

УДК 678.8

А.С. Колобков<sup>1</sup>

## ВЛИЯНИЕ НЕТКАНЫХ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ (обзор)

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-9-44-51

*Приводится обзор проведенных работ по поиску способов повышения межслойных эффектов в полимерных композиционных материалах, и в частности ударных нагрузок. Рассматривается применение нановолокнистых вуалей при изготовлении слоистых углепластиков и оценка изменения прочностных показателей получаемых материалов в зависимости от различной поверхностной плотности нановолокнистых вуалей и их химического состава. Просматривается общая тенденция по увеличению межслойной прочности в углепластиках при использовании нановолокнистых вуалей при незначительном снижении модуля упругости.*

**Ключевые слова:** полимерные композиционные материалы, углепластики, нановолокнистые вуали, ударная прочность, механические свойства, нановолокна.

A.S. Kolobkov<sup>1</sup>

## INFLUENCE OF NON-WOVEN THERMOPLASTIC MATERIALS ON THE STRENGTH OF LAYERED POLYMER COMPOSITE MATERIALS (review)

*Provides an overview of the work carried out to find ways to increase the interlayer effects in polymer composite materials and in particular shock loads. Discusses the use of nanofiber veils in the manufacture of laminated CFRP and the change in strength characteristics of the obtained materials, depending on different surface density nanofiber veils and their chemical composition. There is a General tendency to increase the interlayer strength in carbon fiber when using nanofiber veils with a slight decrease in the elastic modulus.*

**Keywords:** polymer composite materials, carbon fiber plastics, nanofiber veils, impact strength, mechanical property, nanofiber.

---

<sup>1</sup>Федеральное 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

Современные полимерные композиционные материалы (ПКМ), изготовленные с применением углеродного волокна и эпоксидного связующего, широко используются в авиационной и аэрокосмической областях. Это главным образом связано с их высокими удельной прочностью и модулем упругости [1–3]. Однако часто встречающееся низкое сопротивление разрушению, особенно при относительно невысоких значениях межслойных свойств углепластиков, в некоторой степени ограничивает их массовое применение [4–6]. Относительно низкая вязкость разрушения объясняется высокой степенью сшивки эпоксидных смол, что приводит к низкой ударной прочности [7]. В настоящее время большое количество научно-технической литературы посвящено результатам

работ по улучшению ударной прочности ПКМ, в которых представлено использование упрочняющих компонентов к эпоксидным связующим в качестве добавок, что связано с простотой и эффективностью такого подхода [8–11].

Среди упрочняющих компонентов часто используются наночастицы, которые вводят в эпоксидные связующие, хотя до сих пор существуют трудности с их диспергированием. В частности, проблема, связанная с применением наночастиц, особенно проявляется в процессе формования ПКМ методом вакуумной инфузии [8].

Реакционноспособный функционализированный каучук также широко использовался в качестве наполнителя и изучались его свойства – в основном из-за улучшения механизмов рассеивания энергии в матрице [9]. Однако сниженные термостойкость и механические свойства получаемых эпоксидных матриц затрудняют применение каучука в высокопрочных композитах [10]. Для того чтобы улучшить ударную вязкость без снижения термических и механических свойств, достаточно большое количество исследователей предприняли усилия по повышению ударной прочности эпоксидных связующих с помощью конструкционных термопластов [11–13].

Прослойка различными материалами, такими как углеродные волокна [14], углеродные нанотрубки [15], технический углерод [16], графен [17], термопластичные пленки [18], волокна из нержавеющей стали [19] и нетканые вуали из нановолокон [20, 21], между слоями углепластика является многообещающим подходом для повышения вязкости межслойного разрушения. Среди разных межслойных материалов жесткая, пластичная, пористая и легкая термопластичная вуаль представляется привлекательным вариантом для упрочнения углепластика. Кроме того, термопластичные нановолокна имеют значительную удельную площадь поверхности, которая способствует повышению связи с фазой полимерной матрицы. Поэтому как ученые, так и производители изделий из ПКМ уделяют достаточно внимания использованию термопластичных вуалей в углепластиках [22].

Рассматриваемые в приведенных ранее работах нетканые полимерные нановуали по-разному влияют на свойства конечного слоистого углепластика в зависимости от поверхностной плотности и химической природы нановуали, самого армирующего наполнителя и способа изготовления углепластика. В данном обзоре представлены результаты работ по получению слоистых углепластиков методом вакуумной инфузии с использованием тканых углеродных армирующих наполнителей и нановуалей из термопластов, которые как растворяются (полисульфон и полиэфирсульфон), так и не растворяются в эпоксидных связующих (полиамид-6,6 и полиамид-6,9).

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 13.2. «Конструкционные ПКМ» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [23].

### **Применение нановолокон**

#### *Короткие волокна*

Для улучшения трещиностойкости углепластиков использованы измельченные волокна, а также растворимые в эпоксидной матрице нити, нарезанные до коротких волокон, которые распределялись на поверхности углеродной ткани [24, 25]. Результаты испытаний показали заметное (десятикратное) увеличение вязкости разрушения при добавлении 10% (по массе) полигидроксиэфира бисфенола А – рубленых волокон. Эти волокна производства компании Ems-Griltech AG с индивидуальным диаметром нити ~48 мкм были нарезаны до длины ~5 см. Однако следует отметить, что значения удельной работы расслоения  $G_{1c}$  для образцов с добавлением 10% (по массе) полигидроксиэфира бисфенола А имели большой разброс, который, по-видимому, обусловлен

неоднородным распределением рубленых волокон. Данное явление показывает, что достаточно сложно обеспечить равномерное распределение рубленых волокон между слоями. Следовательно, чрезвычайно трудно контролировать распределение коротких волокон, а также фазовых структур и упрочняющего эффекта промежуточных слоев в ПКМ [24]. Поэтому очень важно равномерно распределять растворимые термопластичные нити между слоями армирующего наполнителя хорошо управляемым способом, чтобы регулировать фазовые структуры и достигать необходимого эффекта межслойного упрочнения для углепластиков.

### *Нановолокнистые вуали*

Часто при упрочнении полимерных связующих используют термопласты, например полиэфиркетон [11], полиэфиримид [12, 13], полисульфон [14], полиэфирсульфон [15–18], полиформальдегид [19, 20], полигидроксиэфир бисфенол А [21, 22]. Последующее фазовое разделение термопласта и эпоксидной смолы может привести к образованию отдельных компонентов, повышающих упрочнение за счет их диспергирования в полимерной матрице во время процесса отверждения, что эффективно улучшает ударную вязкость расслоения за счет инициирования появления микротрещин, изменения направления роста трещин и пластической деформации матрицы [22]. Тем не менее вязкость системы эпоксидных смол значительно увеличивается при введении высокомолекулярного термопластичного упрочняющего компонента, что приводит к ряду неразрешимых проблем в процессе пропитки армирующих наполнителей.

В последнее время предприняты значительные усилия для повышения вязкости разрушения углепластиков путем чередования, а именно селективного упрочнения, областей сопряжения между слоями [25]. Широко распространенная методика межслойного упрочнения заключается в применении высокопрочного термопласта в виде прокладочного материала, например из нановолокнистых вуалей, пленок, рубленых волокон и т. д., с использованием преимущества по повышению вязкости межслойного разрушения без ущерба для других свойств углепластиков [26, 27].

В экспериментальных работах приводится описание применения двух типов термопластичных вуалей на основе либо микроразмерных [10–12], либо наноразмерных волокон [13], которые использовали в качестве промежуточных слоев в углепластике. Оба типа термопластичных вуалей продемонстрировали значительный потенциал для повышения вязкости межслойного разрушения.

Многие другие факторы, такие как адгезия между нановолокнистой вуалью и матрицей и условия отверждения углепластика (включая температуру, давление, уровень вакуума и т. д.), также могут в значительной степени влиять на поведение углепластика при его разрушении. Использование растворимых термопластичных волокон для упрочнения углепластика дало обнадеживающие результаты. Концепция заключается в том, что термопластичные нановолокнистые вуали растворяются во время отверждения слоистых ПКМ при повышенной температуре (которая больше температуры плавления вуалей), а затем фаза разделяется при отверждении.

Благодаря простоте операции часто для прокладывания между слоями используют растворимые электроформуемые нановолокнистые вуали из-за чрезвычайно большого соотношения площади поверхности к объему полимерной матрицы [27, 28]. В представленных исследованиях термопластичный материал в виде сплошной пленки демонстрирует незначительный эффект повышения прочности межслойного разрушения, по сравнению с нановолокнистыми вуалями. Кроме того, тип пленки в некоторой степени ограничен в использовании из-за низких проницаемости и адгезии к полимерному связующему, что в свою очередь может ограничивать его применение

при переработке препрегов. Тем не менее пористую пленку из полиэфирсульфона с видимыми отверстиями на поверхности (1 отверстие на  $1 \text{ см}^2$ ) успешно использовали в качестве чередующегося слоя для улучшения межслойной вязкости разрушения ПКМ из углеродного волокна и эпоксидного полимерного связующего, полученного с помощью вакуумной инфузии [29].

На характеристики разрушения углепластика с прослойками термопластичной нановолокнистой вуали может существенно влиять ее поверхностная плотность. Авторы работ [30, 31] использовали нановолокнистые вуали из полиамида-6,6 с поверхностной плотностью 0,525; 1,05; 17 и  $50 \text{ г/м}^2$  для упрочнения углепластика. Обнаружено, что происходит увеличение энергии разрушения углепластика по моде 1 ( $G_{1c}$ ) на 24% при использовании в качестве прослойки вуали с поверхностной плотностью  $0,525 \text{ г/м}^2$  и на 737% – после использования в качестве прослойки вуали с поверхностной плотностью  $50 \text{ г/м}^2$ .

В работе [32] также сообщается об устойчивом увеличении значений удельной работы расслоения  $G_{1c}$  по мере возрастания поверхностной плотности нановолокнистой вуали из полифениленсульфида. Авторы статей [33, 34] отметили, что параметр  $G_{1c}$  слоистых ПКМ увеличился с 30 до 69%, так как поверхностная плотность вуалей из полиамида-6,6 увеличилась с 1,5 до  $4,5 \text{ г/м}^2$ , а затем снизился до 40% при поверхностной плотности  $9 \text{ г/м}^2$ . В другом исследовании [35] удельная работа расслоения  $G_{1c}$  тканого слоистого ПКМ увеличилась на 44,2% при применении вуали из полиамида-6,6 с поверхностной плотностью  $3 \text{ г/м}^2$ , но уменьшилась на 6% при применении вуали из полиамида-6,6 с поверхностной плотностью  $18 \text{ г/м}^2$ .

Химический состав материала, из которого изготовлены нановолокнистые вуали, является еще одним фактором, влияющим на характеристики разрушения слоистых ПКМ. Вуали из полиамида-6,6 и полиэфира с поверхностной плотностью  $\sim 20 \text{ г/м}^2$  использовались авторами работы [20] для упрочнения различных углепластиков. Для однонаправленного углепластика на основе эпоксидного связующего удельная работа расслоения  $G_{1c}$  увеличилась на 40% при применении нановолокнистой вуали из полиамида-6,6 и только на 6% – при применении нановолокнистой вуали из полиэфира.

Сообщалось также о различных уровнях упрочнения между нановолокнистыми вуалями из полиамида-6,6 и вуалями из полиэфира для углепластиков с полотняным и сатиновым углеродным армирующим наполнителем [20]. Исследователи работы [33] использовали нановолокнистые вуали на основе различных термопластичных полимеров, включая полиамид-6,6, поливинилбутираль, полиамид-6, полиэфирсульфон и полиамид-имид для упрочнения углепластика. Значительно отличающиеся характеристики упрочнения наблюдались для разных полимерных нановолокнистых вуалей с аналогичной поверхностной плотностью (от  $3,6$  до  $4,5 \text{ г/м}^2$ ). Например, удельная работа расслоения  $G_{1c}$  увеличилась на 11 и 12% при применении вуалей из поливинилбутираля и полиамида-6 соответственно, но уменьшилась на 6, 52 и 68% при применении вуалей из полиамида-6,6, полиэфирсульфона и полиамид-имида соответственно.

На характеристики термопластичных вуалей может влиять и структура (плетение) тканей из углеродного волокна. В настоящее время в этой области проведено лишь ограниченное количество исследований [20, 21]. В работе [35] изучалось поведение при разрушении однонаправленных углепластиков и углепластиков из саржевых тканей. Обнаружено, что при использовании вуалей из полиамида-6,6 и полиамида-6,9 значительно увеличивалась удельная работа расслоения  $G_{1c}$  для углепластиков с применением армирующего наполнителя с саржевым плетением – увеличение на 62% при использовании вуали с поверхностной плотностью  $18 \text{ г/м}^2$  из полиамида-6,9. В то время как у однонаправленного углепластика данный параметр значительно снижается – на 36% при использовании вуали с поверхностной плотностью  $3 \text{ г/м}^2$  из полиамида-6,9.

В работах [20, 21] использовали вуали из полиамида-6,6 (с поверхностной плотностью  $21 \text{ г/м}^2$ ) и полиэфира (с поверхностной плотностью  $23 \text{ г/м}^2$ ) для повышения прочности различных углепластиков, например для однонаправленного, а также углепластика из 5-жгутового сатина и полотна. Обнаружено, что проложенная между слоями армирующего наполнителя вуаль из полиамида-6,6 снижала удельную работу расслоения  $G_{1c}$  на 65% для углепластика с сатиновым армирующим наполнителем, но увеличивала данный параметр на 40 и 250% для однонаправленного углепластика и с полотняным армирующим наполнителем соответственно. Использование полиэфирных вуалей увеличило значение удельной работы расслоения  $G_{1c}$  на значительно различающихся уровнях, т. е. на 80; 6 и 170% для углепластика с сатиновым армирующим наполнителем, однонаправленного и с полотняным армирующим наполнителем соответственно.

В похожей работе [36] использовали равноплотное полотно из полиэфирсульфоновых волокон, которое прокладывали между слоями в углепластике.

Исследование характеристик растворения полиэфирсульфоновых нитей в эпоксидной смоле E51 проводили с помощью оптического микроскопа. Результаты показали, что пучок волокон полностью смачивался эпоксидной смолой при температуре инфузии ( $80 \text{ }^\circ\text{C}$ ). После нагревания до температуры отверждения ( $120 \text{ }^\circ\text{C}$ ) волокна полностью растворялись в течение 12 мин. Кроме того, провели испытания для изучения влияния введения волокон из полиэфирсульфона на механические характеристики эпоксидного углепластика. С введением волокнистого полотна с поверхностной плотностью  $28,3 \text{ г/м}^2$  из полиэфирсульфона значения трещиностойкости как по *mode 1*, так и по *mode 2* улучшились – на 103 и 68,8% соответственно. Авторы предполагают, что механизм упрочнения связан с тем, что полиэфирсульфоновые волокна образуют градиент концентрации вокруг волокон армирующего наполнителя, что улучшает пластичность и ударную вязкость полимерной матрицы в межслойной области. Кроме того, результаты исследования показали, что прочность межслойного сдвига и прочность сжатия после удара увеличились приблизительно на 18 и 43,8% при применении полотна из волокон полиэфирсульфона с поверхностной плотностью  $14,7$  и  $21,2 \text{ г/м}^2$  соответственно. Испытания углепластиков на растяжение и изгиб с применением полотна из полиэфирсульфона выявили постепенное повышение прочности с одновременным уменьшением модуля упругости. Такое равноплотное полотно из полиэфирсульфонового волокна позволило локализовать преобразование термопластичного компонента в хорошо контролируемые фазовые структуры.

### Заключения

На основе результатов работ по повышению межслойной прочности с применением нетканых нановолокнистых вуалей из синтетических волокон различного химического состава следует отметить, что происходит повышение механических свойств углепластиков. При этом в работах, приведенных в данной статье, авторы используют смолы и отвердители без введения дополнительных упрочняющих агентов, что в свою очередь приводит к относительному повышению межслойной прочности у исследуемых углепластиков с введенными неткаными нановуалями относительно чистых эталонов.

В настоящее время не опубликованы работы, в которых приводилось бы описание исследований влияния применения вуалей из термопластов на углепластики на основе модифицированных полимерных связующих с различными введенными компонентами для повышения межслойных характеристик.

Представляет интерес также использование нетканых нановуалей при препреговой технологии и автоклавном способе получения углепластиков, так как более высокое давление формования будет оказывать влияние на распределение термопласта в межфиламентном пространстве и приводить к изменению механических свойств в композиционном материале.

Данный подход к увеличению межслойной прочности и стойкости к ударным нагрузкам раскрывает перспективы развития углепластиков, так как позволяет повысить технологичность получения высокопрочных ПКМ и обеспечить контролируемое введение необходимых компонентов в полимерную матрицу.

#### Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Семенова Л.В., Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Перфилова Д.Н. Полимерные композиционные материалы на термопластичной матрице // Известия высших учебных заведений. Сер.: Химия и химическая технология. 2016. Т. 59. №10. С. 61–71.
2. Каблов Е.Н., Чурсова Л.В., Бабин А.Н., Мухаметов Р.Р., Панина Н.Н. Разработки ФГУП «ВИАМ» в области расплавных связующих для полимерных композиционных материалов // Полимерные материалы и технологии. 2016. Т. 2. №2. С. 37–42.
3. Гуняева А.Г., Сидорина А.И., Курносов А.О., Клименко О.Н. Полимерные композиционные материалы нового поколения на основе связующего ВСЭ-1212 и наполнителей, альтернативных наполнителям фирм Porcher Ind. и Toho Tenax // Авиационные материалы и технологии. 2018. №3 (52). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.
4. Shenming C., Yan L., Hong-Yuan L., Yiu-Wing M. Effect of electrospun polysulfone/cellulose nanocrystals interleaves on the interlaminar fracture toughness of carbon fiber/epoxy composites // Composite Science and Technology. 2019. Vol. 181. P. 1–8. DOI: 10.1016/j.compscitech.2019.05.030.
5. 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.
6. Платонов А.А. Полимерные композиционные материалы на основе прошитого наполнителя с повышенной ударостойкостью // Авиационные материалы и технологии. 2014. №4. С. 43–47. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-4-43-47.
7. Ni X., Furtado C., Kalfon C.E., Zhou Y., Valdes G.A., Hank T.J. et al. Static and fatigue interlaminar shear reinforcement in aligned carbon nanotube-reinforced hierarchical advanced composites // Composites. Part A. 2019. Vol. 120. P. 106–115. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.02.023.
8. Кондрашов С.В., Шашкеев К.А., Петрова Г.Н., Мекалина И.В. Полимерные композиционные материалы конструкционного назначения с функциональными свойствами // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 405–419. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-405-419.
9. Zhang J.S., Wang Y.T., Wang X.S., Ding G.W., Pan Y.Q., Xie H.F. et al. Effects of amino-functionalized carbon nanotubes on the properties of amine-terminated butadieneacrylonitrile rubber-toughened epoxy resins // Applied Polymer Science. 2014. Vol. 131. P. 1–7. DOI: 10.1002/app.40472.
10. Chikhi N., Fellahi S., Bakar M. Modification of epoxy resin using reactive liquid (ATBN) rubber // European Polymer Journal. 2002. Vol. 38 (2). P. 251–264. DOI: 10.1016/S0014-3057(01)00194-X.
11. Shuai Z., Zhengguo C., Roger T., Chao C., Zeyu S., Lei X. et al. Highly improving the mechanical and thermal properties of epoxy resin via blending with polyetherketone cardo // Composite Communications. 2019. Vol. 13. P. 80–84. DOI: 10.1016/j.coco.2019.03.003.
12. Jing Z., Xuming X. Influence of addition of silica particles on reaction-induced phase separation and properties of epoxy/PEI blends // Composite. Part B. 2011. Vol. 42. P. 2163–2169. DOI: 10.1016/j.compositesb.2011.05.013.
13. Weizhen L., Zonglian X., Ao L., Yang L., Baoyu W., Wenjun G. Effect of SiO<sub>2</sub> nanoparticles on the reaction induced phase separation in dynamically asymmetric epoxy/PEI blends // Research Advances. 2015. Vol. 5. P. 8471–8478. DOI: 10.1039/C4RA12261E.

14. Gangineni P.K., Yandrapu S., Ghosh S.K., Anand A., Prusty R.K., Ray B.C. Mechanical behavior of graphene decorated carbon fiber reinforced polymer composites: an assessment of the influence of functional groups // *Composite. Part A.* 2019. Vol. 122. P. 36–44. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.04.017.
15. Ou Y., González C., Vilatela J.J. Interlaminar toughening in structural carbon fiber/epoxy composites interleaved with carbon nanotube veils // *Composite. Part A.* 2019. Vol. 124. P. 1–11. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.105477.
16. Ning H., Li Y., Li J., Hu N., Liu Y., Wu L. et al. Toughening effect of CB-epoxy interleaf on the interlaminar mechanical properties of CFRP laminates // *Composite. Part A.* 2015. Vol. 68. P. 226–234. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.09.030.
17. Ning H., Li J., Hu N., Yan C., Liu Y., Wu L. et al. Interlaminar mechanical properties of carbon fiber reinforced plastic laminates modified with graphene oxide interleaf // *Carbon.* 2015. Vol. 91. P. 224–233. DOI: 10.1016/j.carbon.2015.04.054.
18. Qian X., Kravchenko O.G., Pedrazzoli D., Manas-Zloczower I. Effect of polycarbonate film surface morphology and oxygen plasma treatment on mode I and II fracture toughness of interleaved composite laminates // *Composite. Part A.* 2018. Vol. 105. P. 138–149. DOI: 10.1016/j.compositesa.2017.11.016.
19. Quan D., Flynn S., Artuso M., Murphy N., Rouge C., Ivankovic A. Interlaminar fracture toughness of CFRPs interleaved with stainless steel fibres // *Composite Structurer.* 2019. Vol. 210. P. 49–56. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.11.016.
20. Kuwata M., Hogg P.J. Interlaminar toughness of interleaved CFRP using non-woven veils: Part 1. Mode-I testing // *Composite. Part A.* 2011. Vol. 42. P. 1551–1559. DOI: 10.1016/j.compositesa.2011.07.016.
21. Beylergil B., Tanoglu M., Aktas E. Mode-I fracture toughness of carbon fiber/epoxy composites interleaved by aramid nonwoven veils // *Steel Composite Structure.* 2019. Vol. 31. P. 113–123.
22. Kumar V., Ramakrishna S., Yoong J.L., Neisiany R., Surendran S., Balaganesan G. Electrospun nanofiber interleaving in fiber reinforced composites-Recent trends // *Mater Des Process Communication.* 2019. Vol. 1 (1). P. 24–32. DOI: 10.1002/mdp2.24.
23. 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.
24. Wong D.W.Y., Lin L., McGrail P.T., Peijs T., Hogg P.J. Improved fracture toughness of carbon fibre/epoxy composite laminates using dissolvable thermoplastic fibers // *Composite. Part A.* 2010. Vol. 41. P. 759–767. DOI: 10.1016/j.compositesa.2010.02.008.
25. Tsotsis T.K. Interlayer toughening of composite materials // *Polymer Composites.* 2009. Vol. 30. P. 70–86. DOI: 10.1002/pc.20535.
26. Wong D.W.Y., Zhang H., Bilotti E., Peijs T. Interlaminar toughening of woven fabric carbon/epoxy composite laminates using hybrid aramid/phenoxy interleaves // *Composite. Part A.* 2017. Vol. 101. P. 151–159. DOI: 10.1016/j.compositesa.2017.06.001.
27. Li G., Li P., Zhang C., Yu Y., Liu H., Zhang S. et al. Inhomogeneous toughening of carbon fiber/epoxy composite using electrospun polysulfone nanofibrous membranes by in situ phase separation // *Composite Science and Technology.* 2008. Vol. 68. P. 987–994. DOI: 10.1016/j.compscitech.2007.07.010.
28. Peng L., Dawei L., Bo Z., Xiaolong J., Lili W., Li G. Synchronous effects of multiscale reinforced and toughened CF/EP composites by MWNTs-EP/PSF hybrid nanofibers with preferred orientation // *Composite. Part A.* 2015. Vol. 68. P. 72–80. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.09.010.
29. Chao C., Chenyu Z., Jinli Z., Minqiang J., Zeyu S., Shuai Z. et al. Improving the interlaminar toughness of the carbon fiber/epoxy composites via interleaved with polyethersulfone porous films // *Composite Science and Technology.* 2019. Vol. 183. P. 1–12. DOI: 10.1016/j.compscitech.2019.107827.

30. Beylergil B., Tanoglu M., Aktas E. Enhancement of interlaminar fracture toughness of carbon fiber epoxy composites using polyamide-6,6 electrospun nanofibers // *Applied Polymer Science*. 2017. Vol. 134 (35). P. 1–12. DOI: 10.1002/app.45244.
31. Beylergil B., Tanoglu M., Aktas E. Effect of polyamide-6,6 (PA 66) nonwoven veils on the mechanical performance of carbon fiber/epoxy composites // *Composite Structure*. 2018. Vol. 194. P. 21–35. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.03.097.
32. Ramirez V.A., Hogg P.J., Sampson W.W. The influence of the nonwoven veil architectures on interlaminar fracture toughness of interleaved composites // *Composite Science and Technology*. 2015. Vol. 110. P. 103–110. DOI: 10.1016/j.compscitech.2015.01.016.
33. Beckermann G.W., Pickering K.L. Mode I and Mode II interlaminar fracture toughness of composite laminates interleaved with electrospun nanofibre veils // *Composite. Part A*. 2015. Vol. 72. P. 11–21. DOI: 10.1016/j.compositesa.2015.01.028.
34. Beckermann G.W. Nanofiber interleaving veils for improving the performance of composite laminates // *Reinforced Plastic*. 2017. Vol. 61. P. 289–293. DOI: 10.1016/j.repl.2017.03.006.
35. Daelemans L., van der Heijden S., Baere I.D., Rahier H., Paepegem W.V., Clerck K.D. Nanofibre bridging as a toughening mechanism in carbon/epoxy composite laminates interleaved with electrospun polyamide nanofibrous veils // *Composite Science and Technology*. 2015. Vol. 117. P. 244–256. URL: 10.1016/j.compscitech.2015.06.021.
36. Chao C., Zhengguo C., Zhuang H. Simultaneously improving mode I and mode II fracture toughness of the carbon fiber/epoxy composite laminates via interleaved with uniformly aligned PES fiber webs // *Composites. Part A*. 2020. Vol. 129. P. 1–11. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.105696.