

УДК 66.022.32; 539.21

## ИЗУЧЕНИЕ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН В ПРОЦЕССЕ ИХ ЭКСТРУЗИОННОГО КОМПАУНДИРОВАНИЯ С ТЕРМОРЕАКТИВНЫМ СВЯЗУЮЩИМ: ВИДЫ РАЗРУШЕНИЙ

А. А. ГАЛИГУЗОВ<sup>1+</sup>, Ю. Ю. ЯКОВЛЕВ<sup>1</sup>, А. П. МАЛАХО<sup>1</sup>, С. В. МИНЧУК<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Химический факультет, Ленинские горы, д.1, стр.11, 119991, г. Москва, Россия

<sup>2</sup>АО «НПО «СПЛАВ», ул. Щегловская Засека, 33, 300004, г. Тула, Россия

*Проведено экструзионное компаундирование термореактивной смолы с углеродными волокнами. На примере волокон с различными механическими свойствами экспериментально установлен характер их разрушения в материальном цилиндре экструдера. Основные виды разрушения волокнистого наполнителя: излом, срез, сдвиг. В результате сравнительных исследований было установлено, что как для высокопрочных, так и для высокомодульных волокон основным видом разрушения является разрушение в результате среза (68,5% и 60,3% соответственно). Разрушение в результате излома зависит от механических свойств волокон и условий компаундирования: при возрастании модуля упругости волокон, в среднем, с 204,5 ГПа до 357,5 ГПа доля волокон после разрушения в результате излома возрастает, в среднем, с 28,1% до 36,4%, что определяется микротвердостью. При увеличении скорости вращения шнековой пары в диапазоне 200–700 об./мин происходит увеличение доли волокон, разрушенных в результате среза, в среднем, с 66,0% до 71,0% и с 57,3% до 63,3% для высокопрочных и высокомодульных волокон соответственно, тогда как доля волокон, разрушенных в результате излома, снижается, что объясняется уменьшением времени пребывания компаунда в зоне смешения и, следовательно, снижением числа эпизодов контактного взаимодействия волокно–волокно. При увеличении содержания волокна в компаунде, в среднем, от 37,7 мас.% до 46,5 мас.% доля волокон, разрушенных в результате излома, также возрастает от 30% до 35%, что связано с возрастанием числа эпизодов контактного взаимодействия.*

**Ключевые слова:** полимерный композиционный материал, углеродное волокно, компаундирование, экструзия

## STUDY OF FIBER FRACTURE BEHAVIOR IN THE PROCESS OF EXTRUSION COMPOUNDING WITH THERMOSETTING RESIN: FRACTURE TYPES

A. A. GALIGUZOV<sup>1+</sup>, Y. Y. YAKOVLEV<sup>1</sup>, A. P. MALAKHO<sup>1</sup>, S. V. MINCHUK<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Lomonosov Moscow State University, Chemical Department, Leninskie Gory, 1/11, 119991, Moscow, Russia

<sup>2</sup>LC «NPO «SPLAV», Scheglovskaya zaseka, 33, 300004, Tula, Russia

*In the study, there has been carried out extrusion compounding of thermosetting resin and carbon fibers. Main fiber fracture types in extruder barrel, namely, cutting fracture, flex fatigue and surface shear have been established using fibers with different mechanical properties. It has been found that the main fiber fracture type is cutting fracture both for high strength carbon fiber and high modulus carbon fiber (68.5% and 60.3% respectively). Flex fatigue type depends on fiber mechanical properties. The ratio of fiber fractured by flex, on average, increases from 28.1% to 36.4% when fiber tensile modulus grows from 28.1% to 36.4%, which is due to microhardness. The increase in screw rotation rate (in the range of 200–700 rpm) leads to the growth of ratio of fibers fractured under cutting, on average, by 5 abs.% and 6 abs.% for high-strength and high-modulus fibers respectively, while ratio of fibers fractured under flex decreases, which is due to a decrease in compounding time*

<sup>+</sup> Автор, с которым следует вести переписку. E-mail: AGALIGUZOV@YANDEX.RU

and, consequently, decrease in the number of episodes of fiber–fiber contact interaction. Also, on average, the ratio of fiber fractured by flex increases from 30% to 35% when fiber content grows from 37.7 wt.% to 46.5 wt.%, which is explained by an increase in the number of episodes of fiber–fiber contact interaction.

**Keywords:** polymer composite material, carbon fiber, compounding, extrusion.

## Введение

В настоящее время полимерные композиционные материалы (ПКМ) широко используются для производства продукции в различных отраслях промышленности: авиакосмической, химической и нефтехимической, машино- и судостроительной, атомной. В современной научной и производственной практике нашли применение ПКМ на основе ряда волокнистых и дисперсных наполнителей [1, 2]. В процессе производства ПКМ традиционными методами (литьем под давлением, прямым или литьевым прессованием) используются полуфабрикаты (компаунды, так называемые литьевые или пресс-материалы), состоящие из термопластичных или термореактивных связующих и наполнителей. Общепринятым методом совмещения этих компонентов является экструзионное компаундирование в двухшнековом экструдере [3–7]. В процессе компаундирования происходит частичное разрушение волокнистого наполнителя (его измельчение) в результате различных типов взаимодействия [7]:

- контактное взаимодействие волокно–волокно;
- контактное взаимодействие между волокном и рабочими поверхностями оборудования (материальный цилиндр, шнековая пара);
- взаимодействие волокна со связующим.

При контактном взаимодействии возникает несколько видов разрушения: излом, сдвиг, срез, растяжение, кручение [8]. В зависимости от механических свойств волокон в разной степени реализуются различные виды разрушения [9]. Кроме того, на степень и механизм разрушения оказывают влияние несколько факторов: геометрия шнековой пары в целом и геометрия шнековых элементов [7, 10], содержание волокна в компаунде, вязкость полимера, скорость вращения шнеков [11].

**Цель работы** — установление влияния физико-механических свойств исходных углеродных волокнистых материалов, технологических параметров переработки на характер и виды разрушения волокон в процессе их компаундирования с термореактивным связующим.

## Материалы и методы исследования

В качестве связующего для проведения процесса компаундирования использовали термореактивную феноло-формальдегидную смолу марки СТН-150 производства ФКП «Алексинский химический комбинат» с температурой размягчения 80–85 °С (рис. 1, табл. 1).

В качестве волокнистого наполнителя использовали четыре вида углеродного ровинга, отличающихся как линейной плотностью, так и физико-механическими свойствами (табл. 2, рис. 2).

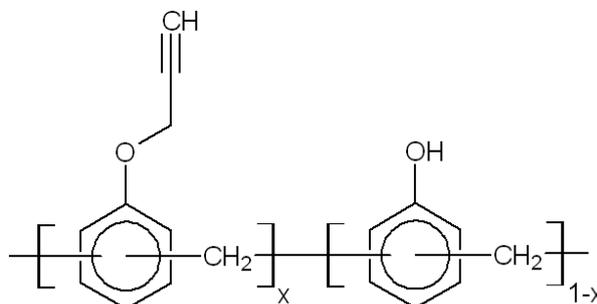


Рисунок 1 — Структурная формула феноло-формальдегидной смолы СТН-150

Fig. 1 — Structural formula of STN-150 phenolic resin

Таблица 1 — Свойства феноло-формальдегидной смолы марки СТН-150

Table 1 — Characteristics of STN-150 phenolic resin

Внешний вид	Плотность, кг/м <sup>3</sup>	Температура размягчения ( $T_p$ )*, °С	Температура стеклования после отверждения, °С	Вязкость смолы при 120 °С, мПа·с
Крошки и чешуйки светлого-желтого цвета	1250	80–85	220	2500

\*  $T_p$  — температура размягчения по ASTM D36 / D36M — Standard Test Method for Softening Point of Bitumen (Ring-and-Ball Apparatus)

Жидкофазное совмещение связующего и наполнителя проводили при температуре 105–110 °С при подаче непрерывного волокна в материальный цилиндр экструдера. Для компаундирования использовали двухшнековый экструдер с сонаправленным вращением шнековой пары: диаметр шнека — 35,6 мм, L/D = 44:1. Геометрия шнековой пары в целом и геометрия шнековых элементов приведены на рис. 3. Компаундирование проводили без фильеры, реализовав шесть режимов скоростей шнековой пары: 200, 250 и 300 об/мин для волокон Z1 и Z2 и 470, 580 и 700 об/мин для F1 и F2, и получили 12 типов компаундов со средней пробой для каждого типа 12–15 г (табл. 3). Затем волокна выделили из компаунда методом экстракции в кипящем ацетоне в экстракторе Сокслета в течение 12 ч с последующей сушкой при температуре 100 °С в течение 2 ч.

Для определения типов разрушения волокна в процессе компаундирования исследовали поверхности разрушения волокон. Анализировали не менее 600 шт. волокон [7] для каждого типа компаунда методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на приборе TESCAN VEGA 3 LMU. Проводили сравнительный анализ морфологии поверхностей разрушения исследуемых волокон с образцами

Таблица 2 — Свойства углеродных волокон, использованных для компаундирования  
Table 2 — Characteristics of carbon fibers used for compounding

Обозначение волокна	Тип волокна	Количество филаментов в жгуте	Линейная плотность жгута, $\times 10^3$ (кг/м)	Механические свойства монофиламента			
				Прочность при растяжении*, ГПа	Модуль упругости*, ГПа	Плотность**, г/см <sup>3</sup>	Диаметр филамента***, мкм
Z1	Высокопрочное (ВП)	50 000	$3,700 \pm 0,072$	$3,97 \pm 0,65$	$216 \pm 13$	$1810 \pm 110$	$7,3 \pm 0,6$
Z2	Высокомодульное (ВМ)	50 000	$3,620 \pm 0,047$	$4,35 \pm 0,25$	$365 \pm 11$	$1970 \pm 150$	$6,3 \pm 0,4$
F1	ВП	24 000	$1,600 \pm 0,034$	$3,61 \pm 0,45$	$193 \pm 8$	$1800 \pm 70$	$8,6 \pm 0,5$
F2	ВМ	24 000	$1,500 \pm 0,028$	$3,90 \pm 0,39$	$350 \pm 33$	$1950 \pm 130$	$6,8 \pm 0,9$

\* ISO 11566:1996 Carbon fiber – Determination of the tensile properties of single-filament specimens

\*\* ISO 10119:2002 Carbon fiber – Determination of density

\*\*\* ISO 11567:1995 Carbon fiber – Determination of filament diameter and cross-sectional area

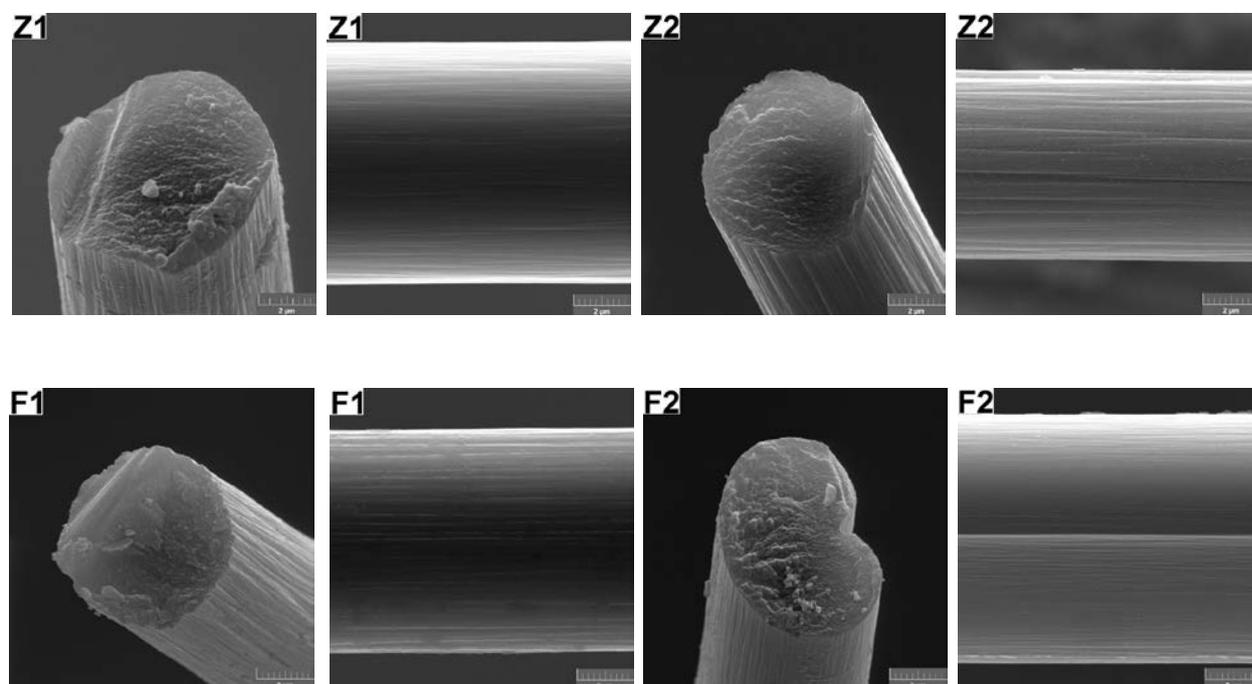


Рисунок 2 — СЭМ-изображения углеродных волокон (излом, поверхность)

Fig. 2 — SEM-images of carbon fibers (fracture, surface)

сравнения, а именно: изображениями поверхностей аналогичных волокон, полученными при соответствующем типе разрушения, и изображениями поверхностей, представленных в доступных атласах и других литературных источниках по механике разрушения волокон [8–9].

### Результаты и их обсуждение

При совмещении связующего и наполнителя в экструдере с со-вращающейся шнековой парой протекают различные процессы, в том числе, контактное взаимодействие компонентов компаунда с металлическими частями экструдера, а также процессы смещения и пампинга [7]. Последнее явление заключается в проникновении связующего в

пространство между волокнами при изменении конфигурации и объема полости, образующейся между шнековыми элементами в процессе вращения. При вращении шнековой пары материальный поток подвергается значительным напряжениям и деформациям с постоянным изменением ориентации направления в полости между шнековыми элементами [12], что приводит к различным типам деформации: сдавливанию и растяжению потока. В случае контактного взаимодействия происходит механическое истирание волокон в результате эпизодов излома и среза волокон как шнековыми элементами, так и стенками материального цилиндра [13–14]. Основные типы разрушения волокон приведены на рис. 4 [8].

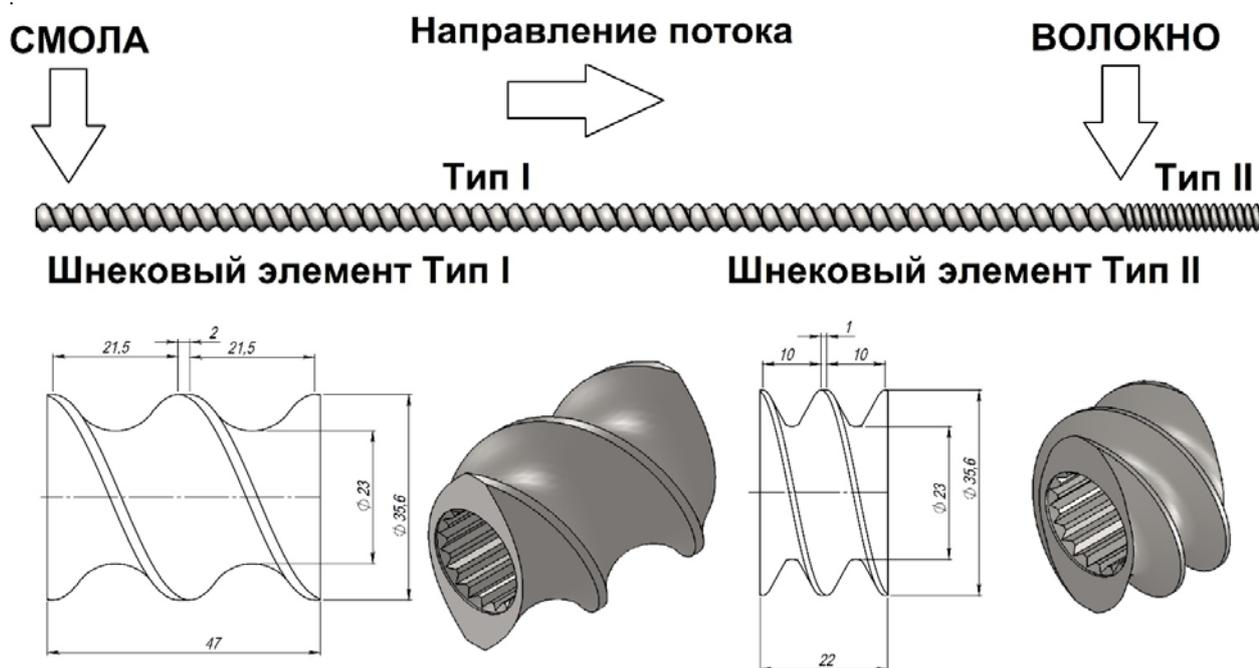


Рисунок 3 — Геометрия шнека в целом и шнековых элементов  
Fig. 3 — Geometry of screw as a whole and screw elements

Таблица 3 — Перечень полученных компаундов на базе отдельных волокон  
Table 3 — List of obtained compounds according to fiber type

Использованное волокно	Обозначение компаунда	Содержание волокна в компаунде, мас. %
Z1	Z1-1	37,6
	Z1-2	40,7
	Z1-3	46,4
Z2	Z2-1	38,1
	Z2-2	40,7
	Z2-3	45,8
F1	F1-1	37,1
	F1-2	41,2
	F1-3	46,8
F2	F2-1	37,8
	F2-2	40,9
	F2-3	47,1

### Разрушение в результате излома

Углеродные волокна характеризуются хрупким механизмом разрушения в том случае, если наблюдается латеральное связывание структуры, и зернистым изломом, если присутствуют пустоты и латеральные дефекты [15]. При разрушении углеродного волокна при изломе поверхность излома имеет пять характерных зон (рис. 5), а именно: 1 – непосредственно трещина или ее зарождение (дефект), 2 – зеркало излома, 3 – размытая зона, 4 – гребенчатая зона, 5 – зона макроскопического ветвления трещины [16]. На рис. 6, а, б представлены характерные образцы поверхности разрушения ВП Z1 (а) и ВМ Z2 (б) углеродного волокна при изломе.

### Разрушение в результате растяжения

Фрактография углеродных волокон показывает наличие на поверхности углеродного волокна трещин и дефектов после разрушения при растяжении: отверстия с выходом кристаллитов, которые лежат преимущественно параллельно оси волокон, и трещины, параллельные поверхности разрушения [17]. Типичная поверхность разрушения ВП Z1 и ВМ Z2 углеродных волокон показана на рис. 6, в, г соответственно.

### Разрушение в результате сдвига

Важное значение имеет влияние поверхностных сдвиговых напряжений при экструзионном компаундировании, которые вызывают сдвиговое повреждение волокон. Напряжение сдвига при испытаниях на углеродном волокне приводит к повреждению волокна с поверхностью разрушения, параллельной основной оси волокна. Типичная поверхность разрушения ВП Z1 и ВМ Z2 углеродных волокон после разрушения при поверхностном сдвиге представлена на рис. 6, д, е соответственно.

### Разрушение в результате кручения

Высокопрочные и высокомодульные углеродные волокна на основе полиакрилонитрила (ПАН) характеризуются различным поведением при скручивании. В частности, модуль при скручивании углеродного волокна уменьшается с увеличением модуля Юнга, а прочность при скручивании углеродного волокна увеличивается с увеличением прочности на растяжение. Это связано с тем, что ориентация графитоподобных

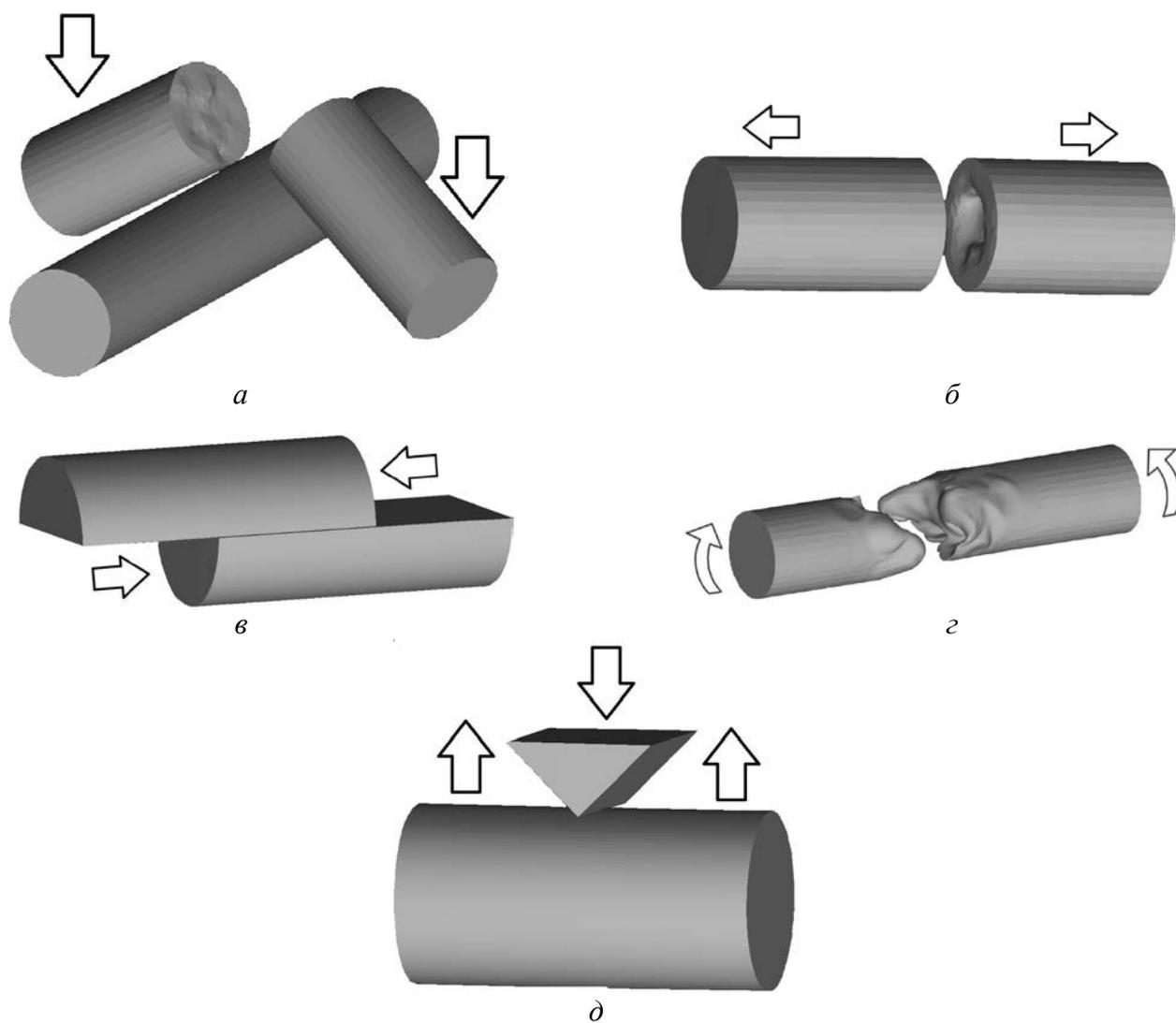


Рисунок 4 — Возможные типы разрушения волокон при экструзионном компаундировании: *a* – излом; *б* – растяжение; *в* – сдвиг; *г* – кручение; *д* – срез  
 Fig. 4 — Possible types of carbon fiber fracture during extrusion: *a* – flex fatigue; *б* – tensile fracture; *в* – surface shear fracture; *г* – torsional fatigue failure; *д* – cutting fracture

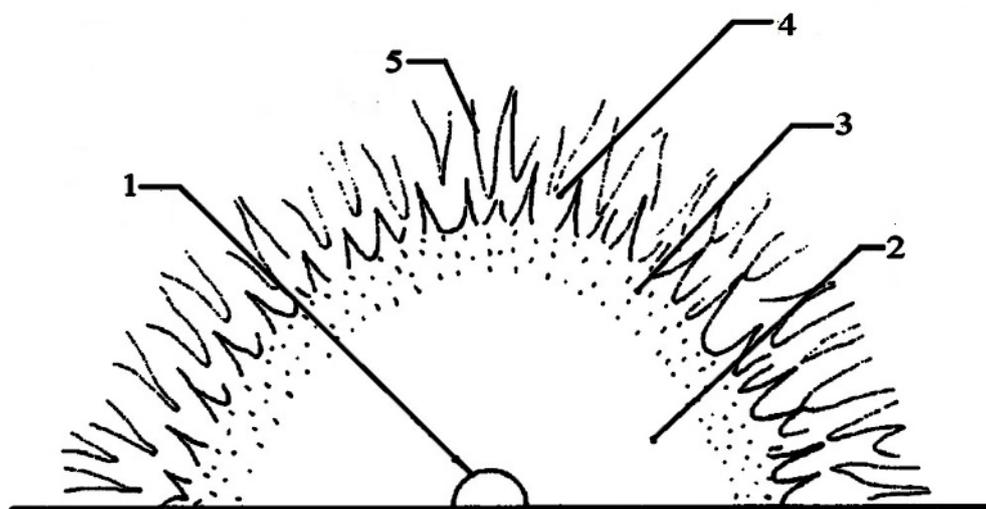


Рисунок 5 — Схематическое представление поверхности разрушения углеродного волокна при изломе (пояснение в тексте)  
 Fig. 5 — Schematic image of carbon fiber fracture surface under flex fracture (explanation in text)

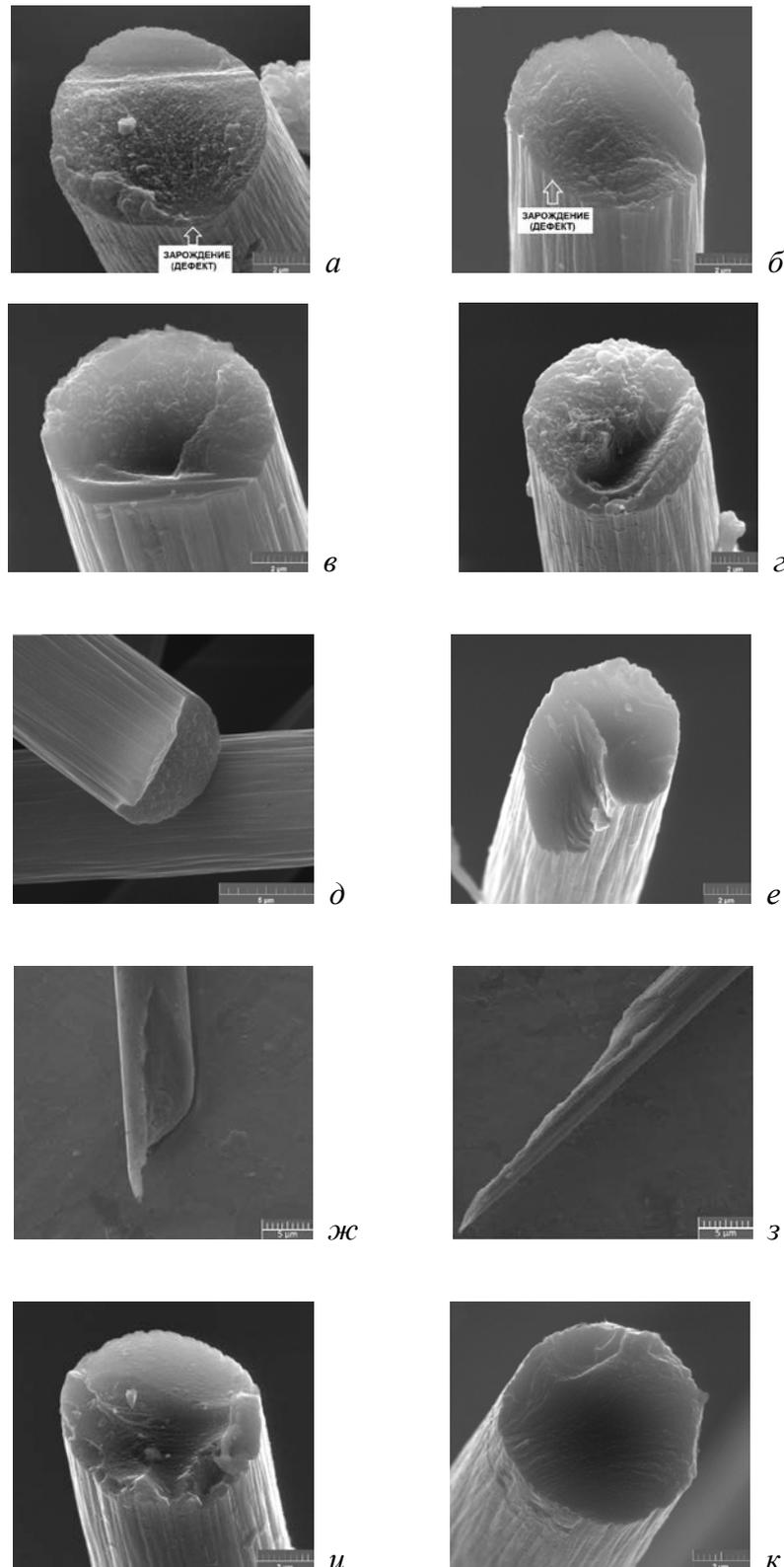


Рисунок 6 — Поверхности углеродных волокон при различных типах разрушения.

Излом: *a* – ВП волокно Z1, *б* – ВМ волокно Z2. Растяжение: *в* – ВП волокно Z1, *з* – ВМ волокно Z2.

Сдвиг: *д* – ВП волокно Z1, *е* – ВМ волокно Z2. Кручение: *ж* – ВП волокно, *з* – ВМ волокно [19].

Срез: *и* – ВП волокно Z1, *к* – ВМ волокно Z2

Fig. 6 — Fracture surfaces of carbon fiber obtained after failure at:

bending — *a* – high-strength fibers Z1, *б* – high-modulus fibers Z2; tension — *в* – high-strength fibers Z1, *з* – high-modulus fibers Z2;

shear — *д* – high-strength fibers Z1, *е* – high-modulus fibers Z2; torsion — *ж* – high-strength fibers, *з* – high-modulus fibers [19];

cutting — *и* – high-strength fibers Z1, *к* – high-modulus fibers Z2

кристаллитов по оси волокна и внешней поверхности становится выше с увеличением модуля Юнга. Но поверхности разрушения после скручивания обоих типов углеродных волокон сходны и показывают специфическую спиральную форму [18]. Типичная поверхность разрушения ВП и ВМ углеродных волокон после испытания на скручивание представлена на рис. 6, ж, з соответственно [19].

### Разрушение в результате среза

После среза (при срезе) торцевая поверхность волокна имеет зубчатый вид. Морфология торца существенно зависит от режущего инструмента. При использовании тупого режущего инструмента образуется поверхность разрушения, которая характеризуется значительным количеством канавок и раковин [20]. Кроме того, поверхность разрушения зачастую не перпендикулярна основной оси волокна. Количество поверхностных дефектов на торце волокна снижается при использовании алмазного инструмента [20]. Типичная поверхность разрушения, образующаяся при срезе ВП Z1 и ВМ Z2 углеродных волокон, показана на рис. 6, и, к соответственно.

### Основные типы и механизмы разрушения

В соответствии с исследованиями поверхности разрушения волокон методом СЭМ, тип разрушения зависит от нескольких факторов: содержания волокна в компаунде, скорости вращения шнековой пары (скорости подачи волокна в материальный цилиндр) и свойств волокна. Основные типы разрушения при экструзионном компаундировании следующие: 1) разрушение при срезе, 2) разрушение при изломе, 3) разрушение при сдвиге (рис. 7).

Разрушение в результате скручивания и растяжения, вероятно, не происходит, так как волокна с типичными особенностями разрушения в использованной выборке не обнаружены. Возрастание модуля упругости углеродного волокна приводит к увеличению доли волокон, разрушение которых произошло в результате излома. Так, для волокон пары Z1–Z2 и F1–F2 доля волокон, в среднем, возрастает с 30,5% до 39,7% и с 25,8% до 33,2% соответственно. Это связано с тем, что с ростом модуля упругости происходит падение твердости и снижение энергии упругого разрушения [21]. Увеличение содержания углеродного волокна в компаунде (для компаундов Z1 → Z2 → Z3 и F1 → F2 → F3) также приводит к увеличению доли волокон, разрушение которых происходит при изломе, что связано с увеличением эпизодов контактного взаимодействия типа волокно–волокно. Так, в ряду Z1 → Z2 → Z3 при увеличении содержания волокна в компаунде 37,6% → 40,7% → 46,4% происходит увеличение доли волокон, разрушенных в результате излома, также в ряду 29,5% → 30,0% → 32,0% для ВП волокон и при увеличении содержания волокон в ряду 38,1% → 40,7% → 45,8% доля возрастает в ряду 36,5% → 39,5% → 43,0%. Увеличение скорости враще-

ния шнековой пары в диапазоне 200–700 об./мин (для компаундов Z1-1 → F1-1 (200 → 470 об./мин), Z1-2 → F1-2 (250 → 580 об./мин), Z1-3 → F1-3 (300 → 700 об./мин) и Z2-1 → F2-1 (200 → 470 об./мин), Z2-2 → F2-2 (250 → 580 об./мин), Z2-3 → F2-3 (300 → 700 об./мин)) приводит к увеличению доли волокон, разрушение которых происходит при срезе об острые края шнековых элементов. Так, для ВП и ВМ волокон этот показатель увеличивается, в среднем, с 66,0% до 71,0% и с 57,3% до 63,3% соответственно. В этом случае доля волокон, разрушенных при изломе, снижается, что связано со снижением времени пребывания волокна в зоне контактного взаимодействия. Тип поверхности разрушения, образующейся при сдвигом разрушении, зависит либо от условий компаундирования, либо от свойств волокна. Доля волокон, разрушение которых произошло при сдвиге, относительно низкая и не превышает 5,0% и 4,0% от общего количества разрушенных волокон для Z1–Z2 и F1–F2 волокон соответственно. В целом, основным типом разрушения является разрушение в результате среза.

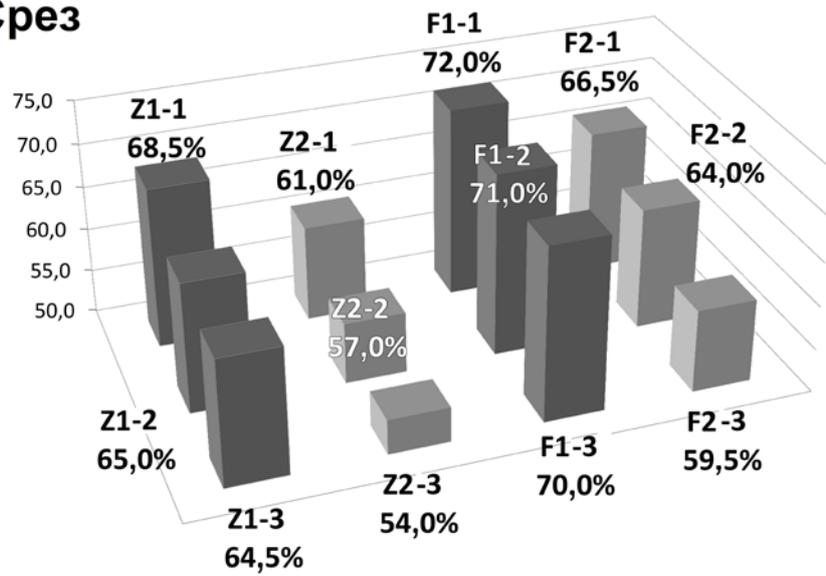
### Выводы

Полученные результаты показывают, что основным видом разрушения волокон при экструзионном компаундировании является срез при контактом взаимодействии волокна со шнековыми элементами и материальным цилиндром экструдера. Так, средняя доля волокон, разрушенных в результате среза, составляет 64,4%. При увеличении доли волокон в компаунде возрастает контактное взаимодействие волокно–волокно, в результате чего возрастает доля волокон, разрушение которых происходит в результате излома. При увеличении скорости вращения шнековой пары доля волокон, разрушение которых происходит при срезе, возрастает, в среднем, на 5,5%. Преимущественный тип разрушения также определяется механическими свойствами волокна: так, при увеличении модуля упругости возрастает доля волокон, разрушение которых происходит при изломе. Этот показатель возрастает, в среднем, на 8,3%, что связано со снижением твердости и энергии упругого разрушения.

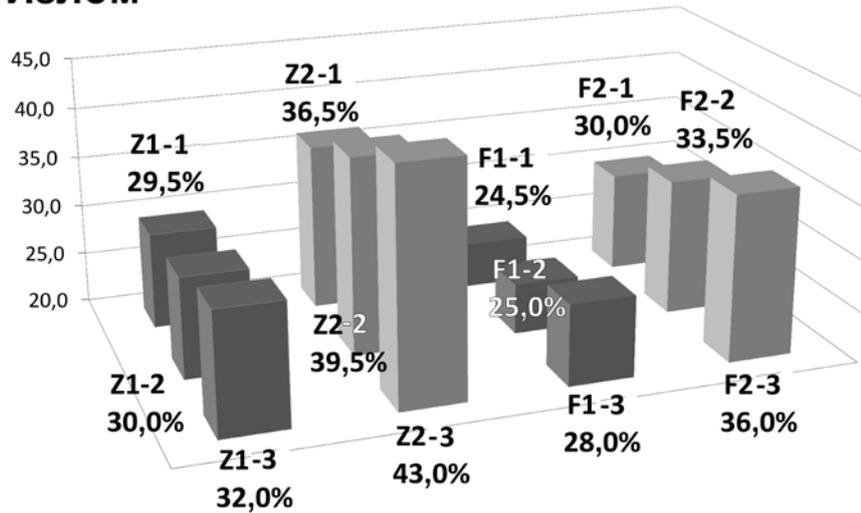
### Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках договора между АО «НПО «СПЛАВ» и МГУ им. М. В. Ломоносова по теме «Разработка технологии изготовления термостойких и химически стойких композиционных компонентов трубопроводов» согласно Постановления Правительства РФ от 9 апреля 2010 г. № 218 «О мерах государственной поддержки развития кооперации российских высших учебных заведений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства». Договор № 02.G25.31.0169 от 01 декабря 2015 г.

## Срез



## Излом



## Сдвиг

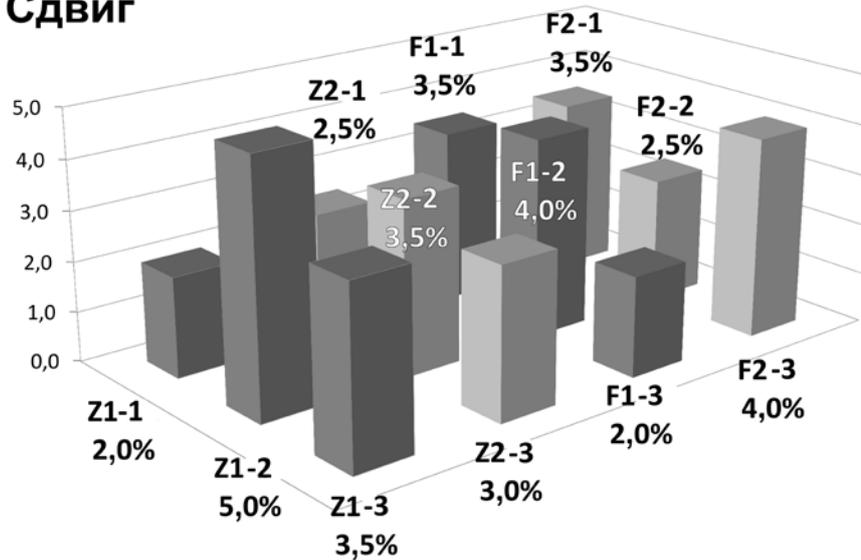


Рисунок 7 — Доля волокон по типу разрушения  
Fig. 7 — Fiber versus fracture type ratio

**Обозначения**

ВМ — высокомодульное; ВП — высокопрочное; ПАН — полиакрилонитрил; ПКМ — полимерный композиционный материал; СЭМ — сканирующая электронная микроскопия;  $T_p$ , °C — температура размягчения.

**Литература**

- Morgan P. Carbon Fibers and their Composites. Boca Raton: Taylor & Francis Group, LLC, 2005, pp. 861–934.
- Short fibre-polymer composites / edited by De S. K., White J. R. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd., 1996, pp. 21–83.
- Fu S. Y., Lauke B., Mai Y. W. Science and engineering of short fiber reinforced polymer composites. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2009, p. 2.
- Michel Biron. Thermosets and Composites. Material Selection, Applications, Manufacturing, and Cost Analysis. Second Edition. Oxford: Elsevier Ltd., 2004, pp. 372–373.
- Handbook of Thermoset Plastics / edited by Hanna Dodiuk, Sidney H. Goodman. Third Edition. Oxford: Elsevier Inc., 2014, 660 p.
- Phenolic Resins: A Century of Progress / edited by Louis Pilato. Berlin: Springer-Verlag, 2010, 426 p.
- Fu S. Y., Lauke B., Mai Y. W. Science and engineering of short fiber reinforced polymer composites. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2009, pp. 9–37.
- Hearle J. W. S., Lomas B., Cooke W. D. Atlas of fiber fracture and damage to textiles. Boca Raton: Woodhead Publ. Ltd., 2000, pp. 17–24.
- Lavin J. G. Fracture of carbon fiber // Fiber Fracture / edited by Elices M., Llorca J. Oxford: Elsevier Science Ltd., 2002, pp. 157–179.
- Ramani K., Bank D., Kraemer N. Effect of Screw Design on Fiber Damage in Extrusion Compounding and Composite Properties // Polymer Composites, 1995, vol. 16, no. 3, pp. 258–266. doi: 10.1002/pc.750160310.
- von Turkovich R., Erwin L. Fiber Fracture in Reinforced Thermoplastic Processing // Polymer Engineering and Science. 1983, vol. 23, no. 13, pp. 743–749. doi: 10.1002/pen.760231309.
- Lawal A., Kalyon D. M. Mechanism of Mixing in Single and Co-Rotating Twin Screw Extruders // Polymer Engineering and Science. 1995, vol. 35, no. 17, pp. 1325–1338. doi: 10.1002/pen.760351702.
- Fu S. Y., Lauke B., Mai Y. W. Science and engineering of short fiber reinforced polymer composites. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2009, p. 12.
- Rosato D. V., Rosato D. V. Plastics Processing Data Handbook. New York: Van Nostrand Reinhold, 1990, p. 88.
- Hearle J. W. S. Introduction. High-performance fibres / edited by Hearle J. W. S. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2001, p. 14.
- Freiman S. W., Mecholsky J. J. J. The Fracture of Brittle Materials Testing and Analysis. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2012, p. 103.
- Bennett S. C., Johnson D. J., Johnson W. Strength-structure relationships in PAN-based carbon fibres // Journal of Materials Science, 1983, vol. 18, pp. 3337–3347. doi: 10.1007/BF00544159.
- Sawada Y., Shindo A. Torsional properties of carbon fibers // Carbon, 1992, vol. 30, no. 4, pp. 619–629. doi: 10.1016/0008-6223(92)90181-U.
- Liu Y. N., Li M., Gu Y., Zhang Z. Characterization of torsion behavior and fracture morphology of single carbon fiber // Journal of Composite Materials, 2014, vol. 48, no. 16, pp. 1993–1999. doi: 10.1177/0021998313493810.
- Hearle J. W. S., Lomas B., Cooke W. D. Atlas of Fibre Fracture and Damage to Textiles. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2000, pp. 152–156.
- Galiguzov A., Malakho A., Kulakov V., Kenigfest A., Kramarenko E., Avdeev V. The influence of carbon fiber heat treatment temperature // Carbon Letters, 2013, vol. 14, no. 1, pp. 22–26. doi: 10.5714/CL.2012.14.1.022.

**References**

- Morgan P. Carbon Fibers and their Composites. Boca Raton: Taylor & Francis Group, LLC, 2005, pp. 861–934.
- Short fibre-polymer composites. Edited by De S. K., White J. R. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 1996, pp. 21–83.
- Fu S. Y., Lauke B., Mai Y. W. Science and engineering of short fiber reinforced polymer composites. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2009, p. 2.
- Michel Biron. Thermosets and Composites. Material Selection, Applications, Manufacturing, and Cost Analysis. Second Edition. Oxford: Elsevier Ltd., 2004, pp. 372–373.
- Handbook of Thermoset Plastics. Edited by Hanna Dodiuk, Sidney H. Goodman. Third Edition. Oxford: Elsevier Inc., 2014, p. 660.
- Phenolic Resins: A Century of Progress. Edited by Louis Pilato. Berlin: Springer-Verlag, 2010, p. 426.
- Fu S. Y., Lauke B., Mai Y. W. Science and engineering of short fiber reinforced polymer composites. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2009, pp. 9–37.
- Hearle J. W. S., Lomas B., Cooke W. D. Atlas of fiber fracture and damage to textiles. Boca Raton: Woodhead Publ. Ltd., 2000, pp. 17–24.
- Lavin J. G. Fracture of carbon fiber. Fiber Fracture. Edited by Elices M., Llorca J. Oxford: Elsevier Science Ltd., 2002, pp. 157–179.
- Ramani K., Bank D., Kraemer N. Effect of Screw Design on Fiber Damage in Extrusion Compounding and Composite Properties. Polymer Composites, 1995, vol. 16, no. 3, pp. 258–266. doi: 10.1002/pc.750160310.
- von Turkovich R., Erwin L. Fiber Fracture in Reinforced Thermoplastic Processing. Polymer Engineering and Science, 1983, vol. 23, no. 13, pp. 743–749. doi: 10.1002/pen.760231309.
- Lawal A., Kalyon D. M. Mechanism of Mixing in Single and Co-Rotating Twin Screw Extruders. Polymer Engineering and Science, 1995, vol. 35, no. 17, pp. 1325–1338. doi: 10.1002/pen.760351702.
- Fu S. Y., Lauke B., Mai Y. W. Science and engineering of short fiber reinforced polymer composites. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2009, p. 12.
- Rosato D. V., Rosato D. V. Plastics Processing Data Handbook. New York: Van Nostrand Reinhold, 1990, p. 88.
- Hearle J. W. S. Introduction. High-performance fibres. Edited by Hearle J. W. S. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2001, p. 14.
- Freiman S. W., Mecholsky J. J. J. The Fracture of Brittle Materials Testing and Analysis. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2012, p. 103.
- Bennett S. C., Johnson D. J., Johnson W. Strength-structure relationships in PAN-based carbon fibres. Journal of Materials Science, 1983, vol. 18, pp. 3337–3347. doi: 10.1007/BF00544159.
- Sawada Y., Shindo A. Torsional properties of carbon fibers. Carbon, 1992, vol. 30, no. 4, pp. 619–629. doi: 10.1016/0008-6223(92)90181-U.
- Liu Y. N., Li M., Gu Y., Zhang Z. Characterization of torsion behavior and fracture morphology of single carbon fiber. Journal of Composite Materials, 2014, vol. 48, no. 16, pp. 1993–1999. doi: 10.1177/0021998313493810.
- Hearle J. W. S., Lomas B., Cooke W. D. Atlas of Fibre Fracture and Damage to Textiles. Cambridge: Woodhead Publ. Ltd., 2000, pp. 152–156.
- Galiguzov A., Malakho A., Kulakov V., Kenigfest A., Kramarenko E., Avdeev V. The influence of carbon fiber heat treatment temperature. Carbon Letters, 2013, vol. 14, no. 1, pp. 22–26. doi: 10.5714/CL.2012.14.1.022.

Поступила в редакцию 25.04.2018