

*М. Алсади**

University of Technology, Materials Engineering Department, Baghdad 10066, Iraq

**ИЗУЧЕНИЕ РАССЛОЕНИЯ И ИЗГИБНОГО ПОВЕДЕНИЯ
ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИТОВ, АРМИРОВАННЫХ
УГЛЕРОДНЫМИ И ОРГАНИЧЕСКИМИ ВОЛОКНАМИ
И ЧАСТИЦАМИ КАРБИДА КРЕМНИЯ¹**

*M. Alsaadi**

**A STUDY ON THE DELAMINATION AND FLEXURAL BEHAVIOR
OF CARBON- AND ARAMID-FIBER-REINFORCED EPOXY
COMPOSITES WITH SILICON CARBIDE PARTICLE INCLUSIONS**

Keywords: SiC particle, carbon fiber, aramid fiber, interlaminar fracture, Mode-II delamination, flexural properties

The interlaminar fracture of Mode-II delamination and flexural behavior of carbon- and aramid-fiber-reinforced epoxy (CFRE and AFRE) composites filled with silicon carbide (SiC) particles were investigated. End-notched flexure tests were performed to obtain their Mode-II fracture toughness properties with the aim to enhance the Mode-II delamination behavior of both the composites. The results obtained showed that SiC particles improve the delamination and the flexural characteristics of AFRE-SiC composites more than those of CFRE-SiC composites. The highest values of their Mode-II delamination toughness were obtained at 5 wt.% of SiC particles. Scanning electron micrographs showed that the particles increase the adhesion strength between the matrix and fibers, reduce the interlayer region, and hinder the formation of plastic zones.

Ключевые слова: частицы карбида кремния, волокно углеродное, волокно органическое, разрушение межслойное, расслоение по моде II, свойства изгибные

*Автор, с которым следует вести переписку: mohamadalsaadi@gmail.com
Corresponding author: mohamadalsaadi@gmail.com

¹Перевод с англ.

Исследовали межслойное разрушение расслоением по моде II и изгибное поведение эпоксидных композитов, армированных углеродными (CFRE) и органическими (AFRE) волокнами, наполненных частицами карбида кремния (SiC). Испытания на изгиб образцов из этих композитов с концевым надрезом провели для определения характеристик вязкости разрушения по моде II с целью улучшения их поведения при расслоении по моде II. Полученные результаты показали, что частицы SiC улучшают характеристики расслоения и изгиба композитов AFRE-SiC больше, чем композитов CFRE-SiC. Наибольшие значения вязкости разрушения при расслоении по моде II достигнуты при содержании 5% по массе частиц SiC. Микрофотографии, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа, показали, что частицы увеличивают адгезионную прочность между матрицей и волокнами, уменьшают область прослойки и препятствуют образованию пластических зон.

Введение

В силу превосходных механических свойств композиты из волокнисто-армированных композитов играют жизненно важную роль в автомобильной, авиационной и других отраслях машиностроения. Многие исследователи показали, что материальные характеристики полимерных композитов можно улучшить, наполнив их микро- или наночастицами [1—7]. Однако наполнение композитов частицами каучуков или термопластов, повышая их сопротивление расслоению, уменьшало модуль упругости и прочность [8, 9]. Поэтому в качестве упрочняющих добавок выбрали жесткие наполнители, такие как Al_2O_3 , нанокремнезем, частицы SiC и углеродные нанотрубки [10—13]. В [14—21] механические свойства композитов с полимерной матрицей улучшали путем их наполнения частицами SiC. В [19] установили, что модуль упругости при изгибе и коэффициент интенсивности напряжений эпоксидных композитов с частицами SiC на ~ 110 и 95% соответственно больше, чем эпоксидных композитов с частицами диоксида кремния, и на ~ 70 и 55% больше, чем композитов с частицами Al_2O_3 . Введение в композит микрочастиц SiC увеличивало прочность при изгибе и модуль упругости на 10 и 95% соответственно [20]. В [21] исследовали влияние массового содержания и размера частиц SiC на механические свойства композитов с поливинилиденфторидной матрицей. Установили, что на прочность при растяжении и модуль упругости существенно влияют содержание и размер частиц SiC. При использовании частиц SiC ударная и сдвиговая прочности композита AFRE увеличились на 34 и 21% соответственно.

Расслоение по моде II можно рассматривать в качестве основной моды разрушения слоистых композитов при сдвиге. Два смежных слоя из разной ткани обуславливают несоответствие жесткости при растяжении и

изгибе, которое в сочетании с низкой прочностью полимерной матрицы делает слоистые композиты чувствительными к расслоению. Испытание на изгиб образца с концевым надрезом ENF (End Notched Flexure, далее “образец ENF”) — лучший метод для изучения поведения слоистых композитных материалов при расслоении по моде II [22—26]. Прочность и модуль упругости при изгибе, вязкость разрушения при расслоении по моде II эпоксидного стеклопластика при введении в него частиц SiC возросли на ~ 2, 24 и 47% соответственно [25]. В [26] испытания композита CFRE с пробковым наполнителем провели методом ENF для определения вязкости межслойного разрушения по моде II. Пробковый наполнитель превратил хрупкий композит CFRE в очень эластичный материал, который можно использовать в разных конструкциях в машиностроении.

Превосходные механические характеристики композитов, армированных органическими волокнами, также исследовали в [27—34]. Характеристики и применение органических волокон рассмотрели в [33]. В [34] использовали рубленые органические волокна в слоистых композитах CFRE; их межслойная вязкость разрушения по моде II возросла на ~ 90%.

Из приведенного обзора литературы следует, что в нескольких работах исследовали механические свойства и расслоение полимерных слоистых композитов, но не оценивали влияние жестких частиц на сопротивление расслоению композитов AFRE. Цель данной работы — изучение и сравнение влияния содержания частиц SiC на расслоение по моде II и изгибные характеристики эпоксидных слоистых тканых угле- и органопластиков.

1. Эксперименты

1.1. Материалы. Армирующие материалы, использованные в настоящем исследовании, — ткани из углеродных T300 (полотняное переплетение) и органических кевлар 49 (саржевое переплетение) волокон. Ткани и эпоксидную смолу Epikote MGS LR160 с отвердителем Epikure MGS LH260 поставила компания DOST Chemical Materials Industry (Турция). Наполнитель из частиц SiC плотностью 2,49 г/см³ и диаметром 35 мкм получен от компании Eti Mine Works General Management (Турция). Связующее изготовлено из смеси эпоксидной смолы и отвердителя в массовом соотношении 100:40. Слоистые композиты для испытаний на изгиб и ENF изготовили с массовым содержанием частиц SiC 5, 10, 15 и 20%.

1.2. Обработка материалов. Образцы композитов изготовили путем предварительного смешивания порошкового наполнителя частиц SiC с эпоксидной смолой в механической мешалке при постоянной скорости 1000 об/мин в течение 27 мин. Затем полученную смесь последовательно нанесли на 16 слоев ткани. Для моделирования предварительной трещины в срединную плоскость слоистых композитов на одном краю вставили тефлоновую пленку толщиной 12 мкм. Затем слоистые композиты поме-

Характеристики слоистых композитов

Слоистый композит	Содержание SiC, % по массе	Плотность, г/см ³	Толщина, мм	Объемное содержание волокон, %
CFRE	0	1,476	3,71	59,85
CFRE-SiC ₅	5	1,401	4,15	57,46
CFRE-SiC ₁₀	10	1,409	4,29	58,21
CFRE-SiC ₁₅	15	1,428	4,37	59,53
CFRE-SiC ₂₀	20	1,445	4,51	58,56
AFRE	0	1,231	4,63	55,64
AFRE-SiC ₅	5	1,224	5,22	54,39
AFRE-SiC ₁₀	10	1,238	5,25	53,50
AFRE-SiC ₁₅	15	1,234	5,36	54,43
AFRE-SiC ₂₀	20	1,239	5,38	54,97

стили в плоскую пресс-форму для отверждения и в течение 1 ч подвергали воздействию давления 300 кПа и температуры 80 °С. Изготовленные слоистые композиты разрезали с помощью станка с ЧПУ для получения образцов для испытаний на разрушение по моде II аналогично [22—24] и для испытания на изгиб по стандарту ASTM D 790. Испытали по пять образцов; средние значения плотности, толщины и объемного содержания волокон приведены в табл. 1.

1.3. Экспериментальные испытания. *1.3.1. Испытания по моде II.* Критическую скорость высвобождения энергии деформирования $G_{IIС}$ при нагружении по моде II композитов CFRE и AFRÉ без наполнителя и наполненных частицами SiC определили в ходе испытаний методом ENF, проведенных при трехточечном изгибе образцов размером 120×20 мм с длиной пролета 76 мм на испытательной машине серии Shimadzu AG-X [22] со скоростью деформирования 1 мм/мин [22—24]. Как только трещина в образцах начинала распространяться, нагрузку уменьшали и завершали испытание. Значения $G_{IIС}$ вычисляли по формуле [22—25]

$$G_{IIС} = \frac{9P\delta a^2}{2b(2L^3 + 3a^3)}, \quad (1)$$

где a — длина трещины; L — длина пролета; b — длина образца; P — приложенная нагрузка.

1.3.2. Изгибные испытания. Испытания на трехточечный изгиб образцов размером 185,0×12,7 мм выполнили по стандарту ASTM D 790 [35] на испытательной машине серии Shimadzu AG-X. Отношение пролета к толщине образцов 32:1. Скорость перемещения захватов 3 мм/мин в

соответствии со стандартом ASTM D790. Прочность композитов при изгибе σ_F , модуль упругости E_F и деформацию ε_F вычисляли по формулам [35]

$$\sigma_F = \frac{3P_{\max}L}{2bh^2} \left[1 + 6 \left(\frac{D}{L} \right)^2 - 4 \frac{h}{L} \frac{D}{L} \right], \quad (2)$$

$$E_F = \frac{mL^3}{4bh^3}, \quad (3)$$

$$\varepsilon_F = \frac{6Dh}{L^2}, \quad (4)$$

где h — толщина образца; D — максимальный прогиб.

2. Результаты и обсуждение

2.1. Расслоение по моде II. Разрушение расслоением по моде II инициировала сдвигающая сила между слоями ткани. Процессы расслоения включают два механизма: когезионное разрушение эпоксидной матрицы между двумя смежными слоями ткани и расслоение поверхности раздела волокно/матрица. В ходе расслоения высвобождается энергия, называемая также вязкостью межслойного разрушения по моде II, или критической энергией деформирования.

Зависимости нагрузка—перемещение $P—\delta$ композитов CFRE-SiC и AFRE-SiC, полученные в ходе испытаний методом ENF, показаны на рис. 1. В табл. 2 приведены характеристики слоистых композитов при расслоении по моде II. Из данных рис. 1 видно, что при максимальной нагрузке P_{\max} зарождается трещина, нагрузка уменьшается и трещина распространяется до вплоть окончательного разрушения. В целом в ком-

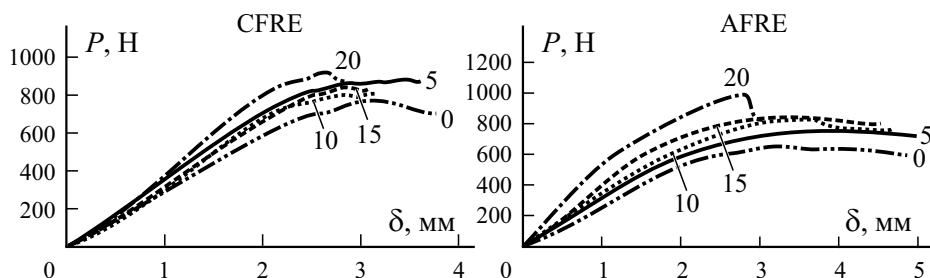


Рис. 1. Зависимость нагрузка—перемещение $P—\delta$ образцов композитов CFRE-SiC и AFRE-SiC в испытаниях методом ENF. Цифры у кривых — содержание SiC, % по массе.

Табл. 2

Характеристики межслоистого разрушения композитов по моде II

Композит	Содержание SiC, % по массе	Нагрузка P_{\max} , Н	Перемещение при P_{\max} , мм	Вязкость разрушения G_{IIc} , Дж/м ²	Приращение G_{IIc} , %
CFRE	0	766 (± 17)	3,07 ($\pm 0,06$)	1515 (± 26)	—
CFRE-SiC ₅	5	870 (± 21)	3,63 ($\pm 0,09$)	2034 (± 43)	34,3
CFRE-SiC ₁₀	10	801 (± 23)	2,98 ($\pm 0,17$)	1537 (± 45)	1,4
CFRE-SiC ₁₅	15	837 (± 19)	2,90 ($\pm 0,13$)	1565 (± 36)	3,3
CFRE-SiC ₂₀	20	914 (± 15)	2,62 ($\pm 0,15$)	1542 (± 31)	1,8
AFRE	0	651 (± 24)	3,24 ($\pm 0,11$)	1358 (± 29)	—
AFRE-SiC ₅	5	756 (± 16)	4,03 ($\pm 0,18$)	1962 (± 37)	44,5
AFRE-SiC ₁₀	10	827 (± 15)	3,65 ($\pm 0,12$)	1944 (± 33)	43,1
AFRE-SiC ₁₅	15	849 (± 13)	3,41 ($\pm 0,19$)	1865 (± 24)	37,3
AFRE-SiC ₂₀	20	986 (± 25)	2,88 ($\pm 0,16$)	1829 (± 31)	34,6

политах CFRE и AFRÉ нагрузка P_{\max} возрастала с увеличением содержания частиц SiC. Значения перемещения при максимальной нагрузке равны $\sim 3,07$ мм при $P_{\max} = 766$ Н (CFRE) и 3,24 мм — при 651 Н (AFRE). По мере увеличения содержания частиц SiC значение максимальной силы P_{\max} возрастало, а перемещения δ уменьшались. Например, для композитов CFRE-SiC и AFRÉ-SiC с 20% по массе частиц SiC максимальное перемещение равно 2,62 мм при $P_{\max} = 914$ Н и 2,88 мм — при 986 Н соответственно. Из данных рис. 1 видно, что зависимости нагрузка—перемещение $P—\delta$ композитов из органических волокон более нелиней-

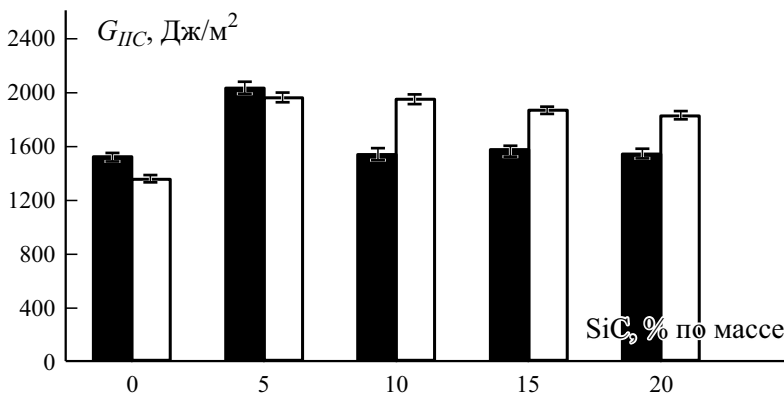


Рис. 2. Диаграмма вязкости разрушения расслоением по моде II G_{IIc} композитов CFRE-SiC (■) и AFRÉ-SiC (□) с разным массовым содержанием частиц SiC.

ны, поскольку распространение трещины и пластическая деформация в области вершины трещины обусловили нелинейное расслоение по моде II [36, 37]. В образцах ENF сдвигающая нагрузка в вершине трещины не вызвала повышенного трения между её поверхностями. Зависимости на рис. 1 не демонстрируют зарождения нестабильной трещины, способной вызвать резкое падение нагрузки при почти постоянном перемещении. Поэтому скорость высвобождения энергии деформирования G_{IIc} возрастала по мере распространения трещины, тем самым компенсируя тенденцию к нестабильности. Объяснение этого явления заключается в накоплении пластических деформаций.

Наибольшие значения величины G_{IIc} , вычисляемой по формуле (1), для композитов CFRE-SiC и AFRE-SiC с 5% по массе частиц SiC были равны 2034 и 1962 Дж/м², что соответствует увеличению на 34,3 и 44,5% по сравнению с композитами без частиц SiC (см. табл. 2 и рис. 2). Видно, что с увеличением массового содержания частиц SiC от 5 до 20% вязкость разрушения композитов CFRE-SiC и AFRE-SiC уменьшалась, но все же осталась больше, чем композитов без наполнителя. Уменьшение вязкости разрушения связано с тем, что при увеличении максимальной нагрузки уменьшалось соответствующее ей перемещение. Кроме того, следует отметить, что вязкость разрушения по моде II композитов CFRE-SiC

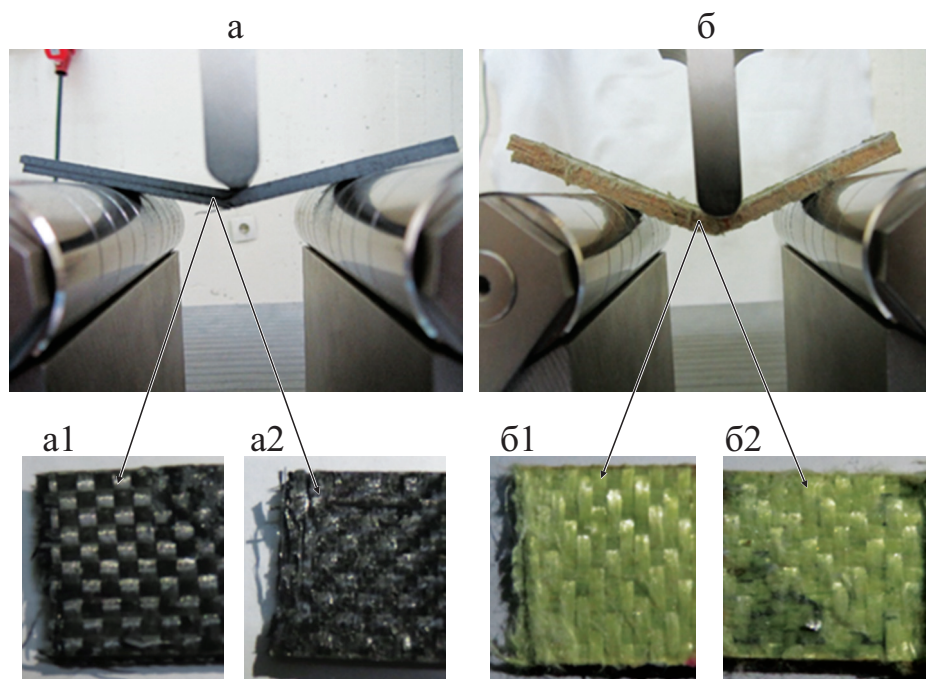


Рис. 3. Поверхности разрушения образцов ENF композитов CFRE (*a* и *a1*), CFRE-SiC₅ (*a2*), AFRE (*б* и *б1*), AFRE-SiC₅ (*б2*).

снизилась в большей степени, чем композитов AFRE-SiC. Это можно объяснить тем фактом, что сила адгезии между твердыми частицами SiC и эластичной тканью из органических волокон больше, чем между частицами и тканью из хрупких углеродных волокон.

2.2. Механизм расслоения по моде II. По достижении максимума сдвигового напряжения при нагружении по моде II в образце ENF возникла трещина, распространившаяся от кончика вставленной пленки к середине пролета образца. На рис. 3 показаны поверхности разрушения образцов ENF из композитов без наполнения частицами SiC и с наполнением. В образцах с 5% по массе частиц SiC, особенно в образце AFRE-SiC₅, видны выдернутые волокна. Для объяснения результатов расслоения по моде II с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) сделали микрофотографии поверхностей расслоения композитов без наполнения и наполненных частицами SiC (5% по массе) — CFRE-SiC₅ и AFRE-SiC₅ (рис. 4). Наличие частиц SiC в прослойке образцов оказало влияние на поверхность разрушения. Микрофотографии композитов CFRE и AFRE на рис. 4—*а, в* свидетельствуют о выдергивании и повреждении волокон в середине пролетов образцов, а микрофотографии на рис. 4—*б, г* — о том, что трещина распростра-

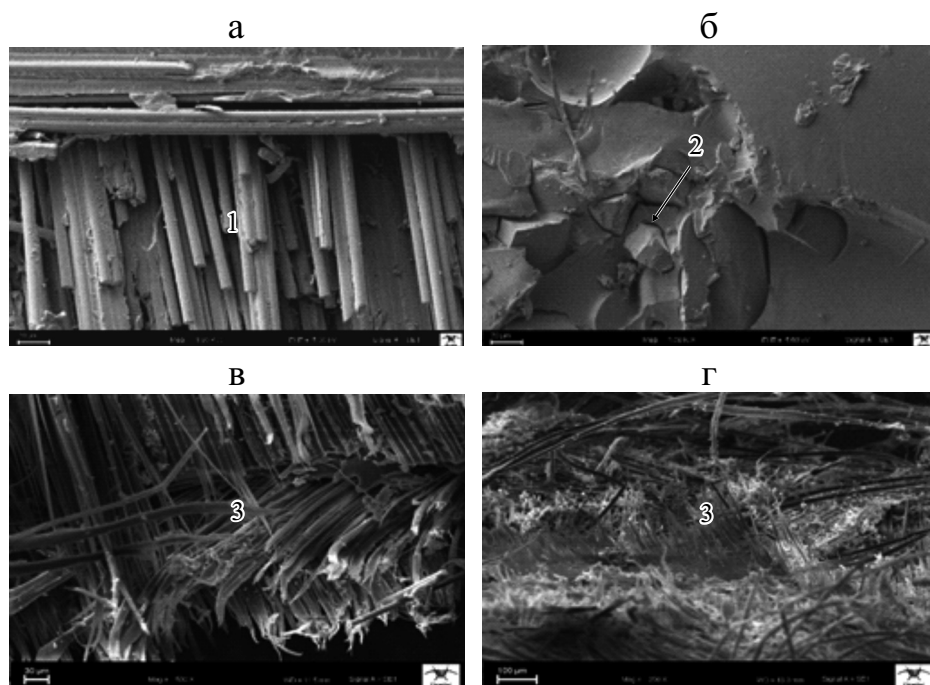


Рис. 4. Микрофотографии СЭМ поверхностей разрушения образцов ENF композитов CFRE (*а*), CFRE-SiC₅ (*б*), AFRE (*в*), AFRE-SiC₅ (*г*): 1 — выдернутые волокна; 2 — гребни; 3 — оголенные волокна.

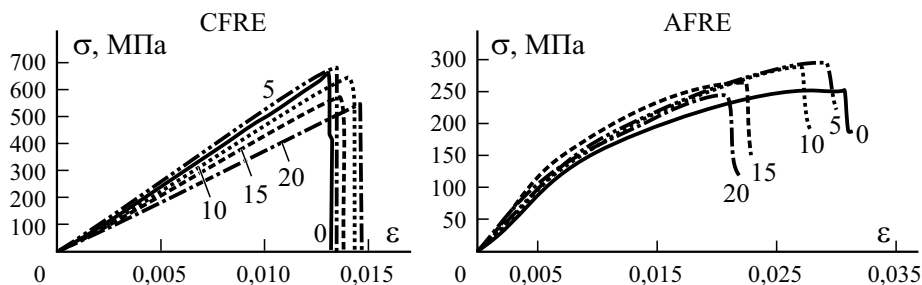


Рис. 5. Диаграммы деформирования σ — ε композитов CFRE с разным массовым содержанием частиц SiC при изгибе (цифры у кривых, % по массе).

нилась сквозь область частиц SiC, обладающих слабым сцеплением с волокнами и матрицей. Кроме того, на поверхности разрушения наблюдали гребни, обусловившие значительную вязкость разрушения [38, 39]. Высокая адгезионная прочность уменьшала область прослойки и препятствовала образованию пластической зоны. На микрофотографиях СЭМ образцов AFRE-SiC видны оголенные органические волокна, лишенные эпоксидной матрицы в ходе распространения трещины в силу агрегации частиц SiC; вязкость расслоения по моде II снижалась с увеличением их количества.

2.3. Изгибные характеристики. На рис. 5 представлены диаграммы деформирования σ — ε при изгибе композитов CFRE-SiC и AFRE-SiC. Видно, что начальные линейные участки диаграмм композитов CFRE-SiC больше, чем композитов AFRE-SiC, а предельные деформации композитов CFRE меньше, чем композитов AFRE в силу большей деформативности органических волокон. Как правило, предельная деформация об-

Табл. 3

Механические характеристики композитов

Тип композита	Содержание SiC, % по массе	Изгибающая нагрузка, Н	Изгибная прочность, МПа	Изгибный модуль, ГПа
CFRE	0	621 (± 11)	645 (± 15)	45,3 ($\pm 0,73$)
CFRE-SiC ₅	5	719 (± 13)	680 (± 17)	48,4 ($\pm 0,89$)
CFRE-SiC ₁₀	10	756 (± 16)	643 (± 21)	47,7 ($\pm 0,61$)
CFRE-SiC ₁₅	15	713 (± 10)	571 (± 14)	46,9 ($\pm 0,73$)
CFRE-SiC ₂₀	20	692 (± 09)	557 (± 12)	46,1 ($\pm 1,42$)
AFRE	0	337 (± 03)	253 (± 06)	20,5 ($\pm 0,36$)
AFRE-SiC ₅	5	445 (± 06)	297 (± 10)	23,7 ($\pm 0,14$)
AFRE-SiC ₁₀	10	416 (± 14)	289 (± 17)	23,2 ($\pm 0,50$)
AFRE-SiC ₁₅	15	393 (± 08)	264 (± 11)	22,6 ($\pm 0,85$)
AFRE-SiC ₂₀	20	365 (± 10)	245 (± 13)	20,9 ($\pm 0,92$)

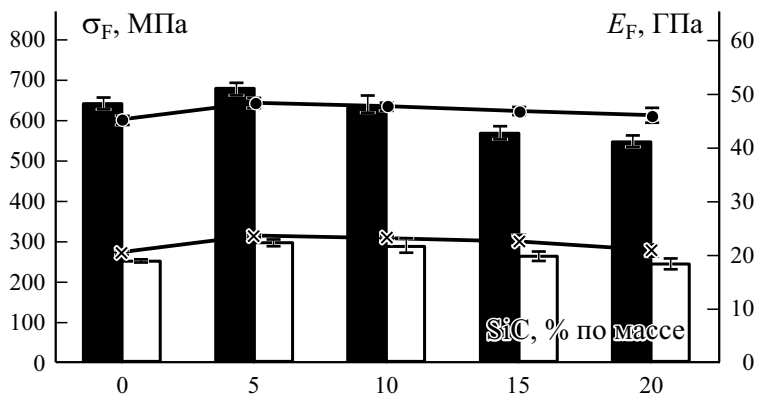


Рис. 6. Сравнение изгибной прочности σ_F (■, □) и изгибного модуля E_F (—●—, —*—) композитов CFRE (■, —●—) и AFRE (□, —*—) с разным массовым содержанием частиц SiC.

разцов композита CFRE несколько возрастала с увеличением содержания микрочастиц SiC, а композита AFRE наоборот уменьшалась. Это различие можно объяснить разной эластичностью углеродных и органических тканей.

Значения прочности и модуля упругости при изгибе композитов CFRE-SiC и AFRE-SiC приведены в табл. 3 и на рис. 6. Установили, что прочность и модуль упругости при изгибе композита CFRE без наполнителя больше, чем композита AFRE без наполнителя на ~ 84 и 121% соответственно за счет высокой прочности и жесткости тканей из углеродных волокон. Исследуемые типы композитов продемонстрировали максимальные значения изгибной прочности при содержании 5% по массе частиц SiC — 680 МПа (CFRE-SiC₅) и 297 МПа (AFRE-SiC₅), превышающие таковые композитов CFRE и AFRE без наполнителя на 5,4 и 17,4% соответственно. Увеличение содержания частиц SiC в композитах привело к уменьшению их изгибной прочности, достигшей значений 557 и 245 МПа композитов CFRE-SiC₂₀ и AFRE-SiC₂₀ соответственно. Такое поведение можно объяснить увеличением толщины слоистого композита с увеличением содержания частиц SiC.

Модуль упругости при изгибе продемонстрировал ту же тенденцию, что и изгибная прочность. Максимальные значения модуля упругости, равные 48,4 и 23,7 ГПа, имели композиты CFRE-SiC и AFRE-SiC с 5% по массе частиц SiC соответственно. Хотя введение большего количества частиц SiC уменьшало изгибный модуль упругости композитов, он все равно был больше, чем ненаполненных композитов CFRE и AFRE.

Заключение

В настоящей работе изучали расслоение по моде II и свойства при изгибе эпоксидных композитов на основе тканей из углеродных и органических волокон, наполненных частицами SiC. Полученные результаты можно резюмировать следующим образом.

— Вязкость расслоения по моде II G_{II} определяли по зависимостям нагрузка—перемещение, полученным при испытаниях методом ENF. Наибольшие значения G_{II} , равные 2034 и 1962 Дж/м², получены на образцах композитов CFRE-SiC₅ и AFRE-SiC₅ соответственно по сравнению с 1515 и 1358 Дж/м² композитов без наполнителя.

— Максимальные значения прочности при изгибе (680 и 297 МПа) продемонстрировали композиты CFRE-SiC₅ и AFRE-SiC₅, которые на 5,4 и 17,4% больше, чем композитов без наполнителя.

— Наибольшее увеличение модуля упругости при изгибе (6,8 и 15,6%) показали композиты CFRE-SiC₅ и AFRE-SiC₅ соответственно.

— С помощью микрофотографий СЭМ выяснили причины повышенной межслойной трещиностойкости композитов по моде II.

— На поверхности разрушения наблюдали гребни, способствовавшие значительной вязкости разрушения образцов ENF. Увеличение адгезионной прочности уменьшило область прослойки и препятствовало образованию пластической зоны.

— Избыточное содержание частиц SiC снизило вязкость разрушения расслоением по моде II, прочность и модуль упругости при изгибе, вызвав агрегацию частиц SiC, ухудшившую передачу нагрузок между частицами SiC и матрицей.

— Увеличение вязкости разрушения при расслоении и изгибных характеристик эпоксидных композитов с органическими волокнами при введении частиц SiC было большим, чем композитов с углеродными волокнами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Alsaadi M., Bulut M., Erklığ A., and Jabbar A.* Nano-silica inclusion effects on mechanical and dynamic behavior of fiber reinforced carbon/Kevlar with epoxy resin hybrid composites // *Composites: Part B.* — 2018. — Vol. 152. — P. 169—179.
2. *Rybak A., Jarosinski L., Gaska K., and Kapusta C.* Graphene nanoplatelet-silica hybrid epoxy composites as electrical insulation with enhanced thermal conductivity // *Polym. Compos.* — 2018. — Vol. 39. — P. 1682—1691.
3. *Alsaadi M. and Erklığ A.* Effect of perlite particle contents on delamination toughness of S-glass fiber reinforced epoxy matrix composites // *Composites: Part B.* — 2018. — Vol. 141. — P. 182—190.

4. Zhang T., Chen J., Wang K., and Zhao Y. Improved interlaminar crack resistance of glass fiber/poly (phenylene sulfide) thermoplastic composites modified with multiwalled carbon nanotubes // *Polym. Compos.* — 2019. — Vol. 40, No. 11. — P. 4186—4195.
5. Chakraborty D., Saha S., Dey S., and Pramanik S. Enhanced mechanical toughness of carbon nanofibrous-coated surface modified Kevlar reinforced polyurethane/epoxy matrix hybrid composites // *J. Appl. Polym. Sci.* — 2019. — Vol. 137. — P. 48802.
6. Shakil U. A., Hassan S. B., Yahya M. Y., and Nauman S. Mechanical properties of electrospun nanofiber reinforced/interleaved epoxy matrix composites. A review // *Polym. Compos.* — 2020. — Vol. 41. — P. 2288—2315.
7. Vigneshwaran S., Uthayakumar M., Arumugaprabu V., Deepak R., and Johnson J. Influence of filler on erosion behavior of polymer composites: A comprehensive review // *J. Reinf. Plast. Compos.* — 2018. — Vol. 37, No. 15. — P. 1011—1019.
8. Dadfar M. R. and Ghadami F. Effect of rubber modification on fracture toughness properties of glass reinforced hot cured epoxy composites // *Mater. Des.* — 2013. — Vol. 47. — P. 16—20.
9. Van der Heijden S., Daelemans L., De Schoenmaker B., De Baere L., Rachier H., and Van Paepegem W. Interlaminar toughening of resin transfer moulded glass fibre epoxy laminates by polycaprolactone electrospun nanofibres // *Compos. Sci. Technol.* — 2014. — Vol. 104. — P. 66—73.
10. Urdániz J. L. and Ivanković A. Enhancing mode-I and mode-II fracture toughness of epoxy and carbon fibre reinforced epoxy composites using multi-walled carbon nanotubes // *Mater. Des.* — 2018. — Vol. 143. — P. 81—92).
11. Quan D., Carolan D., Rouge C., Murphy N., and Ivankovic A. Carbon nanotubes and core-shell rubber nanoparticles modified structural epoxy adhesives // *J. Mater. Sci.* — 2017. — Vol. 52, No. 8. — P. 4493—508.
12. Carolan D., Ivankovic A., Kinloch A. J., Sprenger S., and Taylor A. C. Toughened carbon fibre-reinforced polymer composites with nanoparticle-modified epoxy matrices // *J. Mater. Sci.* — 2017. — Vol. 52, No. 3. — P. 1767—1788.
13. Quan D., Pearson R. A., and Ivankovic A. Interaction of toughening mechanisms in ternary nanocomposites // *Polym. Compos.* — 2018. — Vol. 39, No. 10. — P. 3482—3496.
14. Bulut M., Alsaadi M., and Erklig A. A comparative study on the tensile and impact properties of Kevlar, carbon, and S-glass/epoxy composites reinforced with SiC particles // *Mater. Res. Express.* — 2018. — Vol. 5, No. 2. — P. 025301.
15. Alsaadi M., Uгла A. A., and Erklig A. A comparative study on the interlaminar shear strength of carbon, glass, and Kevlar fabric/epoxy laminates filled with SiC particles // *J. Compos. Mater.* — 2017. — Vol. 51, No. 20. — P. 2835—2844.
16. Bai C., Zheng J., Rizzi G. A., and Colombo P. Low-temperature fabrication of SiC/geopolymer cellular composites // *Composites: Part B.* — 2018. — Vol. 137. — P. 23—30.
17. Kim M. S., Rhee K. Y., and Park S. J. Pitch coating of SiC and its effects on the thermal stability and oxidation resistance of SiC/epoxy composites // *Composites: Part B.* — 2016. — Vol. 94. — P. 218—223.
18. Kwon D. J., Shin P. S., Kim J. H., Baek Y. M., Park H. S., DeVries K. L., and Park J. M. Interfacial properties and thermal aging of glass fiber/epoxy composites reinforced with SiC and SiO₂ nanoparticles // *Composites: Part B.* — 2017. — Vol. 130. — P. 46—53.
19. Roulin A., Cantwell W., and Kausch H. Parameters determining the strength and toughness of particulate-filled epoxy resins // *Polym. Compos.* — 1987. — Vol. 8. — P. 314—323.

20. *Bhagyashekar M. S. and Rao R. M.* Characterization of mechanical behavior of metallic and non-metallic particulate filled epoxy matrix composites // *J. Reinf. Plast. Compos.* — 2010. — Vol. 29, No. 1. — P. 30—44.
21. *Wu Q., Li L., Zhang Y. D., and Shui W. J.* Absorption and mechanical properties of SiCp/PVDF composites // *Composites: Part B.* — 2017. — Vol. 131. — P. 1—7.
22. *Lee S. M.* Mode II delamination failure mechanisms of polymer matrix composites // *J. Mater. Sci.* — 1997. — Vol. 32. — P. 1287—1295.
23. *Lee J. J., Lim J. O., and Huh J. S.* Mode II interlaminar fracture behavior of carbon bead-filled epoxy/glass fiber hybrid composite // *Polym. Compos.* — 2000. — Vol. 21. — P. 343—352.
24. *Seyhan A., Tanoglu M., and Schulte K.* Mode I and mode II fracture toughness of E-glass non-crimp fabric/carbon nanotube (CNT) modified polymer based composites // *Eng. Fracture Mech.* — 2008. — Vol. 75. — P. 5151—5162.
25. *Alsaadi M. and Erklığ A.* A comparative study on mode I and mode II interlaminar behavior of borax and SiC particles toughened S-glass fabric/epoxy composite // *Arabian J. Sci. Eng.* — 2017. — Vol. 42, No. 11. — P. 4759—4769.
26. *de Moura M. F., Fernandes R., Silva F. G., and Dourado N.* Mode II fracture characterization of a hybrid cork/carbon-epoxy laminate // *Composites: Part B.* — 2015. — Vol. 76. — P. 44—51.
27. *Tarantili P. A. and Andreopoulos A. G.* Mechanical properties of epoxies reinforced with chloride-treated aramid fibers // *J. Appl. Polym. Sci.* — 1997. — Vol. 65, No. 2. — P. 267—276.
28. *Vaughan D. J.* The use of coupling agents to enhance the performance of aramid reinforced composites // *Polym. Eng. Sci.* — 1978. — Vol. 18, No. 2. — P. 167—169.
29. *Zhang J. M., Cortés-Ballesteros B., and Peijs T.* All-aramid composites by partial fiber dissolution in mixed solvents // *Polym. Compos.* — 2018. — Vol. 39, No. 9. — P. 3013—3021.
30. *Das C. K., Nayak G. C., and Rajasekar R.* Kevlar Fiber-Reinforced Polymer Composites // *Polymer Composites. Ch. 7.* — Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, USA, 2012. — P. 209—274.
31. *Alsaadi M. and Erklığ A.* Effects of clay and silica nanoparticles on the Charpy impact resistance of a carbon/aramid fiber reinforced epoxy composite // *Mater. Testing.* — 2019. — Vol. 61, No. 1. — P. 65—70.
32. *Liu T. M., Zheng Y. S., and Hu J.* Surface modification of aramid fibers with new chemical method for improving interfacial bonding strength with epoxy resin // *J. Appl. Polym. Sci.* — 2010. — Vol. 118, No. 5. — P. 2541—2552.
33. *Singh T. J. and Samanta S.* Characterization of Kevlar fiber and its composites: A review // *Mater. Today: Proc.* — 2015. — Vol. 2, Nos. 4—5. — P. 1381—1387.
34. *Sohn M. S., and Hu X. Z.* Mode II delamination toughness of carbon-fibre/epoxy composites with chopped Kevlar fibre reinforcement // *Compos. Sci. Technol.* — 1994. — Vol. 52, No. 3. — P. 439—448.
35. ASTM D790-10 “Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials. — ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010.
36. *Carlsson L. A., Gillespie J. W., and Trethewey B. R.* Mode-II interlaminar fracture of graphite/epoxy and Graphite/PEEK // *J. Reinf. Plast. Compos.* — 1986. — Vol. 5. — P. 170—187.

37. *Bilisik K., Erdogan G., Sapançi E., and Gungor S.* Mode-II fracture of nanostitched para-aramid/phenolic nanoprepreg composites by end-notched flexure // *J. Compos. Mater.* — 2020. — Vol. 54, No. 24. — P. 3537—3557.

38. *Sajith S., Arumugam V., and Dhakal H. N.* Effects of curing pressure on mode II fracture toughness of uni-directional GFRP laminates // *Polym. Testing.* — 2015. — Vol. 48. — P. 59—68.

39. *Chai H.* Observation of deformation and damage at the tip of cracks in adhesive bonds in shear and assessment of a criterion for fracture // *Int. J. Fract.* — 1993. — Vol. 60. — P. 311—326.

Поступила в редакцию 02.07.2020

Окончательный вариант поступил 05.05.2021

Received July 2, 2020 (May 5, 2021)
