

*Е. А. М. Хассан<sup>а,б,в</sup>, А. Е. А. Эль-Абид<sup>а</sup>, Е. О. Башир<sup>а</sup>, Т. Х. Х. Элагиб<sup>а</sup>*

*<sup>а</sup>Faculty of Engineering and Technology, University of Gezira, Sudan*

*<sup>б</sup>State Key Laboratory for Modification of Chemical Fibers and Polymer Materials, Donghua University, Shanghai, China*

*<sup>в</sup>Key Laboratory of Shanghai City for Lightweight Composites, Center for Civil Aviation Composites, Donghua University, Shanghai, China*

## **ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАЦИИ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИАМИДНЫХ КОМПОЗИТОВ ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ<sup>1</sup>**

*E. A. M. Hassan, A. E. A. Elabid, E. O. Bashier, and T. H. H. Elagib*

### **THE EFFECT OF CARBON FIBERS MODIFICATION ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF POLYAMIDE COMPOSITES FOR AUTOMOBILE APPLICATIONS**

**Keywords:** carbon fibers, polyamide, interfacial layer, fiber-matrix adhesion

Carbon fiber (CF)/ polyamide (PA6) composites are one of the most promising thermoplastic materials for automobile applications. However, the interfacial adhesions between the CFs and the PA6 matrix are relatively weak, and therefore the mechanical performance of these composites, if prepared without a surface modification of CFs, are rather poor. In this study, an efficient method to improve the fiber-matrix interfacial of CF/PA6 composites based on modifications of CFs by introducing interfacial layers of PA6 is developed. In this method, the CFs are activated at 400°C in nitrogen for 4h to remove the sizing agents coated on their surface, and then they are immersed in the formic acid solution of PA6. Changes in the chemical composition, surface morphology, and mechanical properties of modified CF and its composite were investigated. Because of strong hydrogen bond between activated CFs and PA6, the tensile strength, flexural strength, impact strength, and interlaminar shear strength (ILSS) of modified CF/PA6 increased by 24.75, 33.25, 38, and 72%, respectively.

---

\*Автор, с которым следует вести переписку: [elwathig2009@yahoo.com](mailto:elwathig2009@yahoo.com)  
Corresponding author: [elwathig2009@yahoo.com](mailto:elwathig2009@yahoo.com)

<sup>1</sup>Перевод с англ. яз.

**Ключевые слова:** волокна углеродные, полиамид, слой межфазный, адгезия волокно—матрица

Разработан эффективный метод улучшения межповерхностного сцепления углеродных волокон (CF) с полиамидной матрицей (РА6) на основе модификации волокон путем введения межфазных слоев из РА6. Углеродные волокна в течение 4 ч активировали в атмосфере азота при 400 °С для удаления аппрета, покрывающего их поверхность, а затем погружали в раствор муравьиной кислоты РА6. Исследовали изменения химического состава, морфологии поверхности и механических свойств модифицированных углеродных волокон и композитов на их основе. В силу сильной водородной связи между активированными углеродными волокнами и матрицей РА6 значения прочности при растяжении, изгибе, ударе и межслойном сдвиге модифицированного композита увеличились на 24,75, 33,25, 38 и 72% соответственно.

## Введение

Композитные материалы из полиамида (РА6), армированного углеродными волокнами (CF), широко используют в качестве конструкционных материалов в автомобильной и авиакосмической промышленности в силу их превосходной химической стойкости, исключительных механических свойств, отличной термостойкости и коррозионной стойкости [1—4]. Полиамид РА6, как один из наиболее перспективных полимерных пластиков, широко известен благодаря высокой прочности, износостойкости, вязкости разрушения, отличной коррозионной стойкости, гибкости и хорошим самосмазывающимся свойствам [5—7]. Однако недостаток полиамидных углепластиков связан с плохой адгезией углеродных волокон с матрицей РА6, обусловленной инертной природой углеродных волокон [8, 9]. Кроме того, в настоящее время при изготовлении термореактивных углепластиков, не предназначенных для высокотемпературной обработки, используют углеродные волокна с аппретом в качестве модификатора поверхности, обладающим плохой термостойкостью и легко разлагающимся при высокотемпературной обработке [10, 11]. Предложены разные методы модификации поверхности углеродных волокон для достижения лучшей межповерхностной адгезии. Среди них — использование аппретов, состоящих из связующих агентов разного типа [12]. После поверхностной обработки углеродных волокон на них наносят тонкий слой полимера, не только защищающий их поверхность, но и улучшающий смачиваемость смолы матрицы [13]. Обработка волокон разными силановыми связующими агентами способна повысить межповерхностную прочность волокнисто-армированных пластиков, но содержание функциональных групп на поверхности углеродных волокон остается недостаточным и приводит

к недостаточному улучшению механических свойств [14, 15]. Поэтому необходимо разработать новые аппреты, обладающие хорошей совместимостью с матрицей и выдерживающие высокие температуры. Настоящее исследование направлено на улучшение поверхности раздела углеродное волокно—полиамидная матрица и механических свойств полиамидных углепластиков путем нанесения полиамида РА6 с низкой вязкостью на поверхность углеродных волокон. Низкая вязкость полиамида РА6 способствует его проникновению в микроканавки на поверхности углеродного волокна. Установлено, что на поверхности углеродных волокон имеется определенное количество активных групп, таких как фенольные гидроксильные группы, обладающие высокой степенью реакционной способности. Амидные группы в молекуле РА6 могут создавать эффекты водородной связи с гидроксильными и карбоксильными группами на поверхности углеродных волокон, тем самым улучшая прочность при межповерхностном сдвиге полиамидных углепластиков.

## 1. Материалы и методы

**1.1. Материалы.** Ткани из углеродных волокон 3К-Т300 с полотняным переплетением (плотность  $1,76 \text{ г/см}^3$ , 93% углерода) поставлены компанией Jiangsu Yixing Carbon Fiber Fabric Weaving Co., Ltd; полиамид РА6 (пленочного класса) поставлен компанией Huayi Plastic Products Shenzhen Co., Ltd (плотность  $1,18 \text{ г/см}^3$ , молекулярный вес  $124\,000 \text{ г/моль}$ ); ацетон ( $\geq 99,5\%$ ) поставлен компанией Shanghai Yunli Economic and Trading Co., Ltd; муравьиная кислота ( $\geq 98\%$ ) предоставлена компанией Sinopharm Chemical Reagent Co., Ltd; азот высокой чистоты получен от компании Shanghai Chenggong Gas Industry Co., Ltd.

**1.2. Модифицирование углеродных волокон.** Сначала коммерческие углеродные волокна обрабатывали в течение 1 ч в атмосфере воздуха при  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  и 4 ч в атмосфере азота ( $\text{N}_2$ ) при температуре  $T = 400 \text{ }^\circ\text{C}$  для удаления поверхностного аппрета и загрязняющих веществ. После высокотемпературной обработки материал поместили в эксикатор (безводный хлорид кальция) для дальнейшего использования. Необработанные и обработанные (в воздухе и азоте) углеродные волокна обозначили как un-CF, air-CF и  $\text{N}_2$ -CF соответственно. Обработанные углеродные волокна погрузили на 24 ч в раствор РА6 (98%-й раствор муравьиной кислоты, 2,0% по массе), а затем очистили методом экстракции для удаления непрореагировавшего РА6 и сушили в вакуумной печи при  $80 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 24 ч (рис. 1). Образцы обозначили как РА6-un-CF, РА6-air-CF и РА6- $\text{N}_2$ -CF. Ожидали, что амидные группы молекулы РА6 будут образовывать водородную связь с гидроксильными и карбоксильными группами на поверхности углеродных волокон, тем самым улучшая межповерхностную адгезию углеродных волокон и полиамида РА6.

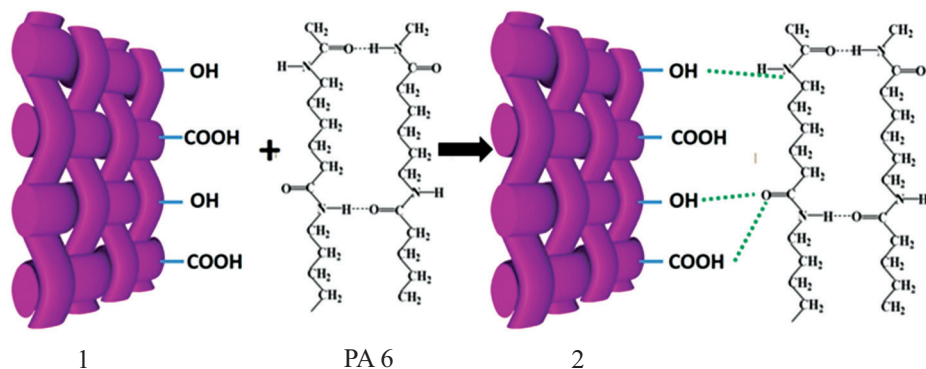


Рис. 1. Схема процедур модификации углеродных волокон с помощью ПА6: 1 и 2 — ткань из углеродных волокон с удаленным аппаратом и нанесенным покрытием ПА6.

**1.3. Изготовление композитов CF/ПА6.** Перед изготовлением композитов пленку ПА6 обрабатывали этанолом для удаления масла и пятен и сушили в течение 12 ч в печи при температуре 70 °С. Слоистые углепластики изготовили, уложив между слоями ткани из углеродных волокон слой пленки ПА6 (схема укладки показана на рис. 2—а), методом горячего прессования при  $T = 240\text{—}260$  °С и давлении 1—4 МПа в течение 30 мин. После изготовления слоистые углепластики постепенно охладили ниже температуры стеклования  $T_g$  смолы ПА6 и извлекли из пресс-формы. Таким образом, изготовили композитный материал CF/ПА6 с объемным содержанием углеродных волокон  $V_f \approx 40\%$ .

## 2. Определение характеристик

Химический состав модифицированной поверхности углеродных волокон анализировали с помощью установки ESCALAB 250 (США) для рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS). Для определения прочности при растяжении по стандарту ASTM D3039 использовали универсальную испытательную машину Instron (TA Instruments, США). Размеры образца для испытания на растяжение 180×10×2 мм; скорость нагружения 2 мм/мин (схема испытания на растяжение показана на рис. 2—б). Испытания на изгиб провели по стандарту ASTM D7264. Отношение длины пролета к высоте образца  $l/h = 32:1$ ; размер образца для испытания на изгиб 78×13×2 мм (см. рис. 2—в). Прочность композитов при межслойном сдвиге  $\sigma_{ILSS}$  определяли на универсальной испытательной машине Instron (TA Instruments, США) по стандарту ASTM D2344 методом испытания короткой балки на трехточечный изгиб (см. рис. 2—з). Отношение длины пролета к толщине образца  $l/h = 4:1$ ; размеры образца 18×6×2 мм;

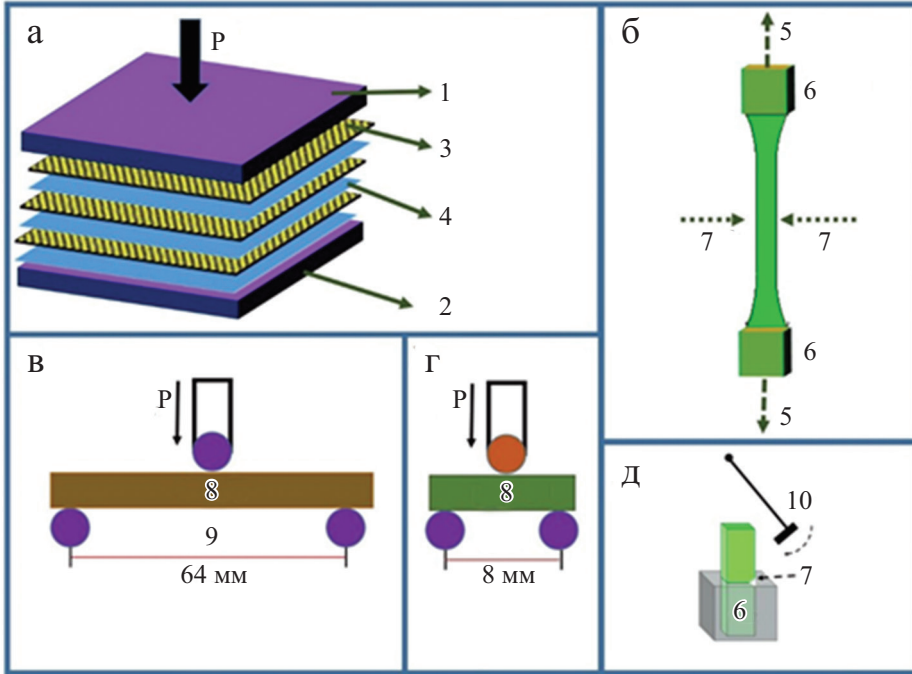


Рис. 2. Схемы укладки преформы для формования под давлением (а) и испытаний на растяжение (б), изгиб (в), межслойный сдвиг (г), удар (д): 1, 2 — верхняя и нижняя плита соответственно; 3 — слой ткани из углеродных волокон; 4 — слой пленки ПА6; 5 — растяжение; 6 — захват; 7 — разрушение; 8 — образец; 9 — пролет; 10 — маятник.

скорость нагружения 1,0 мм/мин. Для испытаний на удар по образцу в виде консольной балки с надрезом использовали маятниковую установку CEAST RESIL IMPACTOR (Италия). Удар с энергией 5 Дж наносили перпендикулярно продольному направлению образца (см. рис. 2—д). Прочность при ударе вычисляли по формуле

$$E = \frac{W}{S} \cdot 10^{-3},$$

где  $W$  — энергия, потребляемая при разрушении образца (Дж);  $S$  — площадь поперечного сечения образца. Результаты измерений усреднили по пяти образцам и вычислили стандартное отклонение.

Морфологию разрушения углепластиков CF/ПА6 с модифицированными и немодифицированными волокнами оценивали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Hitachi SU8010 с ускоряющим напряжением 15 кВ.

### 3. Результаты и обсуждение

**3.1. Анализ поверхностных элементов модифицированных углеродных волокон.** Результаты, полученные при анализе XPS-спектров немодифицированного и модифицированного углеродных волокон, приведены на рис. 3 и в таблице. В спектре немодифицированного волокна (см. рис. 3—*а*) содержание азота не обнаружили, поскольку толщина эмульсионного аппарата на поверхности коммерческих углеродных волокон не позволила прибору его обнаружить. После нанесения полиамида РА6 на немодифицированное волокно (см. рис. 3—*з*) содержание азота и кислорода составляло 2,31 и 17,83% соответственно, что свидетельствует о покрытии его поверхности тонким слоем РА6 (образец РА6-un-CF). XPS-спектры углеродного волокна, обработанного в воздухе (air-CF) и покрытого РА6 (РА6-air-CF), приведены на рис. 3—*б* и 3—*д* соответственно. В XPS-спектре образца air-CF содержание азота снова не обнаружили, но обработка волокна воздухом при высокой температуре улучшала ориентационную структуру гибридного слоя углерода на его поверхности, что увеличило содержание углерода и образовало кислородсодержащие функциональные группы. После того как образец air-CF модифицировали покрытием полиамида РА6, поверхностно-активные функциональные группы образовали водородные связи с амидной группой РА6. Таким образом, установили, что в образце РА6-air-CF содержание азота 2,09%, свидетельствующее об успешной модификации покрытием РА6. На рис. 3—*в*, *е* приведены

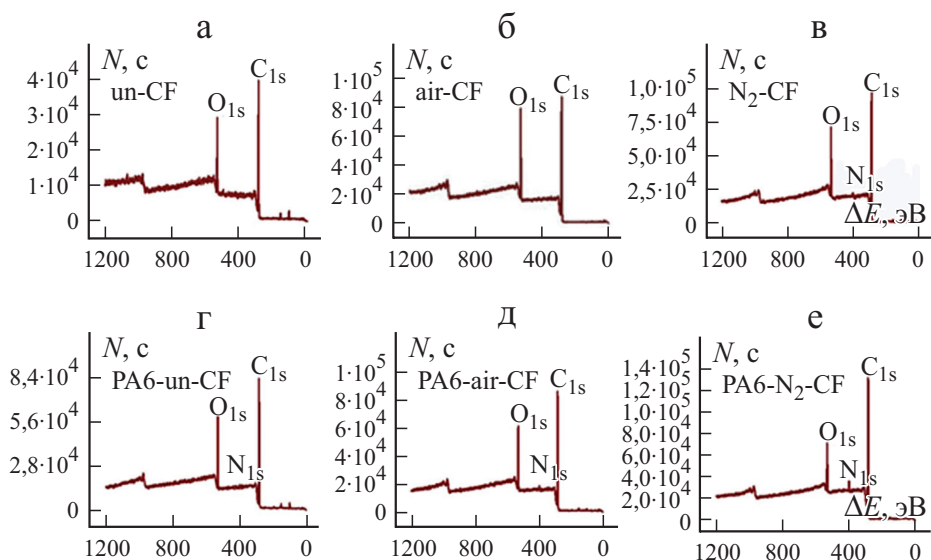


Рис. 3. XPS-спектры (число отсчетов  $N$  — энергия связи  $\Delta E$ ) композитов CF/РА6 с немодифицированными (*а*, *з*) и модифицированными (*б*, *в*, *д*, *е*) углеродными волокнами.

Элементный состав (%) композитов CF/РА6 с немодифицированными (un-CF) и РА6-модифицированными углеродными волокнами

Образец	С	N	О
un-CF	78,35	0	21,65
air-CF	78,76	0	21,24
N <sub>2</sub> -CF	90,1	0,98	8,92
РА6-un-CF	79,86	2,31	17,83
РА6-air-CF	80,24	2,09	17,67
РА6-N <sub>2</sub> -CF	83,82	2,86	13,32

XPS-спектры углеродного волокна, обработанного в азоте (N<sub>2</sub>-CF) и покрытого РА6 (РА6-N<sub>2</sub>-CF). Содержание азота на поверхности образца N<sub>2</sub>-CF составляло 0,98%, поскольку аппретирующий агент был полностью удален после высокотемпературной обработки, а само углеродное волокно было очень стабильным в атмосфере азота при 400 °С. После модификации поверхности образца N<sub>2</sub>-CF покрытием РА6 содержание азота в нем составляло 2,86%. Это свидетельствует о том, что функциональные группы, активные на поверхности волокна, образовали водородные связи с амидной группой в РА6, что значительно увеличило смачиваемость волокон и связь между волокнами и матрицей.

**3.2. Механические свойства композитов CF/РА6. 3.2.1. Оптимизация параметров горячего прессования композитов.** В промышленности для изготовления хороших материалов необходимо учитывать разные параметры. При изготовлении реальных композитных конструктивных элементов условия обработки — один из важнейших факторов, влияющих на свойства их полимерной матрицы [16]. Изготовление композитов методом формования под давлением включает сочетание температуры, времени и давления, которые необходимо строго контролировать при формовании композитов CF/РА6. Поэтому исследовали влияние температуры горячего прессования на механические свойства термопластичных композитов CF/РА6. Данные рис. 4 свидетельствуют о том, что с повышением температуры до 250 °С прочность при изгибе (*a*) и растяжении (*b*) слоистого композита возрастала, а затем немного уменьшилась. Причина такого поведения обусловлена тем, что при повышении температуры горячего прессования до 250 °С кинетическая способность молекул РА6 также возрастала, и имело место значительное снижение осмотического давления смолы, пропитывавшей углеродные волокна. Однако с дальнейшим повышением температуры полимерные цепи матрицы претерпели некоторую деградацию [17], обусловившую снижение значений прочности композита при изгибе и растяжении. На рис. 4—*в* показаны фотографии поверхности композитов CF/РА6 при  $T = 240, 250$  и  $260$  °С. Высокая вязкость расплава матрицы РА6 при  $T = 240$  °С (см. рис. 4—*в*, (I)) затрудняла ее

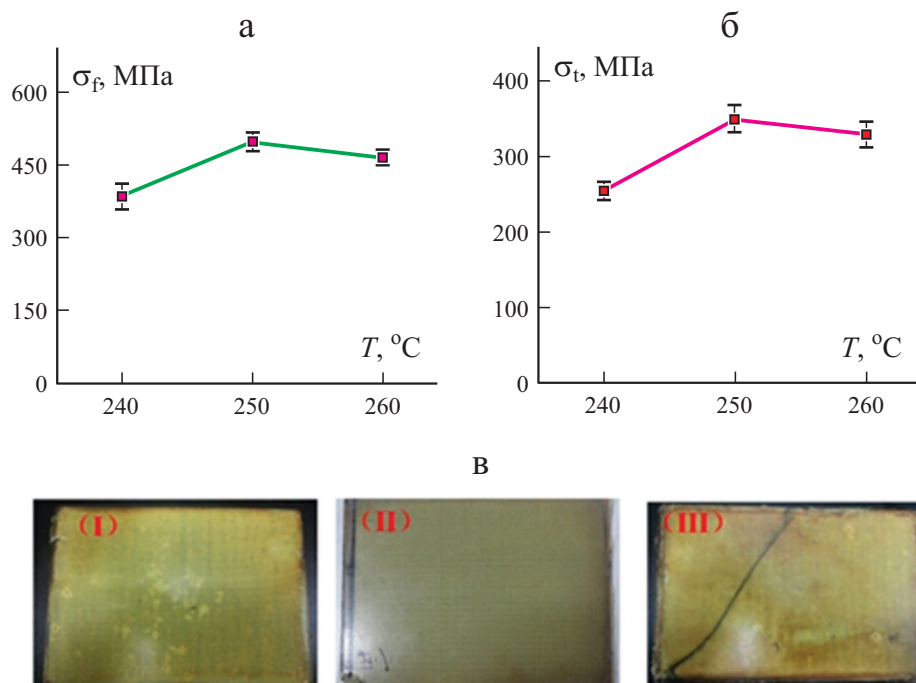


Рис. 4. Зависимость прочности при изгибе  $\sigma_f$  (а) и растяжении  $\sigma_t$  (б) композитов CF/PA6 от температуры  $T$  и внешний вид их поверхности (в) при  $T = 240$  (I),  $250$  (II)  $260$  °C (III).

проникновение в углеродные волокна и обусловила образование на поверхности композита области, обогащенной смолой. При  $T = 260$  °C произошло окисление и деградация матрицы (см. рис. 4—в, (III)). Установили, что оптимальная температура формования —  $250$  °C, обеспечившая наилучшие прочностные свойства композита CF/PA6 (см. рис. 4—в, (II)).

После определения оптимальной температуры горячего прессования композитов  $250$  °C исследовали влияние давления горячего прессования  $p$  на механические свойства композитов CF/PA6. Данные рис. 5 иллюстрируют влияние давления на прочность при растяжении (а), изгибе (б), межслойном сдвиге (в) и ударе (г) композитов CF/PA6. С увеличением давления механические свойства быстро возрастают и достигают максимальных значений при  $p = 2,5$  МПа. Дальнейшее увеличение давления снижает механические свойства композита. Повышение давления в определенном диапазоне в ходе формования способствует удалению воздуха между жгутами углеродных волокон и пустот из композита. Однако чрезмерное давление деформирует и разрушает структуру ткани углеродных волокон, выдавливает смолу в зазор пресс-формы, обуславливает появление в композите мест, недостаточно пропитанных смолой. Таким образом, установили, что оптимальные температура формования  $250$  °C и давление



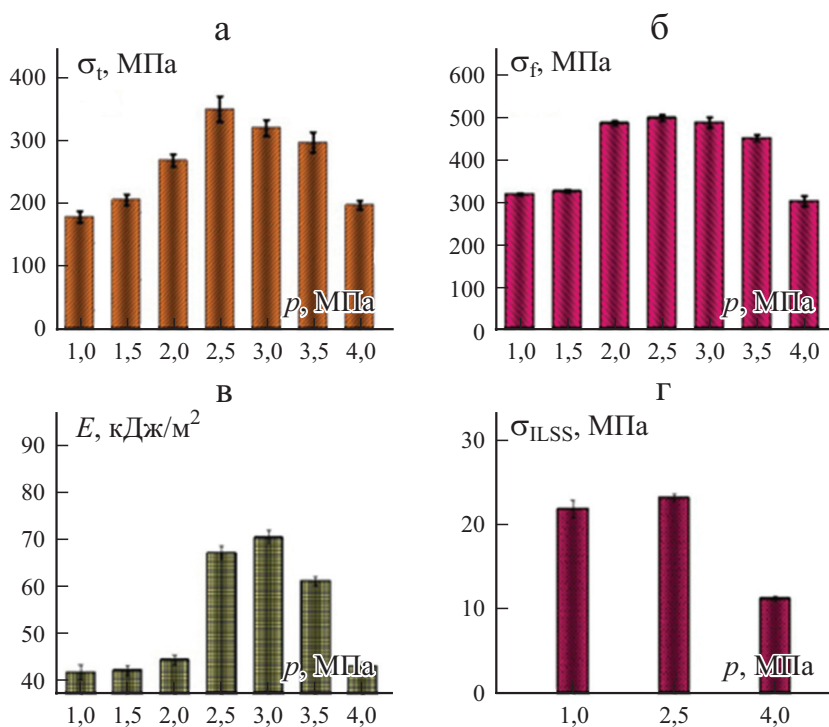


Рис. 5. Зависимость прочности композитов CF/PA6 при растяжении  $\sigma_t$  (а), изгибе  $\sigma_f$  (б), ударе  $E$  (в) и межслойном сдвиге  $\sigma_{ILSS}$  (г) от давления формования  $p$ .

2,5 МПа обеспечивают наибольшие значения прочности при растяжении, изгибе, межслойном сдвиге и ударе композитов CF/PA6.

**3.2.2. Механические свойства модифицированных композитов CF/PA6.** Зная оптимальное давление формования, исследовали влияние модификации поверхности углеродных волокон на механические свойства композитов (рис. 6). Нанесение полиамида PA6 на поверхность немодифицированных волокон увеличило прочность композитов при растяжении, изгибе, ударе и межслойном сдвиге на 22,2 27,5, 30,3 и 37,1% соответственно. Дополнительная обработка волокон в атмосфере азота (образцы PA6-N<sub>2</sub>-CF) позволила достичь значений прочности при растяжении 464,48 МПа, изгибе — 698,51 МПа, ударе — 82,79 кДж/м<sup>2</sup> и межслойном сдвиге — 82,79 МПа, т.е. увеличить их на 24,5, 33,3, 38,1 и 71,9% соответственно. Улучшение механических свойств может быть связано с интенсивным взаимодействием углеродных волокон с матрицей PA6, обусловленным водородной связью между гидроксильными и карбоксильными группами на поверхности волокон и амидными группами молекулы PA 6.

**3.3. Микрофотографии разрушенных поверхностей.** Микрофотографии СЭМ разрушенной поверхности композитов CF/PA6 — прямое дока-

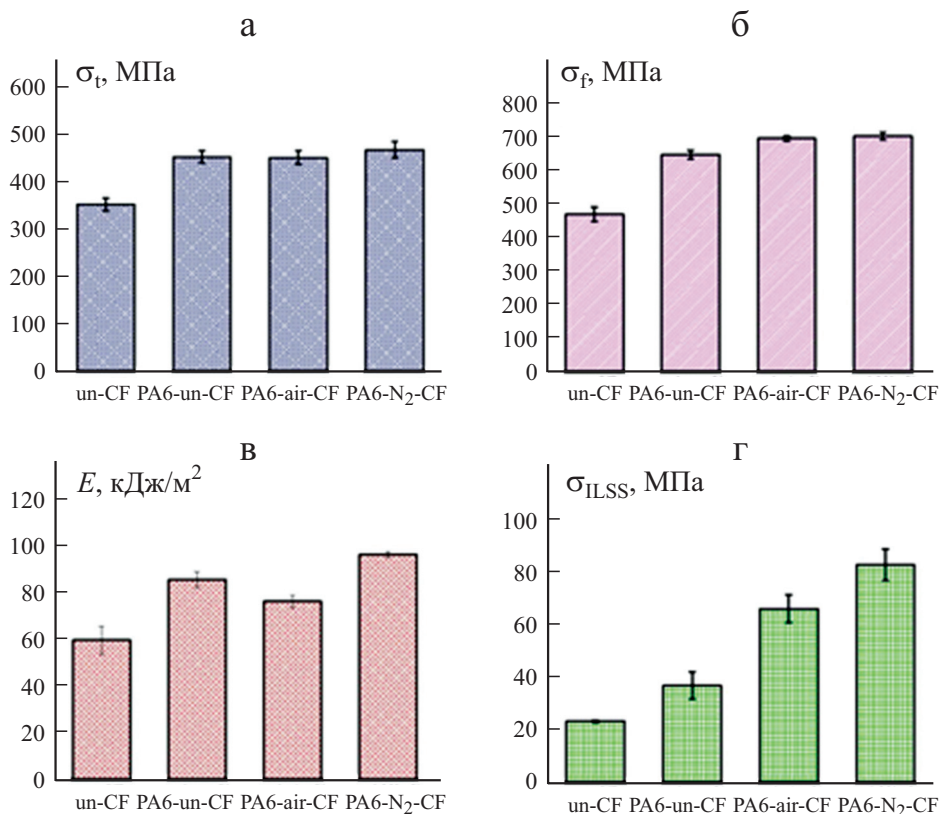


Рис. 6. Диаграммы прочности образцов композитов CF/PA6 при растяжении  $\sigma_t$  (а), изгибе  $\sigma_f$  (б), ударе  $E$  (в) и межслойном сдвиге  $\sigma_{ILSS}$  (г).

зательство улучшенной адгезии углеродных волокон с матрицей [18]. Морфология поверхности разрушения композита, изготовленного при  $p = 1,0$  МПа (рис. 7—а), отчетливо свидетельствует о плохой смачиваемости волокон смолой PA6 и полной потере сцепления с ними. Напротив, морфология композита, изготовленного при  $p = 2,5$  МПа (рис. 7—б), демонстрирует хорошую смачиваемость углеродных волокон смолой PA6, окруженных толстым слоем PA6, и улучшение их межповерхностного сцепления с матрицей PA6. Морфология разрушения композита, изготовленного при избыточном давлении формования 4 МПа (см. рис. 7—в), демонстрирует большое количество пустот, свидетельствующих о выдавливании смолы из пресс-формы вместо ее просачивания в жгуты волокон.

Микрофотографии СЭМ поверхностей разрушения композитов CF/PA6, изготовленных с использованием разных методов модификации углеродных волокон и испытанных при изгибе, показаны на рис. 8. В образце

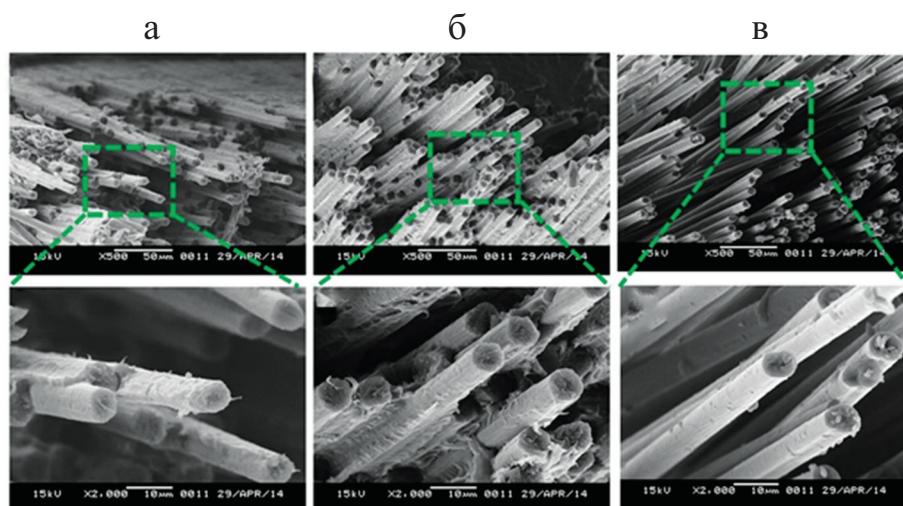


Рис. 7. Микрофотографии СЭМ композитов CF/PA6, изготовленных при давлении формования 1 (а), 2,5 (б), 4 МПа (в).

PA6-un-CF (см. рис. 8—а) видны углеродные волокна, полностью выдернутые из матрицы, а разрушение произошло практически на поверхности раздела; гладкая поверхность выдернутых волокон свидетельствует об их плохом сцеплении с матрицей PA6. На микрофотографии композита PA6-air-CF (см. рис. 8—б), обладавшего значительно улучшенной смачиваемостью углеродных волокон смолой PA6 и лучшим межповерхностным сцеплением с ними, видно больше фрагментов разорванных волокон. Морфология поверхности разрушения образца композита PA6-N<sub>2</sub>-CF (см. рис. 8—в) отлична от таковой немодифицированного композита: большая часть волокон разорвана; трещины образовались в матрице и редко видны на поверхности раздела с волокнами; поверхность выдернутых волокон

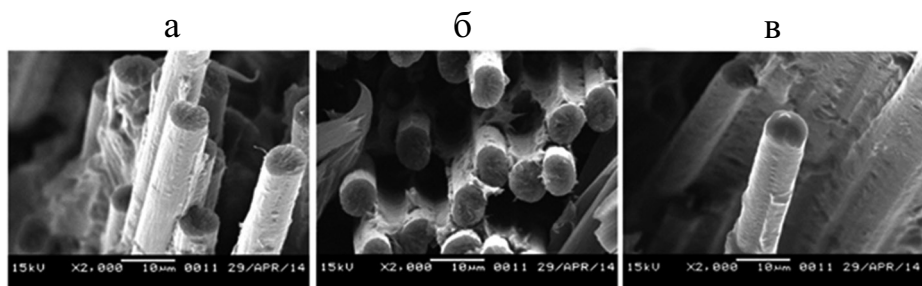


Рис. 8. Микрофотографии СЭМ образцов PA6-un-CF (а), PA6-air-CF (б), PA6-N<sub>2</sub>-CF (в) композитов CF/PA6.

шероховатая и покрыта толстым слоем матрицы РА6. Таким образом, модификация углеродных волокон значительно улучшила смачиваемость и прочность межповерхностного сцепления с термопластичной матрицей РА6. Такое поведение можно объяснить реакциями между карбонильными группами углеродного волокна и аминогруппами РА6, улучшившими межповерхностное сцепление. Результаты исследований доказали, что высокотемпературная обработка в атмосфере азота в сочетании с обработкой раствором муравьиной кислоты и РА6 (РА6-N<sub>2</sub>-CF) — наиболее эффективная модификация для улучшения адгезии между углеродными волокнами и полиамидной матрицей РА6.

### Заключение

С целью улучшения межповерхностного сцепления в композитах с углеродными волокнами и полиамидной матрицей на поверхность активированных волокон нанесли покрытие из РА6. Результаты рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии показали, что химическая активность углеродных волокон и их сцепление с матрицей РА6 обусловлены образованием водородных связей, приводящим к заметному увеличению прочности при межслойном сдвиге модифицированных композитов CF/РА6 по сравнению с таковой композита без обработки. Прочности при изгибе, растяжении и ударе также возросли в силу лучшего межповерхностного сцепления углеродных волокон с матрицей. Микрофотографии СЭМ показали, что посредством модификации может быть реализовано сильное межповерхностное сцепление углеродных волокон с матрицей РА6. Используемые методы довольно просты в реализации и демонстрируют большой потенциал своего применения. Однако муравьиная кислота, обладающая сильной кислотностью и коррозионной активностью, не является экологически чистой. Необходимы дальнейшие исследования для замены вредных органических растворителей на менее вредные.

*Благодарность.* Авторы благодарны за финансовую поддержку Фонда фундаментальных исследований для центральных университетов (№№ 2232018D3-16 и 2232017D-05), Национального фонда естественных наук Китая (№№ 11604045 и 11774049), проекта Шанхайского комитета по науке и технологиям (№№ 17JC400700 и 17ZR1440000) и Базового проекта Ключевой лаборатории высокоэффективных волокон и продуктов Министерства образования (№ 2232019G-02).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Dike A. S.* Improvement of mechanical and physical properties of carbon fiber-reinforced polyamide composites by applying different surface coatings for short carbon fiber // *J. Thermoplast. Compos. Mater.* — 2020. — Vol. 33, No 4. — P. 541—553.
2. *Zhou S., Zhang Q., Wu C., and Huang J.* Effect of carbon fiber reinforcement on the mechanical and tribological properties of polyamide6/polyphenylene sulfide composites // *Mater. Des.* — 2013. — Vol. 44. — P. 493—499.
3. *Karsli N. G. and Aytac A.* Tensile and thermomechanical properties of short carbon fiber reinforced polyamide 6 composites // *Composites: Part B.* — 2013. — Vol. 51. — P. 270—275.
4. *Baali B., Benmounah A., and Rokbi M.* Mechanical characterization and optimum design of wound glass-fiber-reinforced polymer pipes based on the winding angle and the number of plies // *Mech. Compos. Mater.* — 2020. — Vol. 56. — P. 673—684.
5. *Li D., Xie Y., Li W., You Y., and Deng X.* Tribological and mechanical behaviors of polyamide 6/glass fiber composite filled with various solid lubricants // *Sci. World. J.* — 2013. — Vol. 2013. — P. 320837.
6. *Wenzhong N.* The effect of coupling agents on the mechanical properties of carbon fiber-reinforced polyimide composites // *J. Thermoplast. Compos. Mater.* — 2015. — Vol. 28, No 11. — P. 1572—1582.
7. *Kausar A.* Advances in carbon fiber reinforced polyamide-based composite materials // *Adv. Mater. Sci.* — 2019. — Vol. 19, No 4. — P. 67—82.
8. *Ma Y., Yan C., Xu H., Dong L., Pengcheng S., Yingdan Z., and Junlong L.* Enhanced interfacial properties of carbon fiber reinforced polyamide 6 composites by grafting graphene oxide onto fiber surface // *Appl. Surf. Sci.* — 2018. — Vol. 452. — P. 286—298.
9. *Chen J., Xu H., Liu C., Mi L., and Shen C.* The effect of double grafted interface layer on the properties of carbon fiber reinforced polyamide 66 composites // *Compos. Sci. Technol.* — 2018. — Vol. 168. — P. 20—27.
10. *Giraud I., Franceschi-Messant S., Perez E., Lacabanne C., and Dantras E.* Preparation of aqueous dispersion of thermoplastic sizing agent for carbon fiber by emulsion/solvent evaporation // *Appl. Surf. Sci.* — 2013. — Vol. 266. — P. 94—99.
11. *Khatkar V., Vijayalakshmi A. G. S., Manjunath R. N., Olhan S., and Behera B. K.* Experimental investigation into the mechanical behavior of textile composites with various fiber reinforcement architectures // *Mech. Compos. Mater.* — 2020. — Vol. 56. — P. 367—378.
12. *Karsli N. G., Ozkan C., Aytac A., and Deniz V.* Effects of sizing materials on the properties of carbon fiber-reinforced polyamide 6,6 composites // *Polym. Compos.* — 2013. — Vol. 34. — P. 1583—1590.
13. *Hassan E. A. M., Yang G. D., Zhou L., Liu J., Muhuo Y., and Shu Z.* Highly boosting the interlaminar shear strength of CF/PEEK composites via introduction of PEKK onto activated CF // *Composites: Part A.* — 2018. — Vol. 112. — P. 155—160.
14. *Li J.* Effect of silane coupling agent on the tensile properties of carbon fiber-reinforced thermoplastic polyimide composites // *Polym. Plast. Technol. Eng.* — 2010. — Vol. 49. — P. 337—340.
15. *Fiore V., Orlando V., Sanfilippo C., Badagliacco D., and Valenza A.* Effect of silane coupling treatment on the adhesion between polyamide and epoxy based composites reinforced with carbon fibers // *Fiber.* — 2020. — Vol. 8. — P. 48.

16. *Rajak D. K., Pagar D. D., Menezes P. L., and Linul E.* Fiber-reinforced polymer composites: Manufacturing, properties, and applications // *Polym.* — 2019. — Vol. 11. — P. 1667.

17. *Troni E., Donnadio A., Pica M., Carbone A., Gatto I., and Casciola M.* Crystallite formation effect on the physicochemical properties of SPEEK membranes for fuel cell application // *Int. J. Hydrog. Energy.* — 2018. — Vol. 43. — P. 5175—5183.

18. *Hassan E. A. M., Yang L., Elagib T. H., Dengteng G., Xiaowei L., Jianfeng Z., Muhuo Y., and Shu Z.* Synergistic effect of hydrogen bonding and  $\pi$ - $\pi$  stacking in interface of CF/PEEK composites // *Composites: Part B.* — 2019. — Vol. 171. — P. 70—77.

Поступила в редакцию 23.02.2021

Окончательный вариант поступил 07.09.2021

Received Feb. 23, 2021 (Sept. 7, 2021)

---