

Анализ мезоструктуры и кинетики разрушения элементов сетчатых композитных конструкций при трансверсальном сжатии с использованием стохастической МКЭ-микромеханики / С.Б. Сапожников, Н.А. Шабурова, А.В. Игнатова, А.Н. Шаныгин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2022. – № 4. – С. 54–66. DOI: 10.15593/perm.mech/2022.4.06

Sapozhnikov S.B., Shaburova N.A., Ignatova A.V., Shanygin A.N. Analysis of mesostructure and fracture kinetics of elements of lattice composite structures under transversal compression using stochastic FEA micromechanics. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2022, no. 4, pp. 54-66. DOI: 10.15593/perm.mech/2022.4.06



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 4, 2022

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index>



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2022.4.06

УДК 539.32

АНАЛИЗ МЕЗОСТРУКТУРЫ И КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ СЕТЧАТЫХ КОМПОЗИТНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ТРАНСВЕРСАЛЬНОМ СЖАТИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТОХАСТИЧЕСКОЙ МКЭ-МИКРОМЕХАНИКИ

С.Б. Сапожников^{1,2}, Н.А. Шабурова¹, А.В. Игнатова¹, А.Н. Шаныгин²

¹Южно-Уральский государственный университет (НИУ), Челябинск, Россия

²Центральный аэрогидродинамический институт (ЦАГИ), Жуковский, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 30 апреля 2022 г.
Одобрена: 30 октября 2022 г.
Принята к публикации:
12 декабря 2022 г.

Ключевые слова:

углепластик, сетчатая оболочка, мезомеханика, слоистая структура, трансверсальное сжатие, изгиб, стохастическая микромеханика, МКЭ, накопление повреждений, разрушение.

АННОТАЦИЯ

Проведён анализ мезоструктуры конструктивных элементов сетчатых авиационных конструкций – ребер, состоящих из чередующихся слоёв равной толщины из однонаправленного углепластика и чистого матричного материала. В экспериментальных исследованиях были получены упругие характеристики однонаправленного углепластика при трехточечном изгибе и трансверсальном сжатии. В результате продольный модуль упругости слоистого композита оказался равным 101 ГПа, модуль сдвига 2,95 ГПа. Также было выполнено численное моделирование мезо- и микромеханики взаимодействия отмеченных слоёв при трансверсальном сжатии вплоть до разрушения. Использован программный комплекс конечно-элементного анализа ANSYS (явная и неявная формулировки). Рассмотрены регулярная и стохастическая укладка волокон в поперечном сечении при сжатии. Диаметры волокон в композитном элементе были измерены на шлифах с помощью цифрового микроскопа Zeiss Axio Observer D1m и равны $5,1 \pm 0,8$ мкм. Слои с объемной долей волокон, которая составила около 60 %, чередуются со слоями чистой эпоксидной смолы. В качестве микромеханического критерия разрушения при сжатии и растяжении предложено использовать лишь первое главное напряжение в матрице. На первом этапе расчетов была решена задача трансверсального сжатия ячейки с регулярной укладкой волокон (погрешность величины трансверсального модуля упругости составила менее 2 %). На втором этапе была проведена оценка прочности и накопления микроразруждений при сжатии в модели слоистой структуры со стохастической укладкой волокон. Анализ напряженно-деформированного состояния слоистой мезоструктуры при сжатии позволил объяснить причину того, что слоистое ребро имеет в два раза меньшую трансверсальную прочность, чем однородный углепластик. Расчётные значения пределов прочности при трансверсальном сжатии слоистого ребра хорошо согласуются с экспериментальными.

© ПНИПУ

© Сапожников Сергей Борисович – д.т.н., проф., г.н.с., e-mail: sapozhnikovsb@susu.ru.

Шабурова Наталия Александровна – к.т.н., доц., e-mail: shaburovana@susu.ru.

Игнатова Анастасия Валерьевна – к.т.н., м.н.с., e-mail: ignatovaav@susu.ru.

Шаныгин Александр Николаевич – к.т.н., нач. лаб., e-mail: alexander.shanygin@tsagi.ru.

Sergei B. Sapozhnikov – Doctor of Technical Sciences, Professor, e-mail: sapozhnikovsb@susu.ru.

Nataliya A. Shaburova – CSc in Technical Sciences, Associate Professor, e-mail: shaburovana@susu.ru.

Anastasia V. Ignatova – CSc in Technical Sciences, Junior Researcher, e-mail: ignatovaav@susu.ru.

Aleksander N. Shanygin – CSc in Technical Sciences, Head of Department, e-mail: alexander.shanygin@tsagi.ru.



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

ANALYSIS OF MESOSTRUCTURE AND FRACTURE KINETICS OF ELEMENTS OF LATTICE COMPOSITE STRUCTURES UNDER TRANSVERSAL COMPRESSION USING STOCHASTIC FEA MICROMECHANICS

S.B. Sapozhnikov^{1,2}, N.A. Shaburova¹, A.V. Ignatova¹, A.N. Shanygin²

¹South Ural State University (NRU), Chelyabinsk, Russian Federation

²Central Aerohydrodynamic Institute (TsAGI), Zhukovsky, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 30 April 2022
Approved: 30 October 2022
Accepted for publication:
12 December 2022

Keywords:

CFRP, lattice shell, mesomechanics, layered structure, transversal compression, bending, stochastic micromechanics, FEA, damage accumulation, failure.

ABSTRACT

The paper analyses the mesostructure of the structural elements of lattice aircraft shells – ribs consisting of alternating layers of equal thickness and made from unidirectional CFRP and pure matrix material. In experimental studies, the elastic characteristics of unidirectional CFRP were obtained under three-point bending and transversal compression. As a result, the longitudinal modulus of elasticity of the layered composite turned out to be 101 GPa, and the shear modulus was 2.95 GPa. Numerical modeling of the meso- and micromechanics of the interaction of the noticed layers under transversal compression has been performed up to failure. The ANSYS FEA software (explicit and implicit formulations) was used. The regular and stochastic stacking of fibres in the cross section under compression is considered. The fiber diameters in the composite element were measured on thin sections using a Zeiss Axio Observer D1m digital microscope and were equal to $5.1 \pm 0.8 \mu\text{m}$. Layers with a fiber volume fraction of about 60 % alternate with layers of pure epoxy. It is proposed to use only the first principal stress in the matrix as a micromechanical criterion for failure under compression and tension. At the first stage of calculations, the problem of transversal compression of a cell with a regular laying of fibres was solved (the error in the value of the transversal modulus of elasticity was less than 2 %). At the second stage, an assessment was made of the strength and accumulation of microdamages under compression in a model of a layered structure with stochastic fibre stacking. The analysis of stress-strain state of a layered mesostructure under compression made it possible to explain the reason that the rib has a transverse strength twice lower than that of a homogeneous CFRP. The calculated values of the ultimate strength in transversal compression of a layered rib are in good agreement with the experimental ones.

© PNRPU

Введение

Введение в практику проектирования новых пробионических сетчатых авиационных конструкций из однонаправленных углепластиков [1–4] требует глубокого анализа их механического поведения и разрушения при внешних воздействиях. Сетчатый каркас состоит, как правило, из спиральных и окружных рёбер, работающих в штатных условиях лишь вдоль своей оси [2; 4], реализуя максимальную жёсткость и прочность однонаправленного углепластика (ОУП).

В конструкции фюзеляжа самолёта каркас закрыт обшивкой, обеспечивающей гладкую аэродинамическую поверхность [3] и защиту от случайных ударов. Такие низкоскоростные удары градом, бетонной крошкой при взлёте или падающим инструментом при обслуживании являются наиболее опасными воздействиями [5; 6]. Они могут привести к разрушению или частичному повреждению материала силовых рёбер сетчатой конструкции и в итоге к снижению прочности при растяжении или нагрузке, потере устойчивости при сжатии. Удары создают в рёбрах трансверсальные напряжения, которые нужно ограничивать из-за низкой прочности ОУП в направлении, перпендикулярном волокнам.

В научной литературе тема прочности при сжатии композитов обсуждается достаточно давно: в системе

SCOPUS на запрос *compressive strength of composites* имеется более 27 000 документов. Однако среди этих документов теме трансверсальной прочности однонаправленных углепластиков посвящено лишь около 50 работ, среди которых можно отметить экспериментальные [7–10] и расчётные [11–14] исследования, фокусирующиеся в основном на оценке значений предела прочности при трансверсальном сжатии. Вопрос накопления рассеянных микроповреждений в структуре композита при сжатии был вне поля зрения исследователей.

При проектировании защиты ОУП от локальных ударов ключевым является назначение предельно допустимого воздействия на силовое ребро из ОУП с позиции накопления микроповреждений, недостаточно освещённая до настоящего времени в научной литературе.

ОУП – хорошо известный в механике композитов объект, чаще всего рассматриваемый как трансверсально изотропный, а слой полимерной матрицы можно считать изотропной средой.

Макроскопические подходы, в которых конструкционные материалы (и композиты в том числе) рассматриваются как однородные изотропные или анизотропные среды, а их разрушение происходит при выполнении некоторых комплексных критериев, сохраняют свою актуальность на протяжении многих десятилетий [15–17]. Критерии могут быть записаны в виде одного или не-

скольких выражений, что позволяет отражать тот или иной механизм разрушения. При этом элемент конструкции, как правило, исключается из расчётной схемы при выполнении этого критерия [18–20]. Учёт множественности механизмов разрушения волокнистых композитов вместе с накоплением рассеянных микроповреждений нашёл отражение в более сложных подходах [21–25], в которых вводят безразмерные меры повреждений d_i ($0 < d_i < 1, i = 1 \dots 3$) и записывают условия возникновения и накопления разрывов волокон, матрицы или границы их раздела. Развитие повреждений однозначно связывают с изменением характеристик жёсткости композитов в заданных направлениях. Например, в однонаправленном композите разрывы волокон определяют повреждённость d_1 и соответствующее снижение секущего модуля $E_{1s} = E_1 \cdot (1 - d_1)$. Для матрицы или границы раздела «волокно – матрица» повреждённости d_2, d_3 связывают аналогичным образом с секущими модулями E_{2s} и G_{12s} .

Эти предположения достаточно трудно проверить экспериментально, так как характеристики жёсткости и прочности вдоль волокон ОУП на порядок превосходят механические свойства в трансверсальном и сдвиговом направлениях. В связи с этим детализированные расчётные исследования повреждений (микромеханика, метод конечных элементов) становятся по сути единственным инструментом подобного анализа [24–27].

Наиболее востребованными в практике расчётов напряженно-деформированного состояния (НДС) волокнистых композитов являются программные пакеты ANSYS, ABAQUS, LS-DYNA [28–30]. При этом ключевыми аспектами в них являются следующие: стохастичность микроструктуры композита, назначение механических свойств компонентов, а также характер нагружения: статическое или динамическое [27].

В связи с этим данная работа состоит из двух частей: экспериментальной и расчётной. В экспериментальной части проведён анализ мезо- и микроструктуры слоистого материала ребра и выполнены исследования механических характеристик при изгибе и трансверсальном сжатии материала ребра в двух направлениях. В расчётной части выполнена оценка упругих характеристик при трансверсальном деформировании ОУП, проведены расчётные исследования напряженного состояния ребра на слоистой мезомодели, а также представлены расчёты кинетики деформирования, накопления повреждений и разрушения слоистой микромоделю со стохастическим распределением волокон в поперечном сечении ребра при равномерном сжатии.

1. Экспериментальная часть

1.1. Анализ микро- и мезоструктуры композитного элемента

Современная технология изготовления сетчатых композитных оболочек методом программной мокрой намотки имеет определённую специфику и обеспечивает

в узлах пересечения стержней высокую объёмную долю волокон (до 70 %, так как высота ребра в регулярной зоне и в узлах постоянная), а в теле стержней, очевидно, эта доля в два раза меньше за счёт образующихся полимерных прослоек при определённом избытке полимера в процессе пропитки жгута углеволокон (рис. 1).

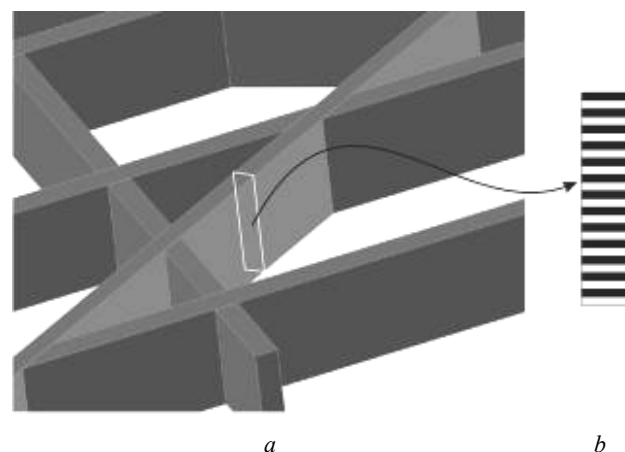


Рис. 1. Схемы сетчатого каркаса (а) и мезоструктуры поперечного сечения стержня (б)

Fig. 1. The lattice structure schematic (a) and the cross section mesostructure of the rod (b)

Здесь тёмные полосы – ОУП, а светлые – матричный полимер. В узлах пересечения рёбер прослойки матричного полимера отсутствуют, и в итоге укладка слоёв ОУП в узлах представляет собой структуру типа $\pm \varphi$ ($0 < \varphi \leq 90^\circ$).

Таким образом, стержневой элемент (ребро) не является однородным, и к его деформированию и разрушению следует подходить с позиции анализа механического поведения элементов его слоистой мезоструктуры.

Полированный поперечный срез силового элемента типовой сетчатой оболочки был исследован на цифровом микроскопе Zeiss Axio Observer D1m (программное обеспечение Thixomet Pro [31]) с различными увеличениями (рис. 2). На исходном снимке хорошо заметна слоистая структура композита с толщиной слоёв около 400 мкм. На увеличенном фрагменте тёмные полосы – эпоксидный полимер (с крупными порами), а светлые полосы – однонаправленный углепластик (ОУП, поперечное сечение). Тёмные прослойки внутри светлых полос – зоны, обогащенные полимером (свидетельство укладки жгутов, пропитанных полимерной матрицей, в процессе программной намотки сетчатой оболочки). Чёрные зоны – макроскопические поры в матрице, заметные также и на исходном снимке. На врезке показан ещё более увеличенный фрагмент структуры, на котором можно отметить случайную структуру укладки волокон.

Статистическая обработка изображений средствами ПО Thixomet Pro показала, что средний диаметр волокон $D \approx 5,1$ мкм, а среднеквадратичное отклонение диаметров $SD \approx 0,8$ мкм. Объёмная доля волокон, приведённая

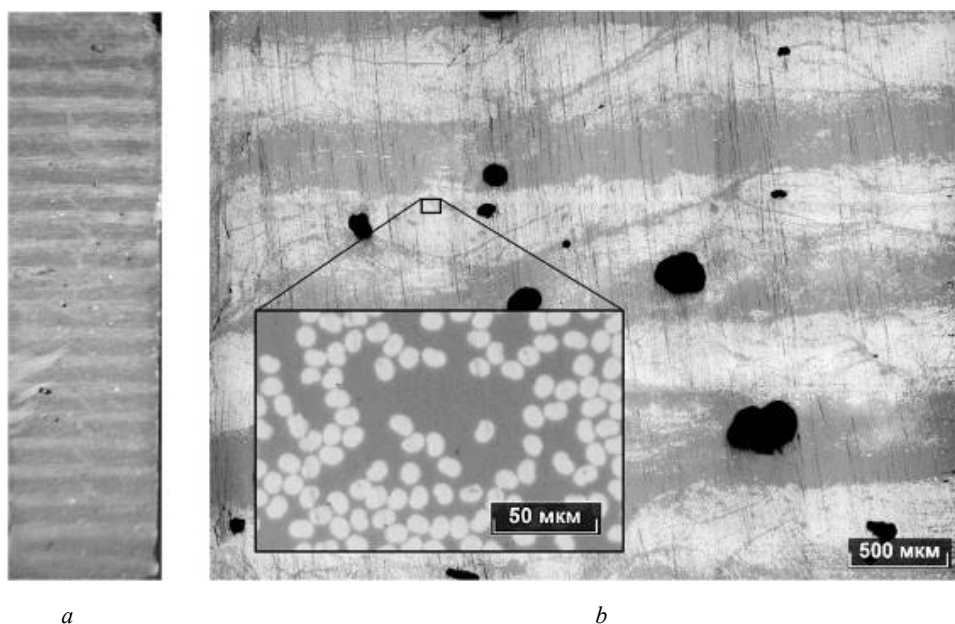


Рис. 2. Исходный макроснимок (a) и его увеличенные фрагменты (b)
 Fig. 2. The original macro (a) and its magnifying fragments (b)

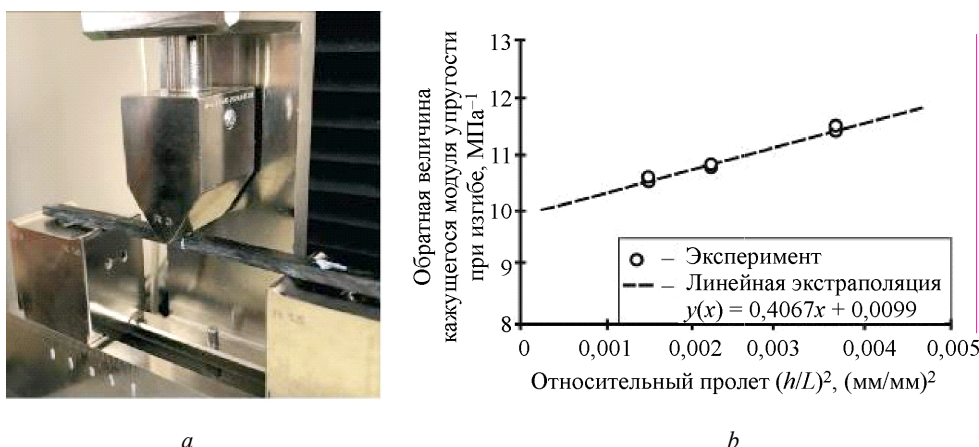


Рис. 3. Схема испытаний (a) и оценка упругих характеристик (b)
 Fig. 3. Test scheme (a) and assessment of the elastic and shear moduli (b)

к ширине светлых полос, не превышает 60 %. Средняя пористость по сечению составляет ~2,2 %, а приведённая к полимерным прослойкам ~4,4 %. Пористость может существенно снизить прочность полимерных прослоек на сдвиг и привести к снижению критической нагрузки потери устойчивости такого композита при сжатии вдоль волокон.

1.2. Исследование механических свойств материала слоистого ребра

Трёхточечный изгиб. Контроль механических свойств материала ребра проведён при трёхточечном изгибе фрагмента с прямоугольным поперечным сечением $b \times h = 15,5 \times 4,4$ мм длиной 120 мм, вырезанного из оболочки. На рис. 3 приведена схема испытаний и результаты измерений осреднённого кажущегося модуля упругости слоистого композита при изгибе E_b с различ-

ными расстояниями L между опорами (для исключения влияния низкого трансверсального модуля сдвига). Испытания на изгиб проведены при $L = 70, 90$ и 110 мм. Каждое испытание повторяли дважды.

В рамках балочной теории Тимошенко с учётом сдвиговой податливости [32] показано, что кажущийся модуль упругости E_b при изгибе балки с прямоугольным сечением является функцией толщины h сечения, длины пролёта L , продольного модуля E и трансверсально-сдвигового модуля G :

$$\frac{1}{E_b} = \frac{1}{E} + 1,2 \left(\frac{h}{L} \right)^2. \quad (1)$$

Линейная экстраполяция экспериментальных данных (см. рис. 3) на $h/L = 0$ позволяет определить продольный модуль упругости $E = 1/0,0099 = 101$ ГПа. Модуль сдвига $G = 1,2/0,4067 = 2,95$ ГПа. Реальные

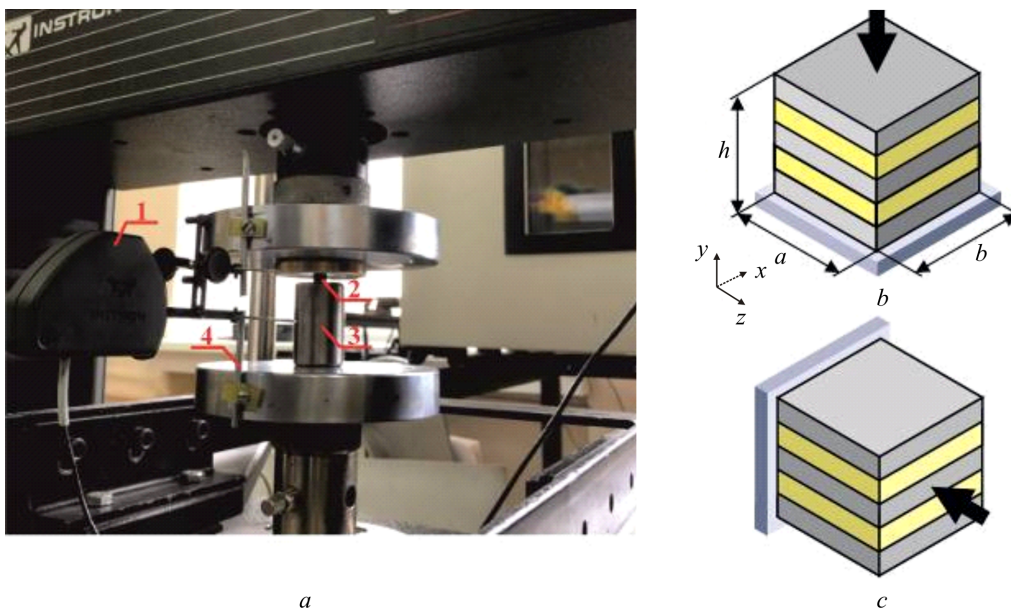


Рис. 4. Установка для испытания на сжатие (a) и схема нагружения (по нормали (b) и вдоль слоёв (c)): 1 – экстензометр, 2 – образец, 3 – основание, 4 – опоры экстензометра

Fig. 4. Compression test setup (a) and loading scheme (normal (b) and along (c) layers): 1 – the extensometer, 2 – the specimen, 3 – the fixed plate, 4 – the extensometer supports

результаты могут быть несколько выше из-за неучёта в расчётах локальной податливости в зоне контакта с опорными роликами [33; 34].

Учитывая то, что полосы ОУП вертикальные и занимают половину ширины балки, а модуль упругости полимерной матрицы на основе эпоксидной смолы намного меньше модуля упругости ОУП вдоль волокон, ориентировочное значение модуля упругости ОУП $E_1 \approx 2E = 202$ ГПа. Тогда при объёмной доле волокон в слое ОУП $\sim 0,60$ получим верхнюю оценку модуля упругости углеродного волокна $E_f \approx 202/0,60 = 336$ ГПа, что соответствуют среднемодульным волокнам.

Трансверсальное сжатие. На образцах в форме параллелепипеда, вырезанных из испытанной на изгиб балки, проведены испытания на сжатие параллельно и перпендикулярно слоям на машине INSTRON 5900R с замером напряжений и деформаций (рис. 4).

Измерения деформаций проводили с помощью навесного экстензометра, установленного на специальные опоры – стержни, закреплённые на плитах, чтобы избежать погрешностей, связанных с неизвестной жёсткостью испытательной машины при измерении укорочения образца по перемещению траверсы. Контактные поверхности образцов покрывали смазкой для снижения трения и обеспечения максимально одноосного сжатия.

В табл. 1 приведены результаты испытаний на сжатие перпендикулярно слоям (\perp) и параллельно (\parallel). В каждом направлении испытано по 6 образцов. Числовые данные представлены в виде: $M \pm SD$, где M – среднее, а SD – средноквадратичное отклонение по серии испытаний.

Таблица 1/Table 1

Результаты испытаний на сжатие

Compression test results

Направление	Ширина a , мм	Длина b , мм	Высота h , мм	Модуль упругости E , ГПа	Предел прочности, МПа
\perp (Y)	$3,95 \pm 0,06$	$7,33 \pm 0,09$	$6,40 \pm 0,09$	$6,40 \pm 0,8$	$Y_c = 101 \pm 8,3$
\parallel (Z)	$6,08 \pm 0,17$	$7,33 \pm 0,04$	$3,90 \pm 0,03$	$7,75 \pm 1,1$	$Z_c = 141 \pm 14$

Анализ результатов показывает, что направление сжатия, параллельное слоям ОУП, имеет более высокие механические свойства по сравнению с направлением по нормали к слоям. Картины разрушения при сжатии (преимущественно вертикальные трещины) позволяют утверждать, что слои ОУП являются деформационно более слабым материалом по сравнению с матричным полимером. И это свойство должно учитываться в расчётах.

Для приближённой оценки упругих свойств полимера (E_m) и ОУП (E_2) можно использовать правило смеси для жёсткостей и податливостей, а также практическое отсутствие деформаций в направлении осей волокон:

$$\begin{cases} \frac{0,5}{E_m/(1-\mu_m^2)} + \frac{0,5}{E_2} \approx \frac{1}{E_{z\perp}}, \\ \frac{0,5E_m}{(1-\mu_m^2)} + 0,5E_2 \approx E_{z\parallel}. \end{cases} \quad (2)$$

Решая эту систему уравнений при типичном (для эпоксидных смол) значении коэффициента Пуассона $\nu_m = 0,36$, получим для матрицы $E_m \approx 3,93$ ГПа и для

ОУП $E_{2\text{exp}} \approx 11,0$ ГПа, что согласуется с известными характеристиками типичных эпоксидных смол и углепластиков [35, с. 68].

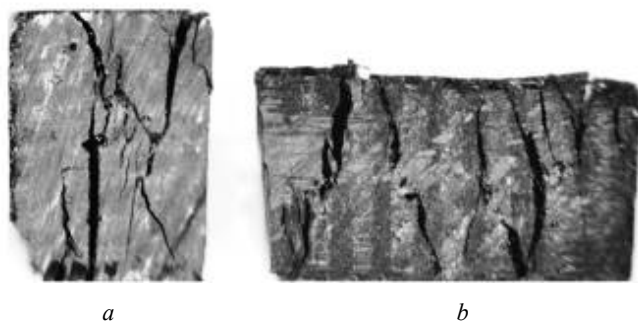


Рис. 5. Образцы после испытаний на сжатие: поперек (a) и вдоль слоёв (b)

Fig. 5. Specimens after compression tests: across (a) and along the layers (b)

2. Расчетная часть

В данном разделе рассмотрены аспекты образования микрповреждений, модели деформирования и разрушения материала ребер (мезо- и микромеханика).

2.1. Повреждения при сжатии материала ребра на микроуровне

Ребро состоит из углеродных волокон и эпоксидной матрицы, которая находится в промежутках между волокнами (в ОУП) и в виде матричных слоёв, чередующихся со слоями ОУП. Для расчётов напряженно-деформированного состояния и накопления микрповреждений в рамках метода конечных элементов приняты следующие допущения:

- при трансверсальных воздействиях волокна не теряют своей целостности, не разрушаются;
- интерфейс «волокно – матрица» также принимается идеально прочным, то есть адгезия не нарушается, что обеспечивается выполнением опции *share topology* в модуле SpaceClaim пакета ANSYS Workbench [36] при работе с сеточным генератором. Указанная опция позволяет на границах раздела компонентов создавать общие узлы в сетке КЭ разных частей. В случае необходимости усложнения модели, для разрушения интерфейса можно указанную опцию не использовать и задавать силовые условия разрушения, например, в виде предельных напряжений отрыва и сдвига;
- компоненты ОУП деформируются упруго вплоть до разрушения, разрушается лишь матрица. Конечный элемент матрицы удаляется из сетки, если первое главное напряжение в нём достигает величины предела прочности F :

$$\max(\bar{\sigma}_1)_A = F, \quad (3)$$

здесь A – размер конечного элемента, а черта сверху – символ осреднения напряжения по объёму элемента.

Формула (3) иллюстрирует основную идею теории критических расстояний [37]. Эта теория привлекательна тем, что осреднённое на некоторой базе напряжение всегда конечно, даже вблизи вершины трещины. Таким образом, с помощью (3) могут решаться и сингулярные задачи [37–40]. Важным вопросом является выбор (или назначение) величины A , поскольку от её величины будет зависеть напряжение в зонах с высокими градиентами напряжений и в итоге нагрузка разрушения. В связи с этим в данной работе было принято, что в матрице в межволоконном промежутке должно быть от одного до трёх конечных элементов, чтобы отображать градиенты напряжений и деформаций и давать возможность разрушения матрицы в середине достаточно большого промежутка или разрушения у границы с волокном – при малом промежутке.

Расчёты проводятся по шагам, что позволяет проследить историю изменения напряженно-деформированного состояния моделей, удаления конечных элементов (микрповреждения), снижение жёсткости модели в процессе нагружения вплоть до разрушения – неспособности сопротивляться деформированию.

2.2. Периодическая ячейка ОУП при трансверсальном нагружении

Для приближённой оценки упругих и прочностных свойств ОУП при нагружении поперёк волокон была использована тетрагональная регулярная ячейка периодичности ОУП (масштабная модель с размерами $1 \times 1 \times 1$ мм с учётом симметрии) при упругом поведении компонентов и идеальной связи на поверхности раздела «волокно – матрица» (рис. 6) в двумерной постановке (плоская деформация, МКЭ-пакет ANSYS Workbench, неявный решатель). Это вполне оправданно по причине сильной анизотропии ОУП, где продольный модуль упругости существенно больше поперечного ($E_{1(z)} \gg E_{2(y)}$) и коэффициент Пуассона $\nu_{21(zY)} \approx 0$.

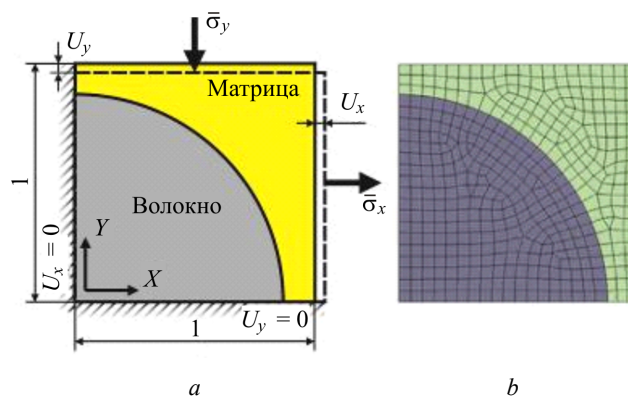


Рис. 6. Ячейка периодичности ОУП с граничными условиями (a) и сетка КЭ (b) при трансверсальном сжатии (объёмная доля волокна $V = 0,60$)

Fig. 6. Representative UD CFRP cell with boundary conditions (a) and FE mesh (b) under transversal compression (fibre volume fraction $V = 0.60$)

Сетка составлена из конечных элементов второго порядка и имеет достаточную густоту, чтобы отображать градиенты напряжений и деформаций в межволоконных промежутках. Учитывая нестрогую определённость упругих постоянных (и качественную постановку задачи), более мелкая сетка КЭ нецелесообразна. Механические свойства углеродного волокна (индекс f) в поперечном сечении (трансверсальная изотропия) и матрицы (m) отмечены в табл. 2 и соответствуют рекомендациям [35, с. 68, 332] для среднемодульных волокон.

Таблица 2/Table 2

Механические свойства углеродного волокна и матрицы

Mechanical properties of the carbon fibre and matrix

Материал	Плотность ρ , кг/м ³	Модуль упругости E , ГПа	Коэффициент Пуансона	Предел прочности F , МПа
Эпоксидная матрица (m)	1160	4,0	0,36	60–100
Углеродное волокно (f)	1800	20,0	0,39	–

Трансверсальное сжатие. К ячейке приложены перемещения U_Y и U_X такие, чтобы средние напряжения составляли $\bar{\sigma}_Y = 100$ МПа, а $\bar{\sigma}_X = 0$.

Расчёт показал, что $U_Y = 8,737 \cdot 10^{-3}$ мм, $U_X = 4,436 \cdot 10^{-3}$ мм. Таким образом, гомогенизируя материал ячейки, модуль упругости составит $E_Y = 100 \cdot 10^6 / (8,737 \cdot 10^{-3}) = 11,4$ ГПа, коэффициент Пуассона $\nu_{YX} = 4,436 / 8,737 = 0,508$. Отметим, что расчётное значение модуля упругости удовлетворительно согласуется с экспериментально определённым $E_{2exp} = 11,0$ ГПа (см. п. 1.2), погрешность не превышает 4 %.

Трансверсальное растяжение. К ячейке приложены перемещения U_Y и U_X такие, чтобы средние напряжения составляли $\bar{\sigma}_Y = 0$, а $\bar{\sigma}_X = 100$ МПа.

На рис. 7 приведены результаты расчётов первого главного напряжения в матрице при вертикальном сжатии и горизонтальном растяжении.

Под действием вертикальных напряжений сжатия (100 МПа) наибольшие первые главные напряжения в матрице составляют 28,5 МПа, а при приложении горизонтальных напряжений растяжения (100 МПа) – 159 МПа. Эти результаты будут использованы ниже при оценке прочности материала ребра.

2.3. Мезомодель материала ребра

В рассматриваемом ребре толщина слоёв ОУП и матрицы одинакова и составляет около 0,4 мм. То есть в ребре доли ОУП и матрицы равны. Разрезка ребра на части с размерами (см. табл. 1) позволяет рассматривать 1/4 часть полной модели в виде полосок равной ширины (рис. 8). В мезомодели ребра упругие свойства слоёв

таковы: ОУП – $E_2 = 11,4$ ГПа, $\nu_{23} = 0,508$; эпоксидная матрица – $E_m = 4,0$ ГПа, $\nu_m = 0,36$.

Здесь по оси Y приложены напряжения сжатия 101 МПа (соответствует экспериментально определённому пределу прочности Y_c , см. табл. 1), показаны оси симметрии (пунктир). Основное допущение – плоская деформация (в направлении X деформации отсутствуют).

На рис. 9 приведены картины распределения напряжений в слоях. Если мезомодель нагружается в направлении Z напряжениями 141 МПа (соответствует экспериментально определённому пределу прочности Z_c , см. табл. 1), то расчётная схема несколько иная, и распределение напряжений также иное, практически одноосное, рис. 10.

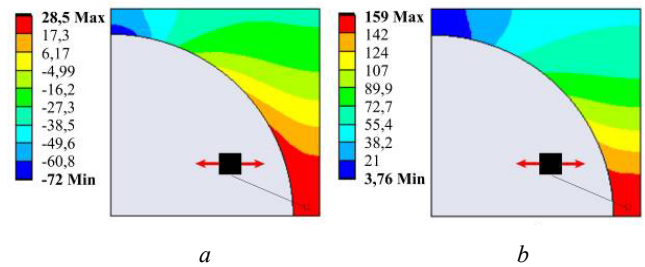


Рис. 7. Картины главных напряжений при сжатии (a) и растяжении (b)

Fig. 7. First principal stress distribution in compression (a) and tension (b)

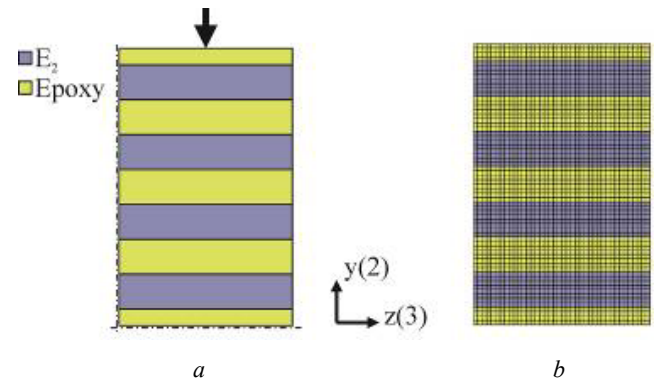


Рис. 8. Мезомодель материала ребра (a), сетка КЭ (b)

Fig. 8. The rib mesomodel (a) and FE mesh (b)

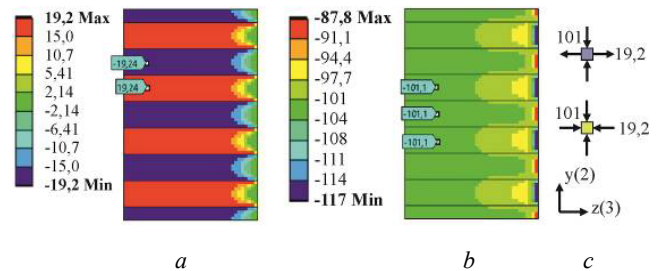


Рис. 9. Напряжения σ_z (a) и σ_y (b) и напряжённое состояние (c) в слоях ОУП и матрицы при сжатии ребра вдоль оси Y

Fig. 9. Stress distributions σ_z (a) and σ_y (b) and state of stress (c) in the layers of UD CFRP and matrix during compression along Y direction

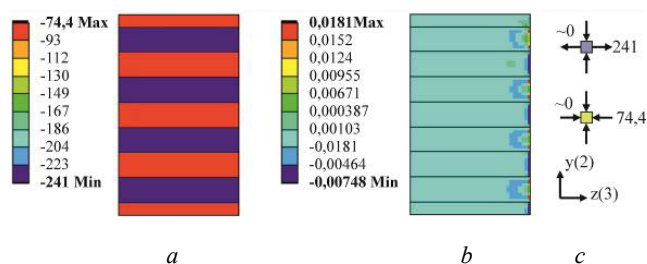


Рис. 10. Напряжения σ_z (a) и σ_y (b) и напряжённое состояние (c) в слоях ОУП и матрицы при сжатии ребра вдоль оси Z

Fig. 10. Stress distributions σ_z (a) and σ_y (b) and state of stress (c) in the layers of UD CFRP and matrix during compression along Z direction

Предварительный анализ результатов расчётов по мезомодели (рис. 10) показывает, что слой ОУП способен выдержать при трансверсальном сжатии напряжения около 240 МПа. Это согласуется с тем, что в литературных источниках [7–9; 10] для однонаправленных углепластиков на эпоксидной матрице приводятся значения трансверсальных пределов прочности в диапазоне 199...248 МПа.

При сжатии ребра по нормали к слоям (совместное действие сжатия с растяжением в слое ОУП) прочность ребра ниже прочности однородного ОУП. Это можно показать, используя суперпозицию максимальных напряжений растяжения в матрице ОУП (см. рис. 7) при сжатии ячейки напряжениями 101 МПа по вертикали и растяжением напряжениями 19,2 МПа по горизонтали (см. рис. 8):

$$\begin{aligned} \max(\bar{\sigma}_1) &= \frac{28,5 \cdot 101}{100} + \frac{159 \cdot 19,2}{100} = \\ &= 28,8 + 30,5 = 59,3 \text{ МПа.} \end{aligned} \quad (4)$$

Несложно заметить, что слагаемые напряжённого состояния матрицы от сжатия и растяжения ячейки близки (28,8 и 30,5), то есть разрушение при сжатии однородного углепластика должно произойти при вдвое больших напряжениях, чем при сжатии ребра, составленного из слоёв ОУП и чистой матрицы.

Уточнённый анализ со стохастической укладкой волокон приводится ниже, так как детерминированная постановка (с регулярной ячейкой периодичности) не даёт ответа на допустимый уровень напряжений сжатия с учётом накопления микроповреждений в матрице.

2.4. Слоистая модель со стохастической укладкой волокон

Реальная упаковка волокон в поперечном сечении ОУП является случайной, имеются места с большим количеством матрицы и места с близким расположением волокон (рис. 11), что приводит к возникновению микроповреждений в этих местах при сравнительно невысоких напряжениях и в итоге к снижению наблюдаемого предела прочности. Для оценки такого снижения выполнены расчёты НДС и повреждений в пакете

ANSYS Workbench (опция *explicit formulation*, удаление критически нагруженного КЭ из сетки).

На рис. 11 показана сетка КЭ модели с нерегулярным (псевдослучайным) расположением волокон в поперечном сечении с объёмной долей волокон в ОУП ~60%. Данная укладка получена из регулярной гексагональной укладки сдвигом центров волокон на расстояния, определённые по изображениям микрошлифов. При пересечении контуров волокон проводили корректировку вручную, обеспечивая межволоконное расстояние не менее 0,05 от радиуса волокна. Предполагалось, что даже уменьшенное количество волокон (по сравнению с реальными слоями ОУП в ребре, рис. 2) позволит получить практически значимый результат прогнозирования прочности, так как в модели имеется более 200 волокон [41].

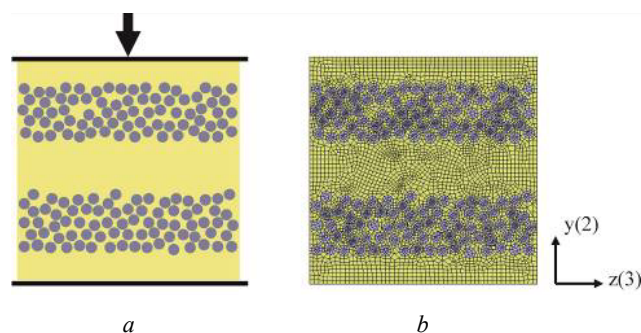


Рис. 11. Микромодель ребра (a) и сетка КЭ (b)

Fig. 11. Micromodel of the rib (a) and FE mesh (b)

Модель (см. рис. 11) была нагружена кинематически: верхнюю грань перемещали линейно по времени на величину 0,03 мм за время 3 мс. Нижняя грань была закреплена лишь в вертикальном направлении. Перемещения узлов КЭ вдоль осей волокон отсутствовали (плоская деформация). Упругие свойства матрицы и волокон приведены в табл. 2.

В соответствии с условием разрушения (3) матрицы, с ростом деформаций ОУП происходило удаление разрушенных конечных элементов (накопление микроповреждений) в ней, снижалась жёсткость материала и в определённый момент происходило полное падение напряжений (рис. 12).

Здесь использовали три значения предела прочности матрицы: $F = 60, 80$ и 100 МПа. Получено, что расчётный предел прочности практически линейно зависел от заданного предела прочности F матрицы на растяжение (рис. 13).

Анализ результатов (см. рис. 12, 13) показывает, что удовлетворительное согласие расчётных и экспериментальных значений пределов прочности при трансверсальном сжатии наблюдается при пределе прочности матрицы ~80 МПа.

На рис. 14 приведена серия картин микроповреждённости (после удаления разрушенных конечных элементов в матрице) в процессе роста деформаций и найденном выше пределе прочности матрицы (80 МПа). На рис. 14 отмечены числовые значения соответствующих деформаций и напряжений сжатия.

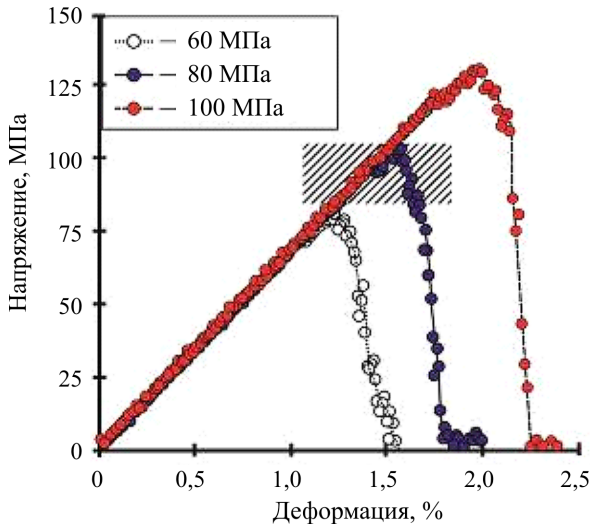


Рис. 12. Диаграммы сжатия материала ребра (отмечены значения предела прочности матрицы $F = 60, 80, 100$ МПа), заштрихованная область – разброс экспериментальных значений предела прочности

Fig. 12. Compression diagrams of the rib (the ultimate strength of the matrix $F = 60, 80, 100$ MPa are marked) and the shaded area is the scatter of the experimental data



Рис. 13. Расчетная зависимость предела прочности при сжатии от предела прочности матрицы на растяжение

Fig. 13. Fitting curve of the compressive strength vs the tensile strength of the matrix

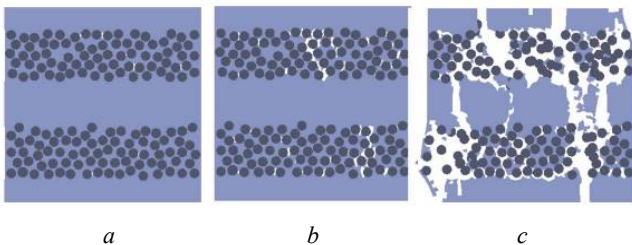


Рис. 14. Картины развития микрповреждений в ОУП при трансверсальном сжатии: $a - 1,4 \%$; 96 МПа; $b - 1,57 \%$; 103 МПа; $c - 1,8 \%$; 8 МПа

Fig. 14. Development of the microdamages of in the UD CFRP under transversal compression: $a - 1,4 \%$; 96 MPa; $b - 1,57 \%$; 103 MPa; $c - 1,8 \%$; 8 MPa

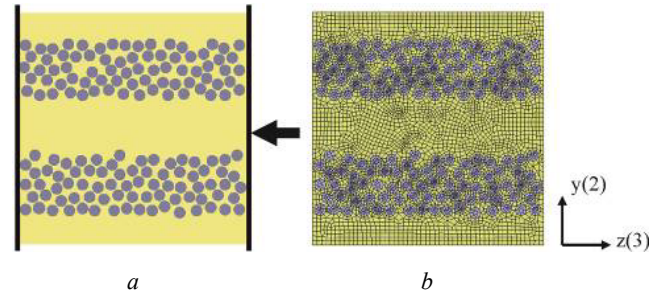


Рис. 15. Сжатие в направлении Z (a) и сетка конечных элементов (b)

Fig. 15. Compression in the Z direction (a) and FE mesh (b)

При нагружении вдоль слоёв была использована та же стохастическая модель, но граничные условия (направление кинематического нагружения) были другими (рис. 15).

При найденном выше пределе прочности матрицы ($F = 80$ МПа) проведён расчёт диаграммы деформирования, откуда получен предел прочности 145 МПа (рис. 16).

Расчётное значение предела прочности отличается от экспериментально полученного (см. табл. 2) менее чем на 3 %. Это может служить подтверждением корректности предложенной микроструктурной модели деформирования и разрушения.

2.5. Аналитическое описание диаграммы сжатия

В аналитических моделях накопления повреждений [21–25] в слоях используют предположение о линейном влиянии повреждений d на жёсткость композита (секундный модуль):

$$E^{sec}(d) = E \cdot (1 - d), \quad (5)$$

где E – модуль упругости композита (начальный, $d = 0$). Таким образом, вводится неявно правило параллельного соединения элементов микроструктуры, которые разрушаются независимо и распределение прочности этих элементов подчиняется, например, закону Гаусса или Вейбулла. В данной работе, чтобы определить допустимое напряжение сжатия ребра, приводящее к снижению жёсткости при деформациях до величины ε , мы используем закон Гаусса:

$$d(M, S, \varepsilon) = \int_0^\varepsilon \exp\left(-\frac{(e - M)^2}{4S^2}\right) de, \quad (6)$$

где M и S – математическое ожидание и среднеквадратичное отклонение деформаций разрушения микроструктурных элементов композита.

Аппроксимация расчётной диаграммы деформирования с использованием выражений (5) и (6) показана на рис. 17 линией.

Параметры E , M и S найдены с помощью метода наименьших квадратов: $E = 6,85$ ГПа, $M = 1,71 \%$, $S = 0,085 \%$.

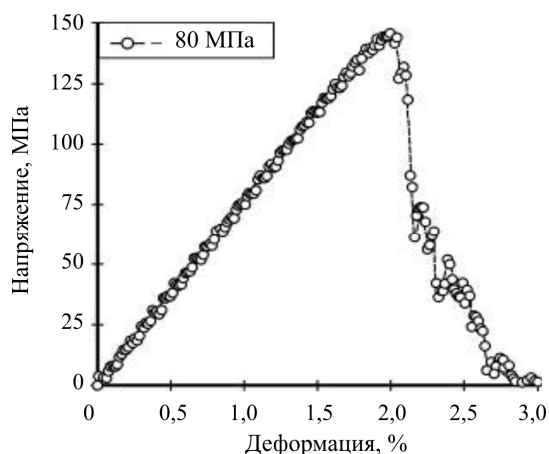


Рис. 16. Расчетная диаграмма «напряжение – деформация» ребра вдоль слоёв (сжатие в направлении Z)

Fig. 16. Calculated stress-strain diagram of the rib along the layers (compression in the Z direction)

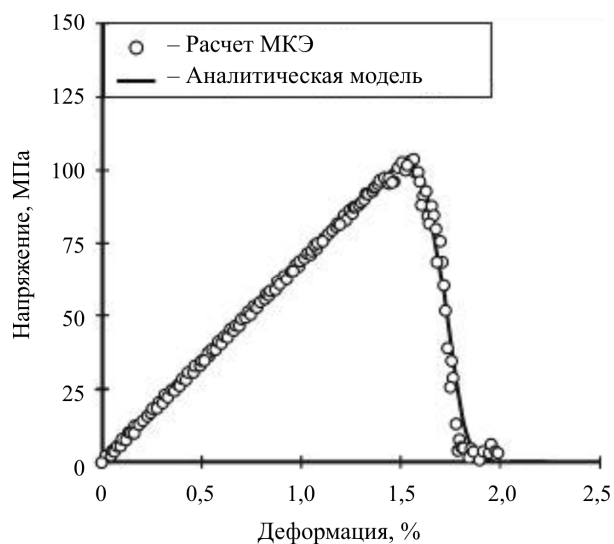


Рис. 17. Диаграммы деформирования

Fig. 17. Stress-strain curves

Анализ (6) при найденных параметрах показывает, что $d = 0,05$ (5 % снижение жёсткости) имеет место вблизи предела прочности (103 МПа). То есть в расчётах на трансверсальный удар можно допустить напряжения сжатия 103 МПа или деформации 1,55 %.

Библиографический список

1. Azarov A.V. The problem of designing aerospace mesh composite structures // *Mechanics of Solids*. – 2018. – Vol. 53. – P. 427–434.
2. Vasiliev V.V., Barynin V.A., Razin A.F. Anisogrid composite lattice structures – development and aerospace applications // *Composite structures*. – 2012. – Vol. 94, no. 3. – P. 1117–1127.
3. Dubovikov E., Fomin V., Glebova M. Damage tolerance and repair of UD-ribs of lattice composite fuselage structures // *Proceedings of the 30-th Congress of the International Council of the Aeronautical Sciences*. – Deajeon, Korea, 2016.
4. Totaro G., Gurdal Z. Optimal design of composite lattice shell structures for aerospace applications // *Aerospace Science*

and Technology. – 2009. – Vol. 13, no. 4–5. – P. 157–164. DOI: 10.1016/j.ast.2008.09.001

Если принять более консервативную оценку $d \leq 1$ %, то допускаемые напряжения можно считать равными 96 МПа и деформации 1,40 %.

Заключение

Проведен анализ микроструктуры силовых элементов про-бионических ячеистых оболочек авиационной техники, составленных из слоёв однонаправленного углепластика (ОУП) с объёмной долей волокон ~ 60 %, чередующихся со слоями матричного полимера – эпоксидной смолы. Толщины слоёв составляют $\sim 0,40$ мм. Матричные слои имеют заметную пористость – около 4 %. При сжатии такого композита по нормали к слоям предел прочности составляет 101 МПа (коэффициент вариации 10 %).

Разработанная численная модель ОУП с регулярной укладкой волокон позволили дать удовлетворительную оценку упругим свойствам ОУП при трансверсальном сжатии (погрешность величины модуля упругости E_2 составила менее 2 %).

Оценка прочности и накопления рассеянных микрповреждений при сжатии проведена при рассмотрении численной модели со стохастической укладкой волокон и учётом разрушений лишь в матрице (удаление критически нагруженных конечных элементов – первая теория прочности). Показано, что найденный из решения обратной задачи предел прочности эпоксидной матрицы (80 МПа) является вполне реалистичным для типовых эпоксидных смол.

Отмечено, что интенсивное накопление повреждений в матрице при сжатии ОУП начинается при напряжениях, превышающих 90 % от предела прочности (деформации сжатия более 1,40 %).

Таким образом, для обеспечения целостности силовых элементов оболочек из рассмотренного ОУП при трансверсальных воздействиях (например, низкоскоростной удар падающим телом) напряжения сжатия не должны превышать 96 МПа.

В качестве направления будущих исследований можно обозначить проведение испытаний на динамическое трансверсальное сжатие ОУП с определением соответствующих пределов прочности.

and Technology. – 2009. – Vol. 13, no. 4–5. – P. 157–164. DOI: 10.1016/j.ast.2008.09.001

5. Review of delamination predictive methods for low speed impact of composite laminates / D.J. Elder, R.S. Thomson, M.Q. Nguyen, M.L. Scott // *Composite Structures*. – 2004. – Vol. 66, no. 1–4. – P. 677–683. DOI: 10.1016/j.compstruct.2004.06.004

6. Kim H., Kedward K.T. Modeling hail ice impacts and predicting impact damage initiation in composite structures // *AIAA Journal*. – 2000. – Vol. 38, no. 7. – P. 1278–1281. DOI: 10.2514/2.1099

7. Kaddour A.S., Hinton M.J. Maturity of 3D failure criteria for fibre reinforced composites: Comparison between

theories and experiments: Part B of WWFE-II // Journal of Composite Materials. – 2013. – Vol. 47, no. 6–7. – P. 925–966. DOI: 10.1177/2F0021998313478710

8. Tsai J.-L., Kuo J.-C. Investigating strain rate effect on transverse compressive strength of fiber composites // Key Engineering Materials. – 2006. – Vol. 306–308. – P. 733–738. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.306-308.733

9. Vural M., Kidd T.H., Ravichandran G. Dynamic transverse compressive failure of unidirectional fiber reinforced composites // Proceedings of the 11th International Conference on Fracture 2005 (ICF11). – Turin, Italy, 2005. – Vol. 5. – P. 3632–3636.

10. Experimental analysis of polymer matrix composite microstructures under transverse compression loading / M. Flores, A. Sharits, R. Wheeler, N. Sesar, D. Mollenhauer // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2022. – Vol. 156. – Paper number 106859. DOI: 10.1016/j.compositesa.2022.106859

11. Micromechanical analysis of transversal strength of composite laminae / L.L. Vignoli, M.A. Savi, P.M.C.L. Pacheco, A.L. Kalamkarov // Composite Structures. – 2020. – Vol. 250. – Paper number 112546. DOI: 10.1016/j.compstruct.2020.112546

12. A survey of numerical models for hail impact analysis using explicit finite element codes / M. Anghileri, L.-M.L. Castelletti, F. Invernizzi, M. Mascheroni // International Journal of Impact Engineering. – 2005. – Vol. 31, no. 8. – P. 929–944. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2004.06.009

13. Multi-scale characterization and modelling of the transverse compression response of unidirectional carbon fiber reinforced epoxy / J. Chevalier, P.P. Camanho, F. Lani, T. Pardoen // Composite Structures. – 2019. – Vol. 209. – P. 160–176. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.10.076

14. Wongsto A., Li S. Micromechanical FE analysis of UD fibre-reinforced composites with fibres distributed at random over the transverse cross-section // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2005. – Vol. 36, no. 9. – P. 1246–1266. DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.01.010

15. Tsai S.W., Wu E.M. A general theory of strength for anisotropic materials // Journal of Composite Materials. – 1971. – Vol. 5, no. 1. – P. 58–80.

16. Whitney J.M., Nuismer R.J. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations // Journal of Composite Materials. – 1974. – Vol. 8, no. 3. – P. 253–265.

17. Daniel I.M., Ishai O. Engineering mechanics of composite materials. – 2nd ed. – New York: Oxford University Press, 2006. – 411 p.

18. Hashin Z. Failure criteria for unidirectional fiber composites // Journal of Applied Mechanics. – 1980. – Vol. 47, no. 2. – P. 329–334.

19. Gama B.A., Gillespie Jr. J.W. Finite element modeling of impact, damage evolution and penetration of thick-section composites // International Journal of Impact Engineering. – 2011. – Vol. 38, no. 4. – P. 181–197. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2010.11.001

20. Fawaz Z., Zheng W., Behdinan K. Numerical simulation of normal and oblique ballistic impact on ceramic composite armours // Composite Structures. – 2004. – Vol. 63, no. 3–4. – P. 387–395. DOI: 10.1016/S0263-8223(03)00187-9

21. Chang F.-K., Chang K.-Y. A progressive damage model for laminated composites containing stress concentrations // Journal of Composite Materials. – 1987. – Vol. 21, no. 9. – P. 834–855. DOI: 10.1177/2F002199838702100904

22. Bonora N. A nonlinear CDM model for ductile failure // Engineering Fracture Mechanics. – 1997. – Vol. 58, no. 1–2. – P. 11–28.

23. Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading: Part 1. Observations of damage accumulation / F. Gao, L. Boniface, S.L. Ogin, P.A. Smith, R.P. Greaves // Composites Science and Technology. – 1999. – Vol. 59, no. 1. – P. 123–136.

24. Shahid I., Chang F.-K. An accumulative damage model for tensile and shear failures of laminated composite plates // Journal of Composite Materials. – 1995. – Vol. 29, no. 7. – P. 926–981.

25. Wu F., Yao W. A fatigue damage model of composite materials // International Journal of Fatigue. – 2010. – Vol. 32, no. 1. – P. 134–138. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2009.02.027

26. Nikishkov Y., Makeev A., Seon G. Progressive fatigue damage simulation method for composites // International Journal of Fatigue. – 2013. – Vol. 48. – P. 266–279. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.11.005

27. Shabley A.A., Sapozhnikov S.B., Shipulin L.V. Stochastic micro-meso modeling of cross-ply composites for prediction of softening // Solid State Phenomena. – 2018. – Vol. 284. – P. 120–126. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.284.120

28. ANSYS [Электронный ресурс]. – URL: <https://www.ansys.com/> (дата обращения: 12.08.2022).

29. ABAQUS/Standard user's manual: version 6.1 / Hibbit, Karlsson and Sorensen, Inc., 2000.

30. LS-DYNA R7.0 Keyword user's manual / LSTC, 2013.

31. ZEISS Thixomet [Электронный ресурс]. – URL: <https://www.zeiss.com/corporate/int/home.html> (дата обращения: 20.07.2021).

32. Timoshenko S.P., Gere J.M. Mechanics of Materials. – New York: Van Nostrand Reinhold Co., 1972. – 552 p.

33. Shcherbakova A.O., Sapozhnikov S.B. Effect of the rounding radius of supports on the accuracy of determining the interlayer shear modulus of reinforced plastics from short-beam bending tests // Mechanics of composite materials. – 2001. – Vol. 37, no. 3. – P. 417–425.

34. Guseinov K., Sapozhnikov S.B., Kudryavtsev O.A. Features of three-point bending tests for determining out-of-plane shear modulus of layered composites // Mechanics of Composite Materials. – 2022. – Vol. 58, no. 2. – P. 155–168. DOI: 10.1007/s11029-022-10020-7

35. Barbero E.J. Introduction to composite materials design. – 2nd ed. – Boca Raton: CRC Press, 2011. – 520 p.

36. ANSYS SpaceClaim [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.spaceclaim.com/> (дата обращения: 20.07.2022).

37. Taylor D. The theory of critical distances // Engineering Fracture Mechanics. – 2008. – Vol. 75, No 7. – P. 1696–1705.

38. Bazant Z.P., Planas J. Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials. – Boca Raton: CRC Press, 1998. – 616 p.

39. Sapozhnikov S.B., Cheremnykh S.I. The strength of fibre reinforced polymer under a complex loading // Journal of Composite Materials. – 2013. – Vol. 47, no. 20–21. – P. 2525–2552. DOI: 10.1177/2F0021998313476328

40. Напряженно-деформированное состояние и разрушение элементов конструкций с острыми концентраторами напряжений при изгибе / С.Б. Сапожников, М.А. Иванов, С.И. Ярославцев, И.А. Щербаков // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2017. – № 4. – С. 40–55. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.4.04

41. Strength and life of composites / S.W. Tsai (Ed). – Stanford: Composites design group, 2008. – 540 p.

References

1. Azarov A.V. The problem of designing aerospace mesh composite structures. *Mechanics of Solids*, 2018, vol. 53, pp. 427-434.
2. Vasiliev V.V., Barynin V.A., Razin A.F. Anisogrid composite lattice structures – development and aerospace applications, *Composite structures*, 2012, vol. 94, no. 3, pp. 1117-1127.
3. Dubovikov E., Fomin V., Glebova M. Damage tolerance and repair of UD-ribs of lattice composite fuselage structures. Proceedings of the 30-th Congress of the International Council of the Aeronautical Sciences. Deajeon, Korea, 2016.
4. Totaro G., Gurdal Z. Optimal design of composite lattice shell structures for aerospace applications, *Aerospace Science and Technology*, 2009, vol. 13, no. 4-5, pp. 157-164. doi: 10.1016/j.ast.2008.09.001
5. Elder D.J., Thomson R.S., Nguyen M.Q., Scott M.L. Review of delamination predictive methods for low speed impact of composite laminates, *Composite Structures*, 2004, vol. 66, no. 1-4, pp. 677-683. doi: 10.1016/j.compstruct.2004.06.004
6. Kim H., Kedward K.T. Modeling hail ice impacts and predicting impact damage initiation in composite structures, *AIAA Journal*, 2000, vol. 38, no. 7, pp. 1278-1281. doi: 10.2514/2.1099
7. Kaddour A.S., Hinton M.J. Maturity of 3D failure criteria for fibre reinforced composites: Comparison between theories and experiments: Part B of WWFE-II, *Journal of Composite Materials*, 2013, vol. 47, no. 6-7, pp. 925-966. doi: 10.1177/2F0021998313478710
8. Tsai J.-L., Kuo J.-C. Investigating strain rate effect on transverse compressive strength of fiber composites, *Key Engineering Materials*, 2006, vol. 306-308, pp. 733-738. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.306-308.733
9. Vural M., Kidd T.H., Ravichandran G. Dynamic transverse compressive failure of unidirectional fiber reinforced composites. Proceedings of the 11th International Conference on Fracture 2005 (ICF11). Turin, Italy, 2005, vol. 5, pp. 3632-3636.
10. Flores M., Sharits A., Wheeler R., Sesar N., Mollenhauer D. Experimental analysis of polymer matrix composite microstructures under transverse compression loading, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2022, vol. 156, paper number 106859. doi: 10.1016/j.compositesa.2022.106859
11. Vignoli L.L., Savi M.A., Pacheco P.M.C.L., Kalamkarov A.L. Micromechanical analysis of transversal strength of composite laminae, *Composite Structures*, 2020, vol. 250, paper number 112546. doi: 10.1016/j.compstruct.2020.112546
12. Anghileri M., Castelletti L.-M.L., Invernizzi F., Mascheroni M. A survey of numerical models for hail impact analysis using explicit finite element codes, *International Journal of Impact Engineering*, 2005, vol. 31, no. 8, pp. 929-944. doi: 10.1016/j.ijimpeng.2004.06.009
13. Chevalier J., Camanho P.P., Lani F., Pardo T. Multi-scale characterization and modelling of the transverse compression response of unidirectional carbon fiber reinforced epoxy, *Composite Structures*, 2019, vol. 209, pp. 160-176. doi: 10.1016/j.compstruct.2018.10.076
14. Wongsto A., Li S. Micromechanical FE analysis of UD fibre-reinforced composites with fibres distributed at random over the transverse cross-section, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2005, vol. 36, no. 9, pp. 1246-1266. doi: 10.1016/j.compositesa.2005.01.010
15. Tsai S.W., Wu E.M. A general theory of strength for anisotropic materials, *Journal of Composite Materials*, 1971, vol. 5, no. 1, pp. 58-80.
16. Whitney J.M., Nuismer R.J. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations, *Journal of Composite Materials*, 1974, vol. 8, no. 3, pp. 253-265.
17. Daniel I.M., Ishai O. Engineering mechanics of composite materials, 2nd ed. New York, Oxford University Press, 2006, 411 p.
18. Hashin Z. Failure criteria for unidirectional fiber composites, *Journal of Applied Mechanics*, 1980, vol. 47, no. 2, pp. 329-334.
19. Gama B.A., Gillespie Jr. J.W. Finite element modeling of impact, damage evolution and penetration of thick-section composites, *International Journal of Impact Engineering*, 2011, vol. 38, no. 4, pp. 181-197. doi: 10.1016/j.ijimpeng.2010.11.001
20. Fawaz Z., Zheng W., Behdinan K. Numerical simulation of normal and oblique ballistic impact on ceramic composite armours, *Composite Structures*, 2004, vol. 63, no. 3-4, pp. 387-395. doi: 10.1016/S0263-8223(03)00187-9
21. Chang F.-K., Chang K.-Y. A progressive damage model for laminated composites containing stress concentrations, *Journal of Composite Materials*, 1987, vol. 21, no. 9, pp. 834-855. doi: 10.1177/2F002199838702100904
22. Bonora N. A nonlinear CDM model for ductile failure, *Engineering Fracture Mechanics*, 1997, vol. 58, no. 1-2, pp. 11-28.
23. Gao F., Boniface L., Ogini S.L., Smith P.A., Greaves R.P. Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading: Part 1. Observations of damage accumulation, *Composites Science and Technology*, 1999, vol. 59, no. 1, pp. 123-136.
24. Shahid I., Chang F.-K. An accumulative damage model for tensile and shear failures of laminated composite plates, *Journal of Composite Materials*, 1995, vol. 29, no. 7, pp. 926-981.
25. Wu F., Yao W. A fatigue damage model of composite materials, *International Journal of Fatigue*, 2010, vol. 32, no. 1, pp. 134-138. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2009.02.027
26. Nikishkov Y., Makeev A., Seon G. Progressive fatigue damage simulation method for composites, *International Journal of Fatigue*, 2013, vol. 48, pp. 266-279. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2012.11.005
27. Shabley A.A., Sapozhnikov S.B., Shipulin L.V. Stochastic micro-meso modeling of cross-ply composites for prediction of softening, *Solid State Phenomena*, 2018, vol. 284, pp. 120-126. doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.284.120
28. ANSYS. Available at: <https://www.ansys.com/> (request date: 12.08.2022).
29. ABAQUS/Standard user's manual: version 6.1. Hibbitt, Karlsson and Sorensen, Inc., 2000.
30. LS-DYNA R7.0 Keyword user's manual. LSTC, 2013.
31. ZEISS Thixomet. Available at: <https://www.zeiss.com/corporate/int/home.html> (request date: 20.07.2021).
32. Timoshenko S.P., Gere J.M. Mechanics of Materials. New York, Van Nostrand Reinhold Co., 1972, 552 p.
33. Shcherbakova A.O., Sapozhnikov S.B. Effect of the rounding radius of supports on the accuracy of determining the interlayer shear modulus of reinforced plastics from short-beam bending tests, *Mechanics of composite materials*, 2001, vol. 37, no. 3, pp. 417-425.
34. Guseinov K., Sapozhnikov S.B., Kudryavtsev O.A. Features of three-point bending tests for determining out-of-

plane shear modulus of layered composites, *Mechanics of Composite Materials*, 2022, vol. 58, no. 2, pp. 155-168. doi: 10.1007/s11029-022-10020-7

35. Barbero E.J. Introduction to composite materials design, 2nd ed. Boca Raton, CRC Press, 2011, 520 p.

36. ANSYS SpaceClaim. Available at: <http://www.spaceclaim.com/> (request date: 20.07.2022).

37. Taylor D. The theory of critical distances, *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, vol. 75, no 7, pp. 1696-1705.

38. Bazant Z.P., Planas J. Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials. Boca Raton, CRC Press, 1998, 616 p.

39. Sapozhnikov S.B., Cheremnykh S.I. The strength of fibre reinforced polymer under a complex loading, *Journal of Composite Materials*, 2013, vol. 47, no. 20-21, pp. 2525-2552. doi: 10.1177/2F0021998313476328

40. Sapozhnikov S.B., Ivanov M.A., Yaroslavtsev S.I., Shcherbakov I.A. The stress-strain state and failure of structural elements with sharp stress concentrators under bending, *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2017, vol. 4, pp. 40-55. doi: 10.15593/perm.mech/2017.4.04

41. Tsai S.W. (ed.) Strength and life of composites. Stanford, Composites design group, 2008, 540 p.

Финансирование. Экспериментальные материалы статьи подготовлены в рамках реализации Программы создания и развития научного центра мирового уровня «Сверхзвук» на 2020–2025 годы при финансовой поддержке Минобрнауки России (соглашение от 17 мая 2022 г. № 075-15-2022-1023), а расчётные материалы выполнены при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-29-13007.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Financing. The experimental materials of the article were prepared as part of the implementation of the Program for the Creation and Development of world-class scientific center "Supersound" for 2020-2025 with the financial support of the Russian Ministry of Science and Higher Education (agreement of May 17, 2022, No. 075-15-2022-1023), and the numerical data were prepared with the financial support of the RFBR as part of a scientific project No. 19-29-13007.

Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.