

УДК 678.01:539.3:539.27

## ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СЛОИСТОГО МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИТА АЛОР ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

(поступила в редакцию 28.08.2015, принята в печать 25.09.2015)

И.С.Деев, Г.Ф.Железина

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» ГНЦ РФ,  
г. Москва, Россия

Проведен фрактографический анализ слоистого металлополимерного композита алор на основе однородной ленты из волокон СВМ и эпоксидно-каучукового пленочного клея ВК-41 после испытаний на трещиностойкость по моде I (в условиях отрыва) и моде II (в условиях сдвига). Показано влияние предварительной деформации на растяжение отверждённого композита на фрактографические особенности межслойного разрушения при испытаниях на трещиностойкость. Обнаружено, что с увеличением степени предварительного пластического деформирования изменяется характер поверхности разрушения композита алор и повышается его трещиностойкость на отрыв и сдвиг в 1,5 раза. Полученные данные показали, что предварительная пластическая деформация (до 0,5 - 1,0%) отверждённого металлополимерного композита алор может служить эффективным способом повышения его трещиностойкости.

**Ключевые слова:** слоистый металлополимерный композит алор, трещиностойкость (мода I, мода II), предварительная деформация, фрактография.

## FRACTOGRAPHIC ANALYSIS LAYERED METAL - POLYMER COMPOSITES ALOR THE TEST FOR FRACTURE TOUGHNESS

I. S. Deev, G. F. Zhelezina

All-russian institute of aviation materials SSC RF, Moscow, Russia

Fractographic analysis of layered metal-polymeric composite ALOR based on unidirectional tape of SVM fibers and epoxy-rubber adhesive film VK-41 after fracture toughness tests in the mode I (in terms of separation) and mode II (in a shift). Shows the effect of pre-strain in tension of hardened composite fractographic features interlayer fracture when tested on crack. It is found that with increasing degree of preliminary plastic deformation changes the character of the fracture surface of the composite ALOR increases its fracture toughness and the peel and shear 1.5. The findings showed that the preliminary plastic deformation (0.5 - 1.0%) of hardened metal-polymer composite ALOR can be an effective way to improve its fracture toughness.

**Keywords:** ALOR, fracture toughness (mode I, mode II), scanning electron microscopy, fractography, torsions, preliminary plastic deformation.

### 1. Введение

Повышение выносливости и живучесть элементов авиационных конструкций – главная задача при разработке новых материалов авиационного назначения. В связи с возрастанием требований к летно-техническим характеристикам самолетов постоянно актуальной проблемой авиационного материаловедения остается увеличение прочности материалов при одновременном повышении вязкости их разрушения, стойкости к распространению усталостных трещин и воздействию внешних факторов [1-3].

Алоры - первые слоистые металлополимерные композиционные материалы, разработанные в ВИАМе в 80-х годах прошлого века с целью кардинального снижения скорости роста усталостных трещин в обшивках авиационных конструкций [4]. Трециностойкие алоры, как и их зарубежные аналоги – материалы типа ARALL [5], состоят из чередующихся, адгезионно соединенных слоев алюминиевого сплава и высоко-прочного органопластика, армированного арамидными волокнами. По сравнению с алюминиевыми сплавами скорость роста усталостных трещин в алорах снижается в 5-100 раз, усталостная долговечность повышается в 1,2-10 раз, акустическая выносливость – в 10 раз [5-7].

Механические свойства алоров можно регулировать в широких пределах путем варьирования соотношения компонентов, схемы армирования и др. Особое значение для сопротивления усталостному разрушению алоров является распределение остаточных термических напряжений в слоях металла и органопластика. Для оптимизации остаточных напряжений и повышения ресурса алоров разработаны различные технологические приемы: натяжение армирующего наполнителя при отверждении, пластическое деформирование готового отверженного листа алора [8].

Стойкость к межслойному разрушению – необходимое условие для обеспечения монолитности и работоспособности слоистых композиционных материалов при эксплуатации [9, 10]. Из-за существенного различия в физико-механических свойствах органопластика и алюминиевого сплава (коэффициент Пуассона, линейное термическое растяжение, модуль упругости и др.) межслойные напряжения в алорах могут возникать при различных видах нагружения: растяжении, изгибе, сжатии, а также при действии факторов внешней среды, перепадов температур, влажности и т.д. [11-13]. Благодаря многослойности макро- и микроструктуры алора процесс его межслоевого разрушения сопровождается на различных структурных уровнях как путем появления новых макроповерхностей в слоях материала, так и микrorасслоений самих арамидных волокон [10, 14-15]. Исследование особенностей деформирования и разрушения алоров связано с анализом поверхностей, образующихся в материале при силовом воздействии при полном его разрушении.

Целью настоящей работы является фрактографический анализ особенностей межслойного разрушения подвергнутых предварительному растяжению отверженных образцов алора при испытаниях на трециностойкость по mode I и mode II. Работа является продолжением исследований трециностойкости полимерных композитов (углепластиков) по mode I и mode II [16-17].

## **2. Объекты и методы исследования**

Объектами исследований служили модельные образцы алора, состоящие из двух слоев алюминиевого сплава Д16АТ толщиной 0,5 мм с анодно-оксидным покрытием и одного слоя органопластика на основе эпоксидно-каучукового связующего и односторонней арамидной ленты из волокна СВМ. Образцы алора изготавливали методом прессования при температуре 120°C и давлении 9 МПа.

Испытания на трециностойкость образцов алора после их предварительного растяжения с различной степенью деформирования ( $\varepsilon_b = 0\%; 0,5\%; 1,0\%; 2\%$ ) проводили по mode I (в условиях нормального отрыва) в соответствии с нормативным документом СТП 1-595-60-357-2001, а по mode II (в условиях сдвига) - в соответствии с ММ 1.2.019-2002 «Композиты слоистые полимерные. Метод определения удельной работы расслоения (вязкости межслойного разрушения) при сдвиге». Испытания в условиях нормального отрыва проводили на консольно закрепленных в захватах разрывной машины образцах, фиксируя величину нагрузки, соответствующую моменту страгивания трещины. При испытаниях в условиях сдвига образцы испытывали на трёхточечный изгиб. В обоих случаях испытания проводили при скорости деформирования 2 мм/мин.

Для фрактографических исследований поверхностей разрушения, образовавшихся в процессе испытаний образцов алора на трециностойкость, применяли метод сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) [18-20]. Исследования проводили на различных структурных уровнях [21-23] с учетом микрокомпозитного строения полимерной матрицы и микрофибриллярной структуры арамидных волокон СВМ. Типовые разрушения образцов алора, испытанных на трециностойкость по mode I и mode II после их предварительного растяжения с различной степенью деформирования, приведены на рисунках 1-8.

### 3. Результаты и их обсуждение

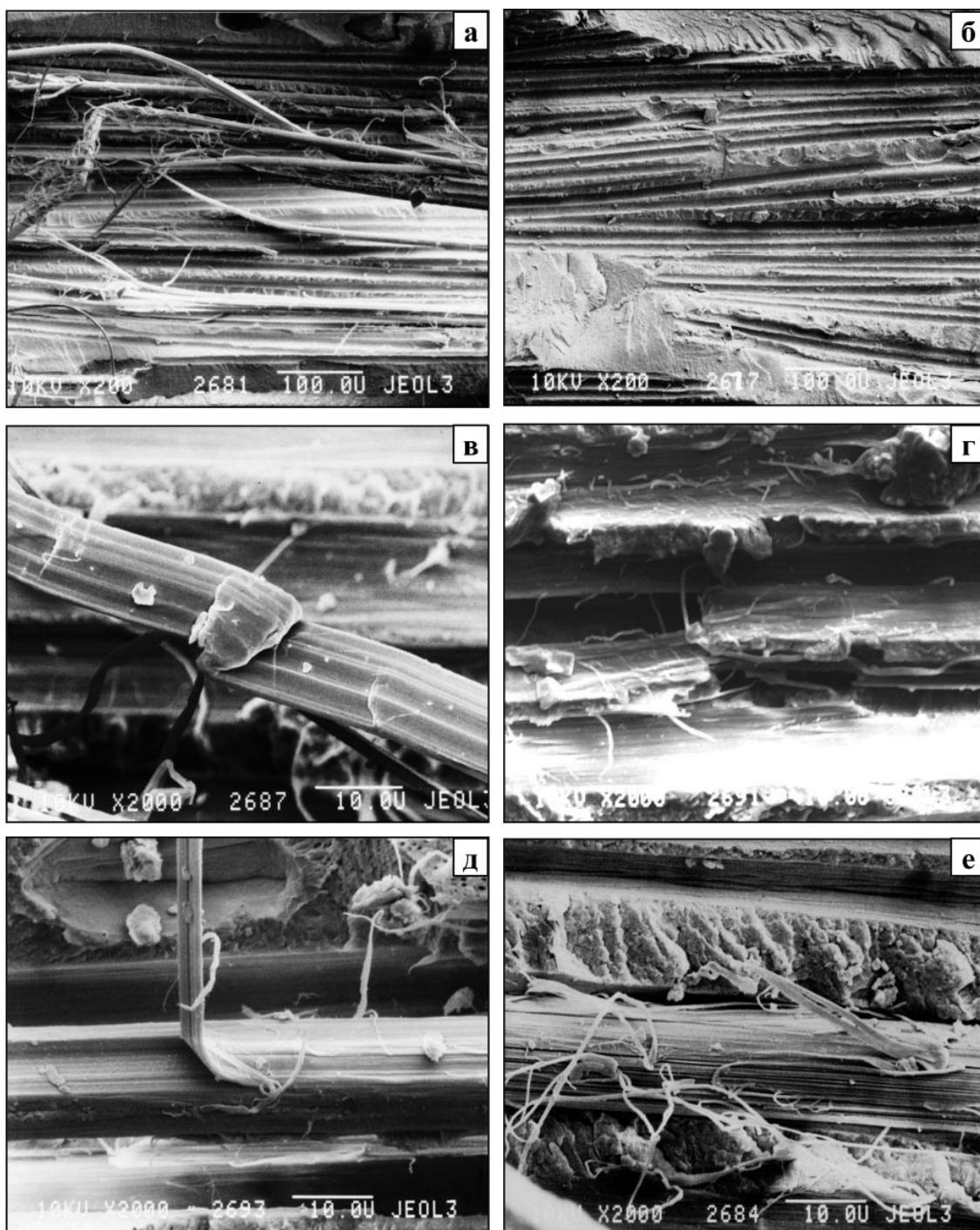
Фрактографические исследования алора показали, что его межслойное разрушение при испытаниях на трещиностойкость по модам I и II в значительной мере определяется структурой и характером разрушения арамидных волокон в слоях органопластика. Ранее методом сканирующей электронной микроскопии было показано [15, 24], что высокопрочные высокомодульные арамидные волокна типа СВМ имеют микрокомпозитное строение. Его основным признаком является наличие непрерывной, менее стойкой к окислению и ионно-плазменному травлению изотропной среды, на 85-90% по объему «армированной» фибрillами и микрофибрillами. Подобная структура объясняет особенности поведения этих волокон при механическом и тепловом нагружении. Полученные данные являются ключевыми в понимании особенностей деформирования органопластиков на основе арамидных волокон.

При использовании арамидных волокон в качестве армирующего наполнителя в конструкционных органопластиках на межфазной границе наблюдается высокая прочность сцепления между волокнами и матрицей, в результате чего происходящее расщепление волокна на фибрillлярные элементы существенно повышает трещиностойкость алора. Это связано с особенностью арамидных волокон типа СВМ, принципиально отличающей их от других армирующих наполнителей, которая заключается в проницаемости поверхностного слоя волокна для молекулярных компонентов связующих [24]. В результате диффузии и осмоса через оболочку волокна низкомолекулярных соединений пропитанная молекулярными компонентами связующего оболочка органоволокна образует своеобразную «внутреннюю обкладку» двухслойной межфазной области в органопластике. Поэтому под действием механических напряжений, например, при испытаниях на трещиностойкость разрушение происходит как по оболочке волокна, так и по всему его объему.

Как показали исследования микроструктуры, вследствие высокой прочности сцепления между волокнами и матрицей разрушение алора при испытаниях на трещиностойкость начинается в слое органопластика с расщепления органического волокна, сопровождающегося интенсивным распадом фибрill на микрофибрillы. Поперечные размеры микрофибрill находятся в диапазоне 0,04-0,07 мкм, что сопоставимо с поперечными размерами кристаллитов в арамидных волокнах [24]. В этих случаях фибрillлярная структура волокон подвергается деформированию, частичному или полному расслоению при их обрыве, что приводит как к повышению трещиностойкости материала при испытании по моде 1 за счёт рассеяния упругой энергии, так и к снижению величины  $G_{2C}$  за счёт образования трещин скольжения.

Анализ полученных фотографий микроструктуры показал (Рис. 1), что при испытаниях на трещиностойкость по моде I образцов алора без предварительного растяжения (деформация  $\varepsilon_b = 0\%$ ) разрушение проходит когезионно преимущественно по слою органопластика. После испытаний на поверхностях разрушения пластика обнаруживается большое число поврежденных волокон СВМ. В этом случае наблюдается продольное расщепление поверхностного слоя волокон с отрывом отдельных фибрillлярных образований и их агрегатов (Рис. 1 *a, d, e*), образование в слое матрицы между волокнами небольших локальных микротрещин и слабовыраженных торсионов (Рис. 1 *b, g, e*). Кроме того, в волокнах наблюдается образование полос сдвига под углом 45° (Рис. 1 *c*). Вследствие низкой прочности волокон на поперечное растяжение и продольный сдвиг в слоях органопластика практически не наблюдается адгезионного разрушения по границе волокно-матрица. Описанный характер разрушения по слою органопластика, очевидно, связан с тем, что перераспределение напряжений в образце происходит не только посредством полимерной матрицы от волокна к волокну, но также вследствие взаимодействия отдельных, в разной степени напряженных пучков фибрill внутри одного макронаоднородного арамидного волокна [23]. В результате межслоевое разрушение проходит по когезионному механизму преимущественно по поверхностному слою волокон СВМ с отщеплением от них фибрillлярных образований и частично по слою матрицы на границе с металлом, где образуются небольшие вырывы из локальных областей матрицы. Величина межслоевой трещиностойкости в условиях отрыва для этого образца находится на уровне 1,26 кДж/м<sup>2</sup>.

Для образца алора с небольшим ( $\varepsilon_b = 0,5\%$ ) предварительным растяжением характер разрушения при испытаниях на трещиностойкость несколько отличается от выше описанного. В этом случае типичное разрушение металлопластика при испытаниях по моде I проходит по слою органопластика вблизи границы



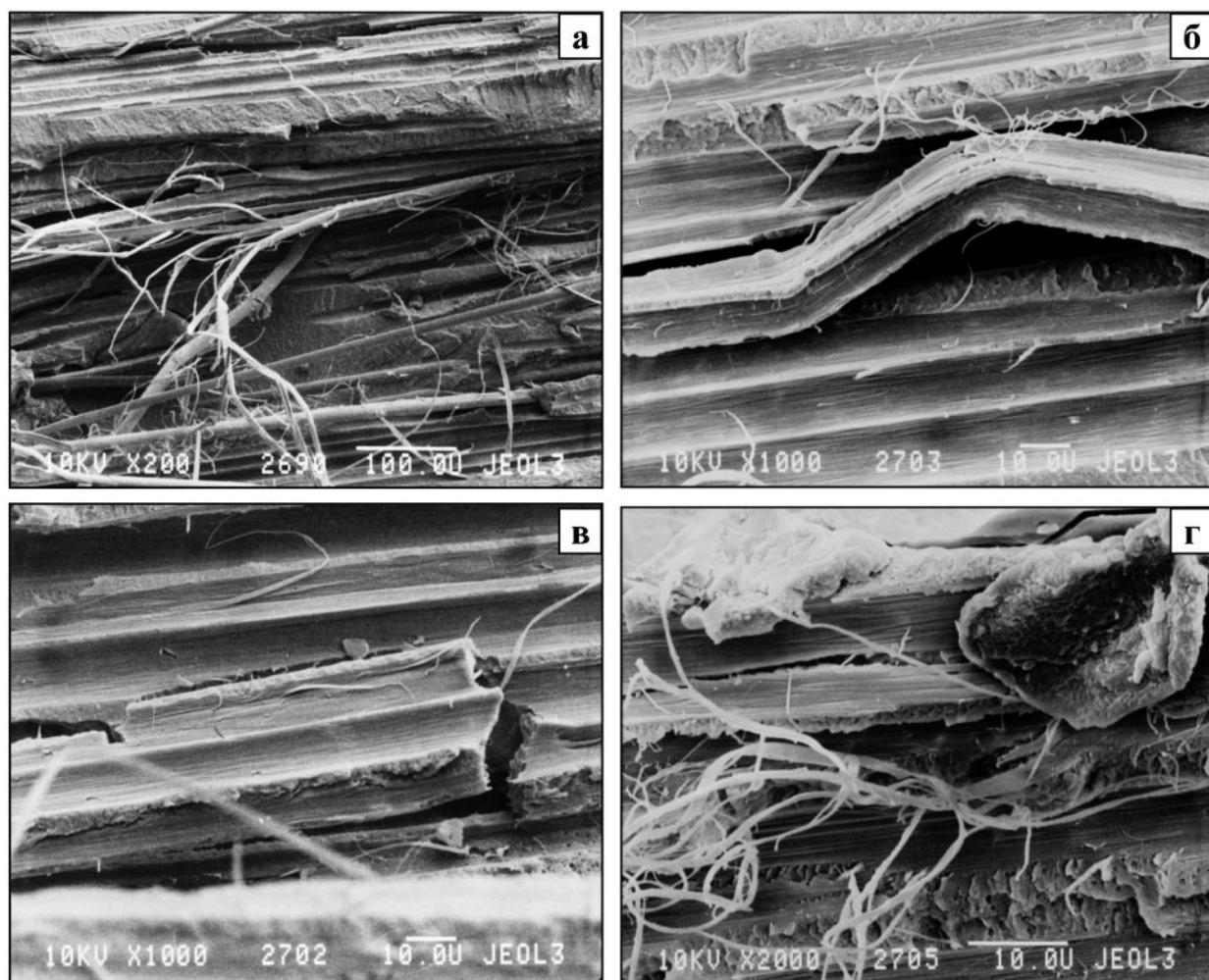
**Рис. 1. Фрактография алор без предварительной деформации ( $\varepsilon_e=0\%$ ) после испытаний на трещиностойкость по модели I ( $G_{Ic}=1, 26 \text{ кДж/м}^2$ ): а) типовой вид разрушения волокон СВМ на границе с матрицей; б) типовой вид разрушения матрицы на границе с волокном; в) полоса сдвига в волокне; г) микротрешины в матрице после отрыва волокон; д) отрыв ленточных фибрillярных образований от поверхности волокна; е) скол матрицы между волокнами и волокно с оторванными от него фибрillами**

**Fracture surface of the ALOR without preliminary deformation ( $\varepsilon_e=0\%$ ) in measuring fracture toughness, mode I ( $G_{Ic}=1, 26 \text{ kJ/sq.m}$ ): a) typical failures surfaces of the fibers SVM on interface with matrix; b) typical failures surfaces of the matrix on interface with fibers; c) shift strips in a fiber; d) microcracks in matrix after take-off of the filaments; e) separation of fibrillar formations from fiber surface; f) matrix chip between fibers with torn off from them fibrills**

раздела между волокном и матрицей с образованием сильно развитой поверхности вследствие отрыва фибрillлярных образований от поверхности волокон СВМ (Рис. 2 *a*). Кроме того, начинает проявляться пластическая деформация матрицы (Рис. 2 *b*) и в ней образуются микротрешины после отрыва волокон (Рис. 2 *c*). В матрице, находившейся в контакте с арамидными волокнами, находятся многочисленные оторванные от них фибриллы и их агрегаты (Рис. 2 *d*). Предварительное растяжение алора до уровня деформации 0,5% приводит к некоторому увеличению работы разрушения и повышению величины его межслоевой трещиностойкости в условиях отрыва с 1,26 кДж/м<sup>2</sup> до 1,41 кДж/м<sup>2</sup>.

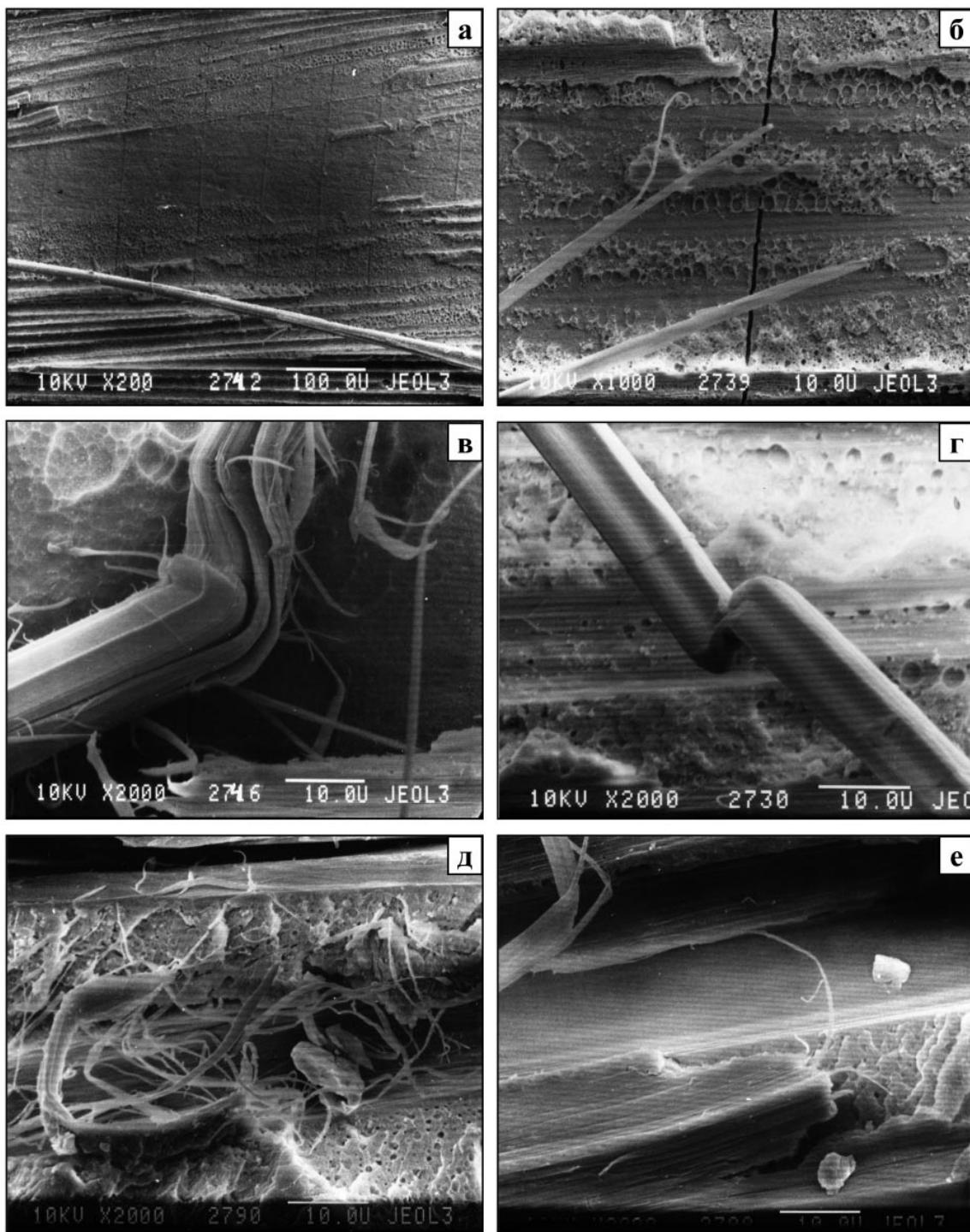
При дальнейшем увеличении степени предварительного растяжения алора до уровня деформации  $\varepsilon_b = 1,0\%$  значительно изменяется характер его разрушения (Рис. 3) – расслоение происходит преимущественно по границе между слоями органопластика и алюминиевого сплава, в котором появляются микротрешины в поверхностном слое листов металла (Рис. 3 *a*, *b*).

В этом случае возрастаёт доля разрушения как по границе между волокном и полимерной матрицей, так и по слою матрицы на границе с металлом. Кроме того, в слое органопластика увеличивается доля



**Рис. 2. Фрактография алор с предварительной деформацией на растяжение ( $\varepsilon_a = 0,5\%$ ) после испытаний на трещиностойкость по моде I ( $G_{ic} = 1,41 \text{ кДж/м}^2$ ):** *а*) типовой вид разрушения матрицы и волокон СВМ; *б*) пластическая деформация матрицы; *в*) микротрешины в матрице после отрыва волокон; *г*) скол матрицы между волокнами с оторванными от них фибрillами

**Fracture surface of the ALOR with preliminary deformation ( $\varepsilon_a = 0,5 \%$ ) on stretching in measuring fracture toughness, mode I ( $G_{ic}=1,41 \text{ kJ/sq.m}$ ):** *a*) typical failures surfaces of the matrix and of the fibers SVM; *b*) plastic deformation of the matrix; *c*) microcracks in matrix after separation of fibers; *d*) matrix chip between fibers with torn off from them fibrills



**Рис. 3. Фрактография алор с предварительной деформацией ( $\varepsilon=1,0\%$ ) на растяжение после испытаний на трещиностойкость по моде I ( $G_{Ic}=1,82 \text{ кДж/м}^2$ ): а, б) микротрешины в алюминиевом сплаве на границе с органопластиком; в) изгиб и межфибрillлярное расщепление волокна; г) полоса сдвига в волокне; д) скол матрицы между волокнами с оторванными от них фибрillами; е) микротрешина в слое матрицы на границе с волокном**  
**Fracture surface of the ALOR with preliminary deformation ( $\varepsilon=1,0\%$ ) on stretching in measuring fracture toughness, mode I ( $G_{Ic}=1,82 \text{ kJ/sq.m}$ ): a, b) microcracks in aluminum alloy on interface with a organoplastiky; c) bend and interfibrillar splitting of fiber; d) shift strip in a fiber; e) matrix chip between fibers with torn off from them fibrills; f) microcrack in matrix layer on interface with a fiber**

межфибриллярного расщепления и обрывов волокон, на них появляются полосы сдвига и участки с кручением (Рис. 3 в, г). В сколе матрицы между волокнами остаются многочисленные оторванные от их поверхности фибриллярные образования (Рис. 3д), а в слое матрицы на границе с волокном видны микротрешины (Рис. 3 е).

При увеличении деформации предварительного растяжения до уровня  $\varepsilon_b = 2,0\%$  доля отрыва по границе металл-органопластик значительно увеличивается (Рис. 4). В алюминиевом сплаве на границе с органопластиком появилась сетка параллельно расположенных микротрешина (Рис. 4 а, б), ширина которых достигает 10 мкм. Микротрешины расположены нормально к направлению растяжения материала АЛОР при деформировании. Характер разрушения слоя органопластика сохраняется прежним - наблюдается большое число межфибриллярных расслоений волокон СВМ с обрывом фибриллярных образований (Рис. 4 в) и появление в волокнах полос сдвига (Рис. 4 г). В результате таких особенностей разрушения алора при испытаниях по моде 1 происходит дальнейшее увеличение значений показателя трещиностойкости (до  $G_{IC} = 2,06 \text{ кДж/м}^2$ ).

Результаты исследования микроструктуры образцов алора, испытанных на трещиностойкость по моде II, показали, что разрушение материала без предварительного пластического деформирования (степень деформации  $\varepsilon_b = 0\%$ ) проходит преимущественно по слою органопластика по торсионному механизму (Рис. 5 а, б, в). Разрушение матрицы на границе между волокнами происходит с образованием многочисленных

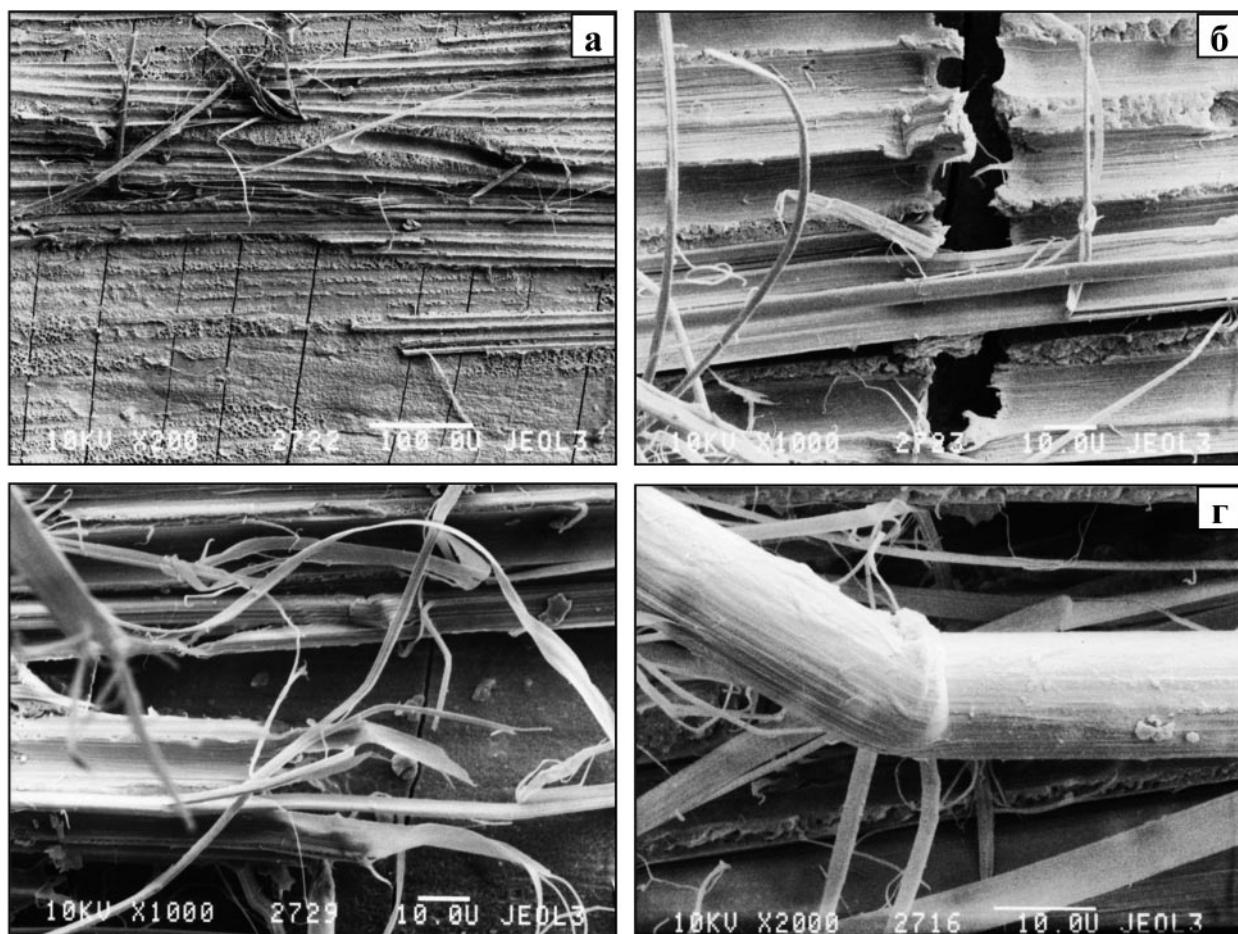
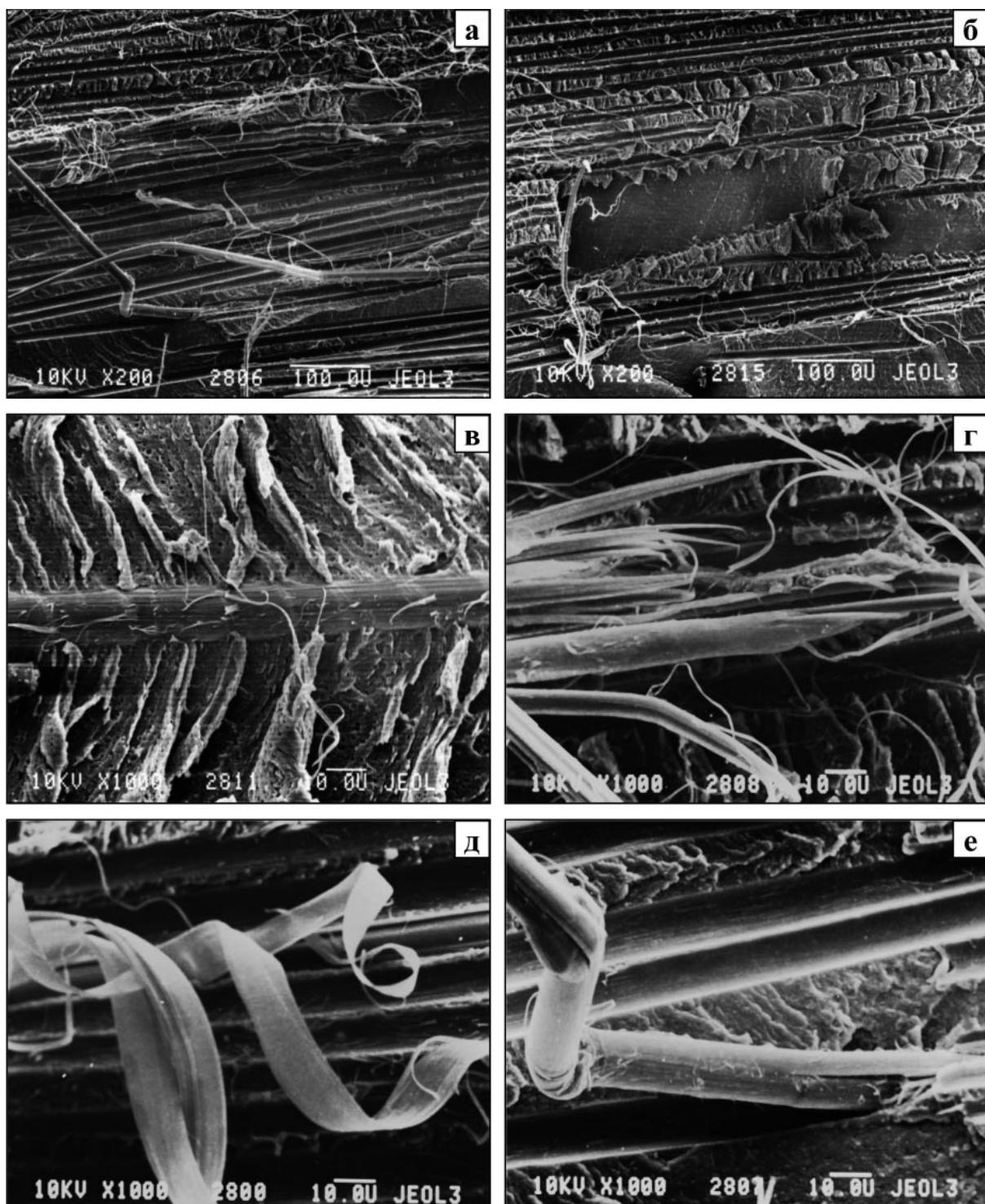


Рис. 4. Фрактография алор с предварительной деформацией ( $\varepsilon_b = 2,0\%$ ) на растяжение после испытаний на трещиностойкость по моде I ( $G_{IC}=2,06 \text{ кДж/м}^2$ ): а, б) микротрешины в алюминиевом сплаве на границе с органопластиком; в) межфибриллярное расщепление волокон и обрыв фибриллярных образований; г) полоса сдвига в волокне  
Fracture surface of the ALOR with preliminary deformation ( $\varepsilon_b = 2,0 \%$ ) on stretching in measuring fracture toughness, mode I ( $G_{IC}=2,06 \text{ kJ/sq.m}$ ): а, б) microcracks in aluminum alloy on interface with a organoplastiky; в) interfibrillar splitting of fibers and break of fibrillar formations; г) shift strip in a fiber



**Рис. 5. Фрактография алеров без предварительной деформации после испытаний на трещиностойкость по моде II ( $G_{2c} = 0,58 \text{ кДж/м}^2$ ): а, б) типовой вид разрушения матрицы на границе с волокном; в) торсионы в сколе матрицы на границе с волокном; г, д) межфибрillлярное расщепление волокна и обрыв фибрillлярных образований; е) полосы сдвига в волокне**

**Fracture surface of the ALOR without preliminary deformation on measuring fracture toughness, mode II ( $G_{2c} = 0,58 \text{ kJ/sq.m}$ ): a, b) typical failures surfaces of the matrix on a interface with fibers; c) torsions in a matrix on interface with a fiber; d, e) interfibrillilar splitting of fibers and break of fibrilliar formations; f) shift strips in a fiber**

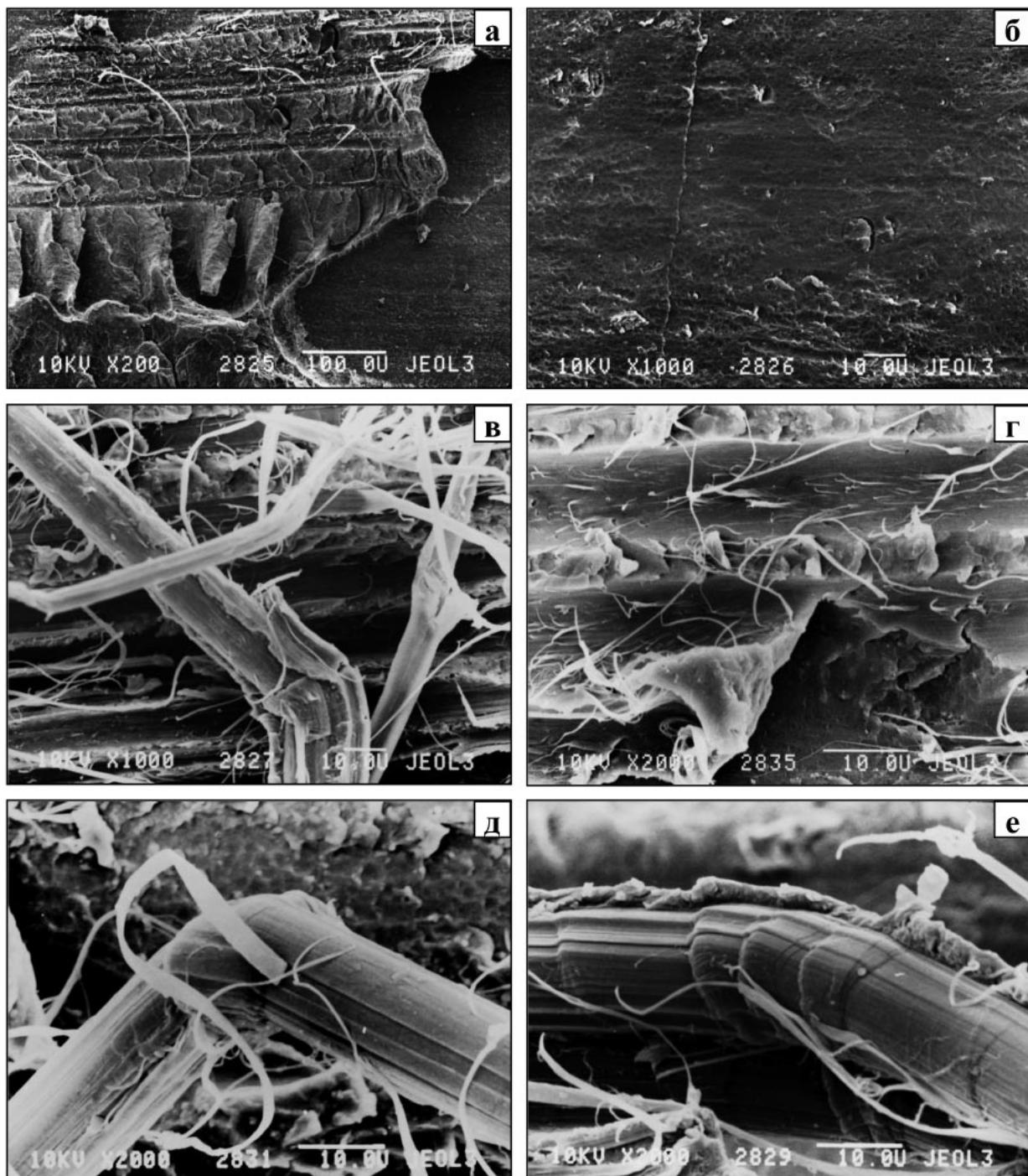
торсионов, расположенных нормально или под некоторым углом к поверхности волокна (Рис. 5 *в*). Как видно из микроструктур на рисунке 5 *г, д, е* зона разрушения слоя органопластика заполнена обрывками спутанных волокон. Приведенные микрофотографии показывают, насколько велики необратимые пластические деформации волокон, расположенных в зоне разрушения. Обращает на себя внимание большое число оборванных и изломанных волокон (Рис. 5 *г, д*). Значительное количество волокон потеряли свою первоначальную форму и перепутаны между собой (Рис. 5*а, в*). Типичными являются расщепления волокон на фрагменты различного размера, образование полос сдвига, по-видимому, в результате воздействия обратной ударной волны сжатия, возникающей при разрыве волокна (Рис. 5 *е*). Величина межслоевой трещиностойкости этого материала без предварительного пластического деформирования в условиях сдвига находится на уровне 0,58 кДж/м<sup>2</sup>.

С помощью фрактографического анализа поверхности разрушения образца алора, подвергнутого предварительному растяжению до уровня деформации  $\varepsilon_b = 0,5\%$ , после испытаний на трещиностойкость по моде II установлено, что разрушение происходит как по слою органопластика, так и по его границе с алюминиевым сплавом (Рис. 6 *а, б*). В слое органопластика разрушение проявляется в виде изгиба и расщепления поверхности волокон на фибрillлярные образования, их отрыва от поверхности и возникновения полос сдвига в волокнах (Рис. 6 *в, г, д, е*). В матрице после отрыва волокон встречаются многочисленные торсионы (Рис. 6 *а*) и небольшое число микротрецнин (Рис. 6 *г*). На отслоившейся от органопластика поверхности алюминиевого сплава появились отдельные микротрецнини (Рис. 6 *б*). Межслоевая трещиностойкость этого материала в условиях сдвига существенно увеличилась и составляет  $G_{2c} = 0,70$  кДж/м<sup>2</sup>.

Увеличение предварительной деформации на растяжение алора до уровня  $\varepsilon_b = 1,0\%$  приводит при испытаниях на трещиностойкость по моде II к разрушению материала преимущественно по границе между слоями органопластика и алюминиевого сплава. На поверхности сплава образовалась сетка многочисленных параллельно расположенных микротрецнин с шагом 8 – 12 мкм (Рис. 7 *а, б*), аналогичных показанным на Рис. 4 при испытаниях на трещиностойкость по моде I. На поверхности разрушения слоя органопластика наблюдаются многочисленные торсионы и микротрецнини в слое матрицы между волокнами (Рис. 7*в*), межфибрillлярное расщепление волокон с отрывом от них фибрillлярных образований (Рис. 7*г, д*) и пластическая деформация матрицы (Рис. 7*е*). Вследствие описанного характера разрушения трещиностойкость этого материала понизилась до  $G_{2c} = 0,56$  кДж/м<sup>2</sup>.

Характер разрушения образца алора, предварительно растянутого до уровня деформации  $\varepsilon_b = 2,0\%$  при испытаниях на трещиностойкость по моде II (Рис. 8) во многом подобен характеру разрушения предыдущего образца алора, растянутого до деформации  $\varepsilon_b = 1,0\%$  (см. Рис. 7). В данном случае разрушение слоистого металлокомпозита идет главным образом по границе между слоями органопластика и алюминиевом сплаве на границе с органопластиком (Рис. 8 *а, б, в*), полосы сдвига в волокнах (Рис. 8 *г, д*) и оторванные от волокна фибрillлы и торсионы в матрице между волокнами (Рис. 8 *е*). В результате образования большого числа микротрецнин в поверхностном слое сплава значение трещиностойкости этого материала осталось практически на уровне предыдущего образца и составила  $G_{2c} = 0,54$  кДж/м<sup>2</sup>.

Таким образом, проведённые методом сканирующей электронной микроскопии исследования особенностей механизма разрушения слоистого металлополимерного композита алор при испытаниях на трещиностойкость по моде I и моде II позволили оценить влияние степени предварительной пластической деформации ( $\varepsilon_b$ ) на его фрактографию. Обнаружено, что с увеличением степени предварительной пластической деформации изменяется характер поверхности разрушения материала. При низких деформациях ( $\varepsilon_b = 0 \div 0,5\%$ ) разрушение алора происходит преимущественно без явно выраженной деформации по границе раздела между волокном и матрицей и с небольшим числом отрывов фибрillлярных образований от поверхности волокна СВМ. С ростом величины пластической деформации до 1-2% механизм разрушения гибридного композиционного материала изменяется и разрыв происходит как по границе волокно-матрица, так и по границе алюминиевый сплав – матрица с отрывом большого числа фибрillлярных образований от поверхности волокна СВМ, а также образование микротрецнин в оксидном слое металла и в полимерной матрице. Повышение трещиностойкости с ростом  $\varepsilon_b$  связано, вероятно, с увеличением затрат энергии разрушения на



**Рис. 6. Фрактография АЛОР с предварительной деформацией ( $\varepsilon_a = 0,5\%$ ) на растяжение после испытаний на трещиностойкость по моде II ( $G_{2c} = 0,70 \text{ кДж/м}^2$ ): а, б) типовой характер разрушения органопластика на границе с алюминиевым сплавом и микротрешина в сплаве; в) изгиб и расщепление поверхности волокна на фибрillлярные образования; г) оторванные фибрillлы и микротрешины в матрице после отрыва волокон; д, е) полосы сдвига в волокнах и отрыв фибрillлярных образований от их поверхности**

**Fracture surface of the ALOR with preliminary deformation ( $\varepsilon_a = 0,5 \%$ ) on stretching in measuring fracture toughness, mode II ( $G_{2c}=0,70 \text{ kJ/sq.m}$ ): a, b) typical failures surfaces of the matrix on interface with fibers; c) flexion and interfibrillar splitting of fibers on fibrillar formations; d) break of fibrils and microcracks in matrix after separation of fibers; e, f) shift strips in fibers and separation of fibrillar formations from a fiber surface**

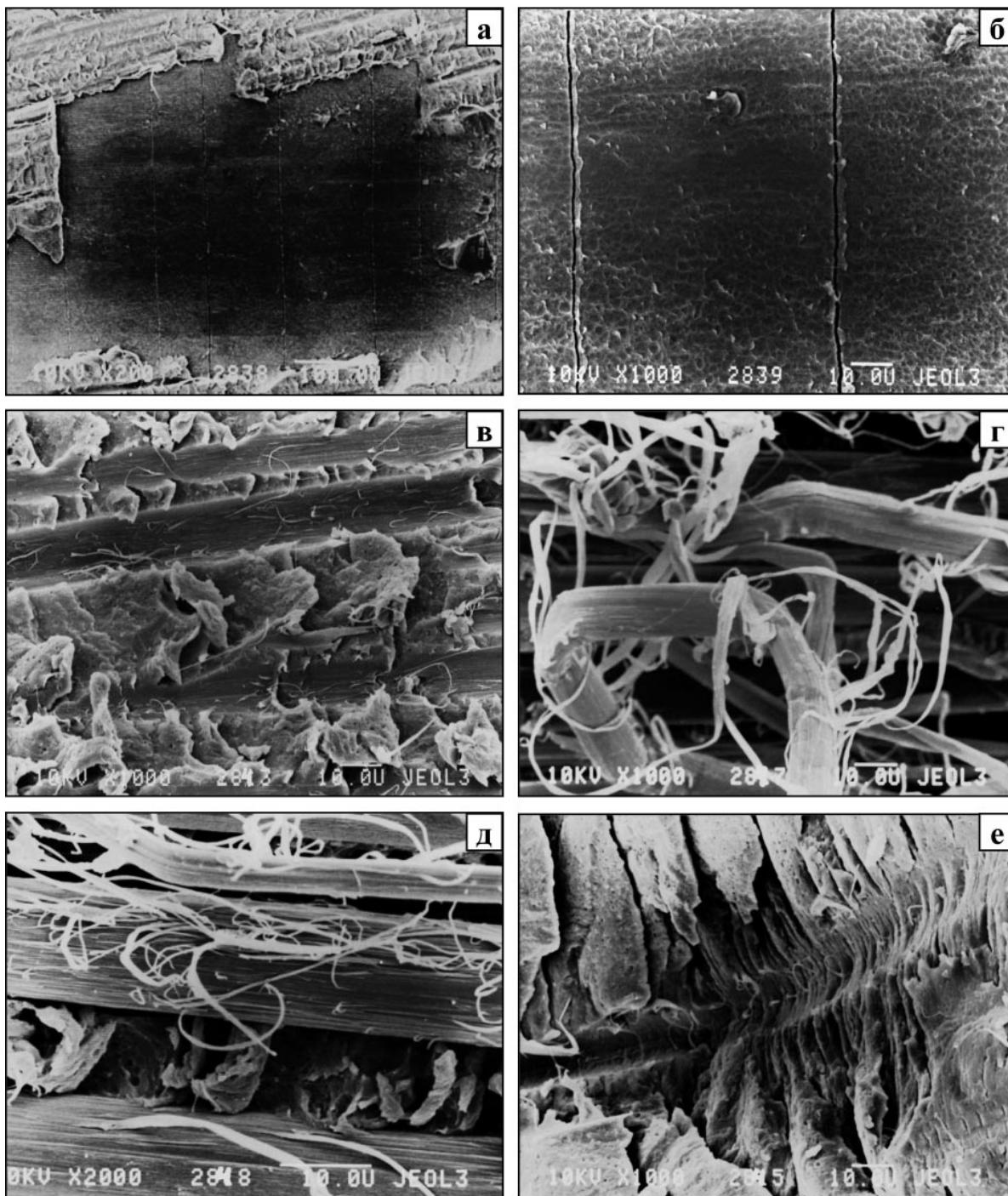
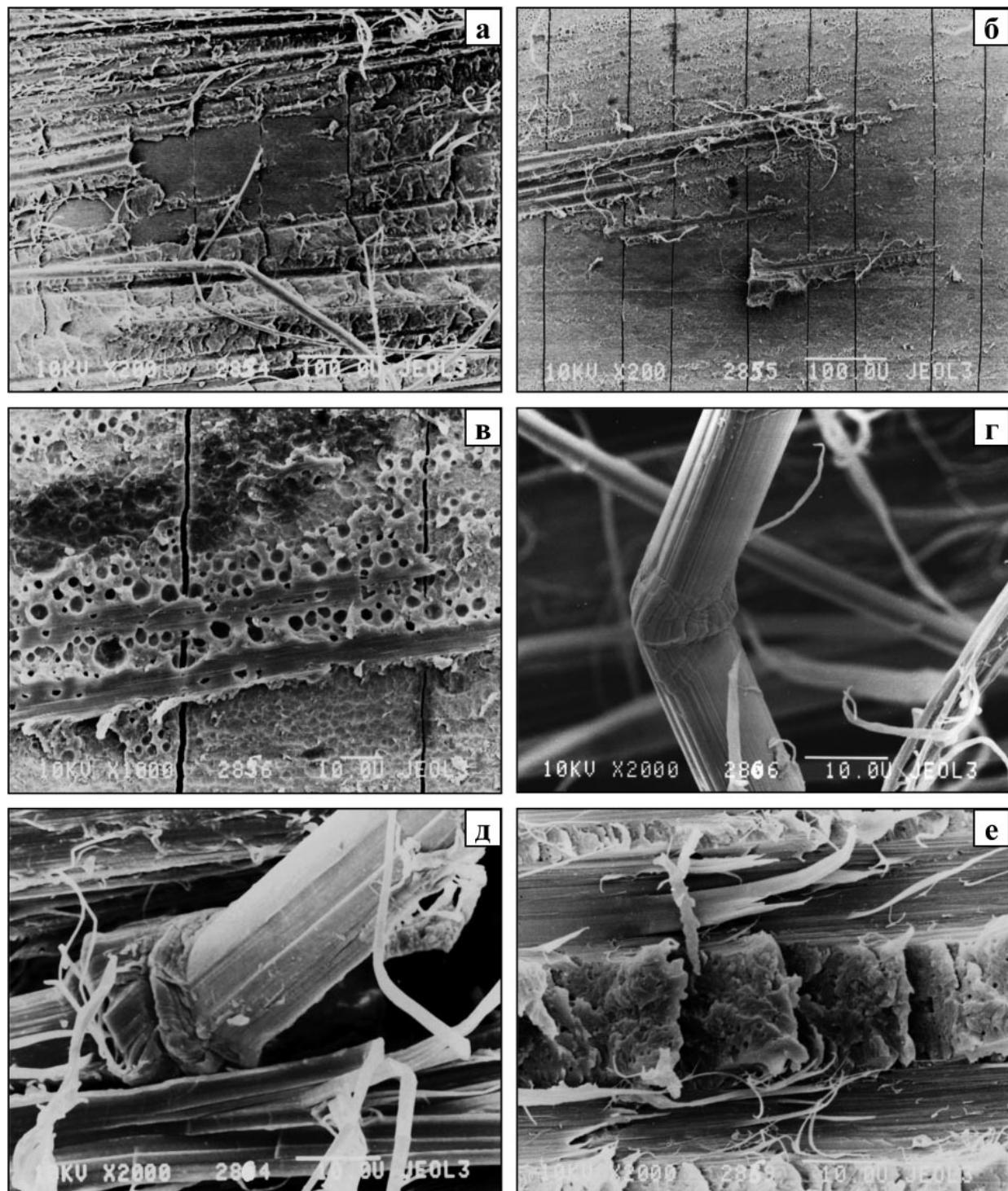


Рис. 7. Фрактография АЛОР с предварительной деформацией ( $\varepsilon_{\text{п}} = 1,0\%$ ) на растяжение после испытаний на трещиностойкость по моде II ( $G_{2c} = 0,56 \text{ кДж/м}^2$ ): а, б) микротрешины в алюминиевом сплаве на границе с органопластиком; в) торсионы в сколе матрицы между волокнами; г, д) межфибрillлярное расщепление волокна и обрыв фибрillлярных образований микротрешины в слое матрицы; е) торсионы в матрице между волокнами и пластическая деформация матрицы

Fracture surface of the ALOR with preliminary deformation ( $\varepsilon_{\text{п}} = 1,0 \%$ ) on stretching in measuring fracture toughness, mode II ( $G_{2c}=0,56 \text{ kJ/sq.m}$ ): a, b) microcracks in aluminum alloy on interface with a organoplastiky; c) torsions in matrix between fibers; d ) interfibrillar splitting of fiber and break of fibrillar formations; f) torsions in a matrix between fibers and plastic deformation of a matrix



**Рис. 8.** Фрактография алер с предварительной деформацией ( $\varepsilon_0 = 2,0\%$ ) на растяжение после испытаний на трещиностойкость по моде II ( $G_{2c} = 0,54 \text{ кДж/м}^2$ ): а, б, в) микротрешины в алюминиевом сплаве на границе с органопластиком; г, д) полосы сдвига в волокнах; е) оторванные от волокна фибриллы и торсионы в матрице между волокнами

Fracture surface of the ALOR with preliminary deformation ( $\varepsilon_0 = 2,0 \%$ ) on stretching in measuring fracture toughness, mode II ( $G_{2c}=0,54 \text{ kJ/sq.m}$ ): a, b, c) microcracks in aluminum alloy on interface with a organoplastiky; d, e) shift strips in fibers; f) break of fibrils and torsions in a matrix between fibers

образование новых поверхностей разрыва: волокно-матрица, металл-матрица, межфибрillлярное расщепление арамидного волокна СВМ, поверхностей микротрешин.

#### 4. Выводы

1. Проведен фрактографический анализ слоистого металлополимерного композита алор, состоящего из двух слоев алюминиевого сплава Д16АТ и органопластика на основе односторонней ленты из арамидных волокон СВМ и эпокси-каучукового плёночного клея ВК-41, подвергнутого предварительному растяжению до уровня деформации 2%, после испытаний на трещиностойкость по моде I (в условиях отрыва) и моде II (в условиях сдвига).

2. Исследовано влияние предварительной деформации на растяжение алора на фрактографические особенности его межслойного разрушения при испытаниях на трещиностойкость. Установлено, что с увеличением степени предварительного пластического деформирования изменяется характер поверхности разрушения алора и повышается его трещиностойкость в условиях отрыва.

3. Показано, что при малых деформациях ( $\varepsilon_b = 0 \div 0,5\%$ ) разрушение алора происходит преимущественно без явно выраженной деформации по границе раздела между волокном и матрицей и с небольшим числом отрывов фибрillлярных образований от поверхности волокна СВМ. С ростом величины пластической деформации до 1-2% механизм разрушения гибридного композиционного материала изменяется и разрыв происходит как по границе волокно-матрица, так и по границе алюминиевый сплав – матрица с отрывом большого числа фибрillлярных образований от поверхности волокна СВМ, а также образование микротрешин в оксидном слое металла и в полимерной матрице.

4. Увеличение трещиностойкости металлополимерного композита алор в условиях отрыва в 1,5 раза при предварительном деформировании при температуре выше температуры стеклования матрицы (клей ВК-41) позволяет предположить, что предварительная пластическая деформация может служить эффективным способом повышения прочности металлополимерного композита.

#### Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России. *Металлы Евразии*. 2012. №3. С. 10–15.
2. 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.
3. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники. *Вестник Российской академии наук*. 2012. Т. 82. №6. С. 520–530.
4. Машинская Г.П., Железина ГФ. Алоры. *Большая Российская энциклопедия*. М.: Научное издательство «Большая российская энциклопедия». 2005. С. 518.
5. Vogelesang L.B. Development of a new hybrid material (ARALL) for aircraft structure. *Ind. Eng. Chem. Prod. Dev.* 1983. Vol. 22, №3. 492–496.
6. Гуняев Г. М., Железина Г. Ф., Ильченко С. И. Слоистые металлополимерные композиты на основе алюминиевых и титановых сплавов. *Авиационные материалы и технологии. Вып. «Полимерные композиционные материалы»*. М.: ВИАМ. 2002. С. 50–58.
7. Железина Г.Ф., Гуляев И.Н., Казаков И.А., Постнов В.И., Яппаров В.М., Ильин В.А. Опыт применения слоистых металлопластиков (алоров) для ремонта обшивок планера самолета Ан-124. *Авиационные материалы и технологии. Вып. 3 «Ремонтные технологии в авиастроении»*. М.: ВИАМ. 2001. С. 54–57.
8. Mashinskaya G.P., Zhelezina G.F., Senatorova O.G. Laminated fibrous metal-polymercomposites. *Metal matrix composites. Soviet Advanced Composites Technology Series*. eds. Fridlynder I.N., London: UK. Chapman & Hall, 1995, Vol. 3, 487-570.
9. Межслойные эффекты в композиционных материалах. Под ред. Н. Пэйгано. М.: Мир. 1993. 243 с.
10. Грабильников А.С., Машинская Г.П., Железина Г.Ф., Зиневич О.М., Деев И.С. Межслойная трещиностойкость гибридного композиционного материала АЛОР. *Механика композитных материалов*. 1994. Т. 30. № 2. С.196–208.
11. Железина Г.Ф., Войнов С.И. Черных Т.Е., Черных К.Ю. Новые арамидные волокна Русар НТ для армирования

- конструкционных органопластиков. *Вопросы материаловедения*. 2015. №1(81). С. 60-70.
12. Tikhonov I.V., Tokarev A.V., Shorin S.V., Shchetinin V.M., Chernykh T.E., Bova V.G. Russian aramid fibres: past-present-future. *Fibre Chemistry*. 2013. №5. 1–8.
13. Шульдешова П.М., Железина Г.Ф. Влияние атмосферных условий и запыленности среды на свойства конструкционных органопластиков. *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №1. С. 64–68.
14. Тростянская Е.Б., Грабильников А.С., Комаров Г.В. Исследование особенностей разрушения kleевых соединений на основе жестких и эластифицированных kleев. *Механика композитных материалов*. 1985. №3. С. 443-448.
15. Скудра А.М., Перов Б.В., Машинская Г.П., Булавс Ф.Я., Деев И.С. Микроструктурные особенности разрушения органопластиков и их влияние на прочность. *Композиционные материалы*. М.: Наука. 1981. С. 284-287.
16. Деев И.С., Кобец Л.П., Румянцев А.Ф. Фрактографические исследования эпоксидных углепластиков после испытаний на трещиностойкость по моде I. *Композиты и наноструктуры*. 2013. Т. 5. №2. С. 2-12.
17. Деев И.С., Кобец Л.П., Румянцев А.Ф. Фрактографические исследования эпоксидного углепластика после испытаний на трещиностойкость по моде II. *Композиты и наноструктуры*. 2014. Т. 6. №2. С. 2-12.
18. 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*. 2014. №7. Ст. 06 ([www.viam-works.ru/tu/articles](http://www.viam-works.ru/tu/articles)).
19. Деев И. С., Кобец Л. П. Исследование микроструктуры и микрополей деформаций в полимерных композитах методом растровой электронной микроскопии. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 1999. Том 65. №4. С. 27-34.
20. Деев И. С., Кобец Л. П. Исследование микроструктуры и особенностей разрушения эпоксидных полимеров и композиционных материалов на их основе. *Материаловедение*. 2010. №5. С.8-16 (начало). 2010. №6. С.13-18 (окончание).
21. Шпейzman B. B., Песчанская Н. Н. Многоуровневый характер деформации полимеров. *Физика твёрдого тела*. 2011. Т. 53. Вып.6. С. 1169-1174.
22. Тамуж В. П., Куксенко В. С. *Микромеханика разрушения полимерных материалов*. Рига: Зиннатне. 1978. 294 с.
23. Machinskaya G. P., Deev I. S., Kobetz L. P., Gladkova L. G., Michailova V. A., Chermashentseva V. M. Pyrolysis processes and structure of high-strength aramid fibers. *MICC 90. Moscow international composites conference*. Eds. I. N. Fridlyander, V. I. Kostikov. Elsevier applied science. London & New-York. 1990. 147-150.
24. Кобец Л. П., Деев И. С., Жукова З. Н. Структурно-механические свойства арамидных волокон и межфазное взаимодействие в эпоксидных органопластиках. *Материаловедение*. 2006. № 3. С. 24-36 (начало), № 4. С. 10-15 (окончание).

#### References

1. Kablov E.N., Modern materials are basis of innovative modernisation of Russia. *Metally Evrazii - Metals of Eurasia*.2012. No. 3. pp. 10-15 (in Russian).
2. Kablov E.N., Innovative development of Federal State Unitary Enterprise «VIAM» of GNTs Russian Federation on realization «Strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030». *Aviatsionnye materialy i tekhnologii -The aviation materials and technologies*, 2015, no. 1 (34). pp. 3-33 (in Russian).
3. Kablov E.N. Material and chemical technologies for aviation engineerin. *Vestnik rossijskoj akademii nauk - The Messenger of the Russian Academy of Sciences*. 2012. v. **82**.no. 6. pp. 520-530 (in Russian).
4. Alory. *Bolshaya rossijskaya entsiklopediya*. [Large Russian encyclopedia] Moscow, Publ.: «Bolshaya rossijskaya entsiklopediya». 2005. p. 518 (in Russian).
5. Vogelesang L.B. Development of a new hybrid material (ARALL) for aircraft structure. *Ind. Eng. Chem. Prod. Dev.* 1983. Vol. 22. №3. pp. 492-496.
6. Gunyaev G. M., Zhelezina G. F., Ilchenko S. I. Layered metalpolymeric composites on the basis of aluminum and titanium alloys. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* Vyp. «Polimernye kompozitsionnye materialy»- Aviation materials and technologies. *«Polymeric composite materials*. M: VIAM. 2002. pp. 50-58 (in Russian).
7. Zhelezina G. F., Guljaev I.N., Cossacks of I.A., Postnov V. I., Yapparov V. M., Ilyin V.A. Experience of application of layered metalplastics (alor) for repair of coverings of glider of the airplane AN-124 . *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. Vyp. 3 - *Aviation materials and technologies*. v.3 «Repair technologies in aircraft industry». M: VIAM. 2001. pp. 54-57 (in Russian).
8. Mashinskaya G.P., Zhelezina G.F., Senatorova O.G. Laminated fibrous metal-polymer composites. *Metal matrix composites, Soviet Advanced Composites Technology Series*, ed. by Fridlynder I.N., London: UK , Chapman & Hall. 1995. 487-570.

9. Under the editorship of N.M. Pejgano. *Mezhslojnye effekty v kompozitsionnykh materialakh* [Interlaminar effects in composite materials]. -M.: World. 1993. 243 p. (in Russian).
10. Grabilnikov A.S., Mashinskaya G.P., Zhelezina G.F., Zinevich O.M., Deev I.S. Fracture toughness of hybrid composite material ALOR. *Mekhanika kompozitnykh materialov - Mechanics of composite materials.* 1994. v.30. №2. pp. 196-208 (in Russian).
11. Zhelezina G.F., Vojnov S.I. Chernykh T.E., Chernykh K.Yu. New aramide fibers Rusar NT for reinforcing constructional organoplastiks. *Voprosy materialovedeniya - Questions of materials science.* 2015. No. 1 (81). pp. 60-70 (in Russian).
12. Tikhonov I.V., Tokarev A.V., Shorin S.V., Shchetinin V.M., Chernykh T.E., Bova V.G. Russian aramid fibres: past-present-future. *Fibre Chemistry.* 2013. №5. pp. 1-8.
13. Shuldeshova P. M., Zhelezina G. F. Influence of atmospheric conditions and environment space content on properties constructional organoplastiks. *Aviation materials and technologies - Aviation materials and technologies.* 2014. No. 1. pp. 64-68 (in Russian).
14. Trostyansky E.B., Grabilnikov A.S., Komarov G.V. Investigation mosquitoes of features of destruction of glued joints on the basis of rigid and elastifitsirovanny glues. *Mekhanika kompozitnykh materialov - Mechanics of composite materials.* 1985. No. 3. pp. 443-448. (in Russian).
15. Skudra A.M., Perov B.V., Mashinskaya G.P., Bulavs F.Ya., Deev I.S. *Mikrostrukturye osobennosti razrusheniya organoplastikov i ikh vliyanie na prochnost /Vsib. Kompozitsionnye materialy.* M.: Nauka. 1981. S. 284-287 (in Russian).
16. Deev I.S., Kobets L.P., Rumyantsev A.F. A study of the fracture surface of carbon-fibre/epoxy-matrix composites after testing measure fracture toughness (mode I). *Composity I Nanostructury - Composites and Nanostructures,* 2013, v. 5 no 2, pp. 2-12 (in Russian).
17. Deev I.S., Kobets L.P., Rumyantsev A.F. A study of the fracture surface of carbon-fibre/epoxy-matrix composites after testing measure fracture toughness (mode II). *Composity I Nanostructury - Composites and Nanostructures.* 2014. v. 6. №2. pp. 2-12 (in Russian).
18. Deev I.S., Kablov E.N., Kobets L.P., Chursova L.V. [Research by method the scanning electronic microscopy of deformation microphase structures of polymeric matrixes at mechanical loading]. *Trudy VIAM.* 2014. №7. Available at: <http://www.viamwoks.ru/ru/articles> (in Russian).
19. Deev I. S., Kobets L. P. Research of microstructure and microfields of deformations in polymeric composites by method the scanning electron microscopy. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov - Factory laboratory. Diagnostics of materials.* 1999. Volume 65. No. 4. pp. 27-34 (in Russian).
20. Deev I.S., Kobets L.P., Research of a microstructure and features of destruction of epoxy polymers and composite materials on their basis. *Materialovedenie - Materials science.* 2010. № 5. pp. 8-16; №6. pp. 13-18 (in Russian).
21. Shpejzman V. V., Peschanskaya N. N. Multi-level nature of deformation of polymers. *Fizika tverdogo tela - Solid state physics.* 2011. v. 53. № 6. pp. 1169-1174 (in Russian).
22. Tamuzh V. P., Kuksenko V. S. *Mikromekhanika razrusheniya polimernykh materialov* [Mikromekhaniks of fracture of polymeric materials]. Riga: Zinatne. 1978. 294 p. (in Russian).
23. Machinskaya G. P., Deev I. S., Kobetz L. P., Gladkova L. G., Michailova V. A., Chermashentseva V. M. Pyrolysis processes and structure of high-strength aramid fibers. *MICC 90. Moscow International Composites Conference.* Ed. by I. N. Fridlyander & V. I. Kostikov. Elsevier applied science. London and New York. 1990. pp. 147-150.
24. Deev I.S., Kobets L.P., Zhukova Z. N. Structure and mechanics properties of aramid of fibers and interphase reaction in composite materials of base epoxy polymers *Materialovedenie - Materials science.* 2006. no. 3. pp. 24-36; no. 4. pp. 10-15 (in Russian).

#### Сведения об авторах

**Деев И.С.\*:** канд. техн. наук, главный научный сотрудник ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» ГНЦ РФ, 105005, Россия, г. Москва, ул. Радио, д.17, e-mail: [deev@viam.ru](mailto:deev@viam.ru), тел. 89031244824.

**Г.Ф.Железина:** канд. техн. наук, начальник сектора ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» ГНЦ РФ, 105005, Россия, г. Москва, ул. Радио, д.17.

\*Контактное лицо