

И. Ван, Ш. Ямашита, Дж. Такахаши*

Department of Systems Innovation, University of Tokyo, Japan

ОЦЕНКА И МОДЕЛИРОВАНИЕ СВОЙСТВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ТЕРМОПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ РУБЛЕННЫХ ЛЕНТ РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ ИЗ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН¹

Y. Wan, Sh. Yamashita, and J. Takahashi*

EVALUATION AND MODELING OF TENSILE PROPERTIES OF CHOPPED CARBON FIBER TAPES REINFORCED THERMOPLASTICS OF DIFFERENT TAPE THICKNESSES

Keywords: carbon-fibres-reinforced plastics, thermoplastic resins, multilayered structures, mechanical properties, compression moulding

The mechanical properties of carbon fiber sheet molding compounds (CF-SMCs) are sensitive to the internal geometry of the reinforcing fibers. In this study, novel CF-SMCs with outstanding mechanical performance, namely, chopped carbon fiber tapes reinforced thermoplastics (CTTs), were fabricated using tapes with different thicknesses. The effects of the tape morphology on the tensile properties of the CTTs were evaluated both experimentally and analytically. Two X-ray-aided computed tomography (CT) based methods were adopted to analyze the effects of the tape thickness on the internal geometry of the CTTs. The modified Mori–Tanaka model was used based on the fiber orientation data obtained from the X-ray micro-CT analyses. The results showed that the tensile properties decreased significantly with an increase of the out-of-plane misorientation, which is more intensive for thicker tapes. In addition, the tensile properties showed greater variations as the tape thickness was increased. The two X-ray micro-CT methods were found to be suitable for visualizing and quantitatively analyzing the internal geometries. Correlations were found between the tape thickness and the tensile properties. Finally, the results of the simulations performed using the Mori–Tanaka model and the fiber orientation data were found to be similar to those of the

*Автор, с которым следует вести переписку: wan-yi@cfrtp.t.u-tokyo.ac.jp
Corresponding author: wan-yi@cfrtp.t.u-tokyo.ac.jp

¹Перевод с англ.

experiments in tensile moduli, but the results for strength deviate from the experiments.

Ключевые слова: углепластик волокнисто-армированный, смола термопластичная, конструкции многослойные, свойства механические, формование под давлением

Механические свойства листового формовочного материала из углеродного волокна (CF-SMC) чувствительны к внутренней геометрии армирующих волокон. В настоящей работе изготовлены новые волокнисто-армированные термопластичные углепластики (СТТ) с превосходными механическими характеристиками на основе CF-SMC из рубленых лент разной толщины из углеродных волокон. Влияние морфологии ленты на свойства при растяжении СТТ оценили как экспериментально, так и аналитически. Для анализа влияния толщины ленты на внутреннюю геометрию СТТ применили два метода на основе рентгеновской компьютерной томографии (СТ). Модифицированную модель Мори—Танака использовали с учетом данных об ориентации волокон, полученных в ходе анализа результатов рентгеновской микрокомпьютерной томографии. Выявлено, что свойства при растяжении значительно ухудшались с увеличением разориентации волокон из плоскости, более интенсивной при большей толщине лент. Кроме того, наблюдали большие изменения свойств при растяжении с увеличением толщины ленты. Установили, что два метода рентгеновской микрокомпьютерной томографии пригодны для визуализации и количественного анализа внутренней геометрии, выявили корреляцию между толщиной ленты и характеристиками при растяжении. Результаты моделирования, выполненного с использованием модели Мори—Танака и данных об ориентации волокон, согласуются с экспериментальными по модулю упругости при растяжении, но различаются по прочности.

Введение

В последние годы происходит быстрое развитие высокоэффективных композитных материалов, армированных короткими волокнами (КАКВ). Типичные высокопроизводительные КАКВ на основе листового формовочного материала из углеродных волокон (CF-SMC) демонстрируют большой потенциал для использования в применениях массового производства, требующих малого веса и хороших механических свойств. В отличие от традиционных углепластиков на основе непрерывных волокон, нетканых и изготовленных литьем под давлением CF-SMC сочетают в себе высокую формуемость КАКВ, делающую их пригодными для крупносерийного производства, с высокими механическими характеристиками, как у композитов на основе непрерывных волокон.

Морфология субкомпонентов этих материалов (листов из углеродных волокон в случае CF-SMC) сильно влияет на их микроструктуру и, следовательно, на механические характеристики. В [1—3] проанализировали механические свойства CF-SMC и разработали стохастическую модель “аналогии слоистого композита” для моделирования модуля упругости CF-SMC [4]. В [5, 6] разработали и экспериментально проверили для CF-SMC модель аналогии слоистого композита, основанную на сдвиговом запаздывании. В [7, 8] всесторонне рассмотрели изготовление CF-SMC и их механических свойств, предложили упрощенную двухмерную модель [9], а также модель аналогии слоистого композита [10] для моделирования прочности и модуля упругости CF-SMC. В [11] предложили гибридную модель, сочетающую метод конечных элементов (МКЭ) и метод гомогенизации среднего поля для моделирования жесткости CF-SMC. В [12] разработали метод трехмерного МКЭ для моделирования прочности при растяжении и жесткости CF-SMC с учетом нахлестки укладываемых листов формовочного материала. В [13—15] удалось выявить влияние потока волокон и нерегулярностей внутренней геометрии в ходе изготовления на механические свойства CF-SMC и проверить характеристики толстостенных компонентов, изготовленных из CF-SMC [16]. В Токийском университете путем моделирования изучали механические свойства и внутреннюю геометрию CF-SMC с ультратонкими листами (44 мкм) [17—20] и сравнили полученные результаты с данными для CF-SMC с более толстыми листами (обычно 150 мкм). CF-SMC с ультратонкими листами продемонстрировали значительно лучшие механические характеристики. Там же проанализировали влияние внутренней геометрии листов [21, 22] с помощью моделирования, выполненного на основе модифицированной модели Мори—Танака [23, 24]. Таким образом, очевидно, что субкомпоненты (например, листы, пряжи и ленты) CF-SMC оказывают определяющее влияние на их внутреннюю геометрию, которая, в свою очередь, сильно влияет на их механические свойства. Тем не менее, прежде чем эти материалы можно будет рассматривать для крупномасштабных приложений, срочно необходимы более конкретные исследования влияния подкомпонентов на механические свойства CF-SMC.

В настоящей работе CF-SMC, также называемые термопластами, армированными рублеными лентами из углеродных волокон (СТТ), изготовили из сверхтонкого листового формовочного материала из лент разной толщины (44, 88 и 134 мкм). Испытания всех образцов на растяжение провели вместе с мониторингом акустической эмиссии (АЭ) по месту. Для визуализации и количественного анализа внутренней геометрии образцов СТТ, изготовленных из лент разной толщины, выполнили два типа анализа рентгеновской компьютерной томографии. Модифицированную модель Мори—Танака использовали для моделирования модуля упругости при растяжении и прочности СТТ на основе данных об ориентации волокон, полученных в ходе рентгеновского компьютерного томографического

анализа. Результаты моделирования сопоставили с экспериментальными данными.

1. Материалы и методы

1.1. Изготовление материала. СТТ изготовили в соответствии с процедурой, описанной в блок-схеме, показанной на рис. 1. Жгуты углеродного волокна (TR 50S, Mitsubishi Chemical Co.) распустили с помощью потока воздуха, а листы препрега (средняя толщина 44 мкм, обозначены как “ТОНКИЙ” (“THIN”)) изготовили формованием под давлением из распущенных жгутов волокон и пленок из полиамида-6 (PA6, DIAMIRON™ S, Mitsubishi Chemical Co.). Затем либо два, либо три листа препрега THIN укладывали стопкой для изготовления листов препрега “СРЕДНИЙ” (“MED”) и “ТОЛСТЫЙ” (“THICK”) толщиной 88 и 132 мкм соответственно. Затем их нарезали на куски длиной 18 мм и шириной 5 мм. На следующем этапе ленты диспергировали с использованием процесса мокрого типа для производства бумаги (см. рис. 1): сначала случайным образом диспергировали в воде, а затем зафиксировали для образования промежуточных листов для изготовления СТТ. Промежуточные листы уложили стопкой в пресс-форму для прессования под давлением. Условия компрессионного формования для всех образцов СТТ были одинаковыми: пресс-форму нагревали до 250 °С и поддерживали компрессионное давление 5 МПа в течение 10 мин.

1.2. Испытания на растяжение. После изготовления CNN подвергли испытаниям на растяжение по стандарту ISO 527-4 [23]. Технические характеристики образцов:

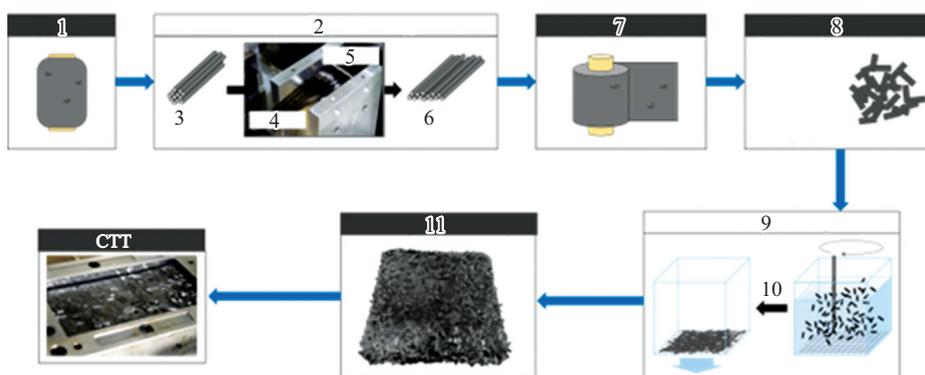


Рис. 1. Процесс изготовления СТТ: 1 — жгут из углеродных волокон; 2 — технология распуска жгута; 3 — исходный жгут (15К); 4 и 5 — до и после распуска соответственно; 6 — распущенный жгут; 7 — тонкий лист препрега; 8 — рубленые ленты: длина 18 мм, ширина 5 мм, толщина 44, 88 и 132 мкм; 9 — диспергирование в воде; 10 — высушивание; 11 — хаотичное распределение лент.

лента —	ширина	5 мм
	толщина	44 мкм (THIN)
		88 мкм (MED)
		132 мкм (THICK)
длина	250 мм	
образец —	ширина	35 мм
	толщина	3,4 мм
	длина рабочей зоны	50 мм
количество образцов 5.		

Деформацию измеряли экстензометром 632.11F-24, MTS, а модуль упругости рассчитали с помощью диаграмм деформирования в диапазоне деформации от 0,05 до 0,25%. В ходе испытаний также проводили измерения АЭ. Систему измерения АЭ PCI-2 с двумя датчиками АЭ R15a и программное обеспечение для анализа предоставила компания Nippon Physical Acoustics Ltd. Количество отсчетов S_{AE} (событий) АЭ и энергию АЭ (E_{AE}) измерили и проанализировали при пороговом значении 70 дБ (предложено Nippon Physical Acoustics Ltd.). После испытаний построили зависимости напряжение—деформация, а также определили свойства СТТ при растяжении и проанализировали результаты измерения АЭ. Оценили фрактограммы поперечного сечения всех образцов СТТ, пропитанных смолой.

1.3. Рентгеновская микрокомпьютерная визуализация. Анализ различия внутренней геометрии СТТ, изготовленных из лент разной толщины, выполнили с помощью рентгеновской микрокомпьютерной томографии и системы трехмерного рентгеновского сканирования (TDM1000-II, Yamato Scientific Co. Ltd.). Для всех образцов установили напряжение 40 кВ, ток рентгеновской трубки 40 мкА. Размер пикселя реконструированных трехмерных изображений микрокомпьютерной томографии зафиксировали на уровне 3,4 мкм, физический размер сканированных изображений $1,1 \times 1,1 \times 1,1$ мм³. Трехмерные изображения восстановили с помощью блока обработки изображений рентгеновской сканирующей системы. Использовали два разных метода обработки изображений КТ, а именно: TRI/3D-BON (RATOC System Engineering Co. Ltd.) и VoxTex (KU Leuven). Основной алгоритм метода TRI/3D-BON основан на общем процессе бинаризации изображения в сочетании с MIL (mean intercept length). Этот метод позволяет воспроизвести структуру волокна по наблюдаемым изображениям рентгеновской компьютерной томографии и дополнительно рассчитать тензор ориентации волокон в наблюдаемом объеме. Метод VoxTex использует “воксельную модель”, основанную на тензоре структуры для количественной оценки ориентации. VoxTex обладает специальной функцией для анализа внутренней геометрии СТТ материалов, основанной на совместном исследовании автора настоящей работы и коллег из Лёвенского католического университета (KU Leuven) [21, 22]. Распределение углов ориентации волокон в плоскости и вне плоскости и внутреннюю геометрию СТТ, изготовленных из лент разной толщины,

восстановили с помощью этих двух методов для количественной оценки и визуализации внутренней ориентации лент.

1.4. Механическое моделирование. Для моделирования модуля упругости и прочности СТТ применена модифицированная модель гомогенизации Мори—Танака. В модели настоящего исследования использовали определение трехмерного отношения размеров, предложенное в [23]. Поскольку многомасштабная внутренняя геометрия СТТ (волокна и смола, образующие ленты, и ленты, образующие пластины) ограничивала определение эффекта нормального отношения размеров волокон, в настоящей работе для повышения точности модели использовали трехмерное отношение размеров. Тензоры ориентации, полученные при анализе изображений рентгеновской микрокомпьютерной томографии, ввели в модель для выявления эффектов ориентации волокон. Для сравнения использовали оптимальную двухмерную модель случайного распределения волокон. Результаты моделирования сравнивали с экспериментальными.

2. Результаты

Как уже было указано, СТТ изготовили с использованием лент трех разных толщин. Фотографии изготовленных материалов и их поперечных сечений приведены на рис. 2.

Толщина ленты существенно повлияла на морфологию СТТ: по мере её увеличения становилось все труднее распознать морфологию слоя

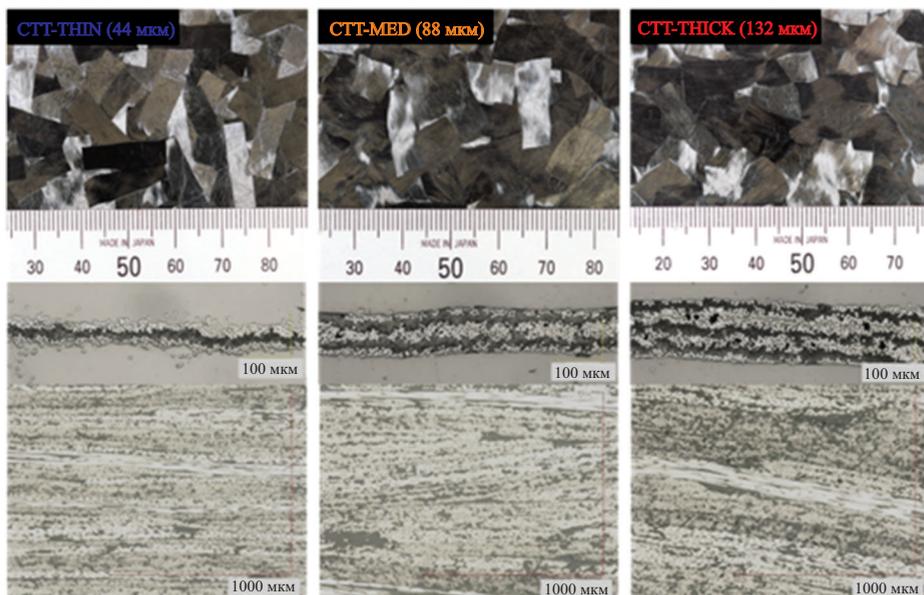


Рис. 2. Изображения поверхности и поперечного сечения СТТ-THIN, СТТ-MED и СТТ-THICK и составляющих их лент.

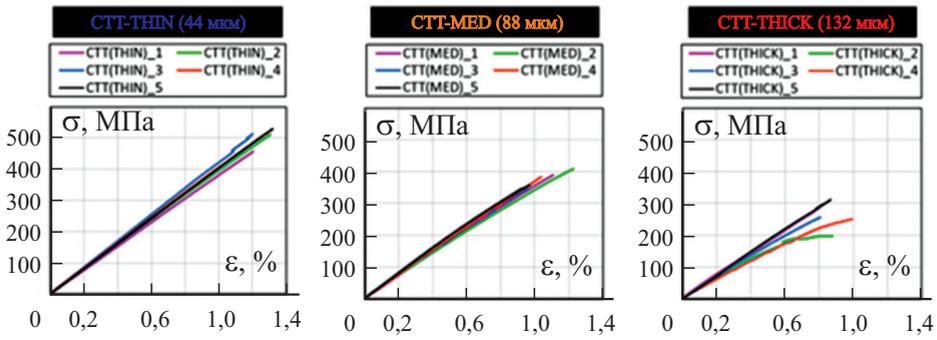


Рис. 3. Кривые деформирования образцов СТТ.

ленты на изображениях поперечного сечения. В случае СТТ-THIN все куски лент распознали, на поверхности материала их деформацию не наблюдали. Однако с увеличением толщины ленты деформировались и искривлялись после компрессионного формования. Результаты изучения изображений поперечных сечений СТТ свидетельствуют о небольшом увеличении волнистости лент (волокон) из плоскости с увеличением их толщины. Кроме того, у образцов, изготовленных из более толстых лент, наблюдали большую обогащенную смолой область в силу увеличения площади кромки ленты.

2.1. Свойства при растяжении. Все образцы испытали на растяжение. Диаграммы деформирования регистрировали до момента разрушения (рис. 3). Средние значения (Avg) и коэффициенты вариации (CoV, отношение стандартного отклонения к среднему) модуля упругости E и прочности при растяжении σ^{tu} иллюстрируют данные рис. 4.

Толщина ленты существенно повлияла на характеристики СТТ при растяжении. С увеличением толщины ленты разрушающая деформация

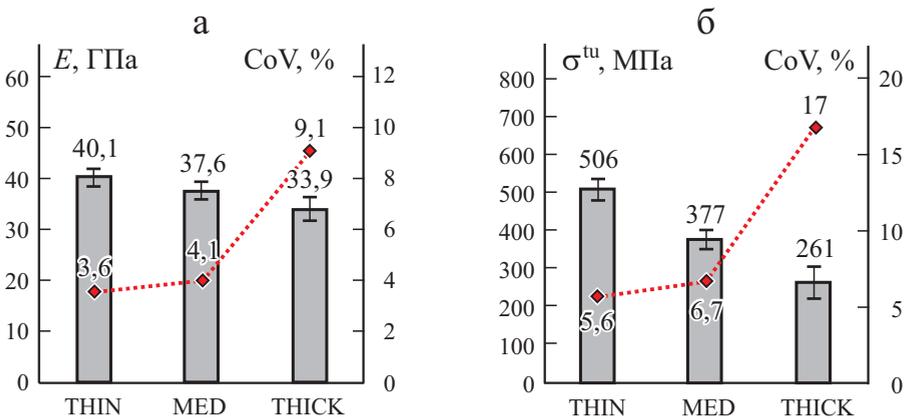


Рис. 4. Диаграммы модуля упругости E (а) и прочности σ^{tu} (б) при растяжении образцов СТТ и соответствующие значения CoV.

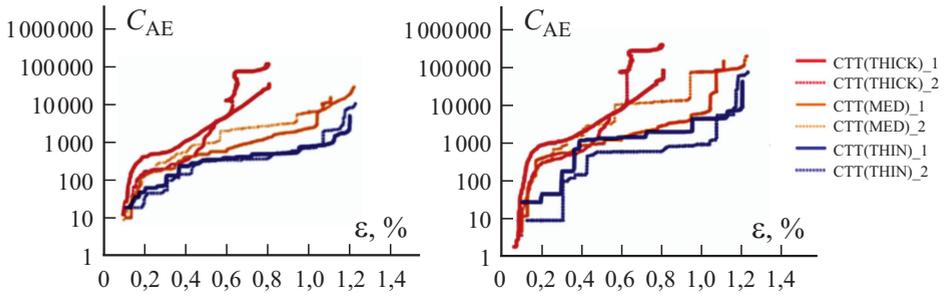


Рис. 5. Количество событий C_{AE} и энергии E_{AE} акустической эмиссии, накопленные разными СТТ (с порогом 70 дБ).

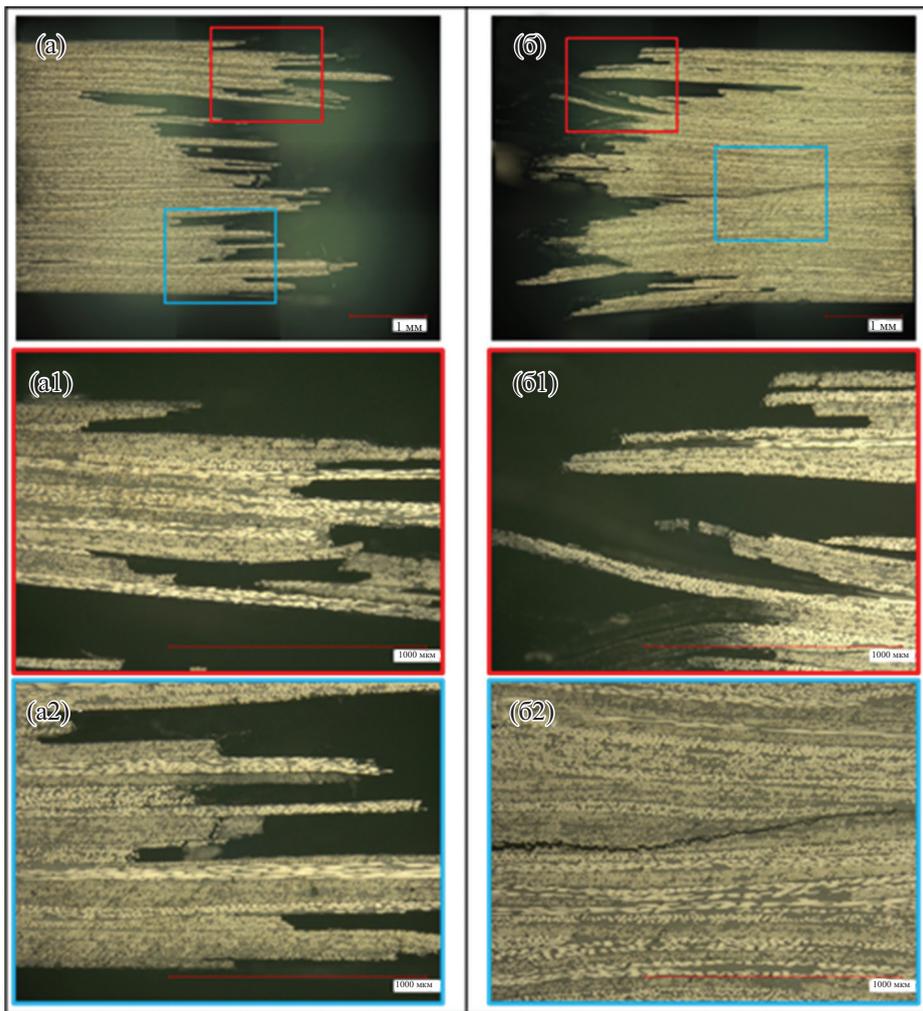


Рис. 6. Фрактографические изображения поперечного сечения образцов СТТ-THIN. В цветных рамках приведены увеличенные изображения соответствующих областей, указанных на изображениях (а) и (б).

СТТ постепенно уменьшалась. Зависимости напряжение—деформация образцов СТТ-THIN и СТТ-MED отчетливо показали нелинейность диаграмм деформирования перед окончательным разрушением. С увеличением толщины ленты среднее значение прочности при растяжении уменьшилось с 506 до 261 МПа, а модуля упругости — с 40,1 до 33,9 ГПа. Значения CoV всех механических свойств резко возрастали с увеличением толщины ленты.

Накопленное количество событий S_{AE} и энергии E_{AE} для двух образцов каждого типа СТТ иллюстрируют данные рис. 5. Количество событий S_{AE} и энергии E_{AE} считают связанным с микрорастрескиванием и внутренним структурным разрушением материалов. Количество событий S_{AE} и энергии E_{AE} в образцах с лентами большей толщины на ранней стадии деформирования было больше, как и их окончательные значения. Некоторые образцы СТТ-THICK продемонстрировали чрезвычайно высокие значения (см. рис. 5).

Фрактографические изображения поперечных сечений образцов СТТ-THIN и СТТ-THICK показаны на рис. 6 и 7 соответственно. Видно, что моды разрушения СТТ с лентами разной толщины разные. У образцов

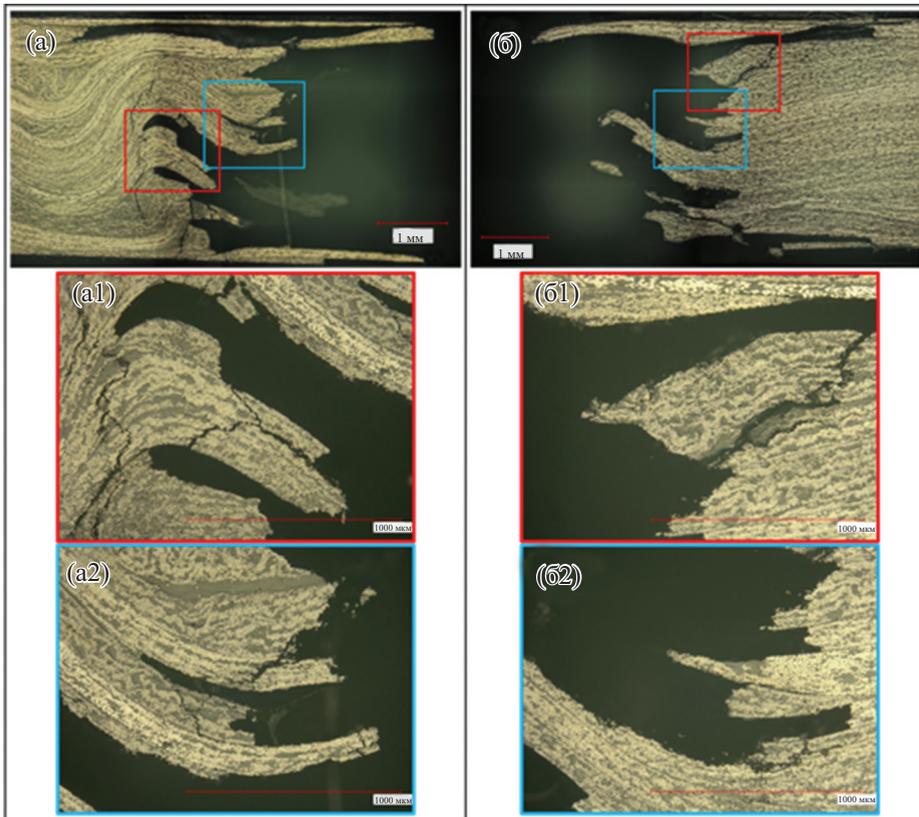


Рис. 7. То же для образцов СТТ-THICK.

СТТ-THIN мода разрушения аналогична таковой для композитов со слоистой структурой: большинство слоев разрушилось независимо (см. рис. 6— $a1$, $a2$ и $b1$). Тем не менее распространение трещин на большие расстояния также наблюдали, когда соседние слои имели аналогичную ориентацию волокон (см. рис. 6— $b2$). Образцы СТТ-THICK продемонстрировали иную моду разрушения. В силу значительного увеличения волнистости ленты из плоскости поперечное сечение трещины также имело волнистость (см. рис. 7— $a1$). Поперечное сечение трещины стало трудно разглядеть, поскольку границы слоя исчезли (см. рис. 7— $a2$ и $b2$). Распространение трещины, пересекающей ленту, наблюдали по всему поперечному сечению (см. рис. 7— $a1$, $a2$ и $b1$).

2.2. Внутренняя геометрия. Все образцы СТТ подвергли рентгеновской компьютерной томографии. Трехмерные модели ориентации волокон, идентифицированные двумя методами, приведены на рис. 8. Верхние модели сгенерированы с помощью TRI/3D-BON, а нижние модели и гистограммы — с помощью VoxTex. Оба набора моделей обладают похожими характеристиками. Во всех моделях СТТ заметна явная слоистость. С увеличением толщины ленты толщина слоев также возрастает, но не пропорционально толщине ленты в силу их деформирования в ходе компрессионного формования (рис. 9).

Гистограммы распределения ориентации волокон в плоскости (φ_{XY}) и из плоскости (θ_{XY}), сгенерированные с помощью VoxTex, показаны на рис. 10. Использовали систему координат XYZ, где XY — плоскость уклад-

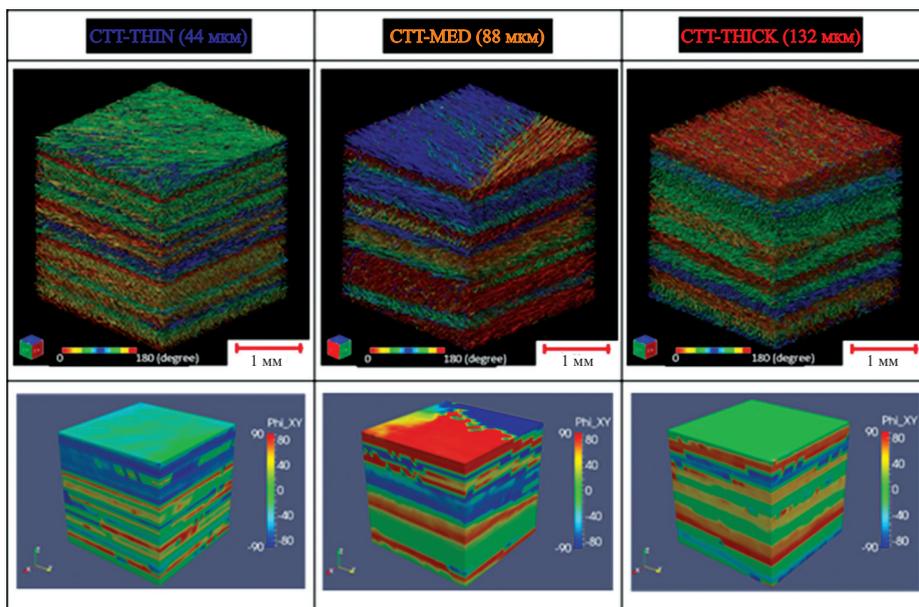


Рис. 8. Трехмерные модели ориентаций волокон в плоскости СТТ, сгенерированные с помощью TRI/3D-BON (верхние) и VoxTex (нижние).

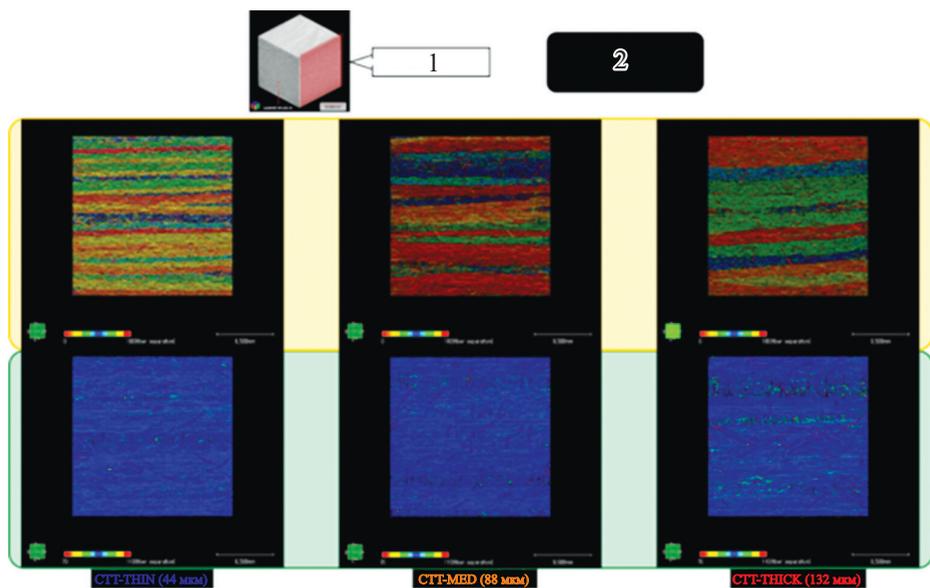


Рис 9. Изображения поперечного сечения (1) образцов CTT-THIN, CTT-MED и CTT-THICK, сгенерированные TRI/3D-BON с визуализацией ориентации волокон в плоскости (верхние) и из плоскости (нижние); 2 — распределение φ_{XY} (желтый) и θ_{XY} (зеленый).

ки лент, Z — направление по толщине (из плоскости). Горизонтальная ось на рис. 10 указывает местоположение в СТТ в направлении оси Z , а вертикальная ось относится к углу ориентации волокон. Цветные блоки представляют плотность данных для соответствующего угла ориентации волокон. СТТ с лентами разной толщины демонстрируют разные ориентационные распределения φ_{XY} и θ_{XY} . У образцов CTT-THIN на гистограмме φ_{XY} наблюдали изолированные ориентационные концентрации, независимые вдоль направления из плоскости, означающие, что ленты, встроенные в эти образцы, изолированы. В случае образцов CTT-MED и CTT-THICK гистограммы демонстрировали кластеры концентрации ориентации φ_{XY} (см. рис. 10—*a*) в прилегающих областях в направлении из плоскости. С увеличением толщины ленты гистограмма θ_{XY} также продемонстрировала более широкое распределение. Также рассчитали значения CoV для гистограмм θ_{XY} с лентами разной толщины (см. рис. 10—*б*). Значения CoV для θ_{XY} рассматривали как флуктуацию ориентации волокон из плоскости и в настоящем исследовании обозначили как “волнистость из плоскости”. Предположили, что волнистость из плоскости оказывает сильное влияние на механические характеристики. Построили и проиллюстрировали зависимости между волнистостью из плоскости и характеристиками при растяжении из экспериментов с лентами разной толщины (рис. 11). Данные рисунка демонстрируют хорошую корреля-

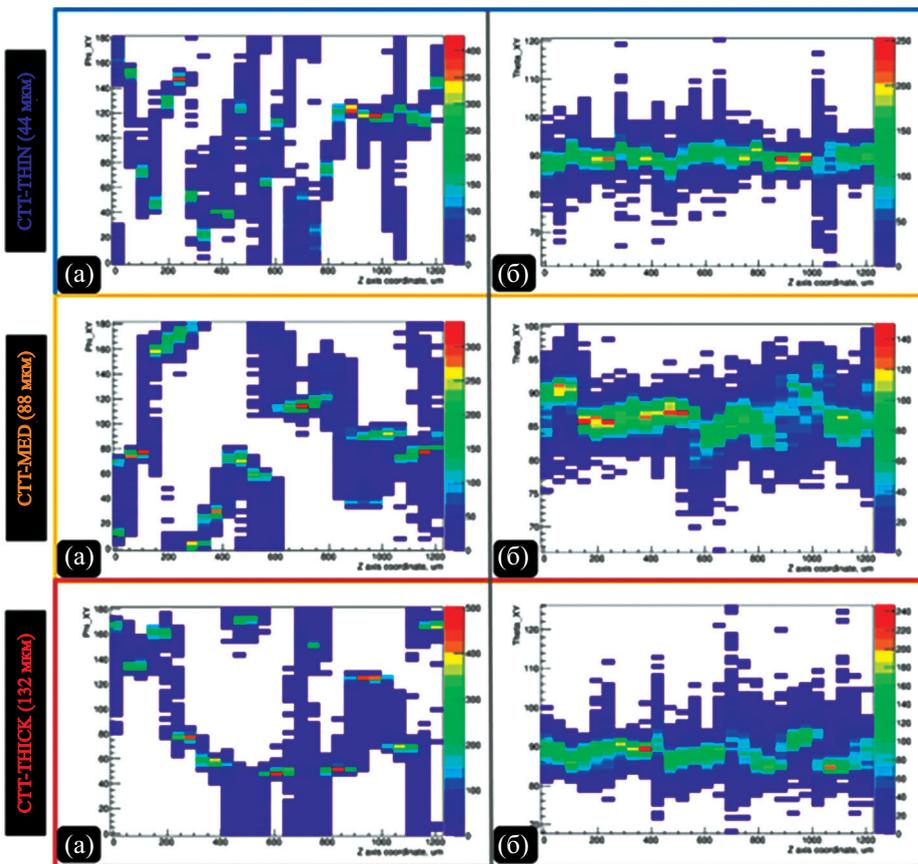


Рис 10. Гистограммы ориентации волокон в плоскости φ_{XY} (а) и из плоскости θ_{XY} (б), сгенерированные с помощью VoxTex.

цию, особенно между волнистостью из плоскости и прочностью при растяжении.

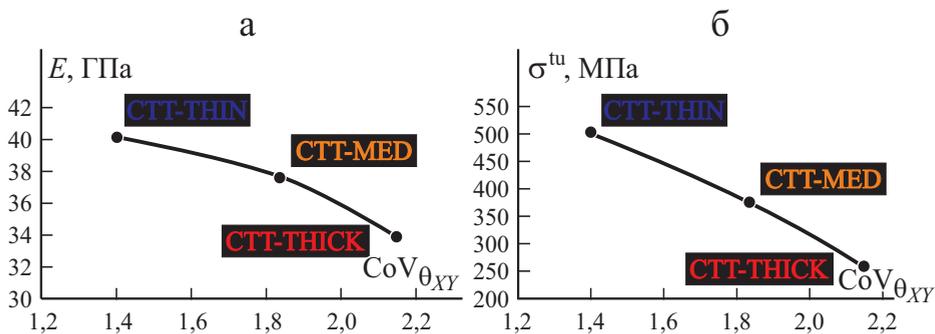


Рис. 11. Корреляция между модулем упругости E (а) и прочностью σ^{tu} (б) при растяжении и волнистостью лент из плоскости (коэффициент $CoV_{\theta_{XY}}$).

2.3. Сравнение ориентаций для лент разной толщины. Усредненные тензоры ориентации волокон для СТТ с лентами разной толщины рассчитали [25] по углам ориентации волокон φ_{XY} и θ_{XY} , определенным по данным рентгеновской компьютерной томографии, сгенерированных TRI/3D-BON:

$$O_{\text{СТТ-THIN}} = \begin{bmatrix} 0,557 & 0,051 & -0,002 \\ 0,051 & 0,431 & -0,001 \\ -0,002 & -0,001 & 0,012 \end{bmatrix}, \quad (1)$$

$$O_{\text{СТТ-MED}} = \begin{bmatrix} 0,589 & -0,025 & -0,003 \\ -0,025 & 0,390 & -0,008 \\ -0,003 & -0,008 & 0,021 \end{bmatrix}, \quad (2)$$

$$O_{\text{СТТ-THICK}} = \begin{bmatrix} 0,463 & -0,009 & -0,002 \\ -0,009 & 0,491 & -0,005 \\ -0,002 & -0,005 & 0,046 \end{bmatrix}. \quad (3)$$

Затем тензоры ориентации волокон ввели в модель Мори—Танака [23] для оценки влияния ориентации волокон на свойства при растяжении. Кроме того, осуществили еще один вариант моделирования без учета 3D ориентации волокон, предположив 2D случайное распределение волокон. Сравнение результатов моделирования и экспериментальных данных представлено на рис. 12. Видно, что результаты моделирования для модуля упругости хорошо согласуются с экспериментальными. Однако в отношении прочности при растяжении значения моделирования были аналогичны экспериментальным только для образцов СТТ-THIN, но не для

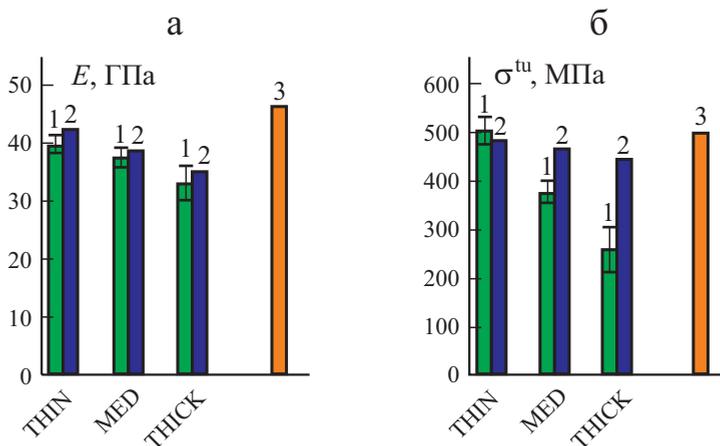


Рис. 12. Сравнение экспериментальных данных (1) и результатов моделирования с учетом 3D (2) и 2D случайной (3) ориентации волокон образцов СТТs.

образцов СТТ-MED и СТТ-THICK. Хотя значения моделирования также демонстрировали тенденцию к уменьшению прочности при растяжении с увеличением толщины лент в СТТ, они превышали экспериментальные. Несоответствие результатов моделирования экспериментальным по прочности может быть вызвано недостаточными входными данными о внутренней геометрии. Тензоры ориентации волокон не могут охарактеризовать различие морфологий ленты и нерегулярность внутренней структуры, такую как волнистость ленты. По мере увеличения толщины ленты на изображениях рентгеновской компьютерной томографии наблюдали больше внутренних структурных неоднородностей, неучет которых обусловил завышенные оценки прочности при растяжении для образцов СТТ-MED и СТТ-THICK. Также из данных рис. 12 видно, что моделирование с 2D случайной ориентацией волокон переоценило как модуль упругости, так и предел прочности.

3. Обсуждение

Полученные результаты свидетельствуют о том, что толщина ленты оказывает определяющее влияние на механические свойства СТТ при растяжении. Использование более тонких лент при изготовлении СТТ обуславливает их более высокие механические свойства при растяжении. Более того, как внутренняя геометрия, так и мода разрушения более стабильны в СТТ из тонких лент. В процессе компрессионного формования СТТ с использованием более тонких лент происходит их меньшая нахлестка. Морфология ленты после компрессионного формования более однородная и, следовательно, имеет место более равномерное распределение давления. Различия морфологии поперечных сечений СТТ демонстрируют рис. 2, 6 и 7. В частности, микрофотографии рис. 6 и 7 иллюстрируют различия однородности дисперсии лент в образцах СТТ-THIN и СТТ-THICK. Результаты определения прочности при растяжении и данные акустической эмиссии показали, что толщина ленты более заметно влияет на внутренние повреждения и прочность при растяжении, чем на модуль упругости. Результаты АЕ и прочность при растяжении связаны с микрорастрескиванием и окончательным разрушением СТТ, тогда как модуль упругости определяется в основном ориентацией волокон, а не областью, обогащенной смолой, волнистостью лент и другими внутренними структурными нерегулярностями. Внутренние повреждения и прочность тесно связаны с нерегулярностями внутренней структуры, действующими как места возникновения разрушения. Данные рис. 5 свидетельствуют о большем количестве событий и энергии акустической эмиссии на начальной стадии деформирования СТТ с более толстыми лентами, особенно у СТТ-THICK. Увеличение разрушения в силу микрорастрескивания может повлиять на предельную деформацию и стабильность механических свойств. Уменьшение прочности при растяжении и

увеличение значения CoV также свидетельствуют о влиянии толщины ленты (см. рис. 3 и 4).

Метод рентгеновской микрокомпьютерной томографии позволил визуализировать и количественно проанализировать внутреннюю геометрию СТТ. Ориентация волокон в плоскости СТТ, определенная с помощью методов TRI/3D-BON и VoxTex, показала, что распределения ориентации волокон и слоистой структуры изменялись в зависимости от толщины лент, использованных для изготовления СТТ. Кластеры, наблюдаемые на гистограммах распределения φ_{XY} , а также расширение распределения θ_{XY} с увеличением толщины ленты можно объяснить деформацией лент в ходе компрессионного формования (см. рис. 2, 6 и 7). Волнистость из плоскости (значения CoV для θ_{XY}), которую можно рассматривать как количественную оценку нерегулярностей внутренней структуры, продемонстрировала хорошую корреляцию со свойствами при растяжении. Эта взаимосвязь способна обеспечить быстрое предсказание свойств СТТ при растяжении на основе данных неразрушающего рентгеновского компьютерного сканирования. Более того, это может помочь в дополнительном развитии теоретического моделирования СТТ. Тензоры ориентации, рассчитанные на основе результатов анализа рентгеновской компьютерной томографии, позволили рассчитать модуль упругости СТТ с использованием модифицированной модели Мори—Танака. Однако предсказанные значения прочности при растяжении образцов СТТ-MED и СТТ-THICK оказались больше экспериментальных, поскольку толщина ленты в разной степени влияла на прочность и модуль упругости. Модифицированная модель Мори—Танака, используемая в настоящем исследовании, учитывает ориентацию волокон, но не нерегулярности внутренней структуры. Поэтому переоценили прочность при растяжении, чувствительную к этим нерегулярностям.

Экспериментальные данные и результаты моделирования, полученные в настоящей работе, не только предоставляют важную информацию для исследования материалов, но также должны служить справочным материалом для промышленных пользователей. Значительные изменения свойств при растяжении и внутренней геометрии с увеличением толщины ленты подчеркивают важность проектирования подкомпонентов при разработке CF-SMC. Кроме того, модифицированная модель Мори—Танака, пригодная для моделирования модуля упругости СТТ, должна учитывать упомянутые нерегулярности внутренней структуры для более точного моделирования прочности при растяжении. Корреляция между волнистостью из плоскости и характеристиками растяжения продемонстрировала потенциал для создания дополнительных теоретических методов моделирования с учетом большего количества внутренней геометрической информации для достижения более точного моделирования механических свойств. Фрактографический анализ и анализ мод разрушения помог уточнить критерий разрушения СТТ. Результаты настоящего исследова-

ния должны помочь инженерам в разработке СТТ, оптимизированных в соответствии с требованиями конкретного приложения.

Заключение

Влияние толщины ленты на свойства СТТ при растяжении оценили посредством экспериментальных испытаний и моделирования. Установили, что толщина ленты оказывает определяющее влияние на механические свойства СТТ. Основные результаты исследования можно резюмировать следующим образом.

- СТТ, изготовленные с использованием более тонких лент, продемонстрировали более высокие механические свойства при растяжении и большую регулярность внутренней структуры.

- Значения CoV для свойств при растяжении возрастали с увеличением толщины ленты; при этом образцы СТТ-TNICK имели наибольшие значения CoV.

- Методы TRI/3D-BON и VoxTex рентгеновской микрокомпьютерной томографии позволили визуализировать и количественно проанализировать различия во внутренней геометрии СТТ из лент разной толщины.

- Волнистость из плоскости (значения CoV для θ_{XY}) демонстрирует хорошую корреляцию как с модулем упругости, так и с прочностью при растяжении СТТ из лент разной толщины.

- Модифицированная модель Мори—Танака, учитывающая ориентацию волокон, пригодна для моделирования модуля упругости при растяжении, но ее необходимо усовершенствовать с целью учета нерегулярностей внутренней структуры (например, волнистости из плоскости).

Благодарность. Часть настоящего исследования проведена в рамках японского проекта METI “Будущие новаторские проекты / проект инновационных конструкционных материалов” с 2013 финансового года. Авторы выражают искреннюю признательность участникам проекта за предоставленную ценную информацию и полезные обсуждения. Исследование частично поддержано грантом JSPS KAKENHI, No. JP20K15038.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Feraboli P., Peitso E., Cleveland T., and Stickler P. B. Modulus measurement for prepreg-based discontinuous carbon fiber/epoxy systems // J. Compos. Mater. — 2009. — Vol. 43, No. 19. — P. 1947—1965.
2. Feraboli P., Peitso E., Deleo F., Cleveland T., and Stickler P. B. Characterization of prepreg-based discontinuous carbon fiber/epoxy systems // J. Reinf. Plast. Compos. — 2009. — Vol. 28, No. 10. — P. 1191—1214.
3. Feraboli P., Cleveland T., Ciccu M., Stickler P., and DeOto L. Defect and damage analysis of advanced discontinuous carbon/epoxy composite materials // Composites: Part A. — 2010. — Vol. 41, No. 7. — P. 888—901.

4. *Feraboli P., Cleveland T., Stickler P., and Halpin J.* Stochastic laminate analogy for simulating the variability in modulus of discontinuous composite materials // *Composites: Part A.* — 2010. — Vol. 41, No. 4. — P. 557—570.

5. *Pimenta S. and Robinson P.* An analytical shear-lag model for composites with 'brick-and-mortar' architecture considering non-linear matrix response and failure // *Compos. Sci. Technol.* — 2014. — Vol. 104. — P. 111—124.

6. *Li Y. Z., Pimenta S., Singgih J., Nothdurfter S., and Schuffenhauer K.* Experimental investigation of randomly-oriented tow-based discontinuous composites and their equivalent laminates // *Composites: Part A.* — 2017. — Vol. 102. — P. 64—75.

7. *Selezneva M. and Lessard L.* Characterization of mechanical properties of randomly oriented strand thermoplastic composites // *J. Compos. Mater.* — 2016. — Vol. 50, No. 20. — P. 2833—2851.

8. *Visweswaraiyah S. B., Selezneva M., Lessard L., and Hubert P.* Mechanical characterisation and modelling of randomly oriented strand architecture and their hybrids – A general review // *J. Reinf. Plast. Compos.* — 2018. — Vol. 37, No. 8. — P. 548—580.

9. *Selezneva M., Roy S., Meldrum S., Lessard L., and Yousefpour A.* Modelling of mechanical properties of randomly oriented strand thermoplastic composites // *J. Compos. Mater.* — 2017. — Vol. 51, No. 6. — P. 831—845.

10. *Selezneva M., Roy S., Lessard L., and Yousefpour A.* Analytical model for prediction of strength and fracture paths characteristic to randomly oriented strand (ROS) composites // *Composites: Part B.* — 2016. — Vol. 96. — P. 103—111.

11. *Jain A., Jin B. C., and Nutt S.* Mean field homogenization methods for strand composites // *Composites: Part B.* — 2017. — Vol. 124. — P. 31—39.

12. *Shah S. Z. H., Choudhry R. S., and Mahadzir S.* A new approach for strength and stiffness prediction of discontinuous fibre reinforced composites (DFC) // *Composites: Part B.* — 2020. — Vol. 183. — P. 107676.

13. *Martulli L. M., Muyschondt L., Kerschbaum M., Pimenta S., Lomov S. V., and Swolfs Y.* Carbon fibre sheet moulding compounds with high in-mould flow: Linking morphology to tensile and compressive properties // *Composites: Part A.* — 2019. — Vol. 126. — P. 105600.

14. *Martulli L. M., Creemers T., Schöberl E., Hale N., Kerschbaum M., Lomov S. V., and Swolfs Y.* A thick-walled sheet moulding compound automotive component: Manufacturing and performance // *Composites: Part A.* — 2020. — Vol. 128. — P. 105688.

15. *Martulli L. M., Muyschondt L., Kerschbaum M., Pimenta S., Lomov S. V., and Swolfs Y.* Morphology-induced fatigue crack arresting in carbon fibre sheet moulding compounds // *Int. J. Fatigue.* — 2020. — Vol. 134. — P. 105510.

16. *Martulli L. M., Kerschbaum M., Lomov S. V., and Swolfs Y.* Weld lines in tow-based sheet moulding compounds tensile properties: Morphological detrimental factors // *Composites: Part A.* — 2020. — Vol. 139. — P. 106109.

17. *Wan Y. and Takahashi J.* Tensile and compressive properties of chopped carbon fiber tapes reinforced thermoplastics with different fiber lengths and molding pressures // *Composites: Part A.* — 2016. — Vol. 87. — P. 271—281.

18. *Yamashita S., Hashimoto K., Suganuma H., and Takahashi J.* Experimental characterization of the tensile failure mode of ultra-thin chopped carbon fiber tape-reinforced thermoplastics // *J. Reinf. Plast. Compos.* — 2016. — Vol. 35, No. 18. — P. 1342—1352.

19. *Nakashima Y., Yamashita S., Zhang X., Suganuma H., and Takahashi J.* Analytical modelling of the behaviour and scatter of the flexural modulus of randomly oriented carbon fibre strand thermoplastic composites // *Compos. Struct.* — 2017. — Vol. 178. — P. 217—224.

20. *Wan Y., Sugauma H., and Takahashi J.* Effects of fabrication processes and tape thickness on tensile properties of chopped carbon fiber tape reinforced thermoplastics // *Compos. Commun.* — 2020. — Vol. 22. — P. 100434.

21. *Wan Y., Straumit I., Takahashi J., and Lomov S. V.* Micro-CT analysis of internal geometry of chopped carbon fiber tapes reinforced thermoplastics // *Composites: Part A.* — 2016. — Vol. 91, No. 1. — P. 211—221.

22. *Wan Y., Straumit I., Takahashi J., and Lomov S. V.* Micro-CT analysis of the orientation unevenness in randomly chopped strand composites in relation to the strand length // *Compos. Struct.* — 2018. — Vol. 206. — P. 865—875.

23. *Wan Y. and Takahashi J.* Tensile properties and aspect ratio simulation of transversely isotropic discontinuous carbon fiber reinforced thermoplastics // *Compos. Sci. Technol.* — 2016. — Vol. 137. — P. 167—176.

24. *Wan Y. and Takahashi J.* Mechanical modeling of CF/PA6 sheet molding compounds with X-ray computed tomography-based internal geometry considerations // *Compos. Sci. Technol.* — 2020. — Vol. 192. — P. 108104.

25. *Advani Suresh G. and Tucker Charles L.* The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composites // *J. Rheol.* — 1987. — Vol. 31, No. 8. — P. 751—784.

Поступила в редакцию 10.05.2021

Окончательный вариант поступил 17.11.2021

Received May 10, 2021 (Nov. 17, 2021)
