента наполнения в данном разделе принимается равным $\mu = 0.251$, что обеспечивает для $\varepsilon_0 = 0.04$ осуществление замкнутого двойного эффекта памяти формы в композите с упругим связующим [26].

Установлено, что при уменьшении скорости нагрева на 3 порядка графики зависимости фазово-структурной деформации волокон от температуры меняются мало, причем только в той части процесса, в которой, наряду с фазовым переходом в волокнах из СПФ происходит еще и структурный. В то же время для процесса охлаждения графики зависимость фазово-структурной деформации при изменении скорости уменьшения температуры меняются весьма существенно, см. рис.1а. Линия 1 соответствует упругому решению, линия 2 – скорости изменения температуры $\theta = 100$, линия 3 – $\theta = 50$, линия 4 – $\theta = 25$, линия 5 – $\theta = 10$, линия 6 – $\theta = 5$, линия 7 – $\theta = 1$, линия 8 – $\theta = 0.1$.

Согласно рис.1а при уменьшении θ от ∞ до $\theta = 5$ деформация, накопленная при полном прямом превращении, уменьшается. При меньших скоростях изменения температуры наблюдается обратная тенденция – с уменьшением $\theta < 5$ возвращаемая деформация возрастает!

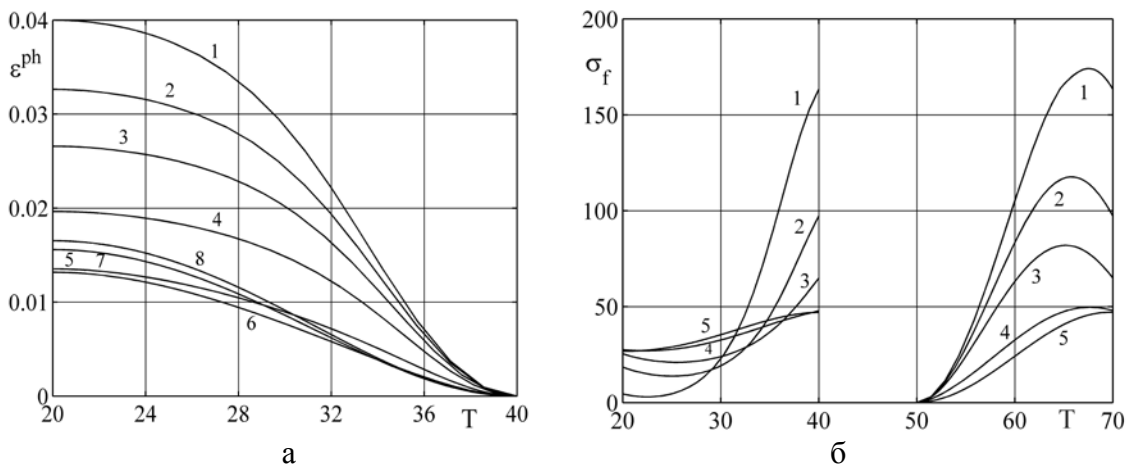


Рис.1.

Деформация, накапливаемая в СПФ при прямом превращении, происходящем под действием напряжения, монотонно возрастает с ростом этого

напряжения, поэтому понять причину немонотонной зависимости накапливаемой при прямом превращении в волокнах деформации от θ можно, рассмотрев зависимость напряжений, действующих в волокнах от температуры в процессе нагрева и охлаждения этих волокон. На рис.1б для тех же значений параметров материала, того же значения коэффициента заполнения и интервала значений скорости изменения температуры θ , в котором деформация полного прямого превращения немонотонно зависит от θ , приведены графики зависимости напряжений в волокнах σ_f от температуры для нагрева (правые кривые) и последующего охлаждения (левые кривые) волокон. Линии 1 соответствуют скорости и изменения температуры $\theta = 25$, линии 2 – $\theta = 10$, линии 3 – $\theta = 5$, линии 4 – $\theta = 1$, линии 5 – $\theta = 0.1$.

Согласно графикам рис.1б, значение σ_f в конечной точке процесса нагрева и равные им значения σ_f в начальной точке процесса охлаждения монотонно уменьшаются с уменьшением скорости изменения температуры. Однако, в процессе охлаждения этот порядок не сохраняется! Так, при температуре $M_s = 40^\circ \text{C}$ σ_f при $\theta = 1$ (линия 4) больше, чем та же величина при $\theta = 0.1$ (линия 5), однако для большей части интервала температур охлаждения неравенство меняется на противоположное, и σ_f для меньшей скорости охлаждения превосходит σ_f , соответствующее большей скорости охлаждения. Именно поэтому возвращаемая деформация для скорости $\theta = 0.1$ превосходит возвращаемую деформацию для скорости $\theta = 1$. Для $\theta = 5$ величина σ_f при температуре $M_s = 40^\circ \text{C}$ существенно выше, чем для обеих рассмотренных выше скоростей. Однако, с понижением температуры величина σ_f для $\theta = 5$ резко падает и становится ниже той же величины для $\theta = 0.1$ и $\theta = 1$ на большей части интервала температур прямого превращения. В результате оказывается, что для $\theta = 5$ возвращаемая деформация меньше, чем для обеих меньших скоростей изменения температуры $\theta = 0.1$ и $\theta = 1$. Аналогичная ситуация наблюдается для еще более высокой скорости нагрева $\theta = 10$.

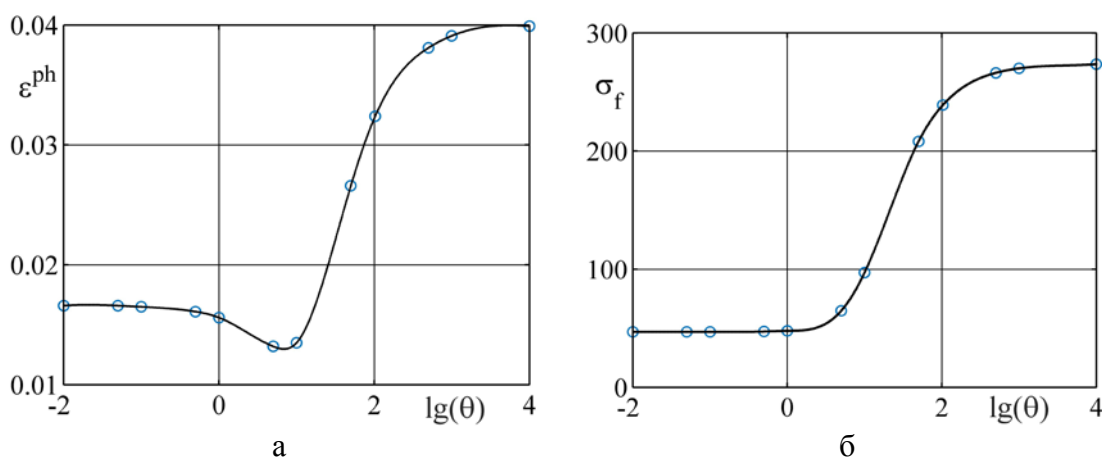


Рис.2.

На рис.2а приведен график зависимости от $\lg(\theta)$ величин ε_f^{ph} в момент окончания прямого превращения. Как видно из рисунка, для величины ε^{ph}

имеется два асимптотических значения, меньшее для $\theta \rightarrow 0$ и большее, равное ε_0 для $\theta \rightarrow +\infty$. Однако, меньшее из этих двух асимптотических значений ε^{ph} вовсе не является наименьшим на всем интервале $\theta \in (0, +\infty)$. При росте θ от нуля величина ε^{ph} сначала монотонно убывает, достигает при некотором промежуточном значении $\theta = \theta_1$ наименьшего значения, после чего монотонно возрастает.

На рис.2б приведен, полученный для тех же значений всех параметров график зависимости напряжения σ_f в волокнах из СПФ в момент начала процесса прямого превращения от $\lg(\theta)$. Следует отметить, что это значение напряжений в волокнах для небольших скоростей нагрева не является максимальным для всего процесса обратного превращения, см. рис.1б. Как видно величина σ_f также имеет два асимптотических значения, малое для $\theta \rightarrow 0$ и большое для $\theta \rightarrow +\infty$. Однако, в отличие от фазовой деформации, величина σ_f на всем интервале $\theta \in (0, +\infty)$ монотонно возрастает.

4. ЗАВИСИМОСТЬ ЗАМКНУТОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПЕТЛИ ОТ ЗНАЧЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТА НАПОЛНЕНИЯ ПРИ ФИКСИРОВАННОЙ СКОРОСТИ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ

В данном разделе исследована возможность подбора значения коэффициента наполнения, при котором для случая фиксированной скорости изменения температуры $\theta = 50$ возможно осуществление замкнутого двойного эффекта памяти формы. Анализ проведен для тех же, что и ранее значений параметров вязкоупругого связующего (3.1), (3.2). На рис.3а приведены графики зависимости фазовой деформации волокон композита при их нагреве (правые кривые) и охлаждении (левые кривые) для следующих значений коэффициента наполнения: кривая №4 – $\mu = 0.05$, №3 – $\mu = 0.03$, №2 – $\mu = 0.01$, №1 – $\mu = 0.004$. Согласно рис.3а, с уменьшением коэффициента наполнения возвращаемая деформация при охлаждении растет, однако достаточно медленно. Полный возврат заданной начальной деформации волокон $\varepsilon_0 = 0.04$ достигается лишь при весьма малом значении коэффициента наполнения $\mu = 0.004$.

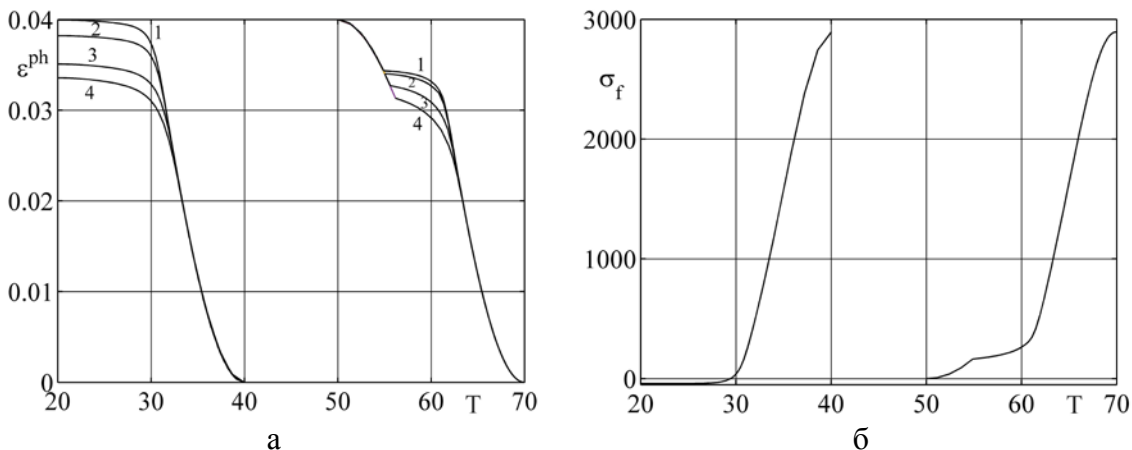


Рис.3.

На рис.3б приведены графики зависимости напряжения в волокнах σ_f от температуры при нагреве (правая кривая) и охлаждении (левая кривая) именно для такого значения коэффициента наполнения. Согласно этим графикам, максимальные напряжения в волокнах при таком низком коэффициенте наполнения чрезвычайно велики (почти достигают величины 3000 МПа), что не допустимо для СПФ типа никелида титана. Следовательно, получить замкнутый эффект для связующего с такими параметрами невозможно. Необходимо использовать более жесткое связующее, менее подверженное реономным эффектам, т.е. с большими значениями k/A .

5. СЛУЧАЙ ОТЛИЧИЯ СКОРОСТЕЙ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ

Обычно охлаждение волокон композита происходит существенно медленнее, чем их нагрев. Поэтому важно получить деформационные петли при различных скоростях нагрева и охлаждения. Рис.4 получен для тех же, что и ранее значений параметров и функций связующего (3.1), (3.2) и коэффициента наполнения $\mu = 0.251$. Скорость нагрева обозначается как θ , скорость охлаждения как θ_1 . При высоких равных скоростях нагрева и охлаждения $\theta = \theta_1 = 1000$ наблюдается почти полный возврат деформаций при охлаждении (кривая 1). Линии 2,3,4,5 соответствуют одной и той же высокой скорости нагрева $\theta = 1000$, но уменьшающимися значениями скорости охлаждения $\theta_1 = 100$ для кривой 2, $\theta_1 = 10$ для кривой 3, $\theta_1 = 5$ для кривой 4 и $\theta_1 = 1$ для кривой 5. Если скорость нагрева остается высокой, а скорость охлаждения снижается, степень замкнутости петли снижается, и при $\theta_1 = 1$ возвращаемая деформация близка к минимальному значению (чуть больше 0.015). Дальнейшее снижение скорости охлаждения при фиксированной высокой скорости нагрева ведет к небольшому монотонному росту возвращаемой деформации (на рис.4 не показано).

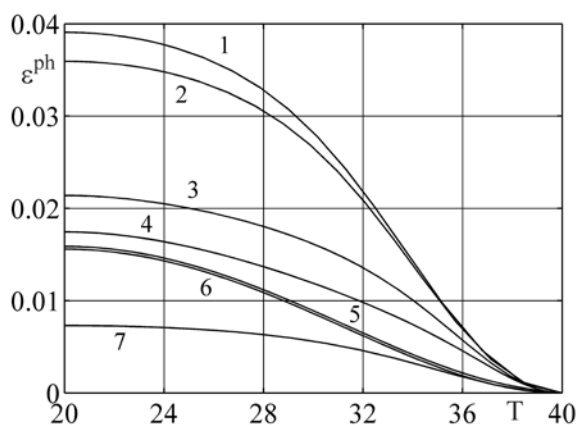


Рис.4.

Если снизить в 1000 раз и скорость нагрева, т.е. для случая $\theta = \theta_1 = 1$, возвращаемая деформация почти не меняется (линия 6, почти сливающаяся в масштабе рис.4 с линией 5). Отсюда следует, что в случае, если скорость охлаждения меньше или равна скорости нагрева, величина скорости нагрева практически не влияет на степень замкнутости деформационной петли. Скорость нагрева в этом случае увеличивать бессмысленно. Если скорость нагрева оставить

малой $\theta = 1$, а скорость охлаждения увеличить в 1000 раз: $\theta_1 = 1000$ (кривая 7), то степень замкнутости не растёт, а наоборот, уменьшается более чем в 2 раза по сравнению со случаем $\theta = \theta_1 = 1$. Т.е., при фиксированной малой скорости нагрева, гипотетическое увеличение в 1000 скорости охлаждения приводит не к росту, а к уменьшению более чем в два раза накапливаемой деформации прямого превращения, т.е. к уменьшению замкнутости петли.

6. ВЛИЯНИЕ ОТНОШЕНИЯ ДЛИТЕЛЬНОГО МОДУЛЯ СВЯЗУЮЩЕГО К МГНОВЕННОМУ НА СТЕПЕНЬ ЗАМКНУТОСТИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ

На рис.5 приведены графики зависимости от температуры фазовой деформации, накапливаемой в волокнах композита при их охлаждении через интервал температур (M_s, M_f) после нагрева через интервал температур (A_s, A_f) для $\theta = 50$, $\mu = 0.351$, $A = 1.68$. Кривые снизу вверх построены для значений отношения $k/A = 0.19, 0.5, 1, 3, 5, 9$, что соответствует значениям отношения длительного модуля и мгновенного $E_\infty/E_m = 0.16, 0.33, 0.5, 0.75, 0.83, 0.9$.

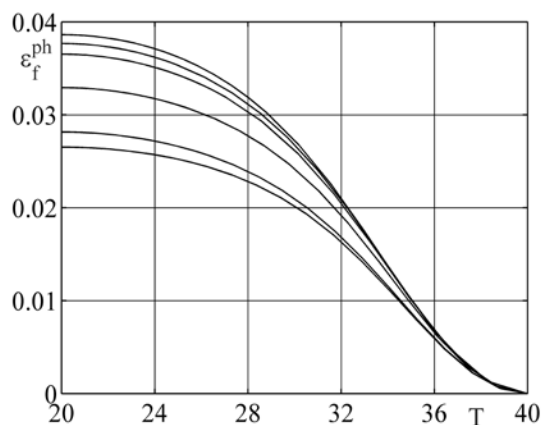


Рис.5.

Как видно, с ростом значения E_∞/E_m величины фазовых деформаций для каждого значения T , в том числе и для последней точки графика охлаждения волокон монотонно растут, приближаясь для $T = M_f$ при $E_\infty/E_m \rightarrow 1$ к значению ϵ_0 , т.е. к полностью замкнутой петле. Следовательно, для того, чтобы добиться осуществления замкнутого двойного эффекта памяти формы, следует выбирать связующее с высоким значением отношения k/A , или, что то же, с близким к единице значением отношения E_∞/E_m . Тем не менее, при фиксированном значении коэффициента наполнения, которое обеспечивает осуществление замкнутого двойного эффекта памяти формы в случае упругого связующего, добиться осуществления этого эффекта даже при $E_\infty/E_m = 0.9$ не удастся. Замкнутой петля получается лишь в пределе при $E_\infty/E_m \rightarrow 1$. Следовательно, наряду с повышением отношения E_∞/E_m необходимо уменьшать величину коэффициента наполнения μ , т.е. для заданного значения E_∞/E_m подбирать величину μ , при которой деформационная петля получится замкнутой.

7. ПОДБОР ЗНАЧЕНИЙ КОЭФФИЦИЕНТА НАПОЛНЕНИЯ ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕГО ЗАМКНУТОСТЬ ЭФФЕКТА ДЛЯ КОНКРЕТНЫХ ЗНАЧЕНИЙ E_∞/E_m И θ

В данном пункте приведены результаты подбора значений коэффициента наполнения, обеспечивающих для заданного значения скорости изменения температуры и фиксированного значения отношения k/A осуществления замкнутого двойного эффекта памяти формы. Все решения, получены для $\varepsilon_0 = 0.04$, $\theta = 48$. В разделе 4 установлено, что для малых значений отношения параметров связующего $k/A = 0.19$ подобрать приемлемое значение коэффициента наполнения не удастся (значение μ получается слишком низким, а напряжения в волокнах – недопустимо высокими (рис.3б)). Здесь, в соответствие с рекомендациями предыдущего раздела, будут рассмотрены более высокие значения k/A .

На рис.6 рассмотрен случай $k/A = 1$, т.е. $E_\infty/E_m = 0.5$. При изменении коэффициента наполнения существенно меняются графики зависимости ε^{ph} от температуры, как при охлаждении, так и при нагреве (последние в области структурного превращения). Поэтому на рис.6а приведены, как графики, соответствующие нагреву (справа), так и графики, соответствующие последующему охлаждению (слева). Кривые снизу вверх соответствуют значениям коэффициента наполнения. $\mu = 0.251, 0.2, 0.15, 0.1, 0.05, 0.01, 0.0064$. Последнее значение обеспечивает с достаточной точностью осуществление замкнутого эффекта памяти формы. Однако это значение коэффициента наполнения чрезвычайно мало. При таком значении μ напряжения в волокнах принимают недопустимо высокие значения. Этот факт иллюстрируется на рис.6б, где приведены графики зависимости напряжения в волокнах от температуры при нагреве (правая кривая) и охлаждении (левая кривая) волокон для найденного значения коэффициента наполнения $\mu = 0.0064$. Как видно, напряжения в волокнах и для случая $E_\infty/E_m = 0.5$ получились недопустимо велики (превосходят 2500 МПа). Следовательно, необходимо дальнейшее повышение отношения E_∞/E_m .

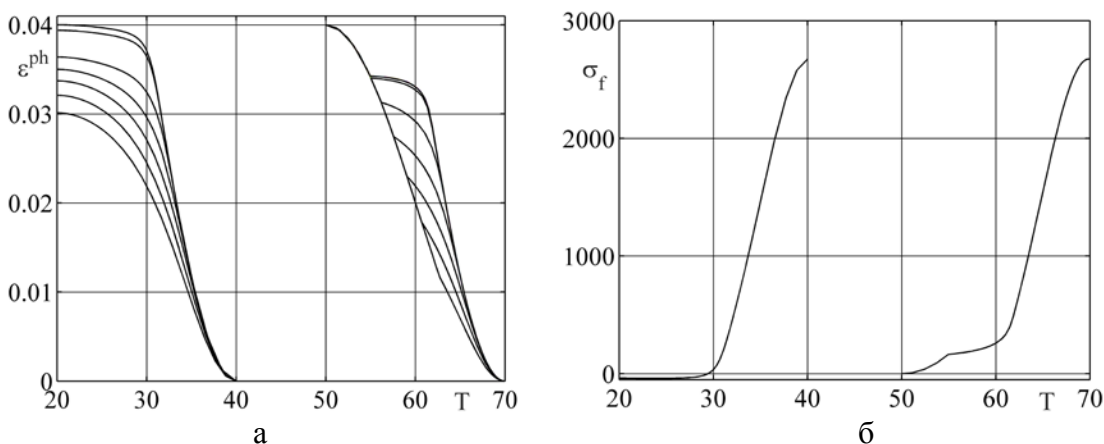


Рис.6.

На рис.7 приведены результаты аналогичных расчетов, но уже для $k/A = 4$, т.е. $E_\infty = 0.8E_m$ (остальные параметры имеют такие же значения, как на рис.6). На рис.7а изображены графики зависимости деформации волокон из СПФ для процессов их нагрева (справа) и последующего охлаждения (слева), причем кривые снизу вверх соответствуют значениям коэффициента наполнения μ равным 0.251, 0.2, 0.18, 0.15, 0.135. Последнее значение с хорошей точностью обеспечивает осуществление замкнутого двойного эффекта памяти формы.

На рис.7б изображены графики зависимости напряжений в волокнах σ_f от температуры при нагреве волокон (справа) и при их последующем охлаждении (слева). Кривые 1 соответствуют значению коэффициента наполнения $\mu = 0.251$, обеспечивающему осуществление замкнутого двойного эффекта памяти формы в случае упругого связующего, кривые 2 значению $\mu = 0.135$, обеспечивающего осуществление того же эффекта в случае вязкоупругого связующего, для которого $E_\infty = 0.8E_m$. Для такого значения отношения длительного модуля связующего к мгновенному максимальные значения напряжения в волокнах существенно уменьшились и достигли значений, не превышающих 500 МПа.

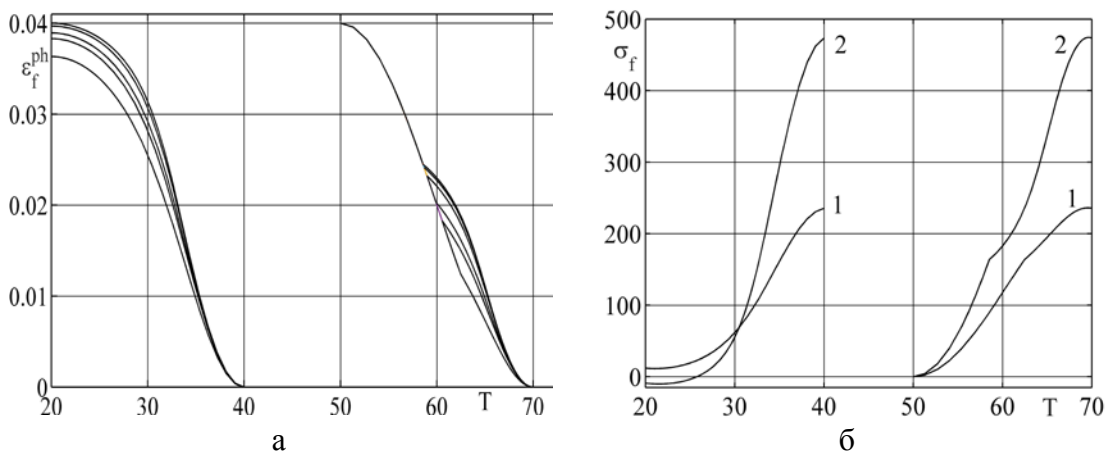


Рис.7.

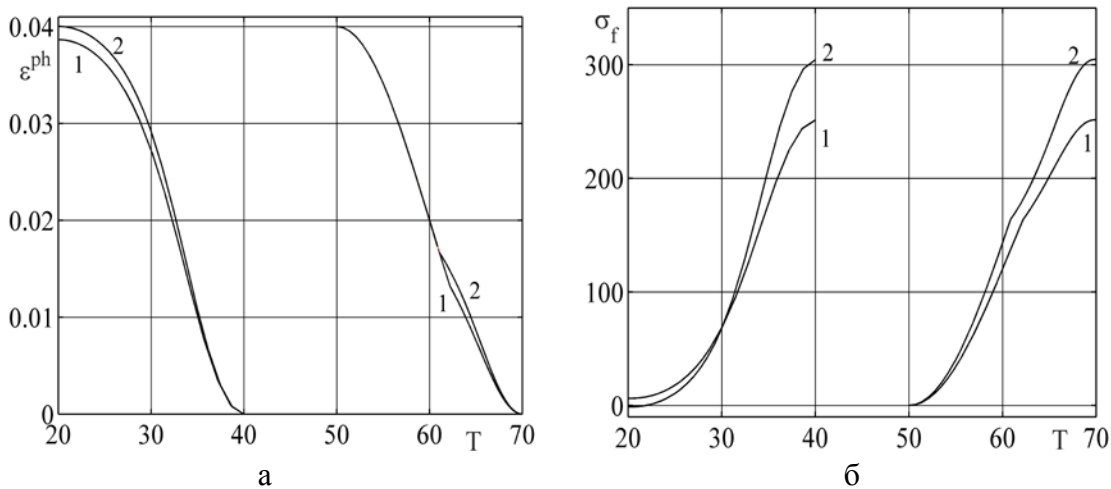


Рис.8.

Чтобы еще снизить максимальные значения напряжений в случае выполнения условий осуществления замкнутого эффекта памяти формы, следует взять связующее с еще большим значением отношения $E_\infty/E_m = 0.9$ ($k = 9A$). Графики зависимости деформаций от температуры для этого случая приведены на рис.8а для нагрева (справа) и для охлаждения (слева). Линии 1 соответствуют $\mu = 0.251$, линии 2 – $\mu = 0.214$, причем последнее значение обеспечивает осуществление замкнутого эффекта памяти формы. На рис.8б приведены графики изменения в тех же процессах напряжений в волокнах из СПФ. Линии 1 соответствуют $\mu = 0.351$, линии 2 – найденному значению $\mu = 0.214$. Как видно, максимальные значения напряжений еще уменьшились до приемлемых для никелида титана значений, немного превышающих 300 МПа.

8. СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РЕШЕНИЯ УПРУГОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ ДЛИТЕЛЬНОГО МОДУЛЯ И ВЯЗКОУПРУГОЙ ЗАДАЧИ ДЛЯ МГНОВЕННОГО МОДУЛЯ ПРИ МАЛЫХ СКОРОСТЯХ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ

Из-за определенных вычислительных трудностей, встречающихся при решении системы дифференциальных уравнений, описывающих поведение композита с волокнами из СПФ и вязкоупругим связующим, возникает вопрос о правомерности приближенной оценки таких решений с помощью анализа аналогичных задач, но в предположении об упругом поведении связующего, для модуля Юнга матрицы, равного длительному модулю связующего. Ниже приведены сравнения двух пар таких решений, для двух вариантов параметров вязкоупругой модели: $k = A$, $E_\infty = 0.5E_m$ и $k = 4A$, $E_\infty = 0.8E_m$ ($A = 1.68$). Сравнивались между собой графики зависимости фазово-структурной деформации волокон при их охлаждении, полученные для $\mu = 0.251$ в следующих условиях:

1. Упругая задача для связующего при $E_m = 2500$.
2. Упругая задача для связующего при $E_m = E_\infty$.
3. Задача с вязкоупругим поведением связующего и $E_m = 2500$ для скоростей изменения температуры, равных 100, 30, и т.д. до весьма малых скоростей порядка 3-0.1.

На рис.9а соответствующие графики изображены для случая $k = A$, $E_\infty = 0.5E_m$. Согласно рисунку, решение в предположении упругого поведения связующего при значении $E_m = 2500$ МПа (линия 1), для которого и найдено значение $\mu = 0.251$, действительно обеспечивает наличие этого эффекта. Переход от мгновенного модуля связующего к длительному модулю $E = E_\infty = 1250$ МПа приводит к уменьшению возвращаемой при прямом превращении деформации и незамкнутости деформационной петли (толстая линия б). Решение задачи для вязкоупругого поведения связующего со значением модуля $E_m = 2500$ и скорости изменения температуры $\theta = 100$ (линия 2) дает величину возвращаемой деформации, меньшей, чем для упругого решения с $E_m = 2500$, но несколько большей, чем для упругого решения с $E_m = E_\infty$. Уменьшение скорости θ до 30 дает еще меньшее значение возвращаемой деформации (линия 3). Для $\theta = 5$

(линия 4) и $\theta=1$ (линия 5) значение возвращаемой деформации несколько увеличивается, приближаясь к величине, соответствующей линии 6. Линия, соответствующая $\theta=0.1$, $E = E_\infty = 1250$ практически неразличима с линией 6, т.е. соответствующей упругому поведению связующего, обладающего модулем, равным длительному.

Совершенно аналогичная картина получается для вязкоупругого связующего с параметрами $k = 4A$, $E_\infty = 0.8E_m$. На рис.9б изображены часть графиков зависимости фазовой деформации волокон от температуры при охлаждении волокон, примыкающих к температуре M_f и деформации $\varepsilon_0 = 0.04$. Здесь упругое решение с $E = E_\infty$ (толстая линия 4) лежит ниже упругого решения получаемого с использованием мгновенного модуля связующего (толстая линия 1), которое демонстрирует замкнутый эффект памяти формы. Решение для вязкоупругого связующего с модулем Юнга, равным мгновенному модулю связующего для $\theta=100$ (линия 2) дает еще больший невозврат. Дальнейшее снижение скорости изменения температуры приводит к уменьшению невозврата ($\theta=30$, линия 3) и $\theta=3$ (график практически не различим с линией 4, соответствующей упругому решению с $E_m = E_\infty$).

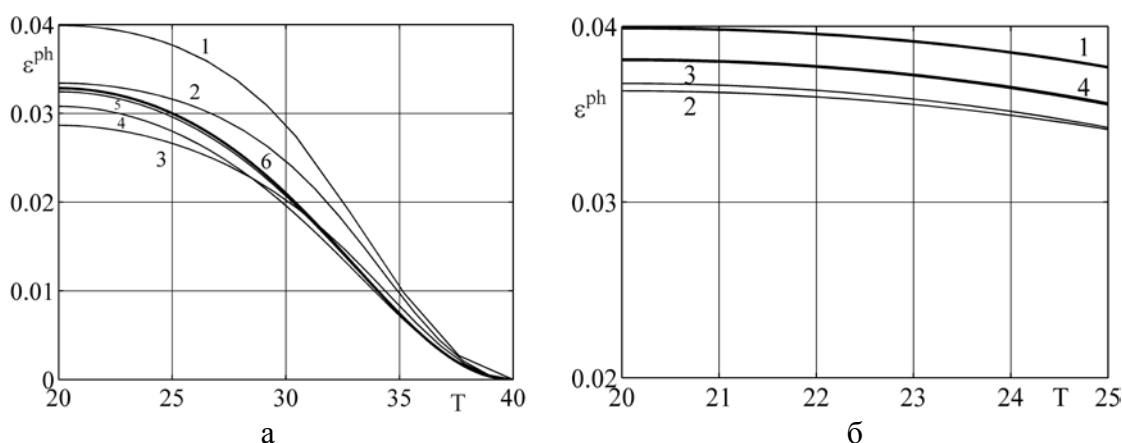


Рис.9.

Таким образом, зависимость фазово-структурной деформации волокон от температуры в КМ с вязкоупругим связующим и волокнами из СПФ при весьма малых скоростях изменения температуры можно получить из решения соответствующей задачи в предположении об упругом поведении связующего, при условии, что его модуль равен длительному модулю вязкоупругого связующего.

9. ПОДБОР ЗНАЧЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТА НАПОЛНЕНИЯ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕГО ЗАМКНУТОСТЬ ДВОЙНОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ВЯЗКОУПРУГОМ СВЯЗУЮЩЕМ

Полученные в предшествующем пункте результаты свидетельствуют о возможности определения коэффициента наполнения для КМ с вязкоупругим связующим, обеспечивающего замкнутый двойной эффект памяти формы при весьма медленном изменении температуры по данным решения для композита с упругим связующим по следующему алгоритму. Искомое значение

коэффициента наполнения должно обеспечивать замкнутый эффект памяти формы для КМ с упругим связующим, модуль Юнга которого равен длительному модулю вязкоупругого связующего. Ниже этот алгоритм проверен для КМ с вязкоупругим связующим, у которого $k = 4A$, т.е. $E_\infty = 0.8E_m = 2000$ МПа ($E_m = 2500$ МПа). Расчеты проведены для $A = 1.68$.

Процесс определения соответствующего значения коэффициента наполнения по решению упругих задач изображен на рис.10а, где приведены части графиков зависимости фазовой деформации волокон при их охлаждении, расположенные вблизи оси деформаций в районе значения $\varepsilon^{ph} \approx \varepsilon_0 = 0.04$. Согласно этому рис., для упругого решения при модуле связующего, равного длительному модулю $E_\infty = 0.8E_m = 2000$ МПа и коэффициенту наполнения $\mu = 0.251$, обеспечивающему замкнутый эффект при $E_m = 2500$ МПа, наблюдается существенный невозврат деформации (линия 1). Уменьшение коэффициента наполнения до значения $\mu = 0.2$ приводит к сверхвозврату (линия 2). Последовательный рост коэффициента наполнения в третьем знаке приводит к монотонному уменьшению возвращаемой деформации – линия 3, соответствующая $\mu = 0.205$ и толстая линия 4 соответствующая требуемому значению $\varepsilon^{ph} = \varepsilon_0 = 0.04$ при $\mu = 0.209$. Это значение и является прогнозом оптимального коэффициента наполнения для вязкоупругого связующего.

На рис.10б демонстрируется адекватность полученной оценки. Там приведены графики, соответствующие композиту с вязкоупругим связующим, найденным значением коэффициента наполнения $\mu = 0.209$ и различными скоростями изменения температуры, равными для кривых снизу вверх вдоль оси деформаций $\theta = 50, 200, 10, 1$. Последняя (толстая) линия соответствует также $\theta = 0.1$ и соответствует осуществлению замкнутого двойного эффекта памяти формы в случае вязкоупругого связующего при найденном из упругого решения значении коэффициента наполнения и достаточно малой скорости изменения температуры.

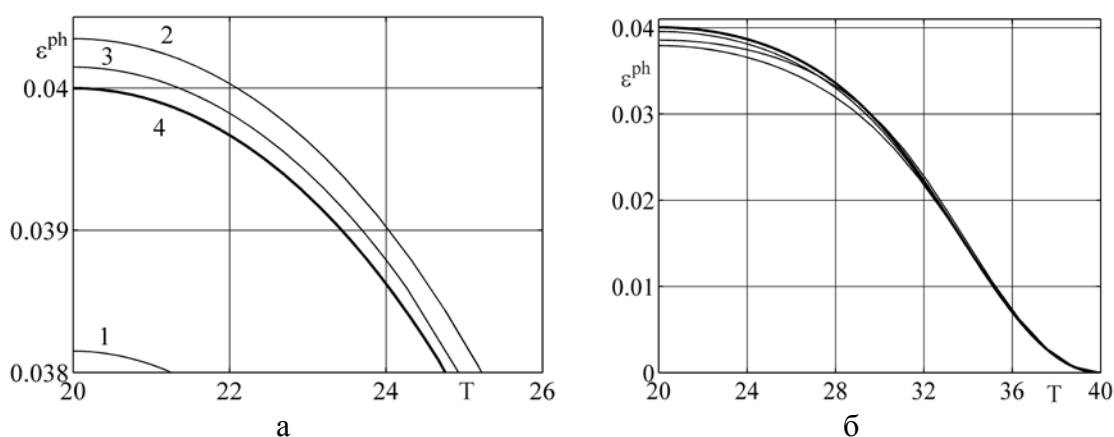


Рис.10.

Здесь опять проявляется обсужденная и объясненная ранее немонотонная зависимость величины возвращаемой деформации для КМ с вязкоупругим связующим от скорости изменения температуры. При уменьшении этой скорости от достаточно большой величины $\theta = 200$ до $\theta = 50$ степень возврата

уменьшается. Однако, дальнейшее уменьшение θ до значений 10, и 1 приводит к росту возвращаемой деформации. Таким образом, минимальное значение возвращаемой деформации вовсе не соответствует наименьшей скорости изменения температуры. Найденное значение коэффициента наполнения, обеспечивающее осуществление замкнутого эффекта памяти формы при стремящейся к нулю скорости охлаждения, вовсе не обеспечивает замкнутость эффекта при всех скоростях охлаждения.

При реальном использовании рассматриваемого здесь композита процесс нагрева волокон может происходить достаточно быстро, а процесс их охлаждения – весьма медленно. В связи с этим возникает вопрос о том, будет ли найденное по упругому решению значение $\mu = 0.209$ обеспечивать существование замкнутого двойного эффекта памяти формы для композита с вязкоупругим связующим в случае быстрого нагрева и последующего весьма медленного охлаждения. Для ответа на этот вопрос было проведено решение соответствующей задачи для вязкоупругого связующего, при $\mu = 0.209$ и скорости нагрева $\theta = 500$ при скорости охлаждения $\theta_1 = 0.1$. Результаты, изображенные на рис.11, свидетельствуют о том, что и в этом процессе замкнутый двойной эффект памяти формы имеет место. Более того, графики всех решений, соответствующих скоростям нагрева $500 \geq \theta \geq 0.1$ и скорости охлаждения $\theta_1 = 0.1$ не отличимы от кривых, изображенных на рис.11.

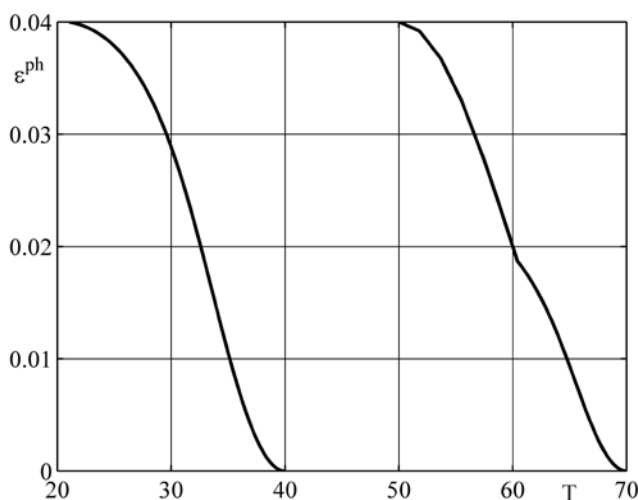


Рис.11.

10. ВЛИЯНИЕ НА ПРОЦЕСС ДЕФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИТА ВЕЛИЧИНЫ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛИ ВЯЗКОУПРУГОГО СВЯЗУЮЩЕГО А И К ПРИ ФИКСИРОВАННОМ СООТНОШЕНИИ МЕЖДУ НИМИ

В [28] было установлено, что графики зависимости напряжений в волокнах КМ от температуры при их нагреве и охлаждении, происходящих при малой скорости изменения температуры $\theta = 1/30$ зависят от отношения k/A , но не зависят при фиксированном значении этого отношения от самих величин A и k . Распространяется ли это положение на другие скорости изменения температуры и на зависимость деформации волокон от температуры, не было

установлено. В данном пункте проведена такая проверка путем решения несвязанной задачи при фиксированном значении $k/A = 1$ и различных величинах $k = A$. Результаты для деформаций при достаточно высокой скорости изменения температуры $\theta = 100$ приведены на рис.12а, где линия 1 соответствует $A = A_1 = 1.68$, линия 2 – $A = 2A_1$, линия 3 – $A = 3A_1$, линия 4 – $A = 4A_1$, линия 5 – $A = 20A_1$. Приведены лишь данные для этапа охлаждения волокон, поскольку для этапа нагрева заметных изменений при увеличении A в 20 раз не обнаружено. Согласно рис.12а для этапа охлаждения волокон зависимость графиков от величины A заметна и, более того, является немонотонной. При возрастании A до 4-х раз возвращаемая деформация убывает. Дальнейший рост A вплоть до 20-кратной величины приводит к росту возвращаемой деформации, хотя ее значение даже при 20-кратном увеличении A не достигает величины, достигаемой при однократном значении $A = A_1$.

На рис.12б для той же самой задачи приведены графики зависимости напряжений в волокнах от температуре при нагреве и охлаждении волокон со скоростью $\theta = 100$ при $\mu = 0.251$ и тех же значениях $k = A$. Согласно рис.12б графики зависимости σ_f от T при фиксированном отношении $A/k = 1$ и изменении самих величин A и k изменяются. С ростом величины $A = k$ максимальное значение σ_f , достигаемое в конце процесса нагрева уменьшается, а значение напряжения, соответствующее концу процесса охлаждения, увеличивается.

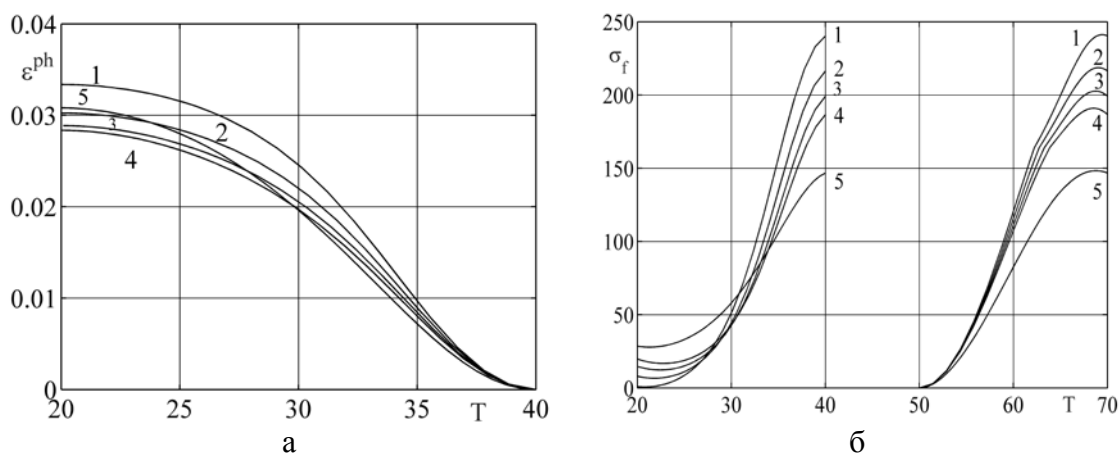


Рис.12.

Однако для очень малых значений скорости изменения температуры при $k/A = const$ графики зависимости напряжений и фазово-структурных деформаций волокон не зависят от самих величин A или k . Этот факт иллюстрируется на рис.13а,б, где приведены графики зависимости напряжений в волокнах (рис.13а) и фазово-структурных деформаций в волокнах (рис.13б) от температуры при нагреве и охлаждении для малой скорости изменения температуры $\theta = 1/30$, и $k = A = 1.68, 3.36, 5.04, 6.72, 13.44, 33.6$. Результаты получены для $\mu = 0.251$. Как видно для значений $A = k$ различающихся в 20 раз графики соответствующих зависимостей не различаются. Связано такое поведение с тем, что при малых скоростях изменения температуры механическое поведение композита полностью определяется, помимо прочих материальных

постоянных величиной длительного модуля связующего, отношение которого к мгновенному модулю однозначно определяется величиной k/A , и при условии постоянства этого отношения не меняется при изменении самих величин k или A . Следует отметить, что в противоположном случае очень больших скоростей изменения температуры композит демонстрирует упругое поведение, также не зависящее от величин k или A .

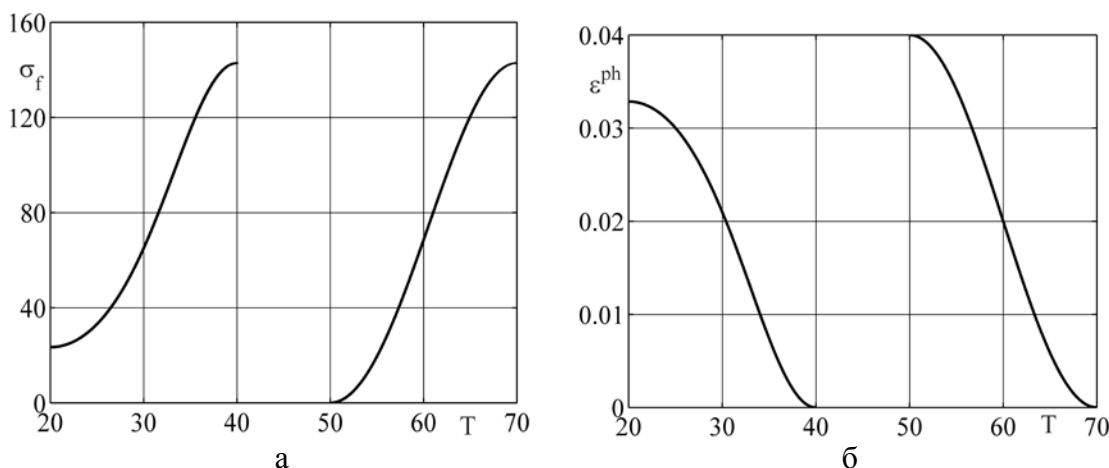


Рис.13.

ВЫВОДЫ

1. Добиться замкнутого двойного эффекта памяти формы в КМ с волокнами из никелида титана и вязкоупругим связующим можно только используя достаточно жесткое связующее с $E_{\infty} \geq 0.8E_m$. Следует использовать полимерные связующие в стеклообразном состоянии. Для более мягких связующих коэффициент наполнения, обеспечивающий замкнутый двойной эффект памяти формы получается весьма мал, а напряжения в волокнах для начальной деформации $\varepsilon_0 = 4\%$ недопустимо велики.

2. Величина возвращаемой в цикле нагрева и охлаждения волокон деформации является немонотонной функцией скорости изменения температуры. При уменьшении скорости изменения температуры от высоких значений величина возвращаемой деформации сначала падает, потом, при некотором значении скорости охлаждения достигает минимума и при дальнейшем уменьшении скорости изменения температуры увеличивается, асимптотически стремясь к некоторому значению, когда скорость охлаждения стремится к нулю.

3. Значение коэффициента наполнения, обеспечивающее замкнутый двойной эффект памяти формы в КМ с волокнами из СПФ и вязкоупругим связующим определяется следующим образом. Ищется оптимальных коэффициент наполнения для случая упругого связующего с модулем E_{∞} . Именно при таком коэффициенте наполнения цикл для КМ с вязкоупругим связующим стремится к замкнутому для скорости изменения температуры, стремящейся к нулю. При этом для не слишком малых скоростей изменения температуры цикл опять становится не замкнутым.

4. В случае, когда скорость нагрева весьма велика, а скорость охлаждения волокон весьма мала, величина возвращаемой деформации определяется почти

исключительно скоростью охлаждения. Снижение скорости нагрева до малых значений, соответствующих скорости охлаждения практически не влияет на величину возвращаемой деформации. Если же скорость нагрева взять очень низкой, а скорость охлаждения очень высокой, то возвращаемая деформация резко падает по сравнению со случаем, когда обе эти скорости одинаково малы.

5. Для малых скоростей изменения температуры зависимость напряжений и фазовых деформаций в волокнах от температуры определяется величиной отношения k/A и при фиксированном значении этого отношения не меняется при изменении самих величин A и k . При средних значениях скорости изменения температуры наблюдается явная, причем немонокотная зависимость графика изменения деформации волокон от самих величин A и k даже при фиксированном значении отношения $k/A = const$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Jaronie Mohd Jani *Design Optimisation of Shape Memory Alloy Linear Actuator Applications* // A thesis submitted in fulfilment of the requirements of the degree of Doctor of Philosophy. School of Aerospace, Mechanical and Manufacturing Engineering. College of Science, Engineering and Health. RMIT University. – 2016. – 254 p.
2. Michaud V. *Can shape memory alloy composites be smart?* // Scripta materialia. – 2004. – Vol.50. – Pp.249-253.
3. Yoshida Hitoshi *Creation of environmentally responsive composites with embedded TiNi alloy as effectors* // Adv. Compos. Mater. – 1995. – Vol.5. – No.1 – Pp.1-16.
4. Smith C., Villanueva A., Joshi K., Tadesse Y., Priya S. *Working principle of bio-inspired shape memory alloy composite actuators* // Smart Materials and Structures. – 2011. – Vol.20. – No.1. – 012001.
5. Jia J., Rogers C.A. *Formulation of the mechanical model for composites with embedded SMA actuators* // Trans. ASME. J. of the Mechanical Design. – 1992. – Vol.114. – No.4. – Pp.670-676.
6. Ghomshei M.M. *Finite Element Modeling of Shape Memory Alloy Composite Actuators: Theory and Experiment* // Journal of Intelligent Material Systems and Structures. – 2001. – Vol.12. – No.11. – Pp.761-773.
7. Lee J.J., Choi S. *Thermal buckling and postbuckling analysis of a laminated composite beam with embedded SMA actuators* // Composite Structures. – 1999. – Vol.47. – Pp.695-703.
8. Kabir M.-Z., Tehrani B.T. *Closed-form Solution for Thermal, Mechanical and Thermo-mechanical Buckling and Post-buckling of SMA Composite Beams* // Composite Structures. – 2017. – Vol.168. – Pp.535-548.
9. Ren Y., Sun S. *An analytical model for shape memory alloy fiber-reinforced composite thin-walled beam undergoing large deflection* // Advances in Mechanical Engineering. – 2015. – Vol.7. – No.3. – Pp.1-14.
10. Lagoudas Dimitris C., Tadjbar Iradj G. *Active flexible rods with embedded SMA fibers* // Smart Mater. and Struct. – 1992. – Vol.1., – No.2. – Pp.162-167.
11. Zhang Y., Zhao Y.-P. *A study of composite beam with shape memory alloy arbitrarily embedded under thermal and mechanical loadings* // Materials & Design. – 2007. – Vol.28. – No.4. – Pp.1096-1115.

12. Viet N.V., Zaki W., Umer R. *Bending models for superelastic shape memory alloy laminated composite cantilever beams with elastic core layer* // Composites Part B: Engineering. – 2018. – Vol.147. – Pp.86-103.
13. Rogers C.A., Liang G., Jia J. *Behavior of shape memory alloy reinforced composite plates* / In: Proceeding of the 30-th Structural, Structural Dynamics and Materials (SDM) conference. – 1989. – Part 4. – Pp.2011-2017.
14. Mohammad T., Jeng-Jong R., Chuh M. *Thermal post-buckling and aeroelastic behaviour of shape memory alloy reinforced plates* // Smart Materials and Structures. – 2002. – Vol.1. – No.2. – 297.
15. Gordaninejad F., Wu W. *A two dimensional shape memory alloy/elastomer actuator* // Intern. J. of Solids and Structures. – 2001. – Vol.38. – Pp.3393-3409.
16. Dano M.-L., Hyer M.W. *SMA-induced snap-through of unsymmetric fiber-reinforced composite laminates* // Intern. J. of Solids and Structure. – 2003. – Vol.40. – Pp.5949-5972.
17. Wei Z.G., Sandstrom R., Miyazaki S. *Review. Shape memory materials and hybrid composites for smart systems. Part II. Shape-memory hybrid composites* // Journal of Materials Science. – 1998. – Vol.33. – Pp.3763-3783.
18. Armstrong W.D., Lorentzen T. *The self – thermal – plastic response of TiNi shape memory alloy fiber actuated metal matrix composites* // Intern. J. of Solids and Structures. – 2001. – Vol.38. – Pp.7029-7044.
19. Cherkaoui M., Sun Q.P., Song G.Q. *Micromechanics modeling of composite with ductile matrix and shape memory alloy reinforcement* // Intern. J. of Solids and Structures. – 2000. – Vol.37. – Pp.1577-1594.
20. Zheng Y., Cui L., Li Y., Stalmans R. *Partial transformation behavior of prestrained TiNi fibers in composites* // Material Letters. – 2001. – Vol.51. – Pp.425-428.
21. Мовчан А.А., Казарина С.А. *Конструктивный двухпутевой эффект памяти формы, основанный на явлении ориентированного превращения* // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1998. – №1. – С.55-60.
22. Wang Z.G., Zu X.T., Feng X.D., Zhu S., Bao J.W., Wang, L.M. *Characteristics of two-way shape memory TiNi springs driven by electrical current* // Materials & Design. – 2004. – Vol.25. – No.8. – Pp.699-703.
23. Gill J.J., Ho K., Carman G.P., *Three-dimensional thin-film shape memory alloy microactuator with two-way effect* // Journal of Microelectromechanical Systems. – 2002. – Vol.11. – No.1. – Pp.68-77.
24. Мовчан А.А., Казарина С.А. *Механика активных композитов, содержащих волокна или слои из сплавов с памятью формы* // Механика композиционных материалов и конструкций. – 1996. – Т.2. – №2. – С.29-48.
25. Мовчан А.А. *Микромеханический подход к описанию деформации мартенситных превращений в сплавах с памятью формы* // Известия РАН. Механика твердого тела. – 1995. – №1. – С.197-205.
26. Мовчан А.А., Чернов М.И. *Нелинейный анализ термомеханического поведения однонаправленного композита с волокнами из сплава с памятью формы* // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2018. – Т.24. – №2. – С.221-241.
27. Мовчан А.А., Сильченко Л.Г., Сильченко Т.Л. *Учет явления мартенситной неупругости при обратном фазовом превращении в сплавах с памятью формы.* // Известия РАН. Механика твердого тела. – 2011. – №2. – С.44-56.

28. Мовчан А.А., Чернов М.И. *Влияние вязкоупругих свойств связующего на поведение однонаправленного композита с волокнами из сплава с памятью формы* // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2020. – Т.26. – №3. – С.287-312.
29. Airoidi G., Ranucci T., Riva G., Sciacca A. *The two way memory effect by the pre-strain training method in a 50Ti40Ni10Cu (%at) alloy* // Scripta materialia. – 1996. – Vol.34. – No.2. – Pp.287-292.
30. H. Flores Zuniga, D. Rios-Jara, S. Belkahla, V. Nika, G. Guenin *The Training And Re-Training Procedures For The Two Way Memory Effect And Its Degradation In A Cu-Al-Be Alloy* // Scripta Materialia. – 1996. – Vol.34. – No.12. – Pp.1899-1904.
31. Работнов Ю.Н. *Ползучесть элементов конструкций*. – М.: Наука, 1966. – 752 с.
32. Кристенсен Р. *Введение в теорию вязкоупругости*. – М.: Мир, 1974. – 338 с.
33. Мовчан А.А. *Феноменологическая модель изменения фазово-структурных деформаций в сплавах с памятью формы* // Известия РАН. Механика твердого тела. – 2020. – №4. – С.140-151.
34. Мовчан А.А. *Модель неупругого деформирования сплавов с памятью формы* // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – №3. – С.8-17.
35. Мовчан А.А., Казарина С.А., Сильченко А.Л. *Экспериментальная идентификация модели нелинейного деформирования сплавов с памятью формы при фазовых и структурных превращениях* // Деформация и разрушение материалов. – 2018. – №12. – С.2-11.
36. Кацнельсон М.Ю., Балаев Г.А. *Полимерные материалы. Свойства и применение*. – Л.: Химия, 1982. – 317 с.
37. Люкшин Б.А., Панин С.В., Корниенко Л.А., Люкшин П.А., Бочкарева С.А., Матолыгина Н.Ю., Гришаева Н.Ю., Реутов Ю.Я., Шилько С.В., Машков Ю.К., Плескачевский Ю.М., Кропотин О.В., Черноус Д.А. *Дисперсно-наполненные полимерные композиты технического и медицинского назначения*. – М.: Изд-во СО РАН, 2017. – 311 с.

REFERENCES

1. Jaronie Mohd Jani *Design Optimisation of Shape Memory Alloy Linear Actuator Applications*. A thesis submitted in fulfilment of the requirements of the degree of Doctor of Philosophy. School of Aerospace, Mechanical and Manufacturing Engineering. College of Science, Engineering and Health. RMIT University, 2016, 254 p.
2. Michaud V. *Can shape memory alloy composites be smart?* Scripta materialia, 2004, Vol.50, Pp.249-253.
3. Yoshida Hitoshi *Creation of environmentally responsive composites with embedded TiNi alloy as effectors*. Adv. Compos. Mater., 1995, Vol.5, No.1, Pp.1-16.
4. Smith C., Villanueva A., Joshi K., Tadesse Y., Priya S. *Working principle of bio-inspired shape memory alloy composite actuators*. Smart Materials and Structures, 2011, Vol.20, No.1, 012001.
5. Jia J., Rogers C.A. *Formulation of the mechanical model for composites with embedded SMA actuators*. Trans. ASME. J. of the Mechanical Design, 1992, Vol.114, No.4, Pp.670-676.
6. Ghomshei M.M. *Finite Element Modeling of Shape Memory Alloy Composite Actuators: Theory and Experiment*. Journal of Intelligent Material Systems and Structures, 2001, Vol.12, No.11, Pp.761-773.

7. Lee J.J., Choi S. *Thermal buckling and postbuckling analysis of a laminated composite beam with embedded SMA actuators*. Composite Structures, 1999, Vol.47, Pp.695-703.
8. Kabir M.-Z., Tehrani B.T. *Closed-form Solution for Thermal, Mechanical and Thermo-mechanical Buckling and Post-buckling of SMA Composite Beams*. Composite Structures, 2017, Vol.168, Pp.535-548.
9. Ren Y., Sun S. *An analytical model for shape memory alloy fiber-reinforced composite thin-walled beam undergoing large deflection*. Advances in Mechanical Engineering, 2015, Vol.7, No3, Pp.1-14.
10. Lagoudas Dimitris C., Tadjbar Iradj G. *Active flexible rods with embedded SMA fibers*. Smart Mater. And Struct, 1992, Vol.1, No.2, Pp.162-167.
11. Zhang Y., Zhao Y.-P. *A study of composite beam with shape memory alloy arbitrarily embedded under thermal and mechanical loadings*. Materials & Design, 2007, Vol.28, No.4, Pp.1096-1115.
12. Viet N.V., Zaki W., Umer R. *Bending models for superelastic shape memory alloy laminated composite cantilever beams with elastic core layer*. Composites. Part B: Engineering, 2018, Vol.147, Pp.86-103.
13. Rogers C.A., Liang G., Jia J. *Behavior of shape memory alloy reinforced composite plates*. In: Proceeding of the 30-th Structural, Structural Dynamics and Materials (SDM) conference, 1989, Part 4, Pp.2011-2017.
14. Mohammad T., Jeng-Jong R., Chuh M. *Thermal post-buckling and aeroelastic behaviour of shape memory alloy reinforced plates*. Smart Materials and Structures, 2002, Vol.1, No.2, 297.
15. Gordaninejad F., Wu W. *A two dimensional shape memory alloy/elastomer actuator*. Intern. J. of Solids and Structures, 2001, Vol.38, Pp.3393-3409.
16. Dano M.-L., Hyer M.W. *SMA-induced snap-through of unsymmetric fiber-reinforced composite laminates*. Intern. J. of Solids and Structure, 2003, Vol.40, Pp.5949-5972.
17. Wei Z.G., Sandstrom R., Miyazaki S. *Review. Shape memory materials and hybrid composites for smart systems. Part II. Shape-memory hybrid composites*. Journal of Materils Science, 1998, Vol.33, Pp.3763-3783.
18. Armstrong W.D., Lorentzen T. *The self – thermal – plastic response of TiNi shape memory alloy fiber actuated metal matrix composites*. Intern. J. of Solids and Structures, 2001, Vol.38, Pp.7029-7044.
19. Cherkaoui M., Sun Q.P., Song G.Q. *Micromechanics modeling of composite with ductile matrix and shape memory alloy reinforcement*. Intern. J. of Solids and Structures, 2000, Vol.37, Pp.1577-1594.
20. Zheng Y., Cui L., Li Y., Stalmans R. *Partial transformation behavior of prestrained TiNi fibers in composites*. Material Letters, 2001, Vol.51, Pp.425-428.
21. Movchan A.A., Kazarina S.A. *Konstruktivnyj dvukhputevoj ehffekt pamyati formy, osnovannyj na yavlenii orientirovannogo prevrashheniya [Structural two way shape memory effects due to oriented transformation phenomena]*. Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin, 1998, No.1, Pp.55-60.
22. Wang Z.G., Zu X.T., Feng X.D., Zhu S., Bao J.W., Wang L.M. *Characteristics of two-way shape memory TiNi springs driven by electrical current*. Materials & Design, 2004, Vol.25, No.8, Pp.699-703.

23. Gill J.J., Ho K., Carman G.P., *Three-dimensional thin-film shape memory alloy microactuator with two-way effect*. Journal of Microelectromechanical Systems, 2002, Vol.11, No.1, Pp.68-77.
24. Movchan A.A., Kazarina S.A. *Mekhanika aktivnykh kompozitov, soderzhashhikh volokna ili sloi iz splavov s pamyat'yu formy [Mechanics of active composites, containing fibres or layers from shape memory alloys]*. Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii, 1996, Vol.2, No.2, Pp.29-48.
25. Movchan A.A. *Micromechanical description of the deformation due to martensite transformations in shape - memory alloys*. Mechanics of Solid, 1995, Vol.30, No.1, Pp.186-194.
26. Movchan A.A., Chernov M.I. *Nelinejnyj analiz termomekhanicheskogo povedeniya odnonapravlenno kompozita s voloknami iz splava s pamyat'yu formy [Nonlinear analysis of thermomechanical behavior of unidirectional composite with shape memory alloy fibers]*. Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii, 2018, Vol.24, No.2, Pp.221-241.
27. Movchan A.A., Sil'chenko L.G., Sil'chenko T.L. *Taking into account of the martensite inelasticity in reverse phase transformation in shape memory alloys*. Mechanics of Solids, 2011, Vol.46, No.2, Pp.194-203.
28. Movchan A.A., Chernov M.I. *Vliyanie vyazkouprugikh svoystv svyazuyushhego na povedenie odnonapravlenno kompozita s voloknami iz splava s pamyat'yu formy [Influence of the viscoelastic properties of the binder on the behavior of a unidirectional composite with shape memory alloy fibers]*. Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii, 2020, Vol.26, No.3, Pp.287-312.
29. Airoidi G., Ranucci T., Riva G., Sciacca A. *The two way memory effect by the pre-strain training method in a 50Ti40Ni10Cu (%at) alloy*. Scripta materialia, 1996, Vol.34, No.2, Pp.287-292.
30. Flores Zuniga H., Rios-Jara D., Belkahla S., Nika V. and Guenin G. *The Training And Re-Training Procedures For The Two Way Memory Effect And Its Degradation In A Cu-Al-Be Alloy*. Scripta Materialia, 1996, Vol.34, No.12, Pp.1899-1904.
31. Rabotnov Yu.N. *Polzuchest' ehlementov konstruksij [Creep of Structure Elements]*. Moskva, Nauka, 1966, 752 p.
32. Christensen R.M. *Theory of viscoelasticity. An Introduction*. New York and London, Academic Press, 1971, 384 p.
33. Movchan A.A. *Phenomenological Model of Changes in Phase-Structural Deformations in Shape Memory Alloys*. Mechanics of Solids, 2020, Vol.55, No.4, Pp.573-583.
34. Movchan A.A. *Shape memory alloys inelastic straining model*. Russian Metallurgy (Metally), 2021, Vol.2021, No.10, Pp.1203-1212.
35. Movchan A.A., Kazarina S.A., Sil'chenko A.L. *Experimental Identification of a Nonlinear Deformation Model for a Shape Memory Alloy during Phase and Structural Transformations*. Russian Metallurgy (Metally), 2019, Vol.2019, No.4, Pp.301-308.
36. Katsnelson M.Yu., Balaev G.A. *Polimernye materialy. Svoystva i primenenie [Polymeric materials. Properties and applications]*. Leningrad, Khimiya, 1982, 317 p.
37. Lyukshin B.A., Panin S.V., Kornienko L.A., Lyukshin P.A., Bochkareva S.A., Matolygina N.Yu., Grishaeva N.Yu., Reutov Yu.Ya., Shil'ko S.V., Mashkov Yu.K., Pleskachevskij Yu.M., Kropotin O.V., Chernous D.A. *Dispersno-napolnennye*

polimernye kompozity tekhnicheskogo i meditsinskogo naznacheniya [*Dispersed-filled polymer composites for technical and medical purposes*]. Moskva, Izdatel'stvo SO RAN, 2017, 311 p.

Поступила в редакцию 14 июня 2022 года.

Сведения об авторах:

Мовчан Андрей Александрович – д.ф.-м.н., проф., г.н.с. ФГБУН Институт прикладной механики РАН, г. Москва, Россия; e-mail: movchan47@mail.ru

Чернов Михаил Игоревич – асп., Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия