

УДК 539.4

Кучер Н.К., д.т.н. проф., Рязанов Р.А.

Институт проблем прочности имени Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев, Украина

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОСТИ СЛОИСТЫХ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Kucher N., Ryzanov R.

G.S. Pisarenko Institute for Problems of Strength of the National Academy of Sciences of Ukraine (roman_ryzanov@ukr.net)

PREDICTION OF ELASTICITY CHARACTERISTICS FOR THE UNIDIRECTIONAL POLYMER COMPOSITE MATERIALS AT HIGH TEMPERATURES

Исследуется эффективность прогнозирования характеристик упругости однонаправленных полимерных композиционных материалов при высоких температурах. Деформирование таких материалов при повышении температуры описывается при помощи линейной модели механики многофазных сред. Механические свойства аблирующих материалов зависят от температуры и скорости нагрева. Показано, что удельная плотность неармированной матрицы, пучка углеродных волокон и полимерных однонаправленных углепластиков существенно изменяется при повышении температуры. Приводится сравнение расчетных характеристик упругости аблирующих трансверсально изотропных материалов с экспериментальными результатами.

Ключевые слова: абляция материалов, многофазная среда, однонаправленный углепластик, характеристики упругости, повышенные температуры.

При повышенных и высоких температурах в полимерных композиционных материалах происходят сложные физико-химические процессы, называемые общим понятием “абляция”. Под этим термином понимают процесс уноса вещества с поверхности твердого тела под воздействием излучений и обтекающего потока газа [1]. Абляция протекает с различной скоростью в упрочняющихся волокнах и связующей матрице, в результате чего в композите возникают существенные термические напряжения.

Целью данной работы является анализ прогнозирования характеристик упругости, исходя из свойств компонентов, однонаправленных композиционных материалов при высоких температурах с учетом процессов абляции.

Термомеханическое поведение полимерных композитов при высоких температурах, представляющих собой многофазные системы, состоящие из твердых, жидких и газообразных фаз, которые взаимодействуют между собой в процессе деформирования, можно описать при помощи моделей механики многофазных сред. Достигнутые успехи при таком подходе изложены в ряде обзорных статей, монографий, справочников [2-6]. Однако процессы структурообразования в композитах достаточно сложны и недостаточно изучены, а их описание требует дальнейшего развития.

Отметим, что для описания механического поведения аблирующих материалов, в качестве первого приближения, могут использоваться линейные модели многофазных сред [5, 6].

1. Физическая модель аблирующего композиционного материала.

Предполагается, что при комнатной температуре композиционный материал состоит из двух фаз: армирующего волокна и полимерной фазы матрицы. При высоких температурах в полимерной матрице происходят процессы абляции по механизму пиролиза и в ней появляются две новые фазы: газовая фаза, представляющая собой газообразные продукты терморазложения полимера, и пиролитическая фаза, представляющая собой твердые продукты (кокс).

Армирующие волокна также могут подвергаться абляции. Исходную фазу волокна будем называть “аморфной” фазой. При высокой температуре в арматуре появляется еще одна твердая фаза, которую условно называют “кристаллической”, при этом волокна и поры, заполнены газовой фазой.

При нагревании исходные и “новые” фазы волокон и матрицы взаимодействуют между собой, в результате композит переходит в новое фазовое состояние.

В основе принятой схемы структурообразования лежит гипотеза о том, что все фазы существуют одновременно в любой момент времени в каждом элементарном объеме композита. Считается, что при нагревании изменяется лишь соотношение объемных фаз композита.

2. Основные уравнения механики многофазных сред для аблирующих материалов.

Разрешающая система уравнений термомеханики, описывающих деформирование таких материалов, выводится на основе гипотезы о регулярности внутренней структуры аблирующего композита и идеи об асимптотических разложениях для уравнений в частных производных с быстроосциллирующими коэффициентами.

Она состоит из уравнений, определяющих изменение массы волокон и полимерной матрицы в процессе деформирования, уравнений фильтрации газовой фазы в порах, соотношений, определяющих тепломассоперенос, уравнений равновесия и соотношений Коши между тензором средних деформаций и вектором средних перемещений. К перечисленным соотношениям необходимо добавить соответствующие начальные и граничные условия.

Методы решения таких систем уравнений изложены, например в [5-6]. Отметим только, что задачи массопереноса и теплопроводности являются связанными и не могут быть решены отдельно друг от друга. В тоже время задача тепломассопереноса может быть решена отдельно от задачи деформирования, так как механические напряжения не влияют на параметры внутреннего тепло- и массопереноса.

3. Определение изменения плотности матрицы и волокон при повышенных температурах.

В соответствии с вышеизложенным подходом изотропные полимерные матрицы при высоких температурах состоят из трех фаз: твердой полимерной ϕ_b , твердой пиролитической ϕ_p и газовой фазы ϕ_g внутри пор. Тогда $\phi_b + \phi_p + \phi_g = 1$. Для кубической модели ячейки периодичности скорость объемной абляции описывается функцией J , которая связана с линейной скоростью движения межфазной поверхности выражением

$$J = J_0 \phi_g \exp\left(\frac{-E_A}{R\theta}\right), \quad (1)$$

где θ - температура, R - газовая постоянная, J_0 , E_A - тепловые характеристики аблирующих матриц.

Уравнение массопереноса для неармированных матриц имеет вид

$$\rho_b \frac{\partial \phi_b}{\partial t} = -J, \quad \phi_p = \left(\phi_b^0 - \phi_b\right) \frac{\rho_b}{\rho_p} (1 - \Gamma). \quad (2)$$

Здесь t - время, Γ - коэффициент газификации, ρ_b , ρ_p - плотности полимерной и пиролитических фаз матрицы.

Введем следующие обозначения: ρ_m - плотность неармированной аблирующей матрицы; ρ_m^0 - ее значение в начальном состоянии при $t = 0$; ρ_m^∞ - плотность матрицы после завершения процесса абляции. Тогда

$$\rho_m = \rho_b \phi_b + \rho_p \phi_p; \quad \rho_m^0 = \rho_b \phi_b^0; \quad \rho_m^\infty = (1 - \Gamma) \rho_b^0. \quad (3)$$

Из соотношений (2) и (3) получим уравнение, описывающее изменение плотности неармированной аблирующей матрицы при нагреве

$$\frac{\partial \rho_m}{\partial t} = -\frac{J_0}{\rho_b} \Gamma (\rho_m - \rho_m^\infty) \exp\left(\frac{-E_A}{R\theta}\right). \quad (4)$$

Решение уравнения (4) описывается соотношением

$$\frac{\rho_m}{\rho_m^0} = 1 - \Gamma + \Gamma \exp\left(-\frac{J_0}{\rho_b} \Gamma \cdot \int_0^t \exp\left(\frac{-E_A}{R\theta(\tau)}\right) d\tau\right). \quad (5)$$

Из выражения (5) следует, что плотность аблирующей матрицы зависит не только от температуры θ , но и от скорости нагрева.

Чтобы получить выражения для определения изменения массы матрицы, когда ее температура θ изменяется, например, по линейному закону $\theta = \dot{\theta}_0 t + \theta_0$ необходимо в последнее представление ввести соответствующую замену переменных.

Как следует из соотношения (5), изменение относительной плотности матрицы при нагреве определяется тремя константами: энергией активации E_A , коэффициентом газификации Γ и предэкспоненциальным множителем $J_0 \Gamma / \rho_b$. Значения этих параметров зависит от среды, в которой происходит нагрев (инертная или окислительная). В первом случае происходит процесс термодеструкции, а во втором - термоокислительной деструкции.

Вышеупомянутые константы различных аблирующих матриц приведены в [5-6].

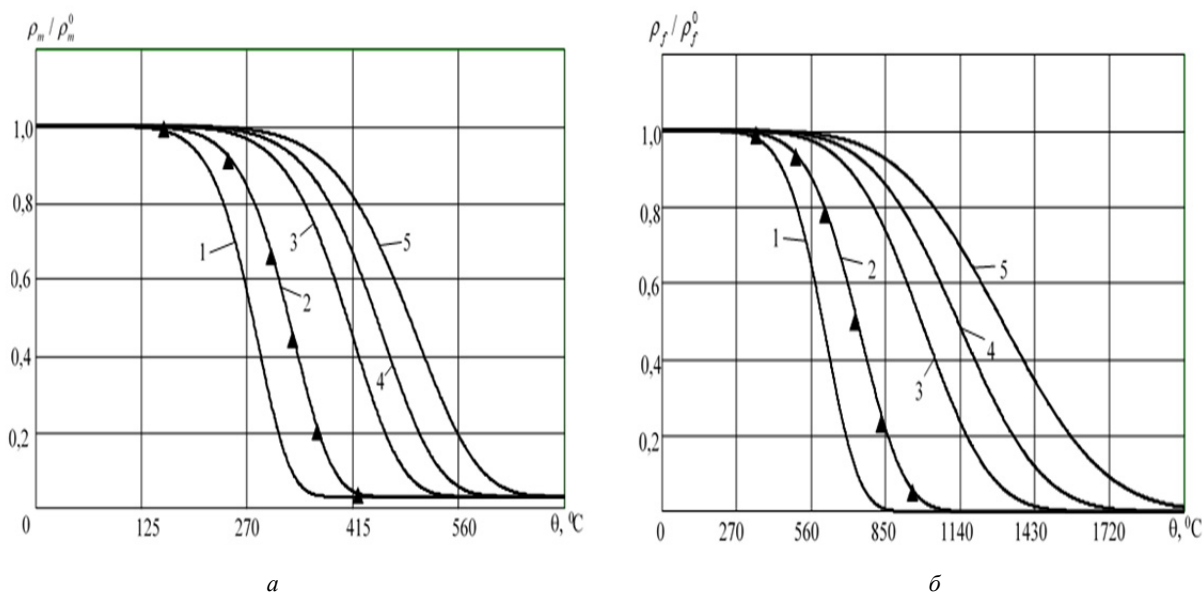


Рис. 1. Изменение относительной плотности эпоксидной матрицы (а) и углеродного волокна (б) на воздухе при различных фиксированных скоростях нагрева

На рис.1,а приведены зависимости, определяющие изменение плотности эпоксидной матрицы при различных скоростях нагрева на воздухе (процесс ТОД). Расчеты выполняли при следующих значениях параметров $\phi_g = 0,06$, $\rho_b = 1200 \text{ кг/м}^{-3}$, $\rho_p = 2000 \text{ кг/м}^{-3}$, $E_A / R = 7500\text{К}$, $\Gamma = 0,97$. Кривые 1, 2, 3, 4, 5 соответствуют различным скоростям нагрева $\dot{\theta}_0 = 0,03; 0,1; 0,5; 1,0$ и $2,0\text{К/с}$. Там же треугольниками обозначены экспериментальные данные [6], полученные при скорости нагрева $\dot{\theta}_0 = 0,1\text{К/с}$. Хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных свидетельствует о правильном выборе тепловых характеристик эпоксидной матрицы. Как видно из рисунка, при увеличении скорости нагрева, кривые, определяющие абляцию материала, смещаются вправо относительно шкалы температуры. Для минимальной скорости нагрева $\dot{\theta}_0 = 0,03$ процесс абляции эпоксидной матрицы наблюдается уже при температурах выше 125°C . При увеличении скорости нагрева на порядок кривые термогравиметрического анализа матрицы смещаются вправо примерно на $50\text{-}150^\circ\text{C}$.

При нагреве пучка углеродных волокон на воздухе с различными скоростями нагрева наблюдается также существенное изменение его плотности.

Предположим, что объемная концентрация твердых фаз волокон состоит из аморфной и кристаллической фаз ($\phi_f = \phi_a + \phi_l$). Вычислить изменение плотности пучка волокон при нагреве на воздухе можно по формуле (5) при замене индекса m на f и использовании соответствующих теплофизических параметров для углеродных волокон, которые приводятся в [5-6]. В этом случае $\rho_f = 1800 \text{ кг/м}^{-3}$, $E_{Af} / R = 7000\text{К}$, $\Gamma_f = 1$. Результаты аналогичных расчетов для изменения плотности волокон при абляции представлены на рис. 1б.

Как видно из рис. 1, наблюдается хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных, как для матрицы, так и пучка волокон.

Несмотря на то, что абляция углеродных волокон происходит при высших температурах, чем для эпоксидной матрицы в ряде задач необходимо учитывать оба фактора для оценки деформирования и прочности композитов, изготовленных на их основе.

4. Определение модулей упругости аблирующей матрицы и углеродных волокон.

Механика многофазных сред позволяет вычислить эффективные характеристики упругости матрицы E_m и пучка волокон E_f в зависимости от температуры и скорости нагрева. В результате осреднения кубической ячейки периодичности получим

$$E_m = E_b^0 \cdot \tilde{a}_m, \quad E_f = E_f^0 \cdot \tilde{a}_f, \quad (6)$$

где E_b^0 - начальный модуль упругости полимерной фазы, \tilde{a}_m - функция, описывающая изменение упругих характеристик аблирующей матрицы, E_f^0 - значение модуля упругости пучка волокон при $t = 0$, \tilde{a}_f - функция, описывающая изменения упругих свойств пучка волокон.

Тогда для модели с ячейкой периодичности в виде куба получим

$$\tilde{a}_m = \left(\frac{S_b}{a_0(S_p^2 - S_b^2) + m_p(1 - S_p^2)} + \frac{S_p - S_b}{a_0 S_p + m_p(1 - S_p^2)} + \frac{1 - S_p}{m_p} \right)^{-1}, \quad (7)$$

$$S_b = \phi_g^{1/3}, \quad S_p = (1 - \phi_p)^{1/3}, \quad m_p = E_p / E_b^0, \quad a_0 = \exp(-\alpha \cdot \Delta\hat{\theta}),$$

$$\Delta\theta = \theta - \theta_0, \quad \Delta\hat{\theta} = \Delta\theta - P \cdot \int_0^t \exp[-Q(t - \tau)] \Delta\theta(\tau) d\tau. \quad (8)$$

Константы α , P , Q определяются, исходя из наилучшего соответствия расчетных и экспериментальных данных, описывающих изменение упругих характеристик эпоксидной матрицы и пучка углеродных волокон при постоянных скоростях нагрева. Параметры $P = 1,56 \text{ с}^{-1}$, $Q = 2,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ можно считать одинаковыми для всех аблирующих материалов. Для эпоксидной матрицы примем $\alpha = \alpha_m = 4,395 \cdot 10^{-6} \text{ К}$.

Отметим, что при невысоком уровне температур, когда процесс абляции эпоксидной матрицы еще не начался, изменение функции \tilde{a}_m определяется величиной параметра a_0 , который описывает изменение упругих характеристик полимерной фазы. При этом $S_p = \text{const}$, $S_b = 1$.

При нагреве матрицы до начала абляции параметр \tilde{a}_m , практически, не изменяется. После начала абляции его уменьшение определяется изменением функций S_b и S_p . При этом процесс деформирования является необратимым.

Подобные выражения можно получить и для вычисления функции \tilde{a}_f , описывающей изменение упругих свойств аблирующих волокон. В этом случае $\alpha = \alpha_f = 2,93 \cdot 10^{-8} \text{ К}$.

На рис. 2 приведены значения функций \tilde{a}_m и \tilde{a}_f в зависимости от температуры $\theta^\circ\text{C}$ для

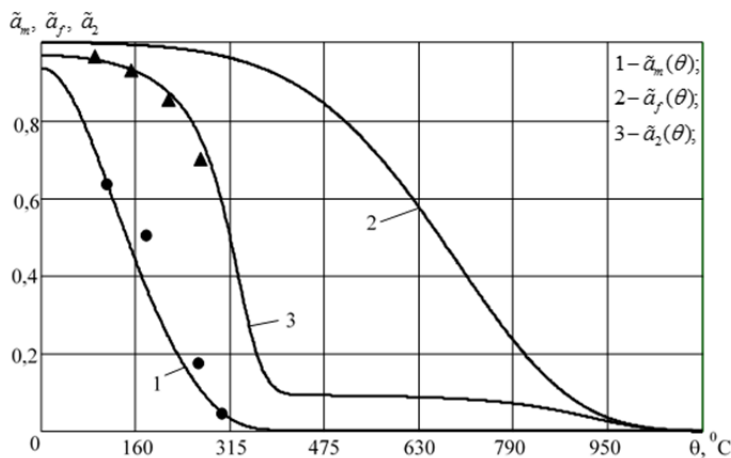


Рис. 2. Зависимости коэффициентов, описывающих изменения упругих свойств эпоксидной матрицы \tilde{a}_m , углеродного волокна \tilde{a}_f и однонаправленного углепластика \tilde{a}_2 от температуры при скорости нагрева $\dot{\theta}_0 = 0,1 \text{ К/с}$

фиксированной скорости нагрева ($\dot{\theta}_0 = 0,1 \text{ К}$). Точки на графике соответствуют результатам экспериментов [6]. Как видно, для эпоксидной матрицы (кривая 1) имеет место достаточно хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных в исследуемом температурном диапазоне. Кривая (3) описывает изменение характеристик упругости однонаправленного композита, которые будут выведены в следующем разделе. Коэффициенты Пуассона матрицы и пучка волокон можно считать постоянными при повышении температуры.

Отметим, что осредненный аблирующий материал (матрица и пучок волокон) являются изотропными, так же, как и их составляющие твердые фазы. Это следует из принятой гипотезы о центральной симметрии формы пор.

5. Определение эффективных характеристик упругости однонаправленного композита.

Предположим, что направление армирования композита совпадает с осью $0x_1$. Для расчета характеристик податливости такого аблирующего материала воспользуемся моделью однонаправленного композита с искривленными непрерывными волокнами.

Будем считать, что моноволокно искривлено в плоскости $0x_2x_3$. Тогда определяющие соотношения композита являются линейно упругими и трансверсально изотропными. Плоскость симметрии свойств такого материала ортогональна к оси $0x_1$.

Для представления тензора податливости в компактной форме введем сокращенные (матричные) представления для напряжений и деформаций

$$\begin{aligned}\sigma_1 = \sigma_{11}, \quad \sigma_2 = \sigma_{22}, \quad \sigma_3 = \sigma_{33}, \quad \sigma_4 = \sigma_{23}, \quad \sigma_5 = \sigma_{13}, \quad \sigma_6 = \sigma_{12}, \\ \varepsilon_1 = \varepsilon_{11}, \quad \varepsilon_2 = \varepsilon_{22}, \quad \varepsilon_3 = \varepsilon_{33}, \quad \varepsilon_4 = \varepsilon_{23}, \quad \varepsilon_5 = \varepsilon_{13}, \quad \varepsilon_6 = \varepsilon_{12}.\end{aligned}\quad (9)$$

Тогда зависимость между эффективными (осредненными) деформациями ε_i и напряжениями σ_j композита определяется выражениями

$$\varepsilon_i = \Pi_{ij} \sigma_j + \varepsilon_i^0 + p \cdot f_i, \quad (10)$$

где ε_j^0, f_j - компоненты векторов эффективной тепловой деформации и межфазного взаимодействия, Π_{ij} - компоненты матрицы упругих податливостей, p - величина порового давления. Выражения для вычисления компонент эффективной тепловой деформации и коэффициентов межфазного взаимодействия представлены, например, в [6].

Матрица податливости для трансверсально изотропного материала с осью упругой симметрии $0x_1$ при использовании технических упругих постоянных имеет вид

$$[\Pi] = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_2} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{1}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2G_{23} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2G_{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2G_{12} \end{pmatrix}. \quad (11)$$

Эффективные характеристики продольной упругости E_1, E_2 , коэффициенты Пуассона ν_{12}, ν_{23} , а также модуль продольного сдвига G_{12} определяются на основе характеристик матрицы и волокна [7,9]. Тогда

$$E_1 = E_f^0 \tilde{a}_2 \phi_f, \quad E_2 = E_b^0 \tilde{a}_5, \quad G_{12} = G_b^0 \tilde{a}_3, \quad \nu_{12} = \nu_m, \quad \nu_{23} = \nu_m \tilde{a}_4. \quad (12)$$

Модуль сдвига в поперечном направлении к направлению армирования определяется соотношением $G_{23} = E_2 / (2(1 + \nu_{23}))$.

Функции $a_2, a_3, a_4, \tilde{a}_5$ зависят от структурных параметров ϕ_f, Φ , соотношений упругих характеристик фаз $E_f^0 / E_b^0, \nu_f / \nu_m$ и функций \tilde{a}_m, \tilde{a}_f , которые описывают изменение модулей упругости волокна и неармированной матрицы в зависимости от температуры:

$$\begin{aligned}\tilde{a}_2 &= \tilde{a}_f \left(1 + \text{tg}^2 \Phi \frac{E_f^0 \tilde{a}_f \phi_f}{E_b^0 \tilde{a}_m} \right)^{-1}; \\ \tilde{a}_3 &= \tilde{a}_m \left(\delta_f (1 - \delta_f) + \frac{1 + \nu_f}{2} \frac{E_f^0 \tilde{a}_f}{E_b^0 \tilde{a}_m} \sin^2 \Phi \right); \quad \delta_f = 2 \left(\frac{\phi_f}{\pi} \right)^{0,5}; \\ \tilde{a}_4 &= 1 - \phi_f + \phi_f \frac{\nu_f}{\nu_m}; \\ \tilde{a}_5 &= \tilde{a}_m \left(\delta_f (1 - \delta_f) + \frac{\nu_f}{2} \delta_f^2 \frac{E_f^0 \tilde{a}_f}{E_b^0 \tilde{a}_m} \sin^2 (2\Phi) \right).\end{aligned}\quad (13)$$

В этих соотношениях опущены члены порядка E_b^0 / E_f^0 ввиду их малости.

Отметим, что модуль упругости E_1 , находим, решая задачу о равновесии гибкой упругой изогнутой нити в упругой среде [6]. Параметр G_{12} - с помощью аналогичной трехслойной модели, где первый и третий слой содержат прямые участки моноволокна, отклоненные под углами $+\Phi$ и $-\Phi$ от оси армирования Ox_1 , а третий слой является прослойкой матрицы. Аналогичным образом определяется и поперечный модуль упругости E_2 . Коэффициенты Пуассона определяли по известным правилам смеси [6, 8].

На рис. 3 представлены результаты расчетов зависимостей характеристик упругости E_1 , E_2 , G_{12} , вычисленные по формулам (12) - (13) при $\dot{\theta}_0 = 0,1 \text{ К/с}$. Там же приведены экспериментальные значения механических характеристик, полученные нами из экспериментов [8].

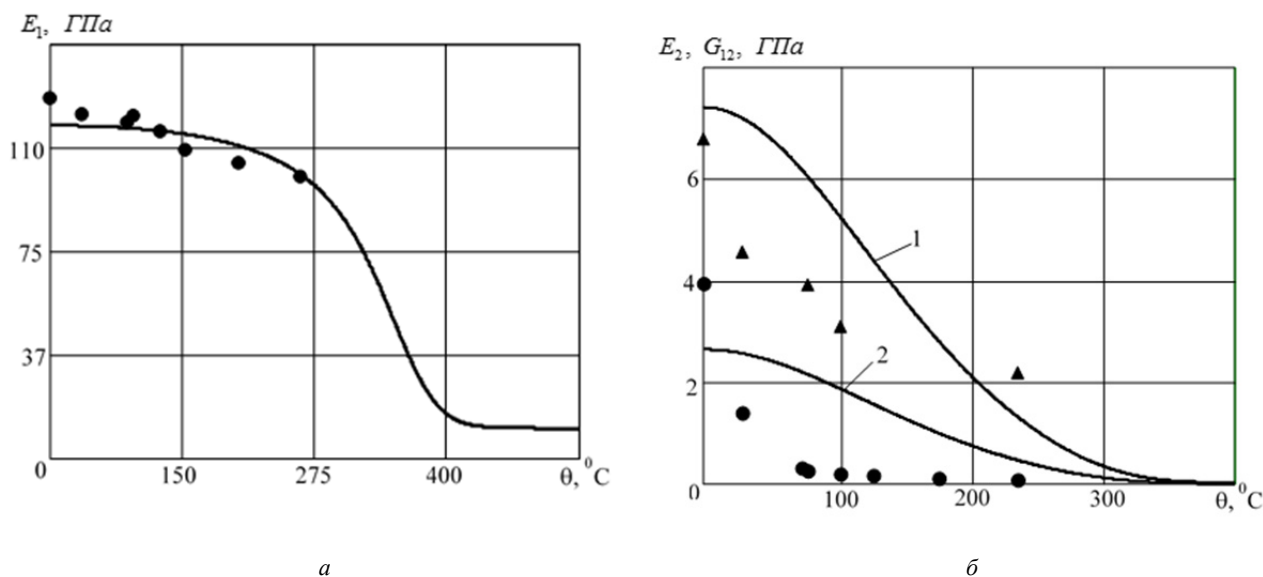


Рис. 3. Зависимости характеристик упругости E_1 , E_2 , G_{12} однонаправленного углепластика от температуры при скорости нагрева $\dot{\theta}_0 = 0,1 \text{ К/с}$

Отметим, что испытания образцов при повышенных температурах [8] проводили в специальной термокамере в соответствии с ГОСТ 25.602-80, который не регламентирует скорости изменения температуры.

После достижения необходимой температуры в камере для испытаний задавалось время, необходимое для полного равномерного прогрева образца, но не менее 20 минут на 1 мм его толщины.

Полученное из эксперимента распределение характеристик упругости в зависимости от температуры достаточно хорошо коррелирует из расчетом при $\dot{\theta}_0 = 0,1 \text{ К/с}$.

При расчетах предполагалось, что угол разориентации волокон $\Phi = 1^0$, а объемное содержание арматуры в композите ϕ_f^0 равно 0,5. Кроме того $E_f^0 = 250 \text{ ГПа}$, $E_b^0 = 3,2 \text{ ГПа}$, $\nu_f = 0,3$; $\nu_m = 0,34$.

Как видно из рис. 3-а, наблюдается хорошее соответствие расчетных и экспериментальных значений для модуля продольной упругости в направлении армирования. Значительно хуже соответствие модуля продольной упругости E_2 в трансверсальном направлении (кривая 1) и модуля сдвига G_{12} , вдоль волокон (кривая 2 рис. 3-б). В этом случае можно говорить о качественном соответствии расчетных и экспериментальных данных.

Главный коэффициент Пуассона ν_{12} считается постоянным и равным коэффициенту Пуассона матрицы. Корреляция функции \tilde{a}_2 , описывающей изменение упругих свойств однонаправленного композита с другими опытами [6], вычисленная нами, показана при помощи кривой 3 на рис. 2.

Улучшить эффективность прогнозирования характеристик упругости однонаправленных композитов при учете процессов абляции, исходя из свойств составляющих, на наш взгляд, возможно при использовании более сложных расчетных моделей, например, при использовании трехфазной модели среды с цилиндрическими включениями.

Выводы. Представленная модель деформирования однонаправленных композитов позволяет достаточно эффективно описать абляцию углепластиков при повышении температуры. Процессы деформирования в таких материалов зависят от температуры и скорости ее изменения. Абляция неармированной полимерной матрицы и

пучок углеродных волокон вполне удовлетворительно описываются в рамках представленной модели. Прогнозирование характеристик упругости однонаправленных композитов при высоких температурах, исходя из механических свойств составляющих, может осуществляться в качестве первого приближения на основе известного правила смесей. При этом наиболее хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных имеет место при расчете модулей продольной упругости в направлении армирования. При расчете других характеристик упругости можно говорить о удовлетворительном соответствии с опытными данными. Поэтому при прогнозировании деформирования и прочности таких материалов, исходя из свойств составляющих, лучше использовать параметры упругости, вычисленные из эксперимента.

Анотація. Досліджується ефективність прогнозування характеристик пружності односпрямованих полімерних композиційних матеріалів при високих температурах. Деформування таких матеріалів при підвищенні температури описується за допомогою лінійної моделі механіки багатофазних середовищ. Механічні властивості аблюруючих матеріалів залежить від температури і швидкості нагріву. Показано, що питома щільність неармованої матриці, пучка вуглецевих волокон і полімерних односпрямованих вуглепластиків істотно змінюється при підвищенні температури. Наводиться порівняння розрахункових характеристик пружності аблюруючих трансверсально ізотропних матеріалів з експериментальними результатами.

Ключові слова: абляція матеріалів, багатофазне середовище, односпрямований вуглепластик, характеристики пружності, підвищені температури.

Abstract. The efficiency of elasticity characteristics prediction for the unidirectional polymer composite materials at high temperatures is investigated. The deformation of such materials at the elevated temperature is described using the linear model of mechanics of multiphase media. The mechanical properties of the ablating materials depend on the temperature and the heating rate. It is shown that the specific density of the unreinforced matrix, the bundle of polymer fibers and the unidirectional carbon fiber-reinforced plastics changes significantly at the elevated temperature. The comparison between the calculated elasticity characteristics of the ablating transversely isotropic materials and their experimental results is given.

Keywords: ablation of materials, multiphase medium, unidirectional carbon fiber-reinforced plastic, elasticity characteristics, elevated temperatures.

References

1. Kargina, V.A. (ed.) (1972), *Jenciklopedija polimerov* [Encyclopedia of polymer], Sov. Jenciklopedija, Moscow, Russia.
2. Grabin, B.V. (1991), *Osnovy konstruirovaniya raket nositelej kosmicheskikh apparatov* [Basics of designing spacecraft launch vehicles], Mashinostroenie, Moscow, Russia.
3. Anisimov, S.I. and Luk'jančuk, B.S. (2002), "Izbrannye zadachi teorii lazernoj abljacii. Obzor", *Uspehi fizicheskikh nauk*, vol. 172, no. 3, pp. 301-333.
4. Dimitrienko, Yu.I. and Sokolov, A. P. (2008), "Avtomatizacija prognozirovaniya svojstv kompozicionnyh materialov na osnove metoda asimptotičeskogo osrednenija", *Informacionnye tehnologii*, no. 8, pp. 31-38.
5. Grinfel'd, M.A. (1990), *Metody mehaniki s ploshnyh sred v teorii fazovyh prevrashhenij* [Methods of continuum mechanics in the theory of phase transitions], Nauka, Moscow, Russia.
6. Dimitrienko, Yu.I. (2016), *Thermomechanics of Composite Structures under High Temperatures*, Springer Netherlands.
7. Kristensen, R. (1982), *Vvedenie v mehaniku kompozitov* [Introduction to the mechanics of composites], Mir, Moscow, Russia.
8. Danil'čuk, E.L., Kucher, N.K., Kushnarev, A.P., Potapov, A.M., Rudnickij, N.I., Samusenko, A.A. and Filatov, V.Je. (1999), Deformirovanie i prochnost' odnonapravlennyh ugleplastikov pri povyshennyh temperaturah, *Problemy prochnosti*, no. 4, pp. 75-81.
9. Vasil'ev, V.V. and Ternopol'skij, Ju.M. (ed.) (1990), *Kompozicionnye materialy. Spravochnik* [Composite materials. Directory], Mashinostroenie, Moscow, Russia.

Подана до редакції 22.09.2016