

Научная статья

УДК 678.747.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-106-122

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ ПОЛИИМИДНЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ РАЗЛИЧНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

А.В. Начаркина¹, И.В. Зеленина¹, Е.В. Куршев¹, С.Л. Лонский¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Представлены результаты исследований влияния лабораторно-имитируемого воздействия повышенных температур (от 280 до 350 °С) на структуру и свойства высокотемпературных углепластиков на основе полиимидного связующего и углеродных наполнителей из жгутов различных производителей. Определены прочностные характеристики (изгиб и межслойный сдвиг), плотность, температура стеклования и потеря массы углепластиков после воздействия повышенных температур. Проведены микроструктурные исследования поверхности углепластиков и определен микрофазовый состав связующего.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы (ПКМ), полиимидный углепластик, углеродные наполнители, термическое старение, термоокислительная деструкция, микроструктурные исследования

Для цитирования: Начаркина А.В., Зеленина И.В., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Термическая стойкость полиимидных углепластиков на основе различных углеродных наполнителей // Труды ВИАМ. 2025. № 10 (152). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-106-122.

Scientific article

THERMAL STABILITY OF POLYIMIDE CARBON PLASTICS BASED ON VARIOUS CARBON FILLERS

A.V. Nacharkina¹, I.V. Zelenina¹, E.V. Kurshev¹, S.L. Lonskii¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article presents the study results of the effect, which laboratory-simulated exposure to elevated temperatures from 280 to 350 °C has on the structure and properties of high-temperature carbon fiber plastics based on polyimide binders and carbon fillers from bundles from various manufacturers. The strength characteristics, i.e. bending and interlayer shear, density, glass transition temperature and mass loss of carbon plastics after exposure to elevated temperatures has been determined. Microstructural studies of the carbon fiber surface have been carried out and the microphase composition of the binder has been determined.

Keywords: polymer composite materials (PCM), polyimide carbon fiber, carbon fillers, thermal aging, thermo-oxidative degradation, microstructural studies

For citation: Nacharkina A.V., Zelenina I.V., Kurshev E.V., Lonskii S.L. Thermal stability of polyimide carbon plastics based on various carbon fillers. *Trudy VIAM*, 2025, no. 10 (152), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-10-106-122.

Введение

В настоящее время авиастроение – это отрасль, в которой сосредоточены самые передовые достижения научной и технической мысли, обеспечивающие конкурентоспособность нашей страны на мировом рынке. Для эффективного развития высокотехнологичных отраслей промышленности требуются перспективные материалы с высоким уровнем прочностных свойств, широким температурным диапазоном, низкими весовыми характеристиками и эксплуатационной надежностью. Таким высоким требованиям удовлетворяют полимерные композиционные материалы (ПКМ), в частности углепластики, широко используемые в конструкции планера. В последнее время все чаще детали из ПКМ используются в конструкции двигателей, заменяя собой металлические, что позволяет добиться значительного снижения массы изделий и повышения их эксплуатационных характеристик [1–5].

Для обеспечения возможности использования ПКМ, в частности углепластиков, в теплонагруженных узлах и элементах авиационных двигателей необходимы материалы, длительное время устойчивые к воздействию высоких температур. Для расширения температурного диапазона и повышения эксплуатационных характеристик, в том числе термоокислительной стойкости полиимидных углепластиков, разрабатываются новые типы высокотемпературных связующих и модифицируются известные составы [6–9].

Подтверждением работоспособности материала в условиях эксплуатации при повышенных температурах является оценка его устойчивости к воздействию термического старения, зависящая от многих факторов, одними из которых являются состав и свойства армирующего наполнителя. Именно от устойчивости углеродных наполнителей к окислению будет зависеть устойчивость к окислительному воздействию композиционного материала на его основе, что особенно важно знать при разработке и дальнейшей эксплуатации термостойких ПКМ [10, 11].

Исследованиям поведения углепластиков при термическом старении посвящено большое количество работ. Например, в работе [12] исследованы поведение и кинетика термоокислительной деградации полиимидного композита, армированного углеродным волокном, а также моделирование долговременного старения материала при температуре 400 °С. Прогнозируемая потеря массы и свойства при изгибе хорошо коррелируют с экспериментальными результатами и могут служить основой для быстрой оценки долгосрочной долговечности углепластика в различных условиях применения. Исследование изотермического старения при температуре 371 °С углепластика на основе полиимидного связующего с фенилэтинильными концевыми группами для оценки потенциала его длительного использования при высоких температурах эксплуатации описано в работе [13]. В работе [14] исследована долговременная термическая стабильность при воздействии температур 240, 270 и 300 °С в течение 3000 ч полиимидного углепластика, полученного по препреговой технологии. Исследовано влияние процесса деградации при термическом старении на снижение прочности при сжатии и межслойном сдвиге, а также проведены микроструктурные исследования.

Термическая стойкость углепластиков зависит от состава и свойств армирующего наполнителя, поэтому исследованию стойкости углеродных волокон к окислению под воздействием повышенной температуры посвящен ряд как отечественных, так и зарубежных работ. В работах [15–18] исследуется зависимость термоокислительной стабильности от состава и свойств углеродного волокна.

Например, в работе [15] приводятся данные исследований кинетики окисления углеродных волокон различной структуры с расчетом кинетических параметров и показана зависимость их термоустойчивости от технологического процесса производства волокна, в частности от конечной температуры карбонизации волокна: чем выше конечная температура (варьировалась от 1500 до 2800 °С), тем больше энергия активации.

В более ранней работе [16] приведены кинетические параметры термоокисления (TGA Kinetics) различных углеродных волокон, рассчитанные по потере массы в режиме динамического нагрева при различных скоростях, и на основании полученной энергии активации произведен расчет времени 5%-ной потери массы при изотермическом нагреве до температуры 288 °С. Полученные результаты расчета показывают, что чем больше модуль упругости волокна, тем выше энергия активации и длительнее время 5%-ной потери массы: для волокна Union Carbide T40В с модулем упругости 275 ГПа и энергией активации 128 кДж/моль это время составляет 28000 ч, а для волокна Celion 6000 (модуль упругости 220 ГПа, энергия активации 99 кДж/моль) – всего 650 ч. Полученные результаты позволяют правильно выбрать армирующий наполнитель для термостойкого углепластика.

В работе [17] представлены результаты исследований устойчивости углеродных волокон – как высокопрочных со стандартным модулем упругости, так и высокопрочных со средним модулем упругости – к окислению под действием повышенных температур.

В этой статье приведены данные, полученные при исследовании свойств термостойких углепластиков на основе наполнителей из различных углеродных волокон и полиимидного связующего марки ВС-51 после термического старения при температурах от 280 до 350 °С.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

Исследование влияния типа углеродного волокна на термическую стойкость полиимидных углепластиков в процессе термического старения при повышенных температурах проводили на образцах углепластика на основе полиимидного связующего марки ВС-51 [19] и тканях из углеродных жгутов различных марок. В табл. 1 приведены свойства углеродных тканей и жгутов, использованных для изготовления и исследования углепластиков на основе связующего ВС-51.

Таблица 1

Свойства углеродных жгутов (по данным от производителей) и тканей на их основе

| Свойства | Значения свойств для углеродных тканей | | |
|---|--|------------------|--------------|
| | ВТкУ-2.200 | ВТкУ-3 | ВТкУ-5 |
| Структура ткани | Равнопрочная | Однонаправленная | Равнопрочная |
| Поверхностная плотность ткани, г/м ² | 200±10 | 200±10 | 200±10 |
| Углеродные жгуты для изготовления ткани | | | |
| Плотность волокна, г/см ³ | 1,78 | 1,79 | 1,79 |
| Линейная плотность, текс | 198 | 800 | 190 |
| Прочность при растяжении, МПа | ≥4000 | ≥4900 | ≥4200 |
| Модуль упругости при растяжении, ГПа | 230 | 260 | 250 |
| Потеря массы при окислении, % [17]: | | | |
| по методу А | 8,55 | 1,12 | 1,21 |
| по методу Б | 31,82 | 1,58 | 2,65 |

Выдержку образцов углепластиков при различных температурах проводили в термошкафах с регулируемой скоростью нагрева в воздушной среде с промежуточным взвешиванием (ГОСТ 9.715–86) для определения изменения массы в процессе термостарения.

Физические свойства углепластиков определяли в соответствии с нормативной документацией: температуру стеклования (T_g) – по ГОСТ Р 56753–2015, плотность методом гидростатического взвешивания – по ГОСТ 15139–80, массовую долю связующего – по ГОСТ Р 56682–2015 (метод II). Образцы углепластиков испытывали на статический изгиб и межслойный сдвиг.

Исследования поверхностей углепластиков проводили на сканирующем электронном микроскопе в режиме вторичных электронов. Подготовку образцов для микроструктурных исследований проводили по специальной методике, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ для исследования ПКМ, которая позволяет выявить тонкую структуру полимерных материалов с помощью ионно-плазменного травления. Для количественной обработки данных по исследованию структуры полимерной матрицы использовали программное обеспечение анализа изображений агрегатов микродисперсных частиц.

Результаты и обсуждение

Для проведения исследования влияния вида углеродного волокна на термостойкость материала изготовлены углепластики на основе полиимидного связующего ВС-51 и различных углеродных наполнителей. Углепластики изготовлены методом автоклавного формования из пререгов на основе одной партии связующего по единому технологическому режиму с последующей одинаковой термообработкой. В табл. 2 приведены физические и механические свойства углепластиков на основе углеродных тканей из углеродных волокон, характеристики которых приведены в табл. 1.

Исследуемые углепластики на основе полиимидного связующего и различных углеродных наполнителей обладают близкими значениями физических характеристик.

Таблица 2

Свойства углепластиков на армирующих наполнителях из различных углеродных жгутов

| Свойства | Значения свойств для углепластиков | | |
|------------------------------------|------------------------------------|--------------|--------------|
| | ВС-51/ВТкУ-2.200 | ВС-51/ВТкУ-5 | ВС-51/ВТкУ-3 |
| Массовая доля связующего, % | 33–34 | 34–36 | 33–34 |
| Плотность, кг/м ³ | 1556–1560 | 1552–1555 | 1568–1571 |
| Температура стеклования T_g , °С | 366 | 368 | 373 |

В работе [20] рассмотрены данные по термическому старению при различных температурах углепластика на основе углеродной ткани марки ВТкУ-2.200 и полиимидного связующего ВС-51. Для сравнения с имеющимися данными и оценки влияния термического старения на углепластики на основе различных наполнителей выбраны температуры экспозиции 280, 300, 320 и 350 °С. После экспонирования при различных температурах образцы углепластиков испытаны на статический изгиб и межслойный сдвиг (температура испытаний 20±3 °С).

После термического старения углепластиков определены плотность и температура T_g (табл. 3). При длительном воздействии при высоких температурах потеря массы складывается из потери массы как связующего, так и углеродного наполнителя. Разделить эти потери практически невозможно и результат получается некорректным, поэтому содержание связующего после термического воздействия не рассчитывали.

В ряде работ, посвященных исследованию термоокислительной стойкости углепластиков, показано, что термостарение не только не снижает температуру стеклования, но и в ряде случаев приводит к ее увеличению [14, 21, 22].

Из данных, приведенных в табл. 3, видно, что после термического старения температура стеклования углепластиков на основе равнопрочных тканей ВТкУ-2.200 и ВТкУ-5 возрастает. На рис. 1 приведены термограммы динамического механического анализа (ДМА) углепластиков после 50 ч экспозиции при температуре 350 °С.

Таблица 3

Физические свойства углепластиков на различных армирующих наполнителях после термического старения

| Углепластик | Температура и время термического старения | Плотность, кг/м ³ | Температура стеклования, °С | Потеря массы, % |
|------------------|---|------------------------------|-----------------------------|-----------------|
| BC-51/ВТкУ-2.200 | 280 °С, 500/1000 ч | 1574/1541 | 384/362 | 5,23/10,34 |
| | 320 °С, 100/200 ч | -/1535 | -/377 | 6,74/9,48 |
| | 350 °С, 50/100 ч | 1570/1544 | 401/- | 5,43/11,48 |
| BC-51/ВТкУ-5 | 280 °С, 500/1000 ч | 1558/1559 | 378/391 | 0,80/1,33 |
| | 300 °С, 200/300 ч | 1565/1565 | - | 0,78/1,00 |
| | 320 °С, 100/200 ч | -/1562 | -/375 | 0,91/1,22 |
| | 350 °С, 50/100 ч | 1565/1569 | 373/- | 1,31/2,17 |
| BC-51/ВТкУ-3 | 280 °С, 500/1000 ч | 1574/1574 | 378/377 | 0,73/1,04 |
| | 300 °С, 200/300 ч | 1571/1569 | - | 0,77/0,95 |
| | 320 °С, 100/200 ч | -/1578 | -/374 | 0,91/1,10 |
| | 350 °С, 50/100 ч | 1570/1576 | 373/- | 1,32/1,98 |

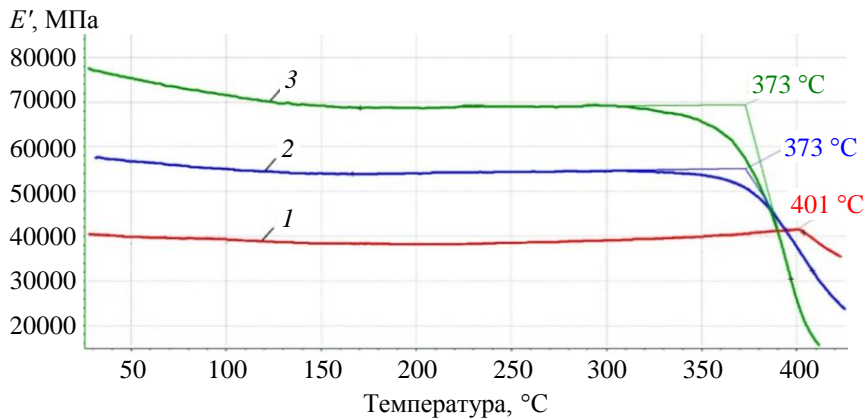


Рис. 1. ДМА-термограммы углепластиков BC-51/ВТкУ-2.200 (1), BC-51/ВТкУ-3 (2) и BC-51/ВТкУ-5 (3) после 50 ч экспозиции при температуре 350 °С

Из данных, приведенных в табл. 3 и на рис. 1, видно, что даже после выдержки при температуре 350 °С, температура T_g углепластиков не снижается. Однонаправленный углепластик на основе ткани ВТкУ-3 наиболее устойчив к длительному воздействию высоких температур – температура T_g углепластика в процессе термического старения изменяется в гораздо меньшей степени: при длительном старении при температуре 280 °С – возрастает на 3–4 %, а после экспозиции 200 ч при температурах 320 и 350 °С – остается на прежнем уровне. У углепластика на основе ткани ВТкУ-2.200 после термостарения при температуре 280 °С наблюдается сначала увеличение температуры стеклования с 366 до 384 °С (500 ч экспозиции), а затем снижение практически до уровня исходной температуры стеклования (1000 ч экспозиции). Для углепластика на основе ткани ВТкУ-5 максимальное увеличение температуры стеклования (до 391 °С) наблюдается после 1000 ч экспозиции при температуре 280 °С.

При выдержке образцов углепластиков при температурах 280, 300, 320 и 350 °С через определенные промежутки времени проводили их взвешивание для определения изменения массы и расчета в процентах, относительно исходной массы образцов. Кривые потери массы (в %) исследуемых углепластиков приведены на рис. 2.

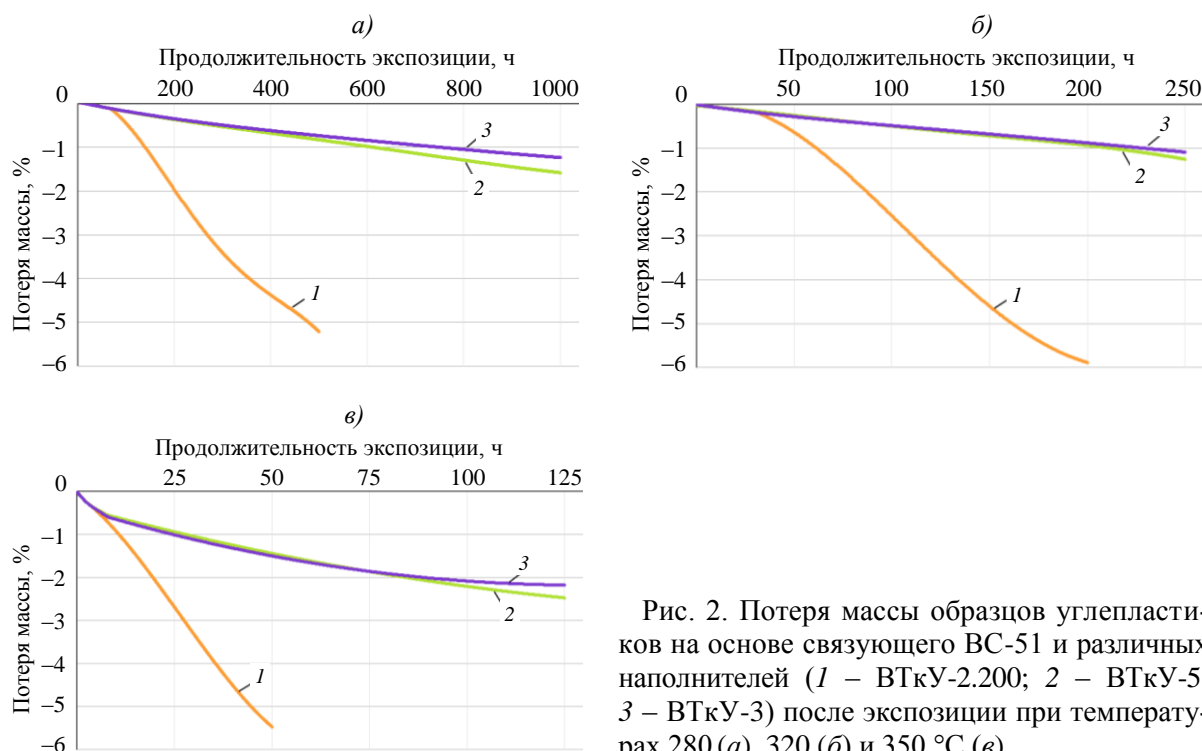


Рис. 2. Потеря массы образцов углепластиков на основе связующего ВС-51 и различных наполнителей (1 – ВТкУ-2.200; 2 – ВТкУ-5; 3 – ВТкУ-3) после экспозиции при температурах 280 (а), 320 (б) и 350 °С (в)

В работе [23] исследованы потеря массы и развитие повреждений в углепластике на основе полиимидного связующего и ткани сатинового переплетения при высоких температурах (288 и 320 °С) старения на воздухе. Подробно описаны процессы потери массы углепластика при термическом старении: сначала происходят быстрая начальная десорбция, которая объясняется деградацией матрицы с поверхности углепластика при воздействии высоких температур, и последующая более медленная потеря массы, связанная с более высокой (по сравнению с полимерной матрицей) термостойкостью углеродного волокна. Аналогичная картина потери массы при термическом старении наблюдается у исследуемых углепластиков (рис. 2). На начальном этапе потеря массы углепластиков приблизительно одинакова, обусловлена термостойкостью полимерной матрицы и зависит от температуры термического старения, а не от типа используемого углеродного наполнителя. Для каждой температуры время начальной потери массы (0,5–0,7 %), связанной с деградацией матрицы поверхности углепластика, различно и составляет от 10 ч при температуре 350 °С до 100 ч при температуре 280 °С. Далее, по мере удаления связующего с поверхности волокон, в процесс термоокислительной деструкции включается углеродный наполнитель и дальнейшая термостойкость углепластика напрямую зависит от его термоокислительной стойкости. Потеря массы углепластика ВС-51/ВТкУ-2.200 при всех температурах термического старения в несколько раз больше, чем у углепластиков ВС-51/ВТкУ-5 и ВС-51/ВТкУ-3. Термоокислительная стойкость углеродных наполнителей напрямую зависит от модуля упругости волокна, обуславливаемого температурой термообработки при его изготовлении. Структура волокна, полученная при более высокой температуре термообработки, имеет гораздо

меньшее количество дефектов, выступающих центрами реакций окисления, и, как следствие – бóльшую устойчивость к термическому окислению [15, 18].

Углеродный жгут, из которого изготовлена ткань ВТкУ-2.200, обладает более низкими прочностью (4000 МПа) и модулем упругости (230 ГПа) при растяжении по сравнению с углеродными жгутами с модулем упругости 250 ГПа, из которых изготовлены ткани ВТкУ-3 и ВТкУ-5 (табл. 1). Полученные результаты потери массы углепластиков согласуются с данными о термоокислительной стойкости углеродных жгутов, использованных для изготовления углеродных тканей ВТкУ-2.200, ВТкУ-5 и ВТкУ-3, приведенных в работе [17].

Результаты прочностных испытаний углепластиков после термического старения приведены в табл. 4 и 5, в них же приводятся данные по сохранению прочности.

Таблица 4

Прочность при статическом изгибе* углепластиков на основе различных углеродных наполнителей и ее сохранение после термического старения при температуре T

| Условия термического старения | | Прочность при статическом изгибе (ГОСТ Р 56805–2015) углепластиков | | | | | |
|-------------------------------|----------|--|-------------------------|------------------------|-------------------------|--------------------------|-------------------------|
| | | BC-51/ВТкУ-2.200 | | BC-51/ВТкУ-5 | | BC-51/ВТкУ-3 | |
| T , °C | время, ч | $\sigma_{в.и.}$, МПа | Сохранение прочности, % | $\sigma_{в.и.}$, МПа | Сохранение прочности, % | $\sigma_{в.и.}$, МПа | Сохранение прочности, % |
| В исходном состоянии | | <u>570–750</u> 656 | – | <u>930–1010</u> 960 | – | <u>1479–1671</u> 1560 | – |
| 280 | 250 | <u>365–455</u> 404 | 61 | <u>780–1020</u> 880 | 91 | <u>1220–1680</u> 1460 | 93 |
| | 500 | <u>305–340</u> 324 | 49 | <u>750–800</u> 780 | 81 | <u>1270–1600</u> 1410 | 90 |
| 300 | 200 | – | – | <u>830–950</u> 880 | 91 | <u>1410–1660</u> 1500 | 96 |
| | 300 | – | – | <u>800–870</u> 840 | 87 | <u>1190–1590</u> 1380 | 88 |
| 320 | 100 | <u>410–470</u> 443 | 67 | <u>810–890</u> 850 | 88 | <u>1270–1510</u> 1390 | 89 |
| | 200 | <u>279–301</u> 292 | 42 | <u>660–840</u> 760 | 78 | <u>1080–1330</u> 1220 | 78 |
| 350 | 25 | <u>307–377</u> 351 | 53 | <u>810–930</u> 850 | 88 | <u>1040–1530</u> 1170 | 75 |
| | 50 | <u>194–236</u> 217 | 33 | <u>564–710</u> 655 | 68 | <u>855–1148</u> 1000 | 63 |
| | 100 | – | – | <u>450–506</u> 473 | 49 | <u>830–1060</u> 950 | 60 |

* В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.

На рис. 3 выборочно представлены сравнительные данные сохранения прочности при статическом изгибе после экспозиции при различных температурах: 280 °C, 500 ч; 300 °C, 300 ч; 320 °C, 200 ч и 350 °C, 50 ч.

Из приведенных данных (табл. 4, рис. 3) видно, что сохранение прочности углепластика BC-51/ВТкУ-2.200 при статическом изгибе при экспозиции при 280 °C в течение 500 ч составляет 49 %, тогда как у углепластиков BC-51/ВТкУ-5 и BC-51/ВТкУ-3 – соответственно 81 и 90 %. После экспозиции при 320 °C в течение 200 ч сохранение прочности составляет 42 % у углепластика BC-51/ВТкУ-2.200 и 78 % – у углепластиков BC-51/ВТкУ-5 и BC-51/ВТкУ-3. После экспозиции при 350 °C в течение 50 ч сохранение прочности у углепластика BC-51/ВТкУ-2.200 еще ниже и составляет 33 %, тогда как у углепластиков BC-51/ВТкУ-5 и BC-51/ВТкУ-3 – соответственно 68 и 63 %.

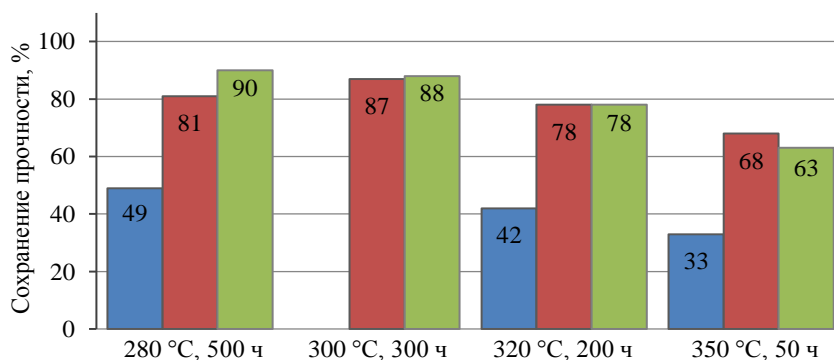


Рис. 3. Сохранение прочности при изгибе углепластиков на основе связующего BS-51 и различных углеродных армирующих наполнителей после термического старения: ■ – BS-51/VTkY-2.200; ■ – BS-51/VTkY-5; ■ – BS-51/VTkY-3

Таблица 5

Прочность при межслойном сдвиге* углепластиков на основе различных углеродных наполнителей и ее сохранение после термического старения при температуре T

| Условия термического старения | | Прочность при межслойном сдвиге (ГОСТ 32659–2014) углепластиков | | | | | |
|-------------------------------|----------|---|-------------------------|--------------------|-------------------------|--------------------|-------------------------|
| | | BS-51/VTkY-2.200 | | BS-51/VTkY-5 | | BS-51/VTkY-3 | |
| T , °C | время, ч | τ_{13} , МПа | Сохранение прочности, % | τ_{13} , МПа | Сохранение прочности, % | τ_{13} , МПа | Сохранение прочности, % |
| В исходном состоянии | | $\frac{30-42}{38}$ | – | $\frac{63-69}{66}$ | – | $\frac{81-88}{86}$ | – |
| 280 | 250 | $\frac{23-24}{24}$ | 63 | $\frac{51-62}{58}$ | 87 | $\frac{79-85}{82}$ | 95 |
| | 500 | $\frac{19-22}{20}$ | 52 | $\frac{47-51}{49}$ | 74 | $\frac{68-78}{73}$ | 84 |
| 300 | 200 | – | – | $\frac{49-59}{54}$ | 81 | $\frac{79-83}{81}$ | 94 |
| | 300 | – | – | $\frac{51-55}{53}$ | 80 | $\frac{71-79}{76}$ | 88 |
| 320 | 100 | $\frac{23-26}{25}$ | 65 | $\frac{53-60}{58}$ | 87 | $\frac{64-75}{70}$ | 81 |
| | 200 | $\frac{13-15}{24}$ | 36 | $\frac{47-53}{50}$ | 75 | $\frac{65-67}{67}$ | 77 |
| 350 | 25 | $\frac{13-16}{15}$ | 42 | $\frac{45-52}{48}$ | 72 | $\frac{63-68}{65}$ | 75 |
| | 50 | $\frac{9-12}{11}$ | 28 | $\frac{39-44}{41}$ | 62 | $\frac{44-50}{49}$ | 56 |
| | 100 | – | – | $\frac{30-34}{33}$ | 50 | $\frac{44-49}{47}$ | 54 |

* В числителе – диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.

Сравнительные данные сохранения прочности при межслойном сдвиге после экспозиции при различных температурах: 280 °C, 500 ч; 300 °C, 300 ч; 320 °C, 200 ч и 350 °C, 50 ч – приведены на рис. 4.

Из приведенных данных (табл. 4, рис. 4) видно, что сохранение прочности углепластика BS-51/VTkY-2.200 при межслойном сдвиге при экспозиции 280 °C в течение 500 ч составляет 52 %, тогда как у углепластиков BS-51/VTkY-5 и BS-51/VTkY-3 – соответственно 74 и 84 %. После экспозиции при 320 °C в течение 200 ч сохранение прочности составляет 36 % у углепластика BS-51/VTkY-2.200 и 75 и 77 % – у углепластиков BS-51/VTkY-5 и BS-51/VTkY-3. После экспозиции при 350 °C в течение 50 ч сохранение прочности углепластика BS-51/VTkY-2.200 составляет 28 %, а у углепластиков BS-51/VTkY-5 и BS-51/VTkY-3 – соответственно 62 и 56 %.

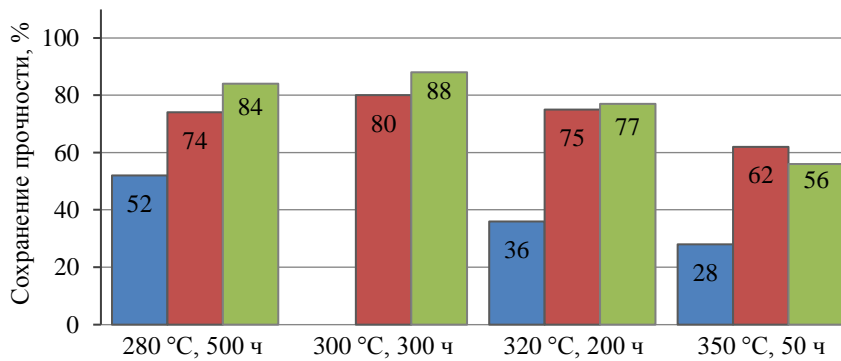


Рис. 4. Сохранение прочности при межслойном сдвиге углепластиков на основе связующего BC-51 и различных углеродных армирующих наполнителей после термического старения: ■ – BC-51/VTkU-2.200; ■ – BC-51/VTkU-5; ■ – BC-51/VTkU-3

Проведенные испытания углепластиков после термического старения (табл. 4 и 5, рис. 3 и 4) показали, что сохранение прочности как при статическом изгибе, так и при межслойном сдвиге при всех температурах экспозиции для углепластиков BC-51/VTkU-5 и BC-51/VTkU-3 в 1,5–2 раза выше, чем у углепластика BC-51/VTkU-2.200.

Для оценки влияния термического старения на структуру поверхности углепластика с помощью сканирующего электронного микроскопа получены фотографии микроструктуры. Оптическая и электронная микроскопии используются для сравнительного описания картины повреждений образцов после термического старения [21, 23–25]. Например, в работе [26] описано как световая и сканирующая электронная микроскопии используются для измерения степени, глубины и распределения развития термического окисления в зависимости от продолжительности старения. На рис. 5 приведены микроструктуры поверхностей углепластиков на основе полиимидного связующего BC-51 с различными углеродными наполнителями после термического старения при различных температурах.

После 500 ч термического старения при температуре 280 °C (рис. 5, 1б) поверхность образца углепластика на основе ткани VTkU-2.200 отличается от поверхности исходного образца (рис. 5, 1а). На поверхностях выступающих волокон практически отсутствует связующее, а оставшееся в межволоконном пространстве связующее сильно деградировано: видна эрозия полимерной матрицы с образованием микропор различного размера, которая вызвана термоокислительной деструкцией после длительного воздействия температуры 280 °C. Потеря массы в образце составляет 5,2 %. После термостарения при температуре 320 °C в течение 200 ч потеря массы связующего увеличивается до 9,4 %, наблюдаются оголение углеродных волокон, частичное отслоение матрицы на границе с волокном, подслоное вздутие связующего и образование микропор (рис. 5, 1в). Термостарение при температуре 350 °C (рис. 5, 1г) приводит к полной деструкции поверхности углепластика, с эрозией и разрушением пленки матрицы на поверхности образца с последующим оголением углеродных волокон, а также наблюдается образование многочисленных микропор в матрице. Потеря массы в образце составляет 11,5 %.

При длительном воздействии высоких температур потеря массы складывается из потери массы как связующего, так и углеродного наполнителя, а приведенные в статье [17] данные показывают большое различие в термостойкости углеродной ткани VTkU-2.200 и двух других используемых углеродных наполнителей VTkU-5 и VTkU-3 (табл. 1). Это наглядно демонстрируют фотографии микроструктуры поверхности углепластиков BC-51/VTkU-5 и BC-51/VTkU-3 (рис. 5). При температурах термостарения 280 и 320 °C (рис. 5, 2б, 3б, 2в, 3в) видно истончение верхнего слоя полимерной матрицы, но значительных дефектов поверхности в виде пористости, подслоных вздутий, отслоений матрицы на границе с волокном, сильной эрозии или микротрещин не наблюдается.

Потеря массы при этом не превышает 1,2 %. Существенные изменения состояния поверхности исследуемых углепластиков наступают только после 100 ч экспозиции при температуре 350 °С. На поверхности углепластика ВС-51/ВТкУ-5 (рис. 5, 2з) наблюдаются микротрещины на границе раздела «волокно–матрица» и частично оголенные волокна, также обнаружены единичные микропоры (потеря массы после термостарения при 350 °С в течение 50 ч составляет 1,3 %, а в течение 100 ч: 2,1 %). На поверхности углепластика ВС-51/ВТкУ-3 (рис. 5, 3з) – ярко выраженная эрозия матрицы, пористость и образование микротрещин (потеря массы после термостарения при 350 °С в течение 50 ч составляет 1,3 %, а в течение 100 ч: 1,9 %).

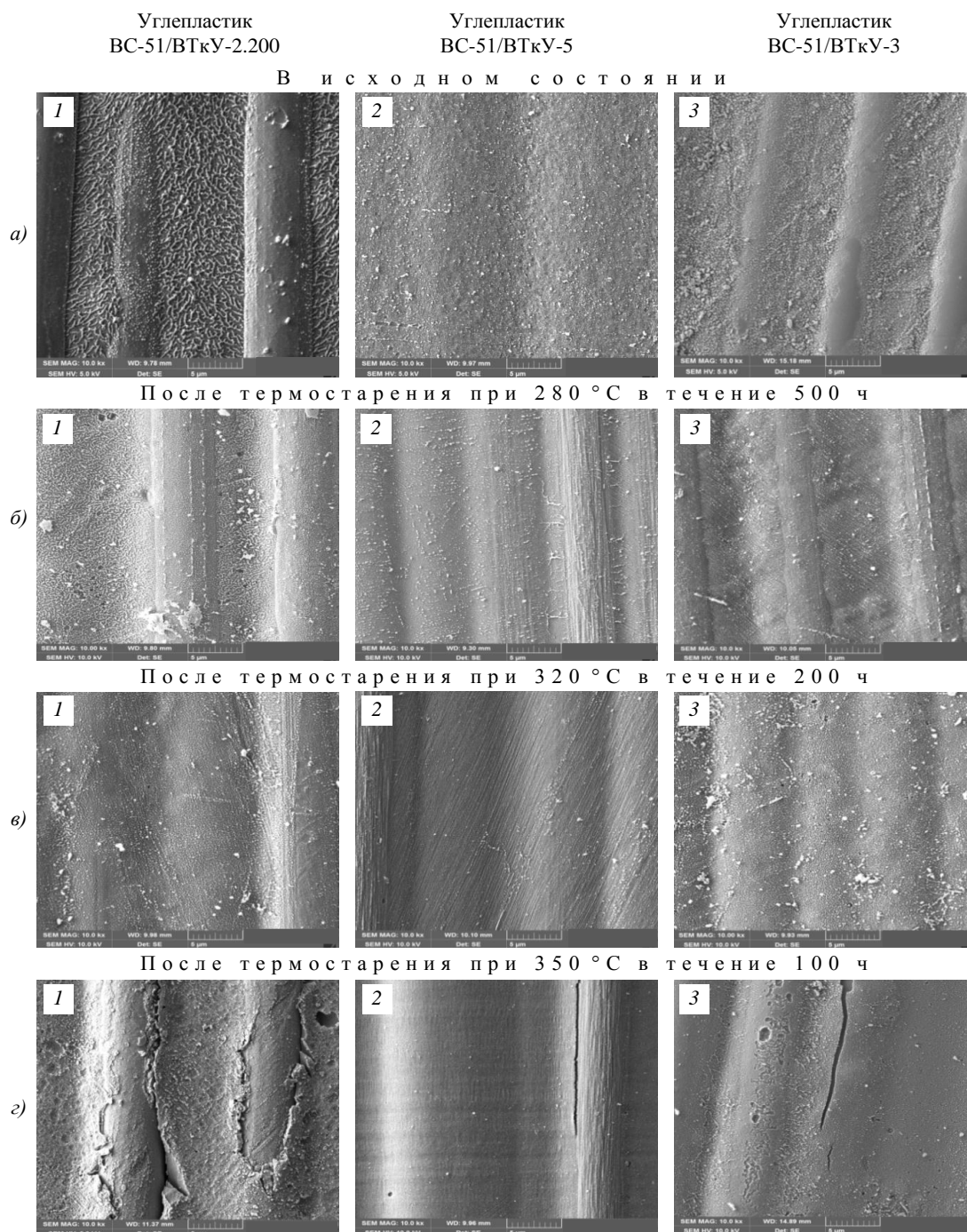


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 10000$) внешних поверхностей углепластиков на основе связующего ВС-51

На рис. 6 представлена микрофазовая структура полиимидного связующего ВС-51 на поверхности образцов углепластиков на основе разных углеродных наполнителей после термического старения при различных температурах, а на рис. 7 приведены гистограммы размеров агрегатов дисперсных частиц микрофазовой структуры матрицы. Для корректного определения размеров агрегатов микродисперсных частиц полимерной матрицы, которые имеют неправильную форму, проводили измерения среднего диаметра Фере. Приведенные гистограммы позволяют дать качественную и количественную оценку влияния термического старения на состояние полимерной матрицы композита [27, 28].

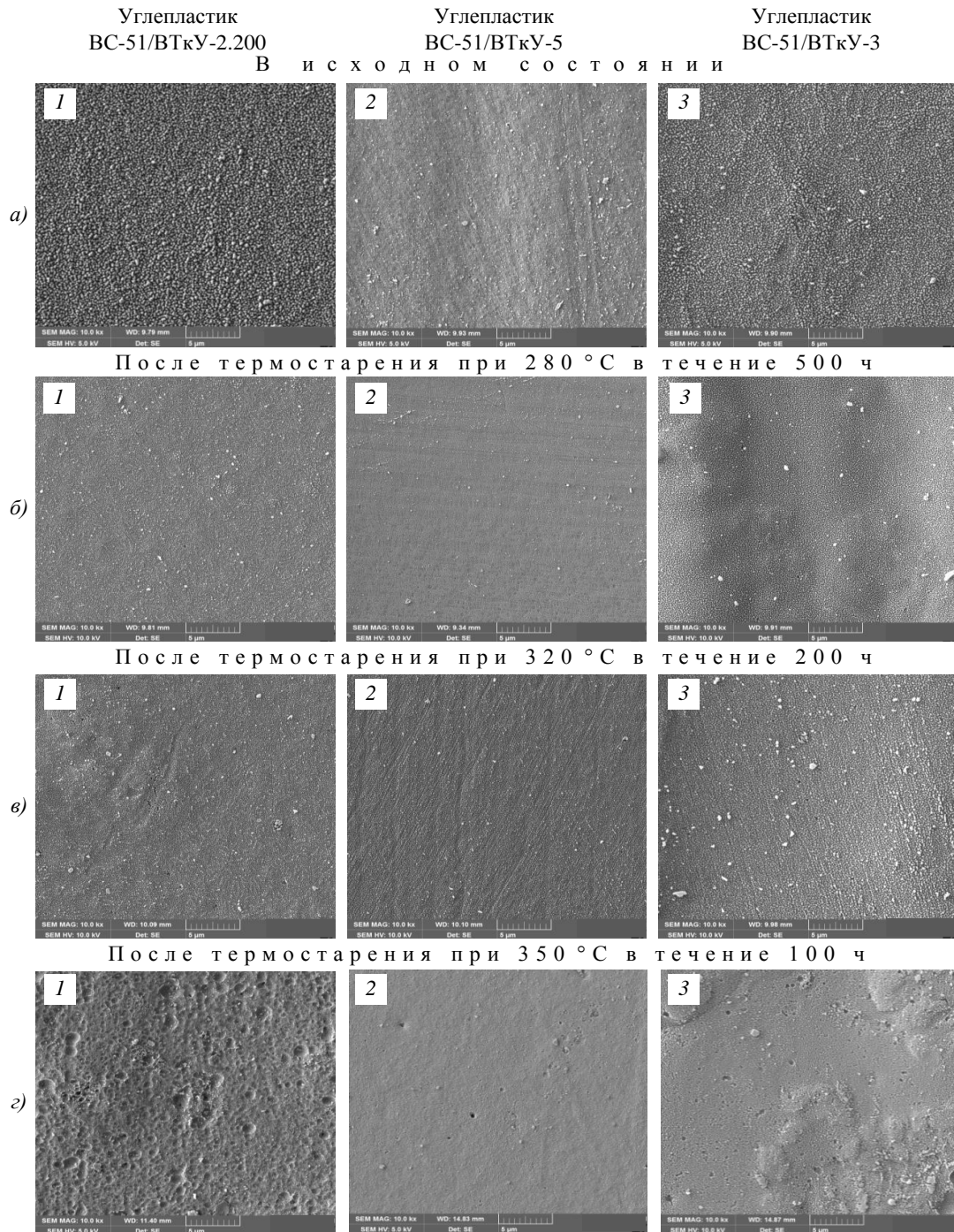


Рис. 6. Микрофазовые структуры ($\times 10000$) матрицы на внешней поверхности углепластиков на основе связующего ВС-51

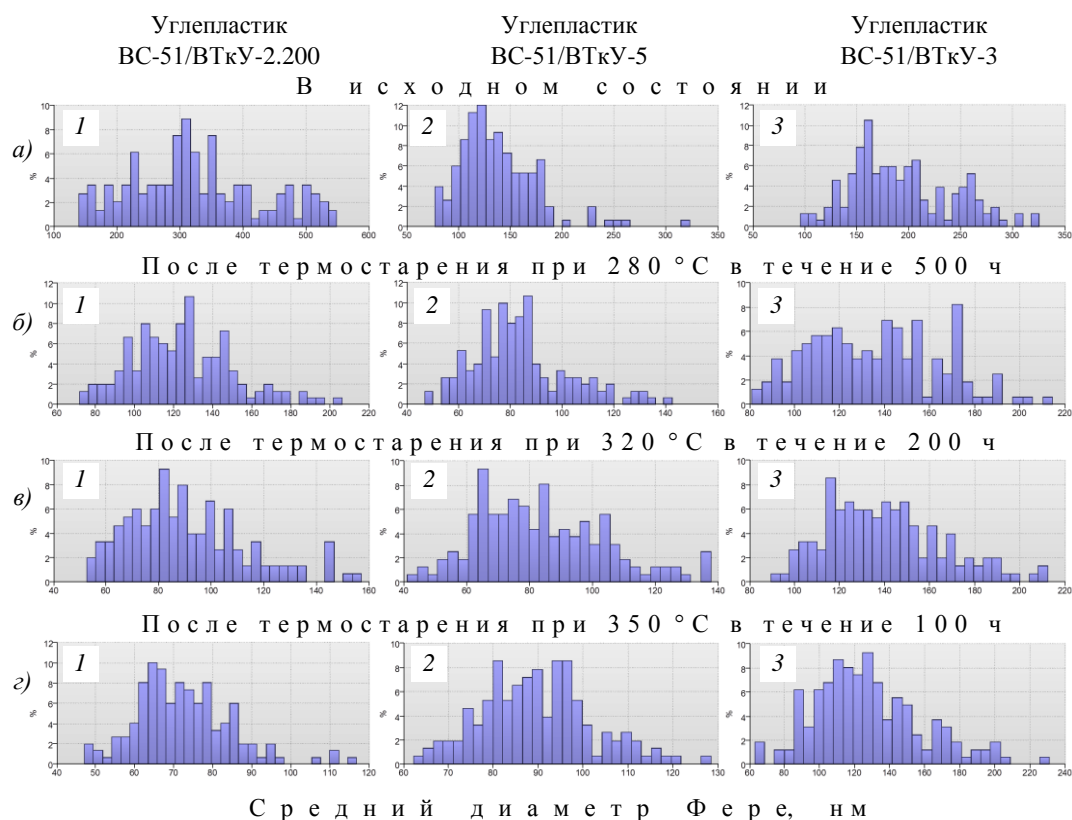


Рис. 7. Гистограммы распределения по размерам (средний диаметр Фере) агрегатов микродисперсных частиц матрицы на внешней поверхности углепластиков на основе связующего ВС-51

Размеры агрегатов микродисперсных частиц полиимидной матрицы на исходной поверхности углепластиков и после термического старения представлены в табл. 6.

Таблица 6

Размеры дисперсных частиц в микрофазовой структуре матрицы углепластиков после термического старения при температуре T

| Углепластик | Условия термического старения | | Диапазон распределения размеров дисперсных частиц в микрофазовой структуре матрицы (средний размер), нм | Разница по среднему размеру от исходного значения, % |
|------------------|-------------------------------|----------|---|--|
| | T , °С | время, ч | | |
| BC-51/ВТкУ-2.200 | В исходном состоянии | | От 140 до 549 (325) | – |
| | 280 | 500 | От 71 до 206 (124) | 61 |
| | 320 | 200 | От 52 до 157 (90) | 72 |
| | 350 | 100 | От 47 до 117 (72) | 77 |
| BC-51/ВТкУ-5 | В исходном состоянии | | От 77 до 323 (138) | – |
| | 280 | 500 | От 47 до 142 (84) | 39 |
| | 320 | 200 | От 41 до 138 (83) | 39 |
| | 350 | 100 | От 62 до 128 (89) | 35 |
| BC-51/ВТкУ-3 | В исходном состоянии | | От 96 до 325 (193) | – |
| | 280 | 500 | От 81 до 215 (136) | 29 |
| | 320 | 200 | От 89 до 212 (140) | 27 |
| | 350 | 100 | От 63 до 231 (128) | 33 |

После термостарения при температурах 280 и 320 °С углепластика, наполненного углеродной тканью ВТкУ-2.200, наблюдается уменьшение размеров агрегатов микродисперсных частиц по сравнению с исходным образцом на 61 и 72 % соответственно (табл. 6, рис. 7). После экспозиции при температуре 350 °С происходит поверхностная эрозия и частичное разрушение пленки матрицы с образованием сетки множественных микропор и уменьшением размеров агрегатов микродисперсных частиц матрицы до 77 % по сравнению с исходным образцом (табл. 6, рис. 7, 1з).

Размеры агрегатов микродисперсных частиц углепластика ВС-51/ВТкУ-5 при термостарении при температурах 280 и 320 °С уменьшаются в обоих случаях на 39 %, а при 350 °С уменьшение размеров происходит на 35 % по сравнению с исходным образцом (табл. 6, рис. 7). В матрице появляются хаотично расположенные микропоры (рис. 7, 2з).

Размеры агрегатов микродисперсных частиц углепластика ВС-51/ВТкУ-3, так же как и в предыдущих двух случаях, претерпевают изменения. После термостарения при температурах 280 и 320 °С агрегаты микродисперсных частиц уменьшаются по сравнению с исходным образцом на 29 и 27 % (табл. 6, рис. 7). Структура матрицы углепластика после термостарения при температуре 280 °С покрывается сеткой микропор и происходит вспучивание пленки матрицы (рис. 7, 3з), размер агрегатов микродисперсных частиц уменьшается на 33 % (табл. 6, рис. 7).

Следует отметить, что во всех исследуемых образцах углепластиков после термостарения при температурах 280 и 320 °С не выявлено изменений (дефектов) на внешних поверхностях в виде эрозии, пор и вспучиваний полимерной матрицы.

Заключения

Представленная работа показывает, что при разработке термостойких ПКМ, в частности углепластиков, необходимо проведение предварительных исследований термостойкости не только связующих, но и углеродных наполнителей, что позволит правильно выбрать армирующий наполнитель.

Исследованный процесс изменения массы углепластиков на основе полиимидного связующего и различных углеродных наполнителей при термическом старении показал, что первоначально потеря массы приблизительно одинакова и зависит от температуры термического старения, а не от типа используемого углеродного наполнителя. По мере удаления связующего с поверхности волокна в процесс термоокислительной деструкции включается углеродный наполнитель, и дальнейшая термостойкость углепластика напрямую зависит от его термоокислительной стойкости. Потеря массы углепластика ВС-51/ВТкУ-2.200 при всех температурах термического старения в несколько раз больше, чем у углепластиков ВС-51/ВТкУ-5 и ВС-51/ВТкУ-3. Полученные результаты потери массы углепластиками согласуются с данными о термоокислительной стойкости и упруго-прочностных характеристиках углеродных жгутов, использованных для изготовления углеродных тканей ВТкУ-2.200, ВТкУ-5 и ВТкУ-3 (табл. 1).

Полученные данные микроструктурных исследований углепластиков с различными наполнителями позволили выявить изменения на внешних поверхностях материалов и в микрофазовой структуре матрицы после термического старения. После воздействия повышенных температур в углепластике ВС-51/ВТкУ-2.200 происходят ступенчатые изменения в размерах частиц микрофазовой структуры матрицы, что свидетельствует о неполном отверждении полимерной матрицы в композите. В углепластиках ВС-51/ВТкУ-5 и ВС-51/ВТкУ-3 не происходит значительных изменений в размерах микродисперсных частиц матрицы после влияния повышенных температур, что свидетельствует о стабильной структуре полимерной матрицы.

В данной работе показано влияние углеродного наполнителя на термическую стойкость полиимидных углепластиков. Сохранение прочности при статическом изгибе и межслойном сдвиге при всех температурах экспозиции для углепластиков ВС-51/ВТкУ-5 и ВС-51/ВТкУ-3 в 1,5–2 раза выше, чем у углепластика ВС-51/ВТкУ-2.200, что наряду с более низкими значениями потери массы свидетельствует об увеличенной термостойкости. Увеличение длительной термостойкости углепластика – это в первую очередь увеличение гарантированного срока эксплуатации изделия при повышенной температуре, а во вторых – расширение температурного диапазона используемого материала.

Следует отметить, что полиимидный углепластик на основе равнопрочной ткани марки ВТкУ-5 обладает повышенными на 31 % прочностью при статическом изгибе и на 42 % прочностью при межслойном сдвиге по сравнению с углепластиком на основе ткани марки ВТкУ-2.200 аналогичной структуры.

Благодарности

Авторы выражают благодарность А.Г. Загоре за проведение испытаний по определению температуры стеклования.

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-11-2025-014 от 27.02.2025).

Список источников

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
2. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
3. Гуняева А.Г., Курносоев А.О., Славин А.В. Опыт применения полимерных композиционных материалов разработки НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в двигательных установках для самолетов гражданского назначения // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 4 (77). Ст. 06. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
5. Новиков А.С., Каримбаев Т.Д. Рабочие лопатки вентиляторов большой степени двухконтурности для перспективных ТРДД // Двигатель. 2015. № 5. С. 6–11.
6. Валуева М.И., Зеленина И.В., Начаркина А.В., Сидорина А.И., Славин А.В. Высокотемпературные углепластики на основе полиимидных связующих // Труды ВИАМ. 2024. № 11 (141). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-71-88.
7. Teijin develops highly heat- and impact-resistant prepreg as carbon fiber intermediate material for aerospace applications. URL: https://www.teijin.com/news/2019/20190304_3521.html (дата обращения: 15.12.2024).
8. Global Polyimide Resins Market Study 2016–2032. URL: <https://www.marketresearch.com/Prismant-Consulting-Private-Limited-v4215/Global-Polyimide-Resins-Study-32057574/> (дата обращения: 15.12.2024).
9. Global Polyimide Resin Matrix Composite Laminate SuPly, Demand and Key Producers, 2023–2029. URL: <https://www.marketresearch.com/GlobalInfoResearch-v4117/Global-Polyimide-Resin-Matrix-Composite-35273331/> (дата обращения: 15.12.2024).

10. Михайлин Ю.А. Тепло-, термо- и огнестойкость полимерных материалов. СПб.: Научные основы и технологии, 2011. 416 с.
11. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Измерение и прогнозирование температуры образцов материалов при экспонировании в различных климатических зонах // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.
12. Liu Y., Xu X.-Z., Mo S. et al. Long-term Thermo-oxidative Degradation Modeling of a Carbon Fiber Reinforced Polyimide Composite: Multistep Degradation Behaviors and Kinetics // *Chinese Journal of Polymer Science*. 2020. No. 38. P. 1202–1213. DOI: 10.1007/s10118-020-2425-7.
13. Wang H., Wang Z., Kuang N. et al. Zhang Effect of high-temperature thermo-oxidation on the mechanical and electrical properties of phenylethynyl-terminated polyimide/carbon fiber composite // *Polymer Degradation and Stability*. 2023. Vol. 218. P. 110544. DOI: 10.1016/j.polyimdegradstab.2023.110544.
14. Kubota Y., Furuta T., Aoki T. et al. Long-term thermal stability of carbon fibre-reinforced addition-type polyimide composite in terms of compressive strength // *Advanced Composite Materials*. 2018. Vol. 28. P. 1–19. DOI: 10.1080/09243046.2018.1446124.
15. Говоров А.В., Галигузов А.А., Тихонов Н.А. и др. Исследование кинетики окисления углеродных волокон различных типов // *Новые огнеупоры*. 2015. № 11. С. 34.
16. Back C.A. Effects of prior aging on the creep response of carbon fiber reinforced PMR-15 neat resin at 288 °C in an air environment: Thesis. Air Force Institute of Technology, 2007. 124 p.
17. Сидорина А.И., Сафронов А.М. Исследование устойчивости углеродных волокон к окислению // *Труды ВИАМ*. 2022. № 7 (113). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 31.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-63-73.
18. Tong Y., Wang X., Su H., Xu L. Oxidation kinetics of polyacrylonitrile-based carbon fibers in air and the effect on their tensile properties // *Corrosion Science*. 2011. Vol. 53. P. 2484–2488.
19. Способ получения расплавных полиимидных связующих полимеризационного типа: пат. 2666734 Рос. Федерация; заявл. 05.10.17; опубл. 12.09.18.
20. Валуева М.И., Зеленина И.В., Начаркина А.В., Гуляев А.И. Исследование влияния термического старения на свойства высокотемпературного полиимидного углепластика // *Труды ВИАМ*. 2023. № 6 (124). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-46-62.
21. Li X.C., Jin B.C., Tsotsis T.K., Nutt S. Thermo-oxidative aging and thermal cycling of PETI-340M composites // *High Performance Polymers*. 2022. Vol. 34. P. 33–43.
22. MVK-10. RTM Polyimide. Product description // *Maverick Corp*. URL: http://www.maverickcorp.com/_CE/pagecontent/Documents/MVK-10.pdf (дата обращения: 20.12.2024).
23. Petkov V.I., Joffe R., Fernberg P. Thermal oxidative aging of satin weave and thin-ply polyimide composites // *Polymer Composites*. 2022. No. 43. P. 2615–2627. DOI: 10.1002/pc.26561.
24. Tandon G.P., Ragland W.R., Shoepner G.A. Using Optical Microscopy to Monitor Anisotropic Oxidation Growth in High-Temperature Polymer Matrix Composites // *Journal of Composite Materials*. 2009. Vol. 43. No. 5. P. 583–603.
25. Liu L., Du M., Liu F. Recent advances in interface microscopic characterization of carbon fiber-reinforced polymer composites // *Frontiers in Materials*. 2023. Vol. 10. P. 1–18.
26. Ripberger E.R., Tandon G.P., Shoepner G.A. Experimental techniques for characterizing thermo-oxidative behavior in high-temperature polyimide composite // *Proceedings of the 2005 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics*. 2005. P. 1–9. URL: <https://www.researchgate.net/publication/267819653> (дата обращения: 18.12.2024).
27. Куршев Е.В., Лонский С.Л., Егоров Ю.А., Зеленина И.В. Исследование изменений микроструктуры и химического состава полиимидного углепластика после воздействия имитируемых эксплуатационных факторов // *Вопросы материаловедения*. 2024. № 4. С. 88–102.
28. Деев И.С., Куршев Е.В., Лонский С.Л. Влияние длительного климатического старения на микроструктуру поверхности эпоксидных углепластиков // *Вопросы материаловедения*. 2018. № 3. С. 157–169.

References

1. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.

2. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
3. Gunyaeva A.G., Kurnosov A.O., Slavin A.V. Experience in the use of polymer composite materials developed by NRC «Kurchatov Institute» – VIAM in engines for civil aircraft. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-82-94.
4. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
5. Novikov A.S., Karimbaev T.D. Working blades of high-bypass fans for advanced turbofan engines. *Dvigatel*, 2015, no. 5, pp. 6–11.
6. Valueva M.I., Zelenina I.V., Nacharkina A.V., Sidorina A.I., Slavin A.V. High-temperature carbon fiber reinforced plastics based on polyimide binders. *Trudy VIAM*, 2024, no. 11 (141), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-71-88.
7. *Teijin develops highly heat- and impact-resistant prepreg as carbon fiber intermediate material for aerospace applications*. Available at: https://www.teijin.com/news/2019/20190304_3521.html (accessed: December 15, 2024).
8. *Global Polyimide Resins Market Study 2016–2032*. Available at: <https://www.marketresearch.com/Prismant-Consulting-Private-Limited-v4215/Global-Polyimide-Resins-Study-32057574/> (accessed: December 15, 2024).
9. *Global Polyimide Resin Matrix Composite Laminate SuPly, Demand and Key Producers, 2023–2029*. Available at: <https://www.marketresearch.com/GlobalInfoResearch-v4117/Global-Polyimide-Resin-Matrix-Composite-35273331/> (accessed: December 15, 2024).
10. Mikhailin Yu.A. *Heat, thermal and fire resistance of polymeric materials*. St. Petersburg: Scientific foundations and technologies, 2011, 416 p.
11. Kablov E.N., Startsev V.O. Measurement and forecasting of materials samples' temperature during weathering in different climatic zones. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.
12. Liu Y., Xu X.-Z., Mo S. et al. Long-term Thermo-oxidative Degradation Modeling of a Carbon Fiber Reinforced Polyimide Composite: Multistep Degradation Behaviors and Kinetics. *Chinese Journal of Polymer Science*, 2020, no. 38, pp. 1202–1213. DOI: 10.1007/s10118-020-2425-7.
13. Wang H., Wang Z., Kuang N. et al. Zhang Effect of high-temperature thermo-oxidation on the mechanical and electrical properties of phenylethynyl-terminated polyimide/carbon fiber composite. *Polymer Degradation and Stability*, 2023, vol. 218, p. 110544. DOI: 10.1016/j.polymdegradstab.2023.110544.
14. Kubota Y., Furuta T., Aoki T. et al. Long-term thermal stability of carbon fibre-reinforced addition-type polyimide composite in terms of compressive strength. *Advanced Composite Materials*, 2018, vol. 28, pp. 1–19. DOI: 10.1080/09243046.2018.1446124.
15. Govorov A.V., Galiguzov A.A., Tikhonov N.A. et al. Study of oxidation kinetics of carbon fibers of different types. *Novye ogneupory*, 2015, no. 11, p. 34.
16. Back C.A. *Effects of prior aging on the creep response of carbon fiber reinforced PMR-15 neat resin at 288 °C in an air environment*: Thesis. Air Force Institute of Technology, 2007, 124 p.
17. Sidorina A.I., Safronov A.M. Study of the resistance of carbon fibers to oxidation. *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 31, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-63-73.
18. Tong Y., Wang X., Su H., Xu L. Oxidation kinetics of polyacrylonitrile-based carbon fibers in air and the effect on their tensile properties. *Corrosion Science*, 2011, vol. 53, pp. 2484–2488.
19. *Method for producing melt-blown polyimide binders of polymerization type*: pat. 2666734 Rus. Federation; appl. 05.10.17; publ. 12.09.18.

20. Valueva M.I., Zelenina I.V., Nacharkina A.V., Gulyaev A.I. Research of influence of thermal aging on properties high-temperature polyimide carbon fiber reinforced plastic. *Trudy VIAM*, 2023, no. 6 (124), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 18, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-46-62.
21. Li X.C., Jin B.C., Tsotsis T.K., Nutt S. Thermo-oxidative aging and thermal cycling of PETI-340M composites. *High Performance Polymers*, 2022, vol. 34, pp. 33–43.
22. MVK-10. RTM Polyimide. Product description. Available at: http://www.maverickcorp.com/_CE/pagecontent/Documents/MVK-10.pdf (accessed: December 20, 2024).
23. Petkov V.I., Joffe R., Fernberg P. Thermal oxidative aging of satin weave and thin-ply polyimide composites. *Polymer Composites*, 2022, no. 43, pp. 2615–2627. DOI: 10.1002/pc.26561.
24. Tandon G.P., Ragland W.R., Shoepner G.A. Using Optical Microscopy to Monitor Anisotropic Oxidation Growth in High-Temperature Polymer Matrix Composites. *Journal of Composite Materials*, 2009, vol. 43, no. 5. P. 583–603.
25. Liu L., Du M., Liu F. Recent advances in interface microscopic characterization of carbon fiber-reinforced polymer composites. *Frontiers in Materials*, 2023, vol. 10, pp. 1–18.
26. Ripberger E.R., Tandon G.P., Shoepner G.A. Experimental techniques for characterizing thermo-oxidative behavior in high-temperature polyimide composite. *Proceedings of the 2005 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics*, 2005, pp. 1–9. Available at: <https://www.researchgate.net/publication/267819653> (accessed: December 18, 2024).
27. Kurshev E.V., Lonskiy S.L., Egorov Yu.A., Zelenina I.V. Study of changes in the microstructure and chemical composition of polyimide carbon fiber reinforced plastic after exposure to simulated operational factors. *Voprosy materialovedeniya*, 2024, no. 4, pp. 88–102.
28. Deev I.S., Kurshev E.V., Lonskiy S.L. Effect of long-term climatic aging on the surface microstructure of epoxy carbon fiber reinforced plastics. *Voprosy materialovedeniya*, 2018, no. 3, pp. 157–169.

Информация об авторах

Начаркина Анастасия Витальевна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Зеленина Ирина Викторовна, ведущий инженер-технолог, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Куршев Евгений Васильевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Лонский Станислав Леонардович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Anastasia V. Nacharkina, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Irina V. Zelenina, Leading Engineer-Technologist, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Evgeny V. Kurshev, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Stanislav L. Lonskii, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 27.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.04.2025.

The article was submitted 27.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 03.04.2025.