

УДК 620.1:678.8

Е.Н. Каблов¹, А.Б. Лаптев¹, А.Н. Прокопенко¹, А.И. Гуляев¹

**РЕЛАКСАЦИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ПОД ДЛИТЕЛЬНОМ ДЕЙСТВИЕМ
СТАТИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ И КЛИМАТА (обзор)
Часть 1. Связующие**

DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80

Разработка методов оценки ползучести полимерных композиционных материалов в зависимости от действующих нагрузок и климатических факторов является актуальной задачей. Полимерные матрицы на основе реактопластов представляют собой аморфные структуры и ограничено способны к ползучести – пластической деформации под действием длительной по времени и незначительной по величине статической нагрузки. Предложены методы ускоренных и натурных испытаний образцов связующего с целью определения степени и времени изменения формы деталей в зависимости от свойств материала и действующих факторов климата.

Ключевые слова: полимерный композиционный материал, связующее, релаксация, ползучесть, время до разрушения, влагонасыщение, деформация, модуль упругости.

E.N. Kablov¹, A.B. Laptev¹, A.N. Prokopenko¹, A.I. Gulyaev¹

**RELAXATION OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS
UNDER THE PROLONGED ACTION
OF STATIC LOAD AND CLIMATE (review)
Part 1. Binders**

The development of methods for assessing the creep of polymer composite material depending on the current loads and climatic factors is an urgent task. The binder made of polymer reactoplastics is an amorphous structure and is capable of plastic deformation – creep under the action of a long-term and insignificant static load. Methods of accelerated and full-scale testing of binder samples are proposed in order to determine the degree and time of change in the shape of parts depending on the properties of the material and the current climate factors.

Keywords: polymer composite material, binder, relaxation, creep, time to failure, moisture saturation, deformation, elastic modulus.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Современная тенденция увеличения доли полимерных композиционных материалов (ПКМ) в элементах и узлах летательных аппаратов, входящих в перечень особоответственных деталей, которые влияют на показатели ресурса и срока службы всей конструкции, диктует необходимость расширения видов как ускоренных лабораторных, так и натурно-климатических испытаний, сочетающих комплексное воздействие различных видов нагрузки и климатических факторов [1–4]. По методам испытаний ПКМ на старение разработано большое количество государственных и отраслевых стандартов – например, ГОСТ 9.707–81, ГОСТ 9.708–83, ГОСТ 30630.0.0–99 и др. Проведенный анализ методов испытаний показал, что основной алгоритм как ускоренных лабораторных, так и натурно-климатических испытаний заключается в том, что образцы подвергают

воздействию естественных климатических факторов в течение заданного временного промежутка с последующим определением одного или нескольких параметров материала – физико-механических, электрических, оптических, а также внешнего вида и др. Для оценки изменения свойств материала при одновременном воздействии эксплуатационных и климатических факторов необходимо планировать эксперимент и строить математические модели зависимости изменения основных свойств полимерного композита от возможного сочетания тех или иных факторов для прогнозирования и предотвращения случаев сочетания климатических факторов при эксплуатации, которые могут привести к снижению прочностных показателей ПКМ менее расчетных значений.

Анализ опыта расчета упругопластической деформации и времени до разрушения полимерного связующего под действием нагрузки, времени и климатических факторов (температуры, влажности, ультрафиолетового излучения и др.) представляется необходимым для планирования экспериментов по разработке модели прогнозирования изменения служебных характеристик материала. Данные исследования особенно актуальны с учетом возросшего использования и увеличения многообразия ПКМ, технологий их изготовления и условий применения [5, 6].

Исследования по оценке изменения служебных характеристик ПКМ из групп угле- и стеклопластиков при совместном воздействии статической нагрузки, реализованной по методу четырехточечного изгиба, и температурно-влажностного воздействия показали, что значения физико-механических свойств (сдвиг, изгиб и растяжение), теплофизических показателей (температура и интервал стеклования), а также влагосодержания меньше, чем значения, полученные при отсутствии приложенной нагрузки к ПКМ.

Необходимо отметить, что наличие лакокрасочного покрытия (ЛКП) на поверхности исследуемых ПКМ приводит к увеличению влагосодержания в образцах, а приложенной статической нагрузки – к образованию микротрещин на поверхности слоя ЛКП, через который влага за счет капиллярного эффекта попадает на поверхность ПКМ. В свою очередь наличие такого слоя уменьшает долю десорбированной влаги с поверхности материала, что приводит к ее накоплению в ПКМ и, как следствие, к снижению физико-механических показателей исследованных материалов.

На образцах ПКМ, экспонировавшихся в климатических камерах при одновременном действии статической нагрузки, температуры и влаги, отмечены явления релаксации, т. е. в процессе экспонирования образцы изменяли форму под действием нагрузки. Эффект остаточной деформации проявляется в виде прогиба образцов после снятия статической нагрузки. Величина прогиба зависит как от нагрузки, так и от значений действующих климатических факторов (см. таблицу).

**Остаточная деформация в образцах из угле- и стеклопластиков
после совместного воздействия климатических факторов и нагрузки
(σ_b – предел прочности при растяжении)**

Материал	Температура испытания, °C/ относительная влажность, %	Приложенная нагрузка	Величина остаточного прогиба, мм, при продолжительности испытаний, сут		
			30	60	90
Углепластик ВКУ-39	23/50	0,2 σ_b	0,32	1,45	1,82
		0,4 σ_b	1,27	2,2	2,47
	60/85	0,2 σ_b	1,56	2,0	2,19
		0,4 σ_b	2,22	2,55	2,76
Стеклопластик ВПС-48	23/50	0,2 σ_b	2,42	3,31	3,54
		0,4 σ_b	3,2	4,8	5,24
	60/85	0,2 σ_b	3,9	4,71	4,97
		0,4 σ_b	7,73	8,13	8,32

Показано, что наибольшее воздействие на величину прогиба оказывает значение относительной влажности воздуха – как показатель влагонасыщения полимерного связующего. На основании этого сделано предположение о протекании релаксационных процессов, приводящих к возникновению в связующем (эпоксидной смоле) необратимых деформаций в процессе одновременного воздействия статической нагрузки и влаги. Результаты проведенных исследований позволяют сделать предположение о том, что для вышеуказанных классов ПКМ возможно проявление эффекта Патрикеева–Малинза, характерного и проявляемого в основном на эластомерах, который устанавливает взаимосвязь между изменением значений прилагаемой нагрузки и остаточной деформацией упругодеформируемого материала [7]. Выдвинутое предположение требует проведения дальнейших исследований ввиду того, что в настоящее время проявление данного эффекта не учитывается при ресурснопрочностных расчетах деталей летательных аппаратов из ПКМ и может привести к снижению показателей сохраняемости свойств изделия в процессе эксплуатации.

В данной статье проведен анализ научно-технических литературных источников для определения критически важных характеристик оценки релаксационных процессов и основных теорий ползучести и релаксации полимеров под действием как механических нагрузок, так и факторов воздействия окружающей среды.

Обзор основных теорий ползучести и релаксации полимеров

Поведение материалов значительно отличается от поведения идеального упругопластического тела. Это отличие проявляется в том, что связь между усилиями и перемещениями обычно существенно зависит от времени. Это выражается в увеличении деформации ползучести с течением времени при действии постоянных нагрузок и в снижении усилия при постоянной величине деформации, т. е. релаксации напряжений. Ползучестью также называют процессы, происходящие в материале в условиях режимов, при которых изменению подвергаются как напряжения, так и деформации, а в ряде случаев – и температура [1]. С момента обнаружения явления деформирования металлов во времени при постоянной нагрузке исследованию ползучести начинают уделять значительное внимание из-за большой практической значимости этого процесса, связанного с тем, что релаксация ограничивает долговечность конструкций. Исследователями накоплен большой экспериментальный материал по ползучести различных материалов, а теория ползучести сформировалась как самостоятельный раздел механики деформируемого твердого тела. Особое внимание уделяется ползучести металлов и их сплавов.

В начале периода интенсивного применения полимерных конструкционных материалов появилась потребность в создании линейной теории ползучести полимеров, которая должна была достаточно точно моделировать их поведение при умеренных напряжениях. Особенностью ПКМ является то, что они обладают одновременно и вязкими, и упругими свойствами, которые проявляются при комнатной температуре, т. е. являются вязкоупругими [4]. Задачей теории ползучести является установление соотношений, связывающих напряжения и деформации в течение длительного времени воздействия, а изучение такого рода соотношений составляет предмет реологических исследований. Простейшими являются двухэлементные модели, которые при последовательном соединении упругого и вязкого элементов образуют модель Максвелла, при параллельном соединении – модель Фойгта [8]. Соединяя различным образом простейшие модели и добавляя элементы с усложненными свойствами, можно получить модели, более точно отражающие поведение полимеров. Найдены зависимости между временем, напряжениями и деформациями от скоростей изменения напряжения

и деформации. На основе этих зависимостей возможно решить большой объем задач [9]. Произведены также обобщения механических моделей, допускающие описание физической нелинейности [10]. Дифференциальные соотношения, получаемые при рассмотрении упругопластических моделей, не могли с достаточной точностью описать поведение материала, особенно в момент первоначального приложения напряжения, поэтому были предложены интегральные модели, учитывающие наследственные изменения в материале.

Полимерные композиционные материалы в соответствии с принятой терминологией относятся к классу материалов с длительной памятью формы [11–15]. Это означает, что напряжения в единичном объеме полимера в единичный момент времени зависят не только от мгновенных значений деформации, природы материала, температуры и других определяющих параметров, но и от величин этих параметров во все предшествующие моменты времени, т. е. от последовательности нагружения данной частицы. Исходные уравнения теории Больцмана–Вольтерра сформулированы в новой интерпретации, исходя из термодинамического подхода, а также из анализа механических и молекулярных моделей [16]. Вместе с тем интенсивно разрабатывались различные варианты нелинейной теории вязкоупругости при изотермическом нагружении, а также линейной и нелинейной теорий термовязкоупругости [17, 18].

В работах [19, 20] для упругопластического деформирования полимерного материала при длительной растягивающей нагрузке P деформационные изменения формы образца обозначены как l и l_0 , а также F и F_0 – соответственно текущая и начальная длины и площади сечения образца круглого сечения.

По условию несжимаемости

$$l_0 F_0 = l F, \quad (1)$$

причем для установившейся ползучести допустимо воспользоваться следующим упрощенным выражением скорости деформации в виде

$$\frac{1}{l} \cdot \frac{dl}{dt} = B_1 \left(\frac{P}{F} \right)^m, \quad (2)$$

где m – постоянная ($m > 1$); t – время; B_1 – постоянная.

Подставив в уравнение (2) выражение $F = F_0 - l_0 / l$ и интегрируя это уравнение при начальных условиях ($t_0 = 0, l = l_0$), получаем

$$m F_1 \sigma^m = 1 - \left(\frac{l_0}{l} \right)^m. \quad (3)$$

Время вязкого разрушения τ_v , определяемое из уравнения (2), соответствует $l \rightarrow \infty$, т. е. $F \rightarrow 0$, и, следовательно, истинное напряжение $\sigma = P / F \rightarrow \infty$. В итоге получаем

$$\tau_v = \frac{l}{m B_1 \sigma_0^m}, \quad (4)$$

где $\sigma_0 = P / F_0$ – начальное напряжение.

Из выражений (3) и (4) получаем

$$\frac{F}{F_0} = \sqrt[m]{1 - \frac{t}{\tau_v}}, \quad (5)$$

поэтому для параметра $m > 1$ (что обычно и наблюдается) выражение $\frac{dl}{dt} \left(\frac{F}{F_0} \right) \rightarrow \infty$ при $t \rightarrow \tau_v$. Как правило, $m \gg 1$, поэтому резкое уменьшение сечения образца наступает непосредственно перед его разрушением.

С увеличением напряжения наблюдается более резкий переход равновесного разрушения в «лавинную» стадию, которая исчезает при $m = 1$, т. е. величина m в некоторых случаях оказывается функцией начального напряжения.

Таким образом, время вязкого разрушения можно прогнозировать по кривым ползучести.

Формулу (4) можно получить из интеграла

$$\tau_v = \int_{\sigma_0}^{\infty} \frac{dv}{df(\sigma)}, \quad (6)$$

где $f(\sigma) = B_1 \sigma^m$, B_1 – постоянная.

Если учесть пластическую деформацию и заменить верхний предел интегрирования пределом текучести, то из уравнения (6) получается

$$\tau_v = \frac{1}{B_1 m \sigma_0^m} \left[1 - \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_T} \right)^m \right], \quad (7)$$

где σ_T – предел текучести.

В уравнении (7) по сравнению с выражением (4) долговечность несколько снижается из-за исключения времени равновесного разрушения. В этом случае за долговечность принимается момент образования на образце шейки (сужения), когда $\sigma \rightarrow \sigma_T$. Погрешностью от такого допущения можно пренебречь.

Вязкое разрушение можно также представить экспериментальной зависимостью

$$\frac{F}{F_0} = \frac{P/\sigma}{P/\sigma_0} = \frac{\sigma_0}{\sigma}. \quad (8)$$

Интегрируя выражение (7) при начальных условиях ($t = 0$, $\sigma = \sigma_0$) и подставляя в уравнение (8), получаем

$$\frac{\sigma_0}{\sigma} = 1 - B_1 t \cdot \exp(m_2 \sigma_v), \quad (9)$$

где σ_v – напряжение вязкого разрушения.

Из выражения (9) долговечность (τ_m) определяется при $t \rightarrow \tau_v$ и $\sigma \rightarrow \sigma_T$, тогда получим

$$\tau_m = \left(1 - \frac{\sigma_0}{\sigma_T} \right) B_2^{-1} \exp(-m_2 \sigma_0), \quad (10)$$

где B_2, m_2 – постоянные.

При $\sigma_0 = \sigma_T$ пластическое течение материала развивается непосредственно после приложения к образцу нагрузки.

Полимерные материалы обладают реономными свойствами, сочетая упругость с вязким течением. Поэтому после снятия нагрузки они не полностью восстанавливают первоначальную форму и объем или это восстановление происходит постепенно.

В силовом поле принципиально возможны два вида течения: пластическое и вязкое. Первое возникает, когда внешнее усилие превышает некоторый предел – предел текучести; второе наблюдается под действием любых, в том числе достаточно малых, сил.

Большинство полимерных конструкций работает в области линейности механических свойств, где напряжения пропорциональны деформациям. Например, у полиэтилена высокой плотности и поликарбонатов линейность сохраняется приблизительно до половины изотермического предела текучести [21, 22]. Поэтому в первую очередь широкое практическое применение получила линейная теория вязкоупругости, которая базируется на принципах, сформулированных Максвеллом, Больцманом, Кельвином и Фойхтом [23–26].

Максвелл исходил из вклада в деформацию тела $\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_c$ упругой (ε_e) и вязкой (ε_c) составляющих. Используя для выражения скоростей ε'_e и ε'_c соответственно законы Гука и Ньютона, он получил реологическое уравнение

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_1} + \frac{\sigma}{t_T E_1}, \quad (11)$$

где σ – напряжение растяжения; E_1 – модуль упругости; t_T – время релаксации при заданной температуре.

Модель Максвелла отличается универсальностью – например, для режима $\sigma = \text{const}$ она описывает процесс ползучести выражением

$$\varepsilon' = \frac{\sigma}{t_T E_1}. \quad (12)$$

Произведение $t_T E_1 = \eta_1$ характеризует вязкость элемента Максвелла при растяжении, которую не следует отождествлять с вязкостью при сдвиге η . Между этими константами и коэффициентом Пуассона существует зависимость

$$\frac{\eta_1}{\eta} = 2(1 + \mu), \quad (13)$$

где μ – условная вязкость полимера.

В случае несжимаемости $\mu = 0,5$ и $\eta_1 = 3\eta$, где η_1 – коэффициент вязкого растяжения Траутона.

При $\varepsilon = \text{const}$ уравнение Максвелла приводит к известному выражению для релаксации напряжения:

$$\sigma = \sigma_0 e^{\frac{-t}{t_T}}, \quad (14)$$

где σ_0 и σ – начальное и остаточное напряжения.

Другой простейшей линейной модели Кельвина–Фойхта соответствует дифференциальное уравнение вида

$$\sigma = \varepsilon E_2 + \eta_2 \varepsilon', \quad (15)$$

где σ – полное напряжение; ε – деформация; E_2 – длительный модуль упругости; η_2 – вязкость тела по модели Кельвина–Фойхта.

Если к этому телу приложить постоянное напряжение, то деформация соответствует

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_2} \left(1 - e^{-\frac{t}{t_n}} \right), \quad (16)$$

достигая в пределе ($t \rightarrow \infty$) максимального (равновесного) значения $\varepsilon_m = \sigma/E_2$. В модели Кельвина–Фойхта параметр $t_n = \eta/E_2$ характеризует период запаздывания, т. е. время, за которое после разгрузки накопленная деформация уменьшается в ε раз. Длительный модуль упругости E_2 , в отличие от начального модуля E_1 , определяется из опытов на ползучесть по величине равновесной деформации ε_m . Однако эта модель не обладает универсальностью модели Максвелла, так как не описывает процесс релаксации напряжения.

Во многих задачах [26] применяется известное реологическое уравнение Максвелла–Томсона (уравнение стандартного линейного тела):

$$\sigma + t\sigma' = E_1 t \varepsilon' + E_2 \varepsilon. \quad (17)$$

где σ' – скорость изменения напряжения.

Как показано в работе [25], это уравнение имеет некоторый физико-статистический смысл – оно описывает механическую модель, составленную из последовательно соединенных элементов по моделям Гука и Кельвина–Фойхта.

Рациональные методы определения постоянных уравнения (17) рассмотрены в работах [24, 27]. При $\sigma = \text{const}$ решение уравнения (17) с учетом начальных условий ($t = 0, \varepsilon = \sigma / E_1$) принимает вид

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_1} + \frac{\sigma}{E_2} \left(1 - e^{-\frac{t}{t_n}} \right). \quad (18)$$

Таким образом, полная деформация стандартного линейного тела складывается из мгновенной и запаздывающей упругих компонент, что особенно характерно для эластомеров. Для линейных полимеров лучше подходит модель Бюргерса, состоящая из последовательно соединенных элементов моделей Кельвина–Фойхта и Максвелла. Общая деформация такой модели записывается в виде

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_1} + \frac{\sigma}{E_2} \left(1 - e^{-\frac{t}{t_n}} \right) + \frac{\sigma}{\eta_1} t. \quad (19)$$

Таким образом, синхронно с нагружением возникает мгновенная (гуковская) упругая деформация. В дальнейшем она остается неизменной, сочетаясь с высокоэластической и вязкой деформациями, протекающими одновременно. Параметры формулы (19) являются функциями «температуры–влажности», с изменением которых меняется и реакция линейных полимеров на действие внешних сил.

Механическое поведение реальных полимерных систем, как правило, невозможно охарактеризовать одним временем релаксации или запаздывания. Лучшей приближенной к действительности моделью релаксации является модель Вихерта [28], которая вполне применима к линейным полимерам – особенно для описания процесса релаксации напряжения.

Для оценки ползучести целесообразно использовать обобщенную модель Кельвина–Фойхта, которая состоит из группы простейших элементов, соединенных последовательно, причем возможны некоторые модификации – например, дополнительное последовательное присоединение элементов по моделям Гука и Ньютона. Возникающая при этом вязкоупругая система аналогична модели Бюргерса, но отличается от нее большей универсальностью в описании высокоэластической составляющей общей деформации.

В наиболее общем виде связь между напряжениями и деформациями у материалов с линейными реономными свойствами описывается теорией Больцмана–Вольтерра [26]. В этом случае при $\sigma = \text{const}$ деформация ползучести вычисляется как $\varepsilon(t) = l(t)\sigma$, где $l(t)$ – податливость материала, зависящая от времени. Она определяет модуль ползучести, который в отличие от начального модуля E_1 зависит от времени:

$$E_c(t) = 1/l(t). \quad (20)$$

С учетом многокомпонентности деформации полимеров можно записать

$$\varepsilon(t) = \left[l_n + \psi(t) + \frac{t}{\eta_0} \right] \sigma, \quad (21)$$

где l_n – начальная податливость; η_0 – коэффициент вязкости; $\psi(t)$ – функция ползучести.

В теории Больцмана выдвинут постулат – накапливаемая к моменту времени t деформация линейного вязкоупругого тела равна сумме деформаций, вызываемых отдельными напряжениями, тогда

$$\varepsilon(t) = \sum_{i=1}^n \Delta\sigma_i l(t-s_n), \quad (22)$$

где n – число ступеней нагружения, реализованных к моменту времени t ; s_n – текущее время процесса, характеризующее последовательность нагружения [29].

В работе [30] предложено простое соотношение для случая, когда $t \geq 1$ ч, тогда выражение $E_2(t-s_n)$ является резольвентной функцией выражения $l_n(t-s_n)$ [31]. Известны различные типы аппроксимирующих функций, предложенных в работе [32] для уравнения (22).

Применительно к полимерам теоретически установлено, что в определенных пределах справедливо соотношение

$$\sigma(t) \cdot \varepsilon(t) \leq 1. \quad (23)$$

В последнее время применение для расчета этих формул получило продолжение в работах ряда исследователей. Так, в работе [33] предложен метод с использованием эквивалентной временной температуры, который разработан для изучения температурно-временного сдвига долговременных данных ползучести полимеров и полимерных композитов, включающий эффекты физического старения полимеров при равномерном нагреве. Этот метод используется для построения основных кривых мгновенной временной температурной суперпозиции, коэффициента сдвига температуры и коэффициента сдвига старения. Представлены новые интерпретации и методы, позволяющие рассматривать температурное старение в течение длительного времени. Представлена валидация прогнозов на основе более чем 20000-часовых долгосрочных данных, полученных в полевых условиях.

Полученные результаты свидетельствуют о необходимости проведения научно-исследовательских работ для определения механизмов разрушения и изменения свойств ПКМ в процессе эксплуатации, формирования единой методологии для разработки комплекса национальных стандартов и нормативных документов по методам испытаний и прогнозированию ресурсных характеристик ПКМ.

Опыт сотрудников НИЦ «Курчатовский институт – ВИАМ при проведении анализа климатического воздействия на материалы [34–37] позволил разработать расчетные методы оценки диффузии влаги в полимерные композиты.

На основании разработанных энергетических подходов предложены методы прогнозирования изменения механических свойств материалов на основании метеорологических параметров климата и суммарного изменения энтальпии материала [38].

В работе [39] проанализирован теоретический подход к прогнозированию времени разрушения при ползучести полимеров и полимерных композитов. При этом учитывается вязкоупругий характер разрушения при малых деформациях и вязкопластический – при более высоких напряжениях. Расчет скорости деформации ползучести основан на термически активированном процессе, при этом также учитываются возникновение и рост пластической деформации с увеличением времени ползучести. Когда накопленная деформация достигает значений, достаточно высоких, чтобы привести к разрушению, ее скорость в зависимости от времени резко меняется. Продолжительность ползучести определяется как время, в течение которого скорость ползучести принимает свое минимальное значение. Модель протестирована для различных типов полимерных материалов, а также для полимерных композитов. После того как параметры модели оценены на основе данных о кратковременной деформации ползучести, доказано, что с их помощью можно успешно прогнозировать время разрушения при ползучести на различных уровнях напряжений для всех исследованных типов материалов.

Таким образом, для разделения деформации на упругую и пластическую части скорость пластической деформации задается выражением

$$\dot{\epsilon}' = f_1(T) \cdot f_2\left(\frac{\sigma}{T}\right) \cdot f_3(\epsilon), \quad (24)$$

где T – температура полимера.

В данной формуле не учтено влияние на характеристики полимера климатических факторов, в нее необходимо добавить еще один множитель $f_4(\epsilon)$, где ϵ – изменение деформации под действием климатических факторов.

В работе [40] получена эмпирическая регрессионная модель изменения деформации образцов при растяжении от уровня действующих климатических факторов, которая имеет вид

$$\Delta\epsilon = 43,38 + 1,58v - 4,16W_{\text{УФ}} + 0,89T_i - 0,99vW_{\text{УФ}} + 3,24vT_i - 1,45W_{\text{УФ}}T_i + 0,75vW_{\text{УФ}}T_i,$$

где v – относительная влажность, %; $W_{\text{УФ}}$ – мощность ультрафиолетового излучения, Вт/м²; T_i – температура, °С.

В более простом виде изменение деформации можно представить как $\Delta\epsilon = f(v, W_{\text{УФ}}, T_i)$.

Таким образом, для расчетной оценки релаксационных процессов, происходящих в изделиях из полимеров при воздействии эксплуатационных и климатических факторов, необходимо проводить предварительные эксперименты с учетом процессов старения полимерного связующего.

Заключения

Релаксация полимеров в процессе ползучести и изменения формы ПКМ под действием нагрузок, величина которых значительно меньше значений пределов текучести, представляет реальную угрозу для безопасной эксплуатации изделий и конструкций из данного типа материалов.

Обычно релаксация полимеров происходит под действием внутренних и внешних напряжений, а также остаточных напряжений и может быть ускорена при повышении температуры и уменьшении модуля упругости вследствие пластифицирования влагой. Оценка релаксационных процессов (пластической деформации) в конструкциях

из полимеров должна проводиться с учетом последовательности нагружения и воздействия внешних климатических факторов.

Получение экспериментальных данных о времени до разрушения, скорости деформации ползучести при одновременном воздействии наиболее значимых климатических факторов позволит создавать математические модели зависимостей изменения основных характеристик полимерного композита от возможного сочетания тех или иных факторов для прогнозирования и предотвращения случаев сочетания таких факторов при эксплуатации, которые могут привести к снижению значений характеристик полимерного композита меньше расчетных.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. I. Оценка влияния значимых факторов воздействия // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 12. С. 7–16.
2. Каблов Е.Н., Ерасов В.С., Панин С.В., Курс М.Г., Гладких А.В., Автаев В.В., Сорокина Н.И., Лукьянычев Д.А. Исследование совместного влияния механических нагрузок и климатических факторов на свойства материалов в составе крупногабаритной конструкции экспериментального отсека крыла после 4 лет испытаний // Докл. II Междунар. науч.-техн. конф. «Коррозия, старение и биостойкость материалов в морском климате». М.: ВИАМ, 2016. Ст. 6.
3. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Климатическое старение полимерных композиционных материалов авиационного назначения. II. Развитие методов исследования ранних стадий старения // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 1. С. 15–21.
4. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Куршев Е.В., Горяшник Ю.С. Особенности биодеструкции термопластов на основе полиэфиров в различных климатических зонах // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-7-84-91.
5. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 1. Испытания новых материалов // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-114-122.
6. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (обзор). Часть 2. Основные тенденции // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-99-108.
7. Бекин Н.Г., Захаров Н.Д., Пеунков Г.К. и др. Оборудование и основы проектирования заводов резиновой промышленности: учеб. Пособие для вузов. Л.: Химия, 1985. 504 с.
8. Ильюшин А.А., Огибалов П.М. Некоторое обобщение моделей Фойгта и Максвелла // Механика полимеров. 1966. № 2. С. 190–196.
9. Бленд Д. Теория линейной вязкоупругости / под ред. Э.И. Григолока. М.: Мир, 1965. 199 с.
10. Дергунов В.П., Колтунов А.А., Паншин Б.И. Анализ одной нелинейной модели термовязкоупругости // Механика полимеров. 1968. № 1. С. 185–188.
11. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Оценка качества материала при испытаниях на ползучесть // Электрометаллургия. 2020. № 9. С. 30–39.
12. Грудев А.П., Машкин Л.Ф., Ханин М.И. Технология прокатного производства: учеб. для вузов. М.: Металлургия, 1994. 636 с.
13. Ерасов В.С., Байрамуков Р.Р., Нужный Г.А. Определение скорости пластической деформации при испытании на растяжение // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2014. Т. 80. № 5. С. 61–63.
14. Финогенов Г.Н. Длительная прочность, ползучесть, трещиностойкость авиационных пластмасс и клеев: Методы и результаты исследований: дис. ... д-ра техн. наук. М., 1996. 265 с.
15. Кравчук А.С., Майборода В.П., Уржумцев Ю.С. Механика полимерных и композиционных материалов. Экспериментальные и численные методы. М.: Наука, Физматгиз, 1985. 303 с.
16. Огибалов П.М., Ломакин В.А., Кишкин Б.П. Механика полимеров. М.: МГУ, 1975. 528 с.

17. Трусделл К. Первоначальный курс рациональной механики сплошных сред. М.: Мир, 1975. 592 с.
18. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. М.: Наука, 1977. 384 с.
19. Бокшицкий М.И. Длительная прочность полимеров. М.: Химия, 1978. 308 с.
20. Gaube E. Zeitstandfestigkeit und Spannungsrissbildung von Mederdruckpolyathylen // *Kunststoffe*. 1959. No. 9. S. 446–454.
21. Бокшицкий М.Н., Клинов И.Я., Бокшицкая И.А. Статическая усталость полиэтилена. М.: Машиностроение, 1967. 222 с.
22. Огибалов П.М., Мороз-Шоболова В.П. Ползучесть полимеров // *Механика полимеров*. 1967. № 1. С. 46–53.
23. Малмейстер А., Тамуж В.Л., Тетере Г.А. Сопротивление жестких полимерных материалов. Рига: Зинатне, 1972. 498 с.
24. Конструкционные полимеры: в 2 т. / под общ. ред. П.М. Огибалова. М.: МГУ, 1972. Т. 2. 322 с.
25. Тобольский А. Свойства и структура полимеров: пер. с англ. М.: Химия, 1964. 324 с.
26. Ферри Дж. Вязкоупругие свойства полимеров: пер. с англ. / под ред. В.Е. Гуля. М.: Издательский центр «ИЗДАТЕЛЬСТВО «МИР»», 1963. 535 с.
27. Латишенко В.А. Диагностика жесткости и прочности материалов. Рига: Зинатне, 1968. 320 с.
28. Реология: теория и приложения: пер. с англ. / под общ. ред. Ю.Н. Работнова, П.А. Ребиндера. М.: Издательский центр «ИЗДАТЕЛЬСТВО «МИР»», 1962. 822 с.
29. Nishiguchi I., Sham T.L., Krempl E. A finite deformation theory of viscoplasticity based on overstress. Part II: finite element implementation and numerical experiments // *Journal Application Mechanic*. 1990. Vol. 1. P. 57–61.
30. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. М.: ГРФМЛ, 1984. 600 с.
31. Little R.E., Mitchell W.J., Mallick P.K. Tensile creep and creep rupture of continuous strand mat polypropylene composites // *Journal of Composition Material*. 1995. Vol. 26. No. 16. P. 22–27.
32. Al-Haik M., Vaghar M.R., Garmestani H., Shahawy M. Viscoplastic analysis of structural polymer composites using stress relaxation and creep data // *Composites. Part B*. 2001. Vol. 32. P. 65–70.
33. Barbero E.J., Ford K.J. Equivalent Time Temperature Model for Physical Aging and Temperature Effects on Polymer Creep and Relaxation // *Journal Engineering Materials & Technology*. 2004. Vol. 126 (4). P. 413–419. DOI: 10.1115/1.1789956.
34. Старцев В.О. Методы исследования старения полимерных связующих // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2020. № 9. С. 16–26.
35. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-47-58.
36. Старцев В.О., Лебедев М.П., Фролов А.С. Измерение показателей рельефа поверхности при изучении старения и коррозии материалов. 2. Полимеры, полимерные композиционные материалы и алюминиевые сплавы // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2018. № 7. С. 24–29.
37. Перов Н.С., Старцев В.О., Чуцкова Е.Ю., Гуляев А.И., Абрамов Д.В. Свойства углепластика на основе полициануратного связующего после экспозиции в различных естественных и искусственных средах // *Материаловедение*. 2017. № 2. С. 3–9.
38. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Колпачков Е.Д. Термодинамические характеристики старения полимерных композиционных материалов в условиях реальной эксплуатации // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 80–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-80-88.
39. Spathis G., Kontou E. Mechanism of plastic deformation for polycarbonate under compression by a laserextensometer technique // *Journal Application Polymer Science*. 2001. Vol. 79. P. 2534–2538.
40. Нестеров А.С., Валева Е.О., Сарваева Г.А., Лаптев А.Б. Исследование процессов старения полиэтилентерефталата // *Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года: материалы VI Всерос. науч.-техн. конф.* М.: ВИАМ, 2020. С. 53–60.