

УДК 539.422:691.175.3

А.И. Гуляев¹, Н.О. Яковлев¹, В.Д. Крылов¹, О.А. Лашов¹**ПРИМЕНЕНИЕ ФРАКТОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА
ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ МЕЖСЛОЕВОГО РАЗРУШЕНИЯ ПКМ**

DOI: 10.18577/9140-2071-2017-0-3-65-73

Проведен фрактографический анализ и определены характеристики статической межслоевой трещиностойкости слоистых стекло- и углекомпозитов, перспективных для применения в изделиях авиационного назначения. С применением растровой электронной микроскопии выявлены характерные особенности микрорельефа поверхностей разрушения, формирующихся при испытании на межслоевую трещиностойкость по моде I и II. Изучено влияние фазовой морфологии матрицы, структуры армирования, а также температуры и климатических факторов на микромеханизмы деформирования и разрушения при расслаивании композитов.

Ключевые слова: механика разрушения, межслоевая вязкость разрушения, мода I, мода II, фрактография, фазовая морфология, растровая электронная микроскопия.

The fractographic analysis has been carried out and static interlayer fracture toughness characteristics of layered glass and carbon fiber polymer composites, perspective for application in aviation products have been defined. Using scanning electron microscopy the microrelief characteristics of the fracture surfaces formed under mode I and mode II fracture resistance tests have been revealed. The influence of the matrix phase morphology, the reinforcing structure, and also the temperature and climatic factors on the deformation and fracture micromechanisms under the composites delamination has been studied.

Keywords: fracture mechanics, interlayer fracture toughness, mode I, mode II, fractography, phase morphology, scanning electron microscopy.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Рост применения слоистых полимерных композиционных материалов (ПКМ) в различных отраслях промышленности [1, 2], обусловленный их высокими удельными упруго-прочностными характеристиками [3, 4], в некоторой степени сдерживается недостаточной стабильностью свойств и невысоким сопротивлением расслоению (деламинации) [5]. Одним из основных свойств ПКМ, определяющим условия сохранения работоспособности в поврежденном состоянии, является межслоевая трещиностойкость [6]. Данную характеристику определяют при реализации схем нагружения, при которых структурные составляющие ПКМ в наименьшей степени сопротивляются распространению трещин. Особые требования к уровню удельных упруго-прочностных свойств, ударо- и трещиностойкости, а также к сохраняемости данных свойств в условиях воздействия климатических факторов предъявляются к материалам, применяемым в изделиях авиационной техники [7, 8].

Изучение микромеханических процессов деформирования и разрушения необходимо для формирования структуры материала с требуемым комплексом механических свойств [9]. Особое

внимание уделяют вопросам формирования структуры ПКМ, которая способствует повышению ударо- и трещиностойкости [10, 11]. Исследование распространения трещин в ПКМ, в том числе на уровне микроструктуры, проводят с применением аппарата механики разрушения. Теоретические и экспериментальные методы механики разрушения включают два основных подхода – феноменологический (макромеханический) и структурный (микромеханический) [6]. Макромеханический подход применяют при разработке методик экспериментальной оценки трещиностойкости материалов [12, 13]. Микромеханика разрушения основана на изучении влияния структуры полимерного материала на процессы распространения и торможения трещин [14, 15]. Основные знания о процессах разрушения предоставляет фрактография – анализ поверхностей изломов в сочетании с информацией о структуре материала [16, 17]. Это важнейший инструмент прогноза при разработке материалов, экспертизы разрушений при эксплуатации, определения остаточного ресурса конструкций [9]. В данной работе фрактографический анализ применяли для выявления характерных особенностей микрорельефа изломов при различных условиях раскрытия

межслоевой трещины. Выявленные информативные элементы микрорельефа изломов служили диагностическими признаками прохождения определенных микромеханических процессов деформирования и разрушения. Работа обобщает цикл исследований [12, 15, 18, 19] по влиянию химического строения и фазовой морфологии матрицы, структуры армирования, а также температуры и климатических факторов на особенности разрушения ПКМ в условиях расслоения по модам I и II.

Работа выполнена в рамках реализации научных направлений 2. «Фундаментально-ориентированные исследования, квалификация материалов, неразрушающий контроль» и 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Объектами исследования в работе являлись ПКМ на основе эпоксидных, полициануратных и бисмалеимидных связующих и наполнителей различной текстильной формы (см. таблицу).

Межслоевую вязкость разрушения ПКМ в условиях отрыва (*мода I*) определяли по методу DCB (Double Cantilever Beam) согласно ASTM D5528 на образцах в виде двухконсольной балки прямоугольного сечения. Межслоевую вязкость разрушения ПКМ в условиях поперечного сдвига (*мода II*) определяли по методу ENF (End Notched Flexure) согласно ASTM D7905/D7905M и СТО 1-595-30-421–2012 (ФГУП «ВИАМ») на образцах в виде балки прямоугольного сечения с расслоением. Испытания проводили на универсальных испытательных машинах Instron ElectroPuls E10000 и Zwick/Roell Z050.

Исследование распределения армирующего наполнителя в полимерной матрице проводили методом оптической микроскопии на шлифах ПКМ с применением металлографического микроскопа Leica DRIRM.

Фрактографические исследования проводили с применением метода растровой электронной мик-

роскопии. На исследуемую поверхность изломов ПКМ наносили токопроводящий слой (слой платины толщиной 10–15 нм) на установке для ионного напыления JFC-1600. Исследование проводили на растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10 при ускоряющих напряжениях – от 5 до 15 кВ. Получены изображения поверхностей разрушения ПКМ в режиме вторичных электронов при увеличениях – от $\times 500$ до $\times 20000$.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведены значения межслоевой вязкости разрушения G_{Ic} и G_{IIc} для конструктивных ПКМ на основе углеродных и стеклянных наполнителей – по данным работ [12, 13]; для сравнения приведены данные для ПКМ зарубежного производства – T700/M21 и AS4/DAW.

При изучении изломов однонаправленно армированных ПКМ (ВКУ-25, ВКУ-27л, ВКУ-28, ВКУ-29) и сопоставлении полученных фрактограмм с научными литературными данными о микромеханизмах разрушения [14, 16, 20] выявлены информативные элементы микрорельефа изломов. Распространение межслоевой трещины вдоль направления армирования в однонаправленных ПКМ моделирует данный процесс в перекрестно-армированных ПКМ и, в некоторой степени, в ПКМ на основе тканых наполнителей при распространении межслоевой трещины вдоль жгутов в исследуемой зоне излома [6]. На рис. 2 приведены информативные элементы (указаны стрелками) поверхностей разрушения ПКМ на основе однофазных полимерных матриц, т. е. матриц без признаков фазового разделения «реактопласт–термопласт». Направление распространения магистральной трещины на всех микрофотографиях – сверху вниз. На рис. 2, а приведены схематическое изображение и микрофотография особенностей микрорельефа, формирующихся при действии локальных растягивающих напряжений, направленных перпендикулярно макроплоскости трещины. Выявление элементов микрорельефа подобной морфологии позволяет

Марки полимерных композиционных материалов и их состав

Марка материала	Армирующий наполнитель	Полимерная матрица
ВКУ-25	Жгутовый углеродный наполнитель марки ТОНО TENAX HTS40 (HTS45)	Высокодеформативная эпоксидная марки ВСЭ-1212
ВКУ-28	Жгутовый углеродный наполнитель Torayca Ind. T-800НВ	
ВКУ-29	Однонаправленная углеродная ткань фирмы Porcher Ind. (арт. 4510)	
ВКУ-27л	Однонаправленная углеродная ткань фирмы Porcher Ind. (арт. 14535)	Высокодеформативная цианэфирная (триазиновая) марки ВСТ-1208
ВКУ-39	Равнопрочная углеродная ткань фирмы Porcher Ind. (арт. 3692), переплетение – саржа 2/2	ВСЭ-1212
БМИ-3/3692		Бисмалеимидная марки БМИ-3
ВПС-47/7781	Стеклоткань фирмы Porcher Ind. (арт. 7781), переплетение – сатин 8Н	ВСТ-1208
ВПС-48/7781		ВСЭ-1212

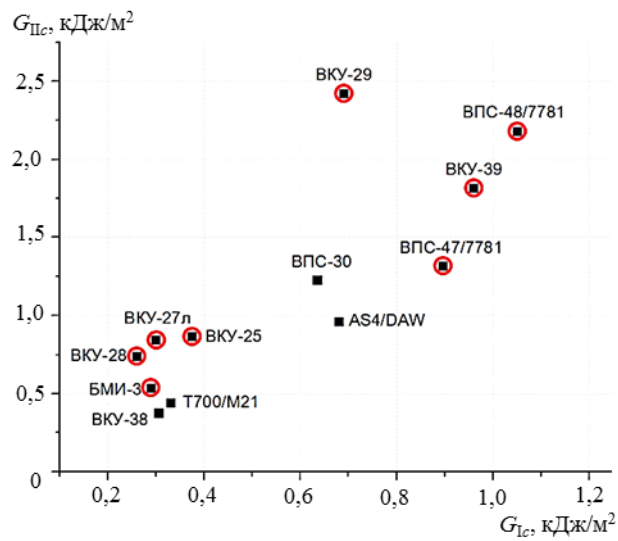


Рис. 1. Вязкость межслоевого разрушения конструктивных ПКМ в условиях нормального отрыва G_{Ic} и поперечного сдвига G_{IIc} (● — объекты фрактографического анализа)

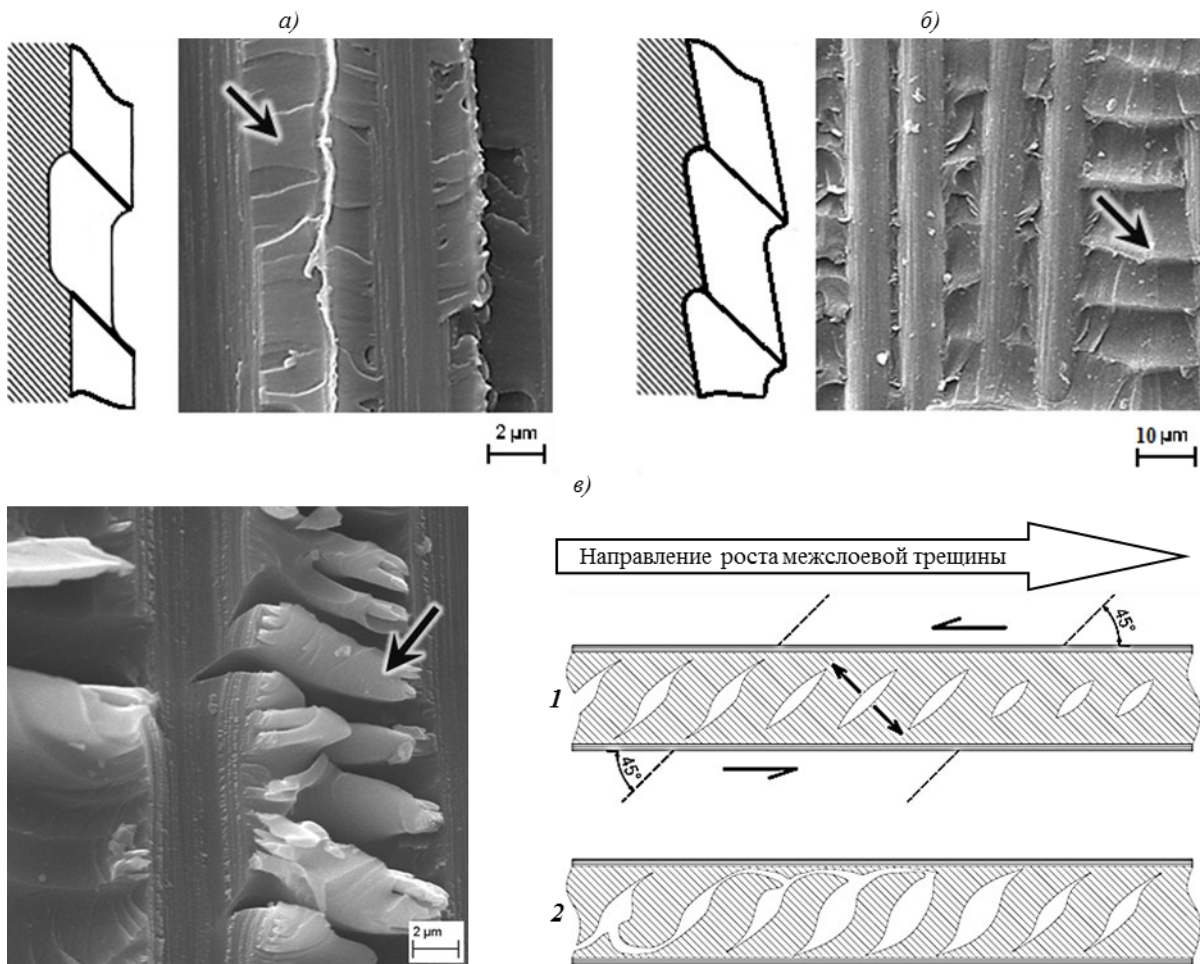


Рис. 2. Микрофотографии поверхностей разрушения ПКМ:
 а – микрорельеф отрыва; б – микрорельеф отрыва с компонентой сдвига; в – микрорельеф сдвига и схема его формирования (1 – рост микрополостей, 2 – слияние микрополостей с образованием гребней)

предположить, что разрушение на данном масштабном уровне происходило по *моду* I. В случае если помимо растягивающих напряжений действуют напряжения сдвига, формируются структуры, приведенные на рис. 2, б. При распространении межслоевой трещины в условиях «чистого» сдвига формируются характерные гребни; схема их формирования и микрофотография представлены на рис. 2, в. Формирование гребней связано с тем, что в зоне перед магистральной трещиной напряжения сдвига индуцируют возникновение микрополостей под углом ~ 45 град к плоскости магистральной трещины. Берега микрополостей начинают расходиться под действием локальных растягивающих напряжений, далее происходит слияние полостей с образованием характерной морфологии поверхности разрушения.

Микрорельеф изломов ПКМ на основе гетерогенной полимерной матрицы во многом определяется фазовой морфологией полимерной матрицы и межфазной адгезией «реактопласт–термопласт» [20, 21]. Фазовое разделение «реактопласт–термопласт» выявлено в углекомпозициях ВКУ-25, ВКУ-28, ВКУ-29, ВКУ-39 и в стеклокомпозите ВПС-48/7781, т. е. в ПКМ на основе эпоксидного связующего ВСЭ-1212. Для указанных ПКМ характерна сонепрерывная фазовая морфология, а также формирование эпоксидных доменов в фазе, обогащенной термопластом. Микрорельеф поверхностей разрушения в зонах непрерывной фазы реактопласта характеризуется такими же особенностями, как и в случае межслоевого разрушения ПКМ с однофазной матрицей. Если процессы деформирования и разрушения на микроуровне затрагивают граничные слои между эпоксидными доменами и фазой термопласта, то формируются информативные элементы микрорельефа, приведенные на рис. 3. При распространении межслоевой трещины в условиях отрыва формируется микрорельеф, приведенный на рис. 3, а, – стрелкой указан эпоксидный домен, покрытый слоем термопласта с признаками кавитационных процессов. Согласно работе [20], в термопластах по-

добный микрорельеф излома обусловлен ростом и слиянием микропор под действием растягивающих напряжений перед вершиной межслоевой трещины. При действии сдвиговых напряжений происходит наволакивание термопласта на эпоксидные домены – указано стрелкой на рис. 3, б.

Вышеуказанные информативные элементы микрорельефа изломов служили диагностическими признаками прохождения конкретных микро-механических процессов деформирования и разрушения. По геометрическим характеристикам информативных объектов микрорельефа и по их расположению относительно элементов структуры армирования (зон основы ткани, утка, переплетения жгутов и т. п.) сделано предположение о вкладе различных микро-механических процессов в экспериментально определенные значения межслоевой вязкости разрушения.

В работе [18] исследовано влияние фазовой морфологии полимерной матрицы стеклокомпозитов ВПС-47/7781 и ВПС-48/7781 на механизмы разрушения при испытании на межслоевую трещиностойкость. Полимерные матрицы исследованных стеклокомпозитов представляли собой системы «реактопласт–термопласт». Существенным различием структурно-фазового состояния матриц являлось то, что для одной из них (триазиновой) характерна однофазная структура, а в другой (эпоксидной) – наблюдалось выделение фазы термопласта. Исследование направлено на выявление структурных факторов, обуславливающих повышенную трещиностойкость данных стеклокомпозитов. В работе [18] представлены результаты исследований фазовой морфологии полимерных матриц и стеклокомпозитов на их основе, а также измерена межслоевая трещиностойкость при расслоении в условиях нормально-го отрыва (*мода* I) и поперечного сдвига (*мода* II) и проведен анализ изломов стеклокомпозитов.

Участки макроплоскости трещины, соответствующие ее распространению по нитям основы исследованных стеклокомпозитов, существенно

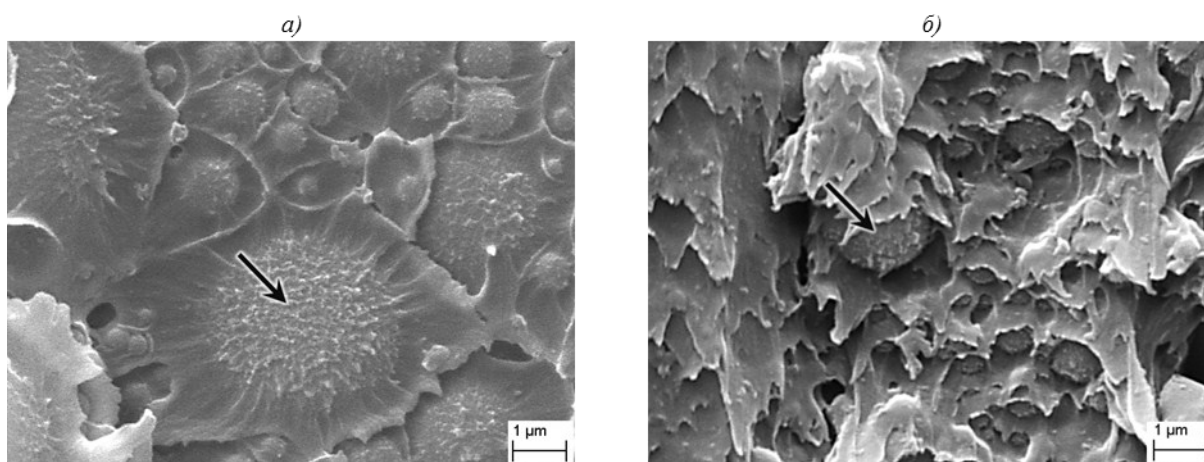


Рис. 3. Микрофотографии поверхностей разрушения ПКМ в зонах непрерывной фазы термопласта с микрорельефом отрыва (а) и сдвига (б)

различались по микрорельефу в зависимости от типа раскрытия трещины. При расслоении по *моде I* поверхности разрушения характеризуются менее выраженным микрорельефом, чем при расслоении по *моде II*. Для поверхностей разрушения при расслоении по *моде II* характерны гребнеобразные структуры. Повышение трещиностойкости при переходе от *моды I* к *моде II* в однофазных матрицах связывают с формированием более развитой поверхности разрушения. Фрактографическая картина существенно усложняется в случае применения матрицы с фазовым разделением на уровне «реактопласт–термопласт». Анализ поверхностей разрушения стеклокомпозита ВПС-48/7781 показывает, что микротрещины, инициируемые у поверхности волокна, распространяются в полимерную матрицу до областей с непрерывной фазой термопласта. При продвижении трещины в фазу термопласта (полиарилсульфона) происходит ее деформирование, при этом домены эпоксидного реактопласта пластически не деформируются. При сравнении поверхностей разрушения в условиях раскрытия трещины по *моде I* выявлено, что области непрерывной термопластичной фазы играют важную роль в диссипации энергии трещины – независимо от того, идет разрушение по основе или по утку. В матрицах с выделившейся термопластичной фазой гребнеобразование не является доминирующим механизмом разрушения по *моде II*. Сдвиговая пластическая деформация фазы термопласта при разрушении как по основе, так и по утку и диссипация энергии при скольжении по межфазным границам «реактопласт–термопласт» обуславливают повышение энергетического параметра трещиностойкости при переходе от *моды I* к *моде II*. Структура армирования в стеклокомпозитах ВПС-47/7781 и ВПС-48/7781 определяет характерную особенность распространения межслоевой трещины при нагружении сдвигом – наличие рядов гребней, расположенных перпендикулярно распространению магистральной трещины, в зоне утка. Поскольку в стеклоткани фирмы Porcher Ind. (арт.

7781) одно переплетение с нитью утка приходится на восемь нитей основы, то длины утка между переплетениями достаточно для распространения трещины в условиях продольного сдвига. В результате при раскрытии трещины по *моде II* в стеклокомпозитах ВПС-47/7781 и ВПС-48/7781 в зонах утка микрорельеф соответствует расслоению по *моде III* [20]. На рис. 4, а приведена микрофотография поверхности разрушения стеклокомпозита ВПС-48/7781 в зоне утка. На увеличенном фрагменте микрофотографии информативные элементы микрорельефа, соответствующие реализации *моды III* в зоне утка, указаны стрелкой.

Исследовано влияние структурного состояния углекомполитов ВКУ-39 и БМИ-3/3692 на механизмы распространения межслоевых трещин [19]. Для композиционных материалов на основе матриц с существенно различающимися диссипативными свойствами справедливо представление о том, что трещиностойкость ПКМ возрастает с ростом трещиностойкости полимерной матрицы. Трещиностойкость ПКМ на основе хрупких матриц обычно выше трещиностойкости отвержденного связующего, в то время как трещиностойкость ПКМ на основе матриц с повышенной деформативностью ниже трещиностойкости матрицы [20]. Одним из параметров, определяющих уровень трещиностойкости ПКМ, является толщина прослоек полимерной матрицы между слоями углеродной ткани и в межволоконном пространстве внутри жгутов наполнителя. Оценка данного параметра, относящегося к топологическому уровню организации структуры ПКМ, проведена с применением оптической микроскопии [19]. Толщина прослоек матрицы в углекомполите ВКУ-39 значительно превосходит данный параметр структуры углекомполита БМИ-3/3692. Увеличение прослоек полимерной матрицы в межволоконном пространстве и/или между слоями армирующего наполнителя приводит в случае материалов на основе матриц с высокой трещиностойкостью к повышению межслоевой вязкости разрушения ПКМ, а в случае материалов на основе

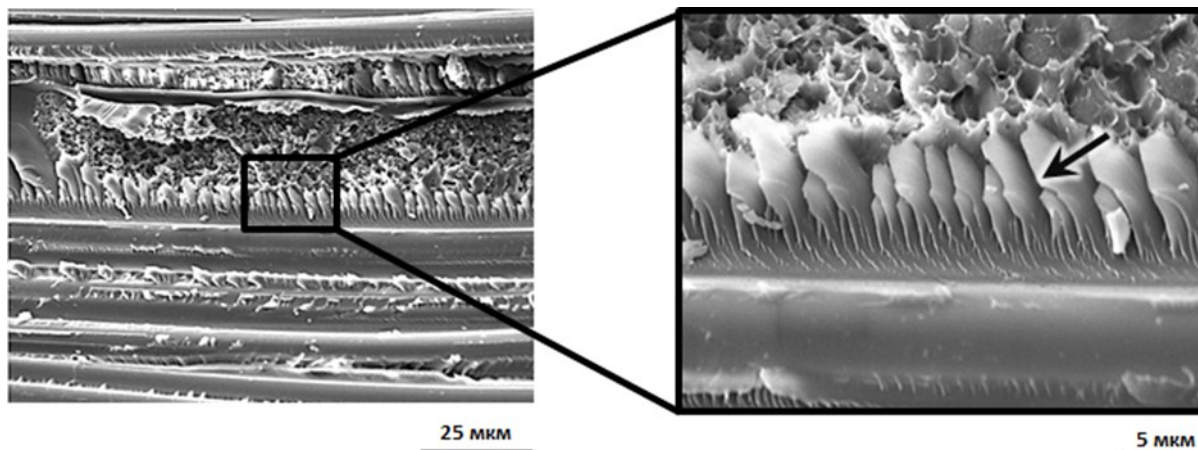


Рис. 4. Микрорельеф поверхности разрушения стеклокомпозита ВПС-48/7781 в зоне утка

матриц с низкой трещиностойкостью к прямо противоположному эффекту – понижению межслоевой вязкости разрушения. На основании анализа микрофотографий и данных об уровне трещиностойкости полимерных матриц БМИ-3 и ВСЭ-1212 можно заключить, что организация структуры исследуемых углекомполитов на топологическом уровне близка к оптимальной с точки зрения достижения требуемого уровня трещиностойкости композита.

В работе [19] с применением растровой электронной микроскопии показано, что полимерная матрица углекомполита БМИ-3/3692 – однофазная (признаков гетерогенности не выявлено), в то время как матрица углекомполита ВКУ-39 характеризуется сонепрерывной фазовой морфологией с протяженными областями фазы, обогащенной полиарилсульфоном.

Микрорельеф поверхностей разрушения углекомполита ВКУ-39 при расслоении по *моде* II имеет ряд характерных особенностей. Участки разрушения по жгутам основы, представленные репликами углеродных волокон в непрерывной фазе термопласта, практически не содержат гребнеобразных структур в межволоконных областях. Данная особенность указывает на высокую пластичность фазы термопласта в матрице углекомполита ВКУ-39. При увеличении $\times 20000$ выявлена морфология поверхности разрушения, сформировавшаяся в результате наволакивания непрерывной фазы термопласта на сферические эпоксидные домены. Для зон поверхности разрушения по утку наблюдается гладкий рельеф, при этом при увеличении $\times 20000$ выявлены некоторые фрактграфические особенности, характерные для разрушения в условиях вклада *моды* I: отслаивание непрерывной фазы термопласта от эпоксидных доменов, отсутствие наволакивания. Для зоны переплетения нитей основы и утка характерно разрушение по границе раздела «волоконно-матрица» без растрескивания матрицы.

Зоны излома углекомполита БМИ-3/3692, соответствующие началу и окончанию распространения трещины по жгуту основы, несколько различаются по морфологическим особенностям. На участках начала движения трещины по основе наблюдаются как микрорельеф отрыва, так и гребни, характерные для расслоения в условиях сдвига. На участках окончания движения трещины по основе гребни практически отсутствуют. Можно предположить, что при нагружении углекомполита БМИ-3/3692 по *моде* I распространение трещины по жгутам основы начинается по смешанной *моде* I-II, а заканчивается по *моде* I. В углекомполите БМИ-3/3692 трещина в области переплетения образуется перед вершиной магистральной трещины независимо от *моды* расслоения.

Распространение трещины на уровне элементов тканого наполнителя по *моде*, отличной от *моды*, заданной схемой нагружения образца, является характерной особенностью разрушения

исследуемых углекомполитов на основе саржи с переплетением 2/2. Вероятно, данная особенность распространения трещин обуславливает меньшие значения отношения G_{IIc}/G_{Ic} для ПКМ на основе равнопрочных тканей по сравнению с ПКМ на основе жгутов и однонаправленных тканей.

С целью изучения климатического воздействия на энергетические параметры трещиностойкости и механизм разрушения проведено экспонирование образцов из углекомполита ВКУ-28 на открытой площадке Геленджикского центра климатических испытаний (ГЦКИ) ВИАМ с суммарным воздействием факторов умеренно теплого климата.

Построены кривые сопротивления росту трещины (R-кривые) для образцов из углекомполита ВКУ-28 в исходном состоянии и после натурального экспонирования в ГЦКИ, испытанных при комнатной и повышенной температурах (рис. 5, а). Вид R-кривых показывает, что при испытании на трещиностойкость по *моде* I при комнатной температуре значения G_{Ic} углекомполита ВКУ-28 не зависят от длины трещины. При повышенной температуре наблюдается рост значений G_{Ic} с увеличением длины трещины, при этом рост более выражен для образцов после натурального экспонирования. С точки зрения микромеханики разрушения возрастание работы расслоения связывают с отслоением волокон от матрицы по мере распространения трещины и диссипацией энергии нагружения при вытягивании частично отслоившихся волокон из полимерной матрицы и их разрыве [22]. Когда скорость «появления» волокон, скрепляющих берега трещины, становится равной скорости их разрыва, зависимость работы расслоения от длины трещины выходит на участок с практически постоянными значениями параметра трещиностойкости. Различие вида R-кривых для образцов из углекомполита ВКУ-28, испытанных при комнатной и повышенной температурах, определяется тем, будут ли проходить вышеуказанные микромеханические процессы при расслоении композита.

Поверхности разрушения образцов из углекомполита, испытанных при комнатной температуре, характеризуются гладким микрорельефом по всей длине межслоевой трещины. Для начальных участков распространения межслоевой трещины в образцах, испытанных при 80°C, также характерен гладкий микрорельеф отрыва (рис. 5, б). Основная отличительная особенность поверхностей разрушения образцов, испытанных при 80°C, состоит в наличии волокон с признаками последовательно происходящих процессов: отслаивания, скрепления берегов трещины и разрыва. Отслоение происходит не только по границе «волоконно-матрица», но и в условиях разрушения по границе между окружающим волокна слоем матрицы, обедненным термопластом, и объемом матрицы. Участки с подобной морфологией поверхности разрушения выявлены в зонах окончания распространения межслоевой

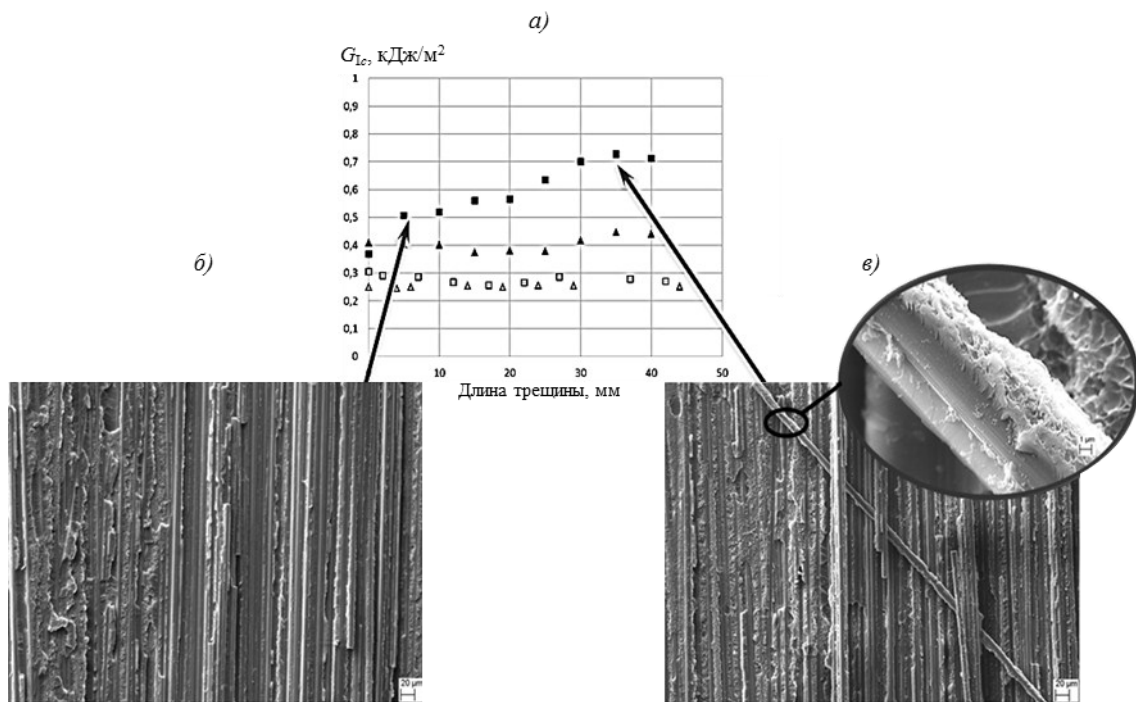


Рис. 5. R-кривые (а) для углекомпозиата ВКУ-28 в исходном состоянии, испытанного при 20 (Δ) и 80°C (▲); экспонированных в ГЦКИ и испытанный при 20 (□) и 80°C (■), а также микрофотографии поверхностей разрушения образца (■), соответствующих началу (б) и окончанию (в) распространения межслоевой трещины

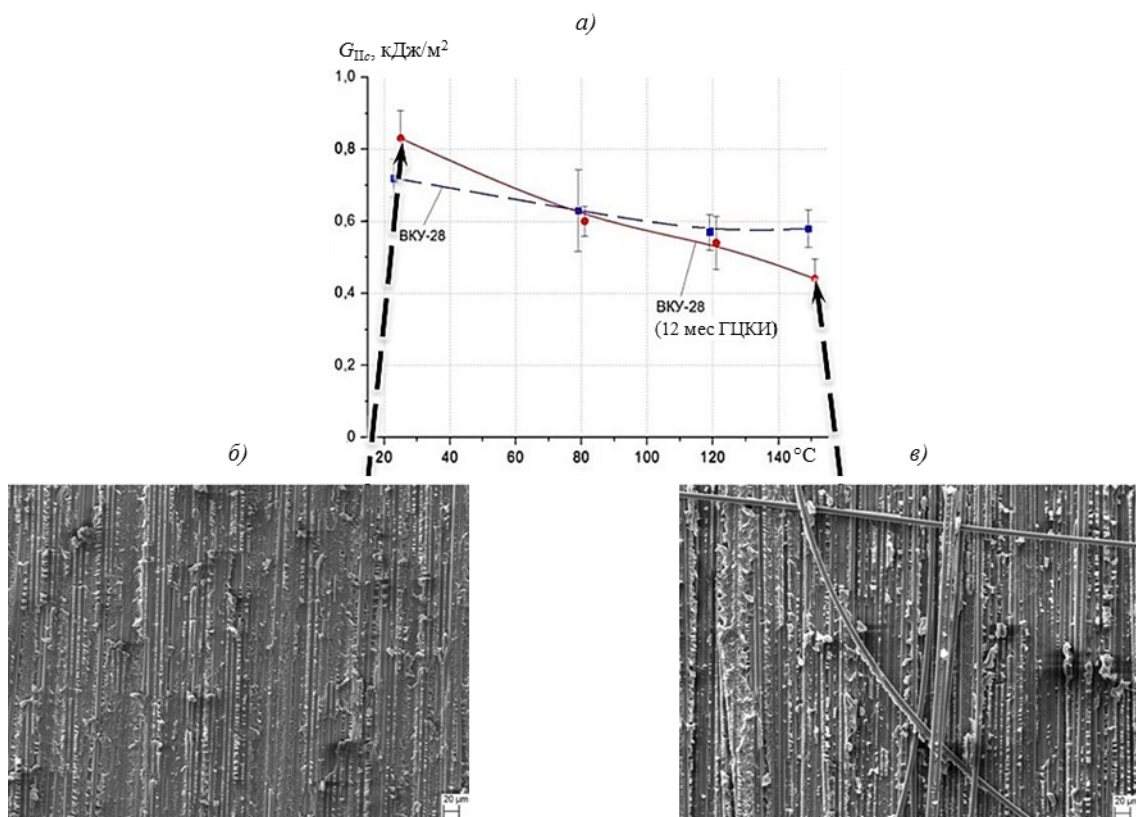


Рис. 6. Температурная зависимость энергетического параметра межслоевой трещиностойкости G_{IIc} (а) и поверхности разрушения углекомпозиата ВКУ-28, экспонированного в ГЦКИ, после испытаний при комнатной температуре (б) и при 150°C (в)

трещины (рис. 5, в). Результаты фрактографических исследований указывают на то, что причиной изменения вида R-кривых углекомпозиата при изменении температуры испытаний является скрепление берегов трещины частично отслоившимися волокнами. Данный механизм в углекомпозиате ВКУ-28 реализуется ввиду уменьшения адгезионной прочности на границе «волокно–матрица» (а также на границе «реактопласт–термопласт») при повышенной температуре.

Построены температурные зависимости работы расслоения по *моде* II для образцов углекомпозиата ВКУ-28 в исходном состоянии и после натурального экспонирования в ГЦКИ (рис. 6, а). Показано, что величина энергетического параметра трещиностойкости G_{IIc} уменьшается с ростом температуры испытаний, при этом для образцов после экспонирования в ГЦКИ характерно более выраженное падение вязкости разрушения. Вид поверхности разрушения образцов, испытанных при комнатной температуре, типичен для раскрытия трещины в условиях сдвига, при этом отслоившиеся волокна на поверхности разрушения не наблюдаются (рис. 6, б). В работе [15] показано, что при повышении температуры испытаний несколько увеличивается размер гребней, что связано с повышением пластичности матрицы. Более существенным отличием поверхностей разрушения углекомпозиата ВКУ-28 после испытаний при повышенной температуре является наличие множества отслоившихся волокон (рис. 6, в).

В случае нагружения при нормальном отрыве некоторое уменьшение адгезионной прочности «волокно–матрица» способствует повышению работы расслоения по *моде* I, в то время как при нагружении сдвигом данное явление приводит к падению величины G_{IIc} [20, 22].

Заключения

Показано, что при одинаковом типе раскрытия трещин межслоевая трещиностойкость больше для ПКМ, в матрице которого термопласт формирует отдельную фазу. Фрактографический анализ показывает, что для стеклокомпозиата ВПС-47/7781 (на основе матрицы ВСТ-1208) разрушение происходит преимущественно по границе раздела «волокно–матрица», в то время как для стеклокомпозиата ВПС-48/7781 (на основе матрицы ВСЭ-1212) характерны протяженные области разрушения по термопластичной фазе и по границе раздела «реактопласт–термопласт». Показано, что текстильная форма наполнителя (переплетение – сатин 8Н) в исследованных стеклокомпозиатах определяет характерную особенность распространения межслоевой трещины в зоне утка при испытании по *моде* II – формирование рядов гребней, расположенных перпендикулярно распространению магистральной трещины (признак деформирования и разрушения по *моде* III в зоне утка).

Доминирующие механизмы диссипации энергии при расслоении углекомпозиата ВКУ-39 по *моде* I: рост и слияние микрополостей в непрерывной фазе термопласта под действием растягивающих напряжений и разрушение по границе фаз «реактопласт–термопласт»; по *моде* II: сдвиговая пластическая деформация непрерывной фазы термопласта, трение на межфазных границах и наволакивание термопласта. Основным механизмом рассеяния энергии нагружения в углекомпозиате БМИ-3/3692 является формирование гребней, инициируемое сдвиговой деформацией. Показано, что при разрушении по *моде* II углекомпозиата ВКУ-39 трещина по утку распространяется в условиях вклада нормального отрыва, в то же время при разрушении по *моде* I углекомпозиата БМИ-3/3692 трещина по основе распространяется в условиях вклада поперечного сдвига. Распространение трещины в условиях вклада *моды*, отличной от *моды*, предусмотренной условиями нагружения, является характерной особенностью разрушения исследуемых углекомпозиатов. Вероятно, данная особенность распространения трещин обуславливает меньшие значения отношения G_{IIc}/G_{Ic} для ПКМ на основе равнопрочных тканей по сравнению с ПКМ на основе жгутов и однонаправленных тканей.

Показано, что при повышении температуры испытаний возрастает сопротивление углекомпозиата ВКУ-28 инициированию и росту трещин и изменяется вид R-кривых. При комнатной температуре энергетический параметр трещиностойкости G_{Ic} не зависит от длины трещины. При повышенной температуре данный параметр возрастает с увеличением длины трещины, при этом рост более выражен для образцов после натурального экспонирования. Вид R-кривых образцов из углекомпозиата ВКУ-28, испытанных при повышенной температуре, обусловлен последовательно протекающими микромеханическими процессами: отслаивание по граничному слою «волокно–матрица» (также наблюдается разрушение по границе между слоем, обедненным термопластом, вокруг волокна и объемом матрицы), скрепление берегов трещины частично отслоившимися волокнами и их разрыв. Разрушение по границе между слоем, обедненным термопластом, и объемом матрицы сопровождается кавитационными процессами в термопластичной фазе, в результате которых рассеивается значительное количество энергии, подводимой при нагружении образца с трещиной. Показано, что удельная работа расслоения G_{IIc} уменьшается с ростом температуры испытаний, при этом для образцов после экспонирования в ГЦКИ характерно более выраженное падение вязкости разрушения. Уменьшение адгезионной прочности «волокно–матрица» с повышением температуры испытаний (на что указывает выявление отслоившихся волокон на поверхностях разрушения) приводит к уменьшению сопротивления сдвигу и, следовательно, к снижению работы расслоения по *моде* II.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Соколов И.И., Раскутин А.Е. Углепластики и стеклопластики нового поколения // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. №4. Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.04.2017).
3. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // *Металлы Евразии*. 2015. №1. С. 36–39.
4. Каблов Е.Н., Чурсова Л.В., Лукина Н.Ф., Куцевич К.Е., Рубцова Е.В., Петрова А.П. Исследование эпоксидно-полисульфоновых полимерных систем как основы высокопрочных клеев авиационного назначения // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2017. №3. С. 7–12.
5. Савельева Ю.Б., Румянцева А.Ф., Файзрахманов Н.Г., Раскутин А.Е., Михайлова Л.А. Повышенные вязкости разрушения углепластиков термопластичными модификаторами // *Пластические массы*. 2005. №8. С. 31–33.
6. Бабаевский П.Г., Кулик С.Г. Трещиностойкость отвержденных полимерных композиций. М.: Химия. 1991. 336 с.
7. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 440–448.
8. Каблов Е.Н., Кириллов В.Н., Жирнов А.Д., Старцев О.В., Вапиров Ю.М. Центры для климатических испытаний авиационных ПКМ // *Авиационная промышленность*. 2009. №4. С. 36–46.
9. Штремель М.А. Разрушение. М.: Изд. дом МИСиС, 2014. Кн. 1: Разрушение материалов. 670 с.
10. Pearson R.A., Yee A.F. Toughening mechanisms in thermoplastic-modified epoxies: 1. Modification using poly(phenylene oxide) // *Polymer*. 1993. Vol. 34. No. 17. P. 3658–3670.
11. Меркулова Ю.И., Мухаметов Р.Р., Долгова Е.В., Ахмадиева К.Р. Полициануратное связующее для получения композитов пропиткой под давлением // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. №11 (47). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.04.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-11-5-5.
12. Яковлев Н.О., Гуляев А.И., Лашов О.А. Трещиностойкость слоистых полимерных композиционных материалов (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. №4 (40). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.04.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-12-12.
13. Крылов В.Д., Яковлев Н.О., Курганова Ю.А., Лашов О.А. Межслоевая трещиностойкость конструкционных полимерных композиционных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №1 (40). С. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-79-85.
14. Bandyopadhyay S. Review of the microscopic and macroscopic aspects of fracture of unmodified and modified epoxy resins // *Materials Science and Engineering A*. 1990. Vol. A125. P. 157–184.
15. Яковлев Н.О., Гуляев А.И., Крылов В.Д., Шуртков С.В. Микроструктура и свойства конструкционных композиционных материалов при испытании на статическую межслоевую трещиностойкость // *Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. №1 (19). Ст. 09. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 15.04.2017).
16. Bonhomme J., Arguelles A., Vina J., Vina I. Fractography and failure mechanisms in static mode I and mode II delamination testing of unidirectional carbon reinforced composites // *Polymer Testing*. 2009. Vol. 28. P. 612–617.
17. Деев И.С., Каблов Е.Н., Кобец Л.П., Чурсова Л.В. Исследование методом сканирующей электронной микроскопии деформации микрофазовой структуры полимерных матриц при механическом нагружении // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №7. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.04.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-6-6.
18. Гуляев А.И., Яковлев Н.О., Крылов В.Д., Шуртков С.В. Микромеханика разрушения стеклопластиков при расслоении по модам I и II // *Материаловедение*. 2016. №2. С. 13–22.
19. Гуляев А.И., Яковлев Н.О., Шуртков С.В., Крылов В.Д. Фрактографический анализ эпоксидного и бисмалеимидного углепластиков после испытаний на межслоевую трещиностойкость // *Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-технич. журн.* 2017. №2 (26). Ст. 07. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 10.05.2017).
20. Greenhalgh E.S. Failure analysis and fractography of polymer composites. Cambridge: Woodhead Publishing, 2008. 608 p.
21. Гуляев А.И., Журавлева П.Л. Методологические вопросы анализа фазовой морфологии материалов на основе синтетических смол, модифицированных термопластами (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №6. Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.04.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-6-9-9.
22. Asp L.E. The effects of moisture and temperature on the interlaminar delamination toughness of a carbon/epoxy composite // *Composites Science and Technology*. 1998. Vol. 58. P. 967–977.