

## **Климатическая стойкость дисперсно-армированного полиамида в холодном климате**

**Ф. И. Бабенко, А. А. Сухов, Ю. Ю. Федоров, М. Е. Саввинова**

---

Дан анализ результатов исследований кратковременной прочности, трещиностойкости и дилатометрических характеристик образцов стеклонаполненного полиамида при старении в условиях холодного климата. Выбраны и обоснованы параметры оценки трещиностойкости материала: предел трещиностойкости и вязкость разрушения (критический коэффициент интенсивности напряжений (КИН)) при температурах испытаний 293 и 213 К. Сформулирован механизм старения, заключающийся в деградации адгезионной составляющей прочности связи на границе раздела компонентов, образовании участков отслоения и появления фрикционной составляющей, вклад которой зависит от температуры испытаний образцов и объясняет сравнительно малую чувствительность низкотемпературных показателей прочности образцов, экспонированных в условиях неотапливаемого склада. Выявленные характерные особенности являются, по мнению авторов, общими для дисперсно-армированных композитов на основе термопластов.

**Ключевые слова:** прочность, трещиностойкость, температура испытаний, дисперсно-армированный термопласт, волокно, старение.

---

Analyzed are the results of the studies of short-term strength, crack resistance and for dilatometric characteristics of samples glass-filled polyamide during aging in the conditions of a cold climate. Selected and justified evaluation parameters of the material fracture toughness: the limit of crack resistance and fracture toughness (critical stress intensity factor) at temperatures of 293 K and 213K tests, respectively. We formulate the mechanism of aging, which consists in the degradation of the adhesive component of the bond strength at the interface between components, the formation of delamination areas and the appearance of frictional component, whose contribution depends on the temperature of test specimens and explains the relatively low-temperature sensitivity of the strength of the samples exposed in unheated warehouse. The identified characteristics are, in our opinion, shared by the dispersion-reinforced composites based on thermoplastics.

**Keywords:** strength, fracture toughness, temperature tests, the dispersion-reinforced thermoplastic, fiber, aging.

### **Введение**

Ни один из распространенных термопластичных полимеров не отвечает в полной мере требованиям, предъявляемым к инженерным (конструкционным) пластикам. Эти полимеры могут быть переведены в категорию инженерных пластиков с высоким комплексом механических свойств путем введения в их состав стекловолоконистых наполнителей [1]. Главные преимущества армированных термопластов по сравнению с армированными пластиками на основе терморезистивных связующих: высокая тре-

щиностойкость, высокие скорости технологических циклов, неограниченная жизнеспособность сырья и полуфабрикатов, возможность вторичной переработки и локального устранения дефектов. Кроме того, применение дисперсно-армированных термопластов позволяет дополнительно снизить материальные, трудовые, энергетические и, как следствие, экономические затраты на производство продукции.

Одна из важнейших задач в области создания и применения армированных пластиков — формирование возможно более полного банка данных об эксплуатационных свойствах армированных мате-

риалов и изделий при комплексном воздействии различных факторов, в том числе климатических [2]. Несмотря на наличие определенного объема информации по влиянию факторов окружающей среды на свойства дисперсно-армированных термопластов, включая ПА6-211-ДС [3–5], в различных климатических зонах, информация для зоны холодного климата весьма ограничена, а данные по изменению (сохраняемости) низкотемпературных показателей свойств практически отсутствуют [6].

При оценке климатической стойкости конструкционного материала на первый план выходят свойства, определяющие его конструкционную прочность: кратковременная прочность и трещиностойкость [7]. В данной работе исследованы изменения показателей прочности и трещиностойкости, включая низкотемпературные, стеклонаполненного полиамида марки ПА6-211-ДС, ГОСТ 17648-83 [8] при старении в условиях холодного климата, продолжительностью 48 месяцев.

Цель работы — выявить, на основе результатов исследования климатической стойкости ПА6-211-ДС, характерные особенности проявления эффектов старения которые присущи дисперсно-армированным полимерным композитам и обуславливают изменения важнейших показателей механических свойств материалов, включая низкотемпературные. Оценить возможность их интерпретации и адекватного описания в рамках существующих микромеханических моделей.

## Методы испытаний

Экспозицию образцов производили на климатической станции “Якутск” в механически ненагруженном состоянии в условиях открытой площадки и неотопливаемого склада, согласно ГОСТ 9.708-83.

Испытания на кратковременную прочность и трещиностойкость осуществляли, соответственно, на образцах лопатках (тип 2ГОСТ11262-80, 150×10×4 мм) и на образцах брусках (80×10×4 мм) с надрезом, изготовленных методом литья под давлением, при температурах 293 и 213 К, и скорости движения активного захвата испытательной машины 5 мм/мин. Надрезы наносили ножовочным полотном по узкой боковой грани образца-бруска и заостряли лезвием безопасной бритвы, согласно методике [9].

Для dilatометрических исследований использовали образцы в форме куба со стороной 4 мм. Измерения проводили на анализаторе-dilatометре фирмы “Schimadzu” ТМА-50 при скорости нагрева 1,5 К/мин, данные фиксировали через каждые 0,5 с, точность измерений составляла 10<sup>-8</sup> м.

## Обоснование методики оценки трещиностойкости

В [10, 11] показано, что наиболее эффективным критерием оценки трещиностойкости квазиоднородных композитов, к которым относятся дисперсно-армированные стеклопластики, являются критические КИН, определяемые в рамках линейной механики разрушения (ЛМР). Такой подход считается обоснованным, если с определенной точностью выполняется условие независимости критического КИН от длины трещины. В указанной связи были произведены две расчетно-экспериментальные оценки.

1. Оценка применимости положений ЛМР, которая обеспечивается выполнением условий локализованной текучести [12]:

$$B, b - l, l > L = 2,5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_T} \right)^2, \quad (1)$$

где  $B, b$  — толщина и ширина образца;  $l$  — длина надреза;  $\sigma_T$  — предел текучести (вынужденной высокоэластичности);  $K_{IC}$  — критический КИН для трещины отрыва в условиях плоского деформированного состояния (ПДС).

В случае одноосного растяжения образца с односторонним надрезом:

$$K_{IC} = \sigma \sqrt{\pi l} \xi(l/b), \quad (2)$$

где  $\sigma$  — разрушающее напряжение образца с надрезом;  $\xi(l/b)$  — табулированная функция [12].

При этом размеры зоны “пластичности” — необратимой деформации в вершине трещины-надреза можно оценить соотношениями “радиусов пластических зон” для плоского напряженного состояния (ПНС) и ПДС —  $r_p(\text{ПНС})$  и  $r_p(\text{ПДС})$ , соответственно:

$$\begin{aligned} r_p(\text{ПНС}) &\approx \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_T} \right)^2, \\ r_p(\text{ПДС}) &\approx \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_T} \right)^2. \end{aligned} \quad (3)$$

Расчетно-экспериментальные значения показателей прочности, трещиностойкости и характерных оценочных параметров ЛМР для исследованных материалов приведены в табл. 1. Так как деформационно-прочностные диаграммы образцов в испытаниях на кратковременную прочность имеют практически линейный характер без явно выраженного предела текучести  $\sigma_T$ , в расчетах полагали,  $\sigma_T = \sigma_p$ , где  $\sigma_p$  — разрушающее напряжение (прочность) образца.

Таблица 1

Расчетно-экспериментальные значения показателей прочности, трещиностойкости ( $l/b = 1/3$ ) и характерных оценочных параметров применимости ЛМР для исходных и экспонированных (неотапливаемый склад, 48 месяцев) образцов ПА6-211-ДС при  $T = 293$  и  $213$  К

Образцы ПА6-211-ДС	Показатели при температурах 293 и 213 К											
	$\sigma_p$ , МПа		$K_{IC}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>		$K_{IC}^2 / \sigma_p^2, 10^{-3}$ м		$l$ , 10 <sup>-3</sup> м		$r_p$ (ПНС), 10 <sup>-3</sup> м		$r_p$ (ПДС), 10 <sup>-3</sup> м	
	293	213	293	213	293	213	293	213	293	213	293	213
Исходный	175	250	7,0	7,1	1,60	0,81	4,00	2,02	0,26	0,13	0,09	0,04
Экспонированный	112	250	5,8	5,9	2,68	0,56	6,70	1,39	0,43	0,09	0,14	0,03

Анализ данных, представленных в табл. 1 с учетом неравенства (1), подтверждает корректность применимости ЛМР для всех испытанных образцов при  $T = 213$  К и её неприменимость при  $T = 293$  К. Действительно, при  $T = 293$  К и  $b = 4$  мм, имеем  $l = 4$  мм =  $b$  для исходных и  $l = 6,7$  мм >  $b$  для экспонированных образцов ПА-211-ДС, что противоречит неравенству (1).

2. Проверка независимости критических КИН от длины надреза при температуре 213 К осуществлена по результатам испытаний на трещиностойкость исходных образцов (принимая во внимание, что  $K_{IC}$  исходных образцов больше  $K_{IC}$  экспонированных) с различной глубиной надреза и построением графика в координатах:  $\sigma^2 y^2 \sim 1/l$ , где  $y = \sqrt{\pi} \xi (l/b)$ . График представляет собой прямую линию, проходящую через начало координат (рис. 1), что и подтверждает концепцию  $K_{IC} = \text{const}$ . При этом коэффициент вариации экспериментальных данных не превышает 7%.

Таким образом, трещиностойкость материала, в зависимости от температуры испытаний, будем оценивать показателями:

— при  $T = 213$  К — вязкостью разрушения (критическим КИН)  $K_{IC}$  — постоянной материала в условиях испытаний, значения которой не зависят от длины надреза-трещины;

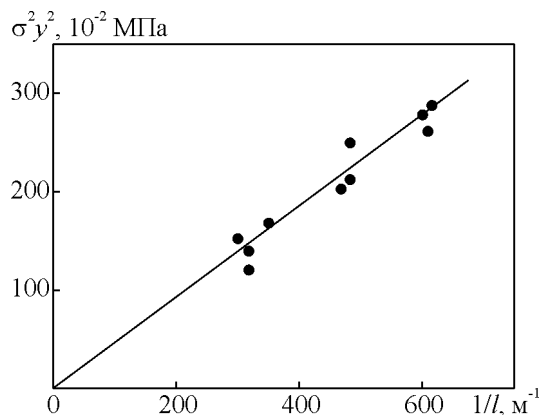


Рис. 1. Проверка применимости концепции  $K_{IC}$  для исходных образцов ПА6-211-ДС при температуре 213 К.

— при  $T = 293$  К — пределом трещиностойкости  $K_{IC}^* (l/b = 1/3)$  — условным критическим КИН при длине надреза-трещины  $l/b = 1/3$  [13].

### Результаты экспериментов и их обсуждение

Экспериментальные результаты, представленные на рис. 2, 3 и в табл. 1, показывают, что зафиксированные в экспериментах изменения в показателях свойств зависят от условий экспозиции и температуры контрольных испытаний на кратковременную прочность и трещиностойкость, при этом выявляются

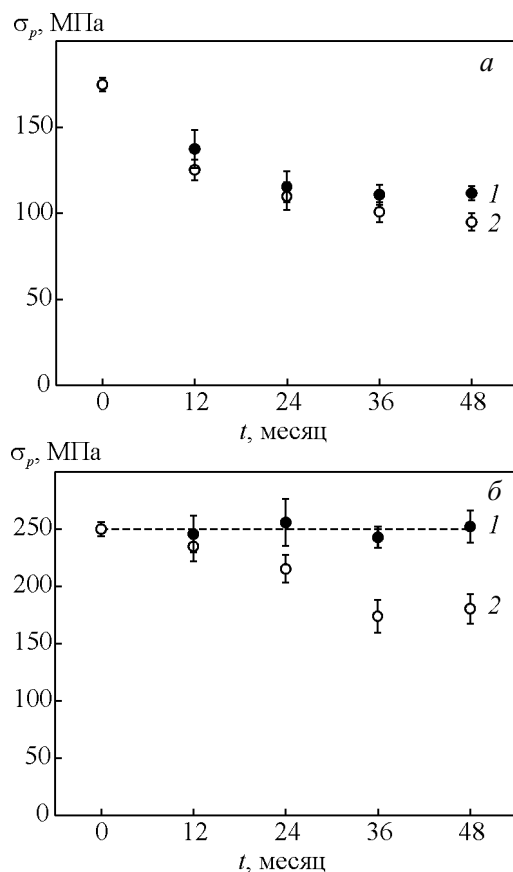


Рис. 2. Зависимость кратковременной прочности ПА6-211-ДС от времени экспозиции при температуре испытаний: а — 293 К, б — 213 К. 1 — неотапливаемый склад; 2 — открытая площадка.

следующие характерные особенности эффектов старения материала:

1. Изменение показателей свойств материала в условиях экспонирования на открытой площадке более существенны, чем в условиях неотапливаемого склада.

2. Низкотемпературная прочность материала  $\sigma_p$  (при  $T = 213$  К) менее чувствительна к воздействию факторов климата, чем прочность при комнатной температуре  $\sigma_p$  (при  $T = 293$  К). Более того, в случае экспозиции образцов в условиях неотапливаемого склада, низкотемпературная прочность материала практически не изменяется (рис. 2б, 3а).

3. Показатели трещиностойкости материала:  $K_{IC}$  (при  $T = 213$  К) и  $K_{IC}^*$  (при  $T = 293$  К) мало чувствительны к условиям экспонирования образцов и изменяются практически одинаково (в пределах точности эксперимента:  $\Delta K_{IC} \sim \Delta K_{IC}^* \sim 20\%$ ) по окончании срока экспозиции (рис. 3б).

Разница в изменении показателей свойств в случаях открытой и закрытой экспозиции (особенность 1) объясняется наличием или отсутствием поверхностного состаренного слоя в экспонированных образцах [6].

Интерпретация отмеченных особенностей (2 и 3) в изменении показателей свойств, с учетом сформулированной выше цели работы, требует обращения к особенностям структуры дисперсно-армированных композитных материалов (КМ) и модельным описаниям их механического поведения.

Достижение эффективного усиления материала наполнением дискретными волокнами определяется двумя факторами: адгезией на границе полимер-наполнитель и длинами волокон, а точнее характеристическим отношением длины волокон к их диа-

метру. До недавнего времени на рынке термопластичных формованных КМ доминировали изделия с усилением так называемыми “короткими” волокнами [14]. Они производятся экструзионным (расплавным) смешением нарубленных волоконных жгутов и термопластических полимеров. В середине 1980-х гг., с освоением метода пултрузии термопластов, появились КМ, усиленные “длинными” (размера гранулы) волокнами [14]. Исследуемый в данной работе ПА6-211-ДС как раз относится к последним — длина волокна в исходных гранулах, полученных “кабельным” методом стеклонаполнения [3], составляет 5,0 – 7,5 мм. Для сравнения, отметим, что у “материала-аналога” Армиада (ПАСВ30-3М [4]), который усилен “короткими” волокнами по экструзионной технологии, длина волокна в исходных гранулах составляет 0,035 – 0,870 мм. При последующей переработке литьем под давлением в изделиях из ПА6-211-ДС ее фактически удается сохранить на уровне 0,4 – 2,0 мм, в то время как в изделиях из Армиада длина стекловолокна сохраняется в пределах от 0,02 до 0,70 мм.

Несмотря на столь существенную разницу в длинах волокон в готовых литьевых изделиях (включая образцы для испытаний) их прочностные показатели практически сопоставимы. По утверждению автора работы [4] данное обстоятельство является следствием того, что в обоих случаях средняя длина стекловолокна превышает “критическую” величину ( $l_{кр}$ ). Под “критической” понимается минимальная длина волокна, обеспечивающая передачу нагружающего усилия от матрицы на волокно вплоть до значений, равных его прочности ( $\sigma_f$ ) или составляющего от него некоторую долю  $F \cdot \sigma_f$ , где  $F = 0,97 - 0,99$  [15]. “Качество” передачи усилия на волокно зависит от отношения его длины  $l$  к значению  $l_{кр}$ . Чем оно выше, тем более полно реализуется армирующая способность волокна в усилении КМ (желательно  $l/l_{кр} > 10$ ).

Отмеченное равенство значений прочностных показателей материалов ПА6-211-ДС и Армиад (фактически одной и той же матрицы, но усиленной “длинными” и “короткими” волокнами) при столь ощутимой разнице в длинах волокон в готовых изделиях, может быть отнесено за счет существенной разницы в “качестве”, сформировавшейся в различных технологических процессах, границы раздела. Действительно [4, 5], в случае ПА6-211-ДС именно из-за наличия “длинных” волокон следует ожидать большего повреждения границы раздела, как на стадии стеклонаполнения (при кабельной технологии менее половины стекловолокна пропитывается расплавом полиамида) так и при переработке литьем под давлением (невозможность достижения высокой

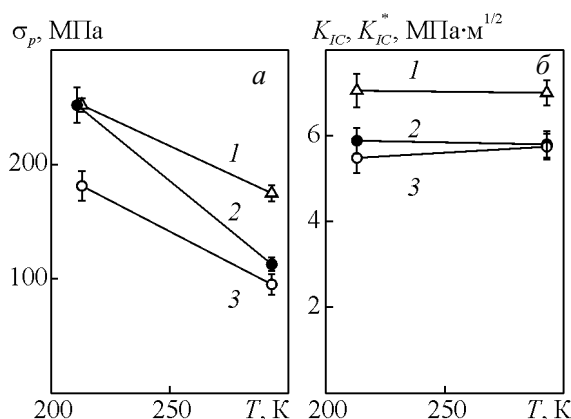


Рис. 3. Температурная зависимость: а — прочности, б — трещиностойкости исходных (1) и экспонированных образцов ПА6-211-ДС 48 мес.: 2 — неотапливаемый склад, 3 — открытая площадка.

гомогенности расплава). Кроме того, релаксация термических напряжений, обусловленных разницей (практически на порядок) в коэффициентах линейного термического расширения (КЛТР) стекловолокна и полиамида, имеющая место при охлаждении расплава в формуемом изделии, приводит в случае ПА6-211-ДС к более существенным повреждениям границы раздела именно из-за наличия “длинных” волокон.

Приведенная аргументация подтверждается прямыми методами исследования дефектности (пористости) этих материалов. Параметры пористой структуры, определенные методом ртутной порометрии, свидетельствуют о том, что Армамид ПАСВ30-3М по сравнению с ПА6-211-ДС имеет менее дефектную структуру в исходном состоянии (практически вдвое меньше суммарный объем и площадь пор) [4].

Суммируя вышесказанное, заключаем, что исследуемый материал (образец ПА6-211-ДС) — типичный представитель дисперсно-армированного “длинными” волокнами термопласта, имеющий в исходном состоянии неравновесную надмолекулярную структуру, изначально дефектную границу раздела и неотрелаксированные внутренние напряжения обусловленные технологией его изготовления.

Вплоть до настоящего времени изучение перераспределения напряжений в дисперсно-армированных КМ в зависимости от любых факторов, которые представляются существенными в той или иной задаче, проводится преимущественно в рамках одномерных моделей [14], не требующих анализа сложного напряженного состояния. Основная их особенность — разделение элементов работающих на растяжение (волокон) и на сдвиг (матрица). Важнейшим параметром во всех моделях является уже упоминавшаяся выше  $l_{кр}$ , значение которой определяет линейный размер области передачи нагрузки на волокно ( $l_{кр}/2$ ) и позволяет производить оценку прочности КМ.

Наиболее простой и наглядный пример — модель Келли – Тайсона [14, 15], построенная в предположении, что материал матрицы является идеально пластичным, а связь волокно-матрица идеально прочной. Введение таких условий существенно упрощает модель, так как исключает собственно анализ распределения напряжений — оно фактически задается: касательные напряжения, действующие на концевые участки волокна, постоянны и равны пределу текучести матрицы на сдвиг ( $\tau_m$ ). Формула для определения  $l_{кр}$  выводится из уравнения, отражающего силовой баланс между прочностью на растяжение ( $\sigma_f$ ) единичного волокна заданного диаметра ( $d$ ) и сдвиговой прочностью участка границы раздела волокно-матрица:

$$\frac{\pi d^2}{4} \sigma_f = \pi d \frac{l_{кр}}{2} \tau_m,$$

из которого следует:

$$l_{кр} = \frac{\sigma_f d}{2\tau_m}, \quad (4)$$

а прочность КМ, дисперсно-армированного волокнами ориентированными в направлении растяжения, выражается как:

$$\sigma_p = \sum_i \frac{\tau_m l_i C_i}{d} + \sum_j \sigma_f \left( 1 - \frac{l_{кр}}{2l_j} \right) C_j + \sigma'_m (1 - C_f), \quad (5)$$

$$C_f + C_m = 1; C_i + C_j = C_f$$

где  $l_i$  и  $l_j$  — до- и надкритические популяции длин волокон, соответственно;  $C_m$ ,  $C_f$ ,  $C_i$ ,  $C_j$  — объемные доли матрицы, волокон, волокон с длиной меньше ( $i$ ) и больше ( $j$ )  $l_{кр}$ , соответственно;  $\sigma'_m$  — напряжение в матрице при разрушении КМ.

Из выражения (5) следует, что часть волокон  $j$ , длина которых  $l_j \geq l_{кр}$ , реализуют, а другая  $i$ , длина которых  $l_i < l_{кр}$ , не реализуют свою прочность в испытании образца КМ на кратковременную прочность при растяжении.

Несмотря на явно ограниченные возможности модель Келли – Тайсона является основой для интерпретации результатов исследований механического поведения дисперсно-армированных КМ во всех выше цитированных работах [3 – 6]. Главный ее недостаток — предположение об идеально прочной связи на границе раздела волокно-матрица которая, очевидно, является функцией адгезионного взаимодействия материалов и поврежденности (наличие пор и других технологических дефектов) границы раздела.

В указанном аспекте предлагается использовать модели, которые в явной форме учитывают процесс отслоения волокна от матрицы и предполагают возможность рассмотрения любых форм деформационного поведения полимерной матрицы, включая упругость, вязко-упругость и пластичность с деформационным упрочнением материала [15].

Действительно, если на стадии упругого деформирования матрицы на сдвиг или при последующих пластических деформациях матрицы касательные напряжения на границе раздела волокно-матрица ( $\tau$ ) превысят значение сдвиговой прочности связи ( $\tau_a$ ), то начнется отслоение волокна от матрицы. Отслоившийся участок волокна при движении соприкасается с матрицей, что приводит к возникновению сил трения между ними. По мере развития процесса отслоения

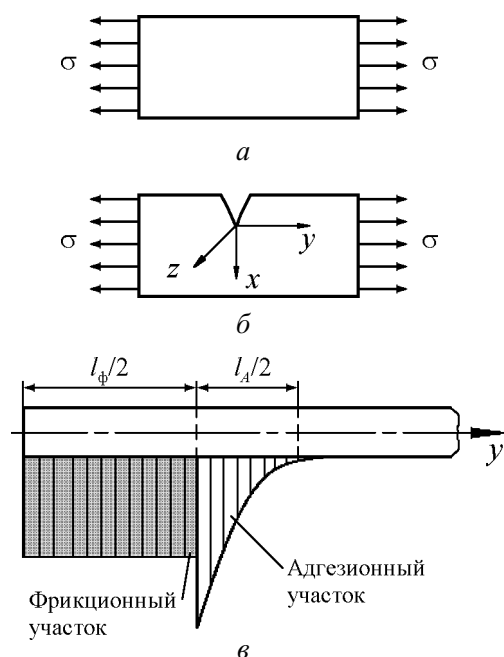


Рис. 4. Схемы: нагружения образцов в испытаниях: *a* — на прочность, *б* — трещиностойкость; *в* — передачи механического напряжения от матрицы на волокно, содержащее отслоившийся участок, при растяжении образца материала, армированного коротким волокном в испытании на прочность.

увеличение отслоившегося участка приводит к росту трущихся поверхностей, поэтому суммарная сила трения возрастает пропорционально величине отслоившегося участка. По аналогии с касательными напряжениями в модели Келли – Тайсона, можно ввести величину  $\tau_\phi$  — интенсивность сил трения, то есть силу трения, приходящуюся на единицу поверхности расслоения и считать ее постоянной. Тогда, аналогично процедуре вывода формулы (4), можно составить уравнение силового баланса:

$$\frac{\pi d^2}{4} \sigma_f = \pi d \frac{l_\phi}{2} \tau_\phi + \frac{\pi d^2}{4} \sigma_{fa},$$

где  $l_\phi/2$  — длина участка отслоения (фрикционного участка (рис. 4));  $\sigma_{fa}$  — пороговое напряжение в волокне, выше которого происходит его отслоение от матрицы;

длина отслоения равна

$$\frac{l_\phi}{2} = \frac{(\sigma_f - \sigma_{fa})d}{4\tau_\phi}. \quad (6)$$

В общем случае (рис. 4*в*) критическая длина передачи нагрузки на волокно ( $l_{кр}/2$ ) будет состоять из двух участков: отслоения ( $l_\phi/2$ ) и адгезионного ( $l_a/2$ ):

$$\frac{l_{кр}}{2} = \frac{l_\phi}{2} + \frac{l_a}{2}. \quad (7)$$

Для определения длины адгезионного участка ( $l_a/2$ ) можно записать уравнение:

$$\frac{\pi d^2}{4} \sigma_{fa} \approx \int_{\frac{l_\phi}{2}}^{\frac{l_a}{2}} \int_0^{2\pi} \tau(\theta, y) d\theta dy, \quad (8)$$

где  $\tau(\theta, y)$  — распределение касательных напряжений по длине адгезионного участка,  $\theta$  — угловая координата в плоскости, перпендикулярной оси волокна ( $y$ ).

Уравнение записано в предположении, что  $\tau(\theta, y)$  меняется незначительно по мере развития процесса отслоения. Иными словами распределение  $\tau(\theta, y)$ , сохраняя “форму”, всего лишь перемещается вдоль оси волокна по мере увеличения длины участка отслоения ( $l_\phi/2$ ).

В частности, при упругом поведении волокон и матрицы длина адгезионного участка (критическая длина волокна) выражается, в рамках модели Розена [16], уравнением:

$$l_a = l_{кр} = \frac{d}{\sqrt{2}} \left[ \frac{E_f}{G_m} (C_f^{1/2} - 1) \right]^{1/2} \operatorname{arcch} \frac{1 + (1 - F)^2}{2(1 - F)}, \quad (9)$$

где  $E_f$  — модуль упругости волокна,  $G_m$  — модуль сдвига матрицы.

Таким образом, если расслоение начинается на стадии упругого деформирования матрицы на сдвиг ( $\tau_a < \tau_m$ ), длина передачи нагрузки ( $l_a/2$ ) является функцией жесткости компонентов и их объемных долей, но не зависит от уровня нагрузки. Получается, что независимо от величины ( $\tau_a$ ) и, соответственно ( $\sigma_{fa}$ ), величина  $l_a = \text{const}$  (в условиях эксперимента).

Принципиальное значение имеет то обстоятельство, что отслоившийся участок волокна ( $l_\phi/2$ ) оказывается нагруженным и, согласно (7), способен обеспечить “догружение” волокна вплоть до его предела прочности, то есть до разрушения. Физическая природа сил трения в этом случае может быть различной, включая взаимодействие шероховатых поверхностей волокна и матрицы в процессе скольжения. Оно возникает в результате действия радиальных напряжений обжатия волокна со стороны матрицы, которые, в свою очередь, могут быть вызваны как разницей коэффициентов Пуассона компонентов, так и остаточными технологическими напряжениями усадки и, наконец, термическими напряжениями, возникающими в условиях испытания при конкретной температуре эксперимента. В частности, согласно имеющимся оценкам [17], вследствие значитель-

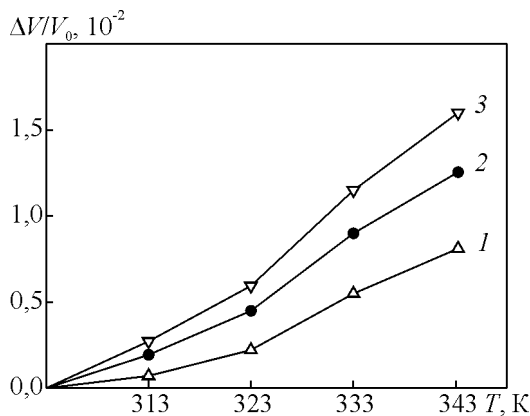


Рис. 5. Температурная зависимость относительного изменения объема образцов: 1 — ПА6-211-ДС исходный; 2 — ПА6-211-ДС после 48 месяцев экспонирования в холодном складе; 3 — ПА6 исходный.

ной разницы в КЛТР волокон и матрицы, следует ожидать существенного увеличения вклада фрикционной составляющей в механизм передачи напряжений через границу раздела волокно-матрица при понижении температуры контрольных испытаний на кратковременную прочность при растяжении от 273 до 213 К.

Возвратимся к интерпретации особенностей 2 и 3. Будем полагать, на основании собственных результатов (электронно-микроскопические исследования поверхностей разрушения образцов) [6] и литературных данных [3, 17], что первопричиной потери прочности материала при старении является нарушение связи волокно-матрица, то есть в процессе климатического воздействия происходит деградация адгезионной составляющей прочности связи на границе раздела. Подтверждением сказанному служат данные, представленные на рис. 5 — результаты применения метода-аналога, предложенного А.Б. Айбиндером [17], к образцам исследованных материалов. Сравнительная оценка прочности связи волокно-матрица определяется разностью значений показателей коэффициентов объемного термического расширения материалов. Приведенные результаты подтверждают значительное снижение прочности связи волокно-матрица в экспонированном образце ПА6-211-ДС по отношению к исходному.

Таким образом, особенность 2 может быть интерпретирована следующим образом. В испытаниях на прочность при растяжении на концах армирующих волокон появляются участки отслоения, а в механизме передачи усилий на волокно возникает фрикционная составляющая (рис. 4а, в), которая компенсирует уменьшение адгезионной составляющей

прочности связи волокно-матрица и обеспечивает практическую неизменность показателей прочности экспонированного образца при температуре испытаний 213 К.

В испытаниях на вязкость разрушения (особенность 3) вкладом фрикционной составляющей можно пренебречь, так как в условиях испытаний (выполнены условия обеспечивающие применимость ЛМР) в вершине надреза-трещины экспонированного образца (рис. 4б) возникает состояние плоской деформации — объемное напряженное состояние (всестороннее растяжение), с компонентами:

$$\sigma_x = \sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi x}}, \quad \sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y), \quad (10)$$

где  $\nu$  — коэффициент Пуассона.

Таким образом, возникающее в испытаниях на трещиностойкость, объемное напряженное состояние, очевидно, нивелирует рост “составляющей трения” в механизме передачи нагрузки на волокно при понижении температуры испытаний.

## Заключение

Зафиксированные в экспериментах и сформулированные выше характерные особенности проявления эффектов старения в изменении показателей свойств зависят от условий экспозиции и температуры контрольных испытаний на кратковременную прочность и трещиностойкость и являются, по мнению авторов, общими для всего класса дисперсно-армированных КМ на основе термопластов.

Наиболее слабым структурным элементом КМ по отношению к воздействию факторов холодного климата является граница раздела компонентов, что выражается в постепенном ослаблении эффективной характеристики адгезионного взаимодействия волокно-матрица — сдвиговой прочности связи вдоль границы раздела ( $\tau_a$ ) и приводит, при приложении к образцу механической нагрузки, к развитию процесса отслаивания волокон и образованию на границах раздела компонентов участков отслоения. При этом в механизме передачи напряжений через границу раздела начинает действовать так называемая фрикционная составляющая, вклад которой зависит от температуры испытаний и определяется уровнем термических напряжений обжатия волокна матрицей. Этим и объясняется сравнительно малая чувствительность низкотемпературных показателей прочности к воздействию факторов климата при экспонировании образцов в условиях неотопляемого склада.

Изменения показателей трещиностойкости КМ могут быть информативными контрольными пара-

метрами сравнительной оценки изменения адгезионной составляющей прочности связи волокно-матрица в дисперсно-армированном материале. Указанное замечание требует проведения дополнительных исследований.

## Литература

1. Кулачинская О.Б., Айзинсон И.Л. Композиционные материалы на основе термопластов с волокнистыми наполнителями. Пластические массы, 2001, № 6, с. 9 – 11.
2. Зеленский Э.С., Куперман А.М., Горбаткина Ю.А. и др. Армированные пластики — современные конструкционные материалы. Рос.хим.ж., 2001, т. XLV, № 2, с. 56 – 74.
3. Суровцев В.И., Саморядов А.В., Безуглая Т.Н. и др. Изменение структуры и свойств стеклонаполненного полиамида 6 при длительном хранении в различных климатических хонах. Пластические массы, 1989, № 8, с. 23 – 26.
4. Саморядов А.В. Стеклонаполненный полиамид марки Армамид ПА СВ 30-3М: переработка, свойства и применение. Пластические массы, 2001, № 6, с. 16 – 20.
5. Саморядов А.В., Калинина И.Г., Андреева М.Б. и др. Исследования пористой структуры стеклонаполненных композиций полиамида 6. Пластические массы, 2001, № 6, с. 21 – 24.
6. Бельчусова Н.А., Бабенко Ф.И. Старение стеклонаполненного полиамида в условиях холодного климата. Пластические массы, 1999, № 8, с. 13 – 17.
7. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1986, 384 с.
8. Паспорт на полиамид стеклонаполненный марок ПА6-211-ДС и ПА6-211-ДС-К. ВНИИСПВ. М.: НПО “Стеклопластик”, 1988, 121с.
9. Williams J. A Linear Elastic Fracture Mechanics Standard for Determining  $K_{Ic}$ ,  $G_c$  for Plastics. In: Proceedings of the 7<sup>th</sup> European conference on Fracture. London: EMAS, 1988, p. 405 – 408.
10. Наумец В.Н., Гузь И.С., Никифоров А.Т. и др. Определение температурной зависимости трещиностойкости квазиизотропных стеклопластиков с использованием методов механики разрушения и звуковой эмиссии. В кн.: Работоспособность конструкций из армированных пластмасс в экстремальных условиях. Сб. науч. тр. Якутск: ЯФ СО АН СССР, 1985, с. 95 – 102.
11. Делявский М.В., Бережницкий Л.Т., Онышко Л.И. Определение кратковременной макропрочности и трещиностойкости ортотропных композитных материалов при сложном напряженном состоянии. Механика композитных материалов, 1992, № 1, с. 55 – 66.
12. Черепанов Б.П. Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974, 640 с.
13. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упруго-пластического разрушения. М.: Наука, 1985, 502 с.
14. Полимерные смеси. Том II: Функциональные свойства. Под ред. Д.Р. Пола и К.Б. Бакнелла. СПб.: Научные основы и технологии, 2009, 606 с.
15. Овчинский А.С. Процессы разрушения композиционных материалов: имитация микро- и макромеханизмов на ЭВМ. М.: Наука, 1988, 278 с.
16. Кортен Г. Микромеханика и характер разрушения композиций. В кн. Современные композиционные материалы. Под ред. Л.Браутмана и Р. Крока. М.: Мир, 1970, 672 с.
17. Термоустойчивость пластиков конструкционного назначения. Под ред. Е.Б. Тростянской. М.: Химия, 1980, 240 с.
18. Айнбиндер С.Б., Андреева Н.Г., Воронков М.Г. Влияние состояния поверхности наполнителя на свойства композиций на основе полиэтилена. Механика полимеров, 1969. № 6, с. 1038 – 1045.

Статья поступила в редакцию 01.03.2012 г.

**Бабенко Федор Иванович** — Институт проблем нефти и газа СО РАН (г. Якутск), кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области полимерного материаловедения, физики и механики полимеров. E-mail: [inm@ysn.ru](mailto:inm@ysn.ru).

**Сухов Артем Анатольевич** — Государственное учреждение “Дирекция по реконструкции и строительству объектов ЖКХ и энергетики” при Министерстве ЖКХ и энергетики РС(Я) (г. Якутск), заместитель директора по энергетике. Специалист в области: полимерного материаловедения. E-mail: [SukhovArtiom@yandex.ru](mailto:SukhovArtiom@yandex.ru).

**Федоров Юрий Юристанович** — Институт проблем нефти и газа СО РАН (г. Якутск), кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области: полимерного материаловедения, физики и механики полимеров. E-mail: [yuristan@yandex.ru](mailto:yuristan@yandex.ru).

**Саввинова Мария Евгеньевна** — Институт проблем нефти и газа СО РАН (г. Якутск), научный сотрудник. Специалист в области: полимерного материаловедения. E-mail: [maria-svv@yandex.ru](mailto:maria-svv@yandex.ru)