

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-46-62

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СВОЙСТВА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛИИМИДНОГО УГЛЕПЛАСТИКА

М.И. Валуева¹, И.В. Зеленина¹, А.В. Начаркина¹, А.И. Гуляев¹

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 (250, 280 и 320 °С) на структуру и свойства высокотемпературного углепластика на основе термореактивного полиимидного связующего. Определена потеря массы углепластика при длительном воздействии повышенных температур и рассчитана энергия активации процесса термического старения. Для сравнения приведены данные научно-технической литературы о термоокислительном воздействии повышенных температур на углепластики зарубежных производителей на основе полиимидных связующих типа PMR.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, высокотемпературные углепластики, полиимидные связующие, воздействующие факторы, термическое старение

Для цитирования: 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>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-46-62.

Scientific article

RESEARCH OF INFLUENCE OF THERMAL AGING ON PROPERTIES HIGH-TEMPERATURE POLYIMIDE CARBON FIBER REINFORCED PLASTIC

M.I. Valueva¹, I.V. Zelenina¹, A.V. Nacharkina¹, A.I. Gulyaev¹

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 results of studies of the effect of laboratory-simulated exposure to elevated temperatures (of 250, 280 and 320 °C) on the structure and properties of high-temperature carbon fiber reinforced plastic (CFRP) based on a thermosetting polyimide binder are presented. The mass loss of CFRP under prolonged exposure to elevated temperatures has been determined, and the activation energy of the thermal aging process has been calculated. For comparison, the data of scientific and technical literature on the thermal-oxidative effect of elevated temperatures on CFRP of foreign manufacturers based on polyimide binders of the PMR-type are presented.

Keywords: polymer composite materials, high-temperature carbon fiber reinforced plastics, polyimide binders, influencing factors, thermal aging

For citation: 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>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-6-46-62.

Введение

В процессе эксплуатации материалов в конструкции на них оказывает воздействие большое количество внешних факторов. Несмотря на то, что конструкционные материалы, как правило, применяют в комплексе с различными защитными покрытиями, необходимо оценить возможное влияние максимально широкого спектра данных факторов на характеристики исходных материалов. Подобные исследования проводят с применением лабораторного имитирования предполагаемых условий эксплуатации материала [1–10].

Начиная с 1970-х гг. в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ проводится разработка высокотемпературных углепластиков [1, 11]. В настоящее время данное направление работ также является перспективным в связи с актуальностью повышения весовой эффективности теплонагруженных конструкций.

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) на основе полиимидных связующих типа PMR давно и широко используются за рубежом в конструкциях авиационно-космической техники – как правило, в узлах и агрегатах, работающих в широком интервале температур (от -50 до $+350$ °С), в том числе длительное время при повышенных температурах [12]. На практике при оценке изменения ПКМ вследствие термического старения могут быть рассмотрены такие параметры, как:

- потеря массы;
- наличие изменений плотности, пористости, температуры стеклования, водо- и влагопоглощения, упруго-прочностных свойств;
- наличие макро- и микроструктурных изменений.

Результатом исследований является определение тепло- и термостойкости ПКМ. Термостойкость (деформационная устойчивость) полимера оценивается по температуре стеклования или плавления, т. е. определяется температурой, выше которой снижаются показатели свойств, определяющие возможность эксплуатации данного изделия, поскольку следствием перехода полимера за пределы температуры стеклования является резкое изменение его физических свойств, прочности, жесткости и формоустойчивости [13].

Исследование термоокислительной стойкости углепластиков – неотъемлемая часть оценки их эксплуатационных свойств и прогнозирования поведения этих материалов в процессе эксплуатации. Но наиболее актуальным является вопрос термоокислительной стойкости для высокотемпературных углепластиков ($T_{\text{раб}} \geq 200$ °С), работающих в широком температурном диапазоне – от -50 до $+350$ °С. К таким материалам можно отнести углепластик на основе высокотемпературного полиимидного связующего марки ВС-51 [14].

В данной статье представлены результаты исследования свойств высокотемпературного углепластика на основе нового термореактивного расплавленного полиимидного связующего марки ВС-51 после термического старения, а для сравнения приведены данные по термическому старению зарубежных полиимидных углепластиков типа PMR.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 13. «Полимерные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Материалы и методы

Объектом исследования является высокотемпературный углепластик марки ВКУ-61, полученный из препрега на основе термореактивного расплавленного полиимидного связующего марки ВС-51 [14] и равнопрочной углеродной ткани марки ВТкУ-2.200 с поверхностной плотностью 200 г/м² (далее – углепластик ВКУ-61), термическое старение которого при различных температурах проводили в среде кислорода воздуха в термощкафах с регулируемой скоростью нагрева.

Для определения потери массы образцов относительно первоначальной (исходной) за счет термоокислительной деструкции под воздействием повышенных температур при промежуточных съемах в процессе термического старения углепластиков проводили взвешивание. Изменение массы и обработку результатов при термическом старении образцов выполняли гравиметрическим методом по ГОСТ 9.715–86.

После длительного воздействия повышенных температур проводили механические испытания образцов углепластиков на установке LFM-100 на статический изгиб по ГОСТ Р 56805–2015 и межслойный сдвиг по ГОСТ 32659–2014.

Измерение температуры стеклования углепластика в исходном состоянии и после термического старения выполняли по ГОСТ Р 56753–2015 на динамическо-механическом термоанализаторе DMA 242С в режиме трехточечного изгиба при скорости нагревания 5 К/мин в динамической атмосфере синтетического воздуха (100 мл/мин) и частоте нагружения 1 Гц.

Для оценки влияния термического старения на морфологию поверхности и структуру материала проводили исследование образцов из ПКМ на конфокальном сканирующем лазерном микроскопе Olympus Lext OLS5000. Планарную съемку поверхности образцов осуществляли при увеличении $\times 100$ в режиме панорамного построения изображений и моделей поверхности (панорама 3×3 кадра, площадь поля зрения $\sim (3580 \times 3580)$ мкм). Съемку изображений проводили в режиме конфокального лазерного сканирования с переменным фокусом. Компьютерную обработку с целью удаления шумов и построения моделей поверхности выполняли с помощью программы OLS5100.

*Термическое старение полиимидных углепластиков
зарубежных производителей*

Рассмотрим представленные в научно-технической литературе сведения об исследовании термического старения высокотемпературных полиимидных связующих и углепластиков на их основе. В табл. 1 приведены данные термоокислительной стойкости таких связующих, оцениваемой по потере массы после длительной экспозиции при различных температурах [15–23].

Таблица 1

Термоокислительная стойкость полиимидных связующих типа PMR

Связующее (производитель)	Температура стеклования (в сухом состоянии), °С	Условия экспонирования		Потеря массы, %
		температура, °С	продолжительность, ч	
PMR-15 (NASA, 1988–1995 гг.)	330–370	316	600	5
			900	9
			1200	12
Avimid [®] R (Cytec Solvay)	305	275	900	1,1
			1800	2,8
CYCOM [®] 2237 (Cytec Solvay)	338	275	800	2,5
			1400	4,2
MVK-10 [®] (Maverick Corporation)	305	260	1000	1,1
MVK-14 [®] (Maverick Corporation)	318	316	125	<2
PETI-365E (Ube Industries Ltd)	365	275	500	0,15
		300		0,60
RS-51 (Toray Advanced Composites)	366	371	100	<1

Разработка полиимидных связующих типа PMR ведется с 1980-х гг. Одним из первых связующих, нашедших широкое применение, стало связующее PMR-15 и его различные модификации (PMR-II на основе диметилового эфира гексафторпропана или

DMBZ-15). Поэтому в научно-технической литературе наиболее подробно описаны композиционные материалы на основе именно этих связующих. Значительная часть работ по ПКМ на основе связующего типа PMR-15 посвящена исследованиям их термоокислительной стойкости и термическому старению. Температура стеклования связующих на основе PMR-смола находится в интервале 330–370 °С и в большей степени зависит от молекулярной массы исходного олигомера.

В работах [24–27] приводятся данные по сохранению работоспособности углепластика Т650-35/PMR-15 при температурах 204, 260, 288, 316 и 343 °С, а также данные по изменению массы и прочности образцов в зависимости от продолжительности выдержки (вплоть до 18000 ч) при разных температурах, что свидетельствует о длительной работоспособности полиимидного материала. На рис. 1 представлены данные по сохранению прочности при сжатии данного углепластика в зависимости от продолжительности воздействия повышенной температуры и от потери массы при различных температурах экспозиции [24].

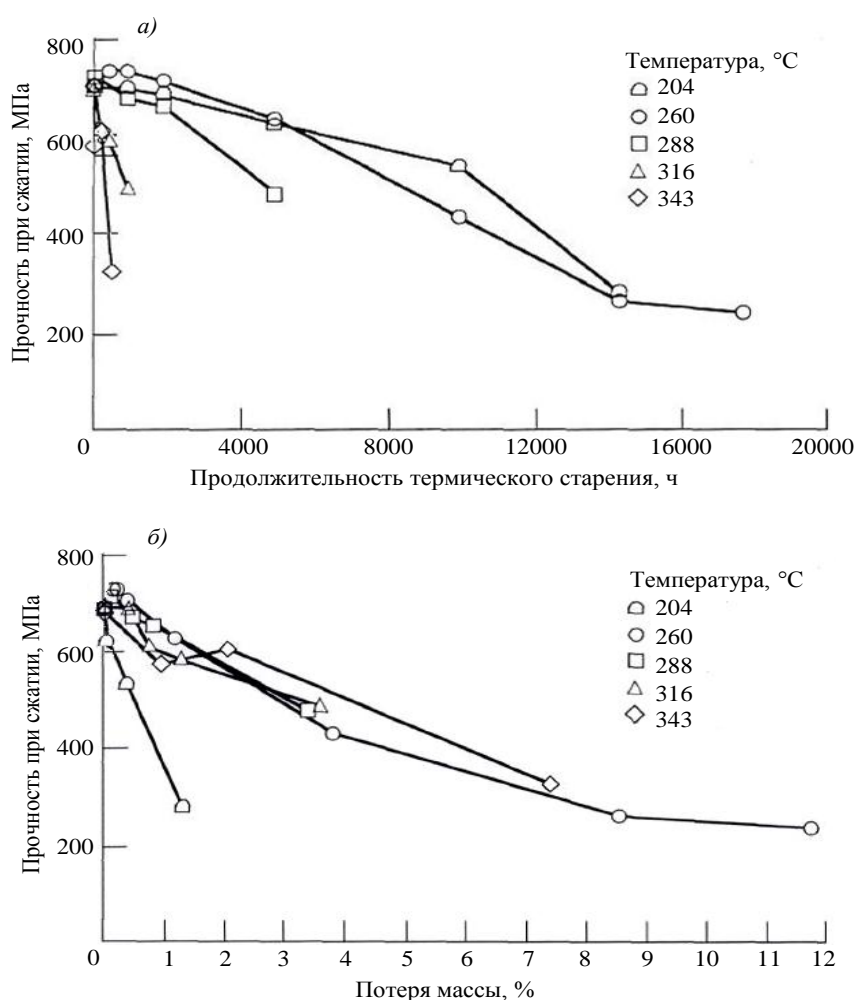


Рис. 1. Изменение прочности при сжатии полиимидного углепластика Т650-35/PMR-15 после термического старения при различных температурах и в зависимости от продолжительности экспозиции (а) и потери массы материала (б) [24]

Высокотемпературная модификация полимерного связующего PMR-15 – DMBZ-15, имеет более высокую температуру стеклования (414 °С) по сравнению с температурой стеклования связующего PMR-15 (345 °С). Однако, несмотря на более

высокое сохранение свойств при испытаниях при повышенной температуре углепластика DMBZ-15/T650-35, длительное изотермическое старение материалов DMBZ-15/T650-35 и PMR-15/T650-35 при температуре 260 °С в течение 1000 ч показало, что углепластик PMR-15/T650-35 имеет более высокие показатели при сжатии (сохранение прочности 95 %), чем углепластик DMBZ-15/T650-35 (сохранение прочности 52 %) [28, 29].

В работе [30] приведены данные по сохранению прочности при сдвиге (Interlaminar Short Beam Strength) углепластиков PETI-298/AS-4 и PETI-330/T650 после воздействия температуры 288 °С в присутствии кислорода воздуха. Для углепластика PETI-298/AS-4 это сохранение составило 64 % (исходное значение 45 МПа, после экспозиции 29 МПа), а для углепластика PETI-330/T650 – 72 % (исходное значение 58 МПа, после экспозиции 42 МПа).

В источнике [19] приведены данные по термоокислительному старению углепластика MVK-10[®]/T650-35 8HS: после 1000 ч выдержки при температуре 260 °С сохранение прочности при сдвиге (Interlaminar Short Strength) составило 91,8 % при температуре испытания 23 °С (исходное значение: 50,3 МПа, после экспозиции: 46,2 МПа) и 100 % при температуре испытания 260 °С. Наблюдается также уровень сохранения прочности при сжатии 100 % при температуре испытания 260 °С после 1000 ч выдержки при температуре 260 °С (исходное значение: 444 МПа, после экспозиции: 440 МПа).

Для углепластика Avimid[®]RB/T650-35 8HS [31] определена прочность при сжатии (Compression Strength) после 1416 ч экспозиции при температуре 282 °С: сохранение прочности при температуре испытания 23 °С составило 83 % (исходное значение: 796 МПа, после термостарения: 660 МПа) и 98 % – при температуре испытания 282 °С (исходное значение: 449 МПа, после термостарения: 440 МПа). Существенно меньший уровень сохранения прочности при сжатии (67 % при температуре испытания 23 °С и 49 % при 282 °С) – у углепластика Avimid[®]RB/T650-35 8HS после проведения термоциклирования по комбинированному режиму: в результате продолжительность процесса составила 720 ч при температуре 85 °С и влажности 85 %; нагрев с 23 до 288 °С – 2000 циклов.

Углепластик Avimid[®]R/T650-35 8HS [17] испытали после термического старения при различных температурах: при 204 °С – в течение 1000 ч, при 232 °С – в течение 216 ч и при 327 °С – в течение 5 ч (углепластик выставляли в виде цельных плит с укладкой [0, 90]_{4S}). Сохранение прочности при сдвиге (Interlaminar Shear Strength) при температуре испытания 232 °С составило 97–103 % от исходного значения прочности, определяемой при аналогичной температуре.

Большое внимание при оценке термоокислительной стойкости полиимидных углепластиков уделяется исследованию состояния матрицы при термическом старении. В работах [24, 32–35] приводятся данные по изменению поверхности углепластиков на основе полиимидного связующего PMR-15 при длительном воздействии повышенных температур (до 316 °С).

На рис. 2 видно, как повреждается поверхность углепластика G30-500/PMR-15 при воздействии температуры 288 °С: площадь повреждений составила 8,41 % после 197 ч экспозиции и 39,03 % – после 2092 ч. При температуре экспозиции 316 °С площадь поврежденной поверхности углепластиков увеличивается до 70 %. Проведенные в работе [32] исследования показали, что деструкция проходит с переменной скоростью. Термоокислительному воздействию подвержены в первую очередь внешние области образца. По мере увеличения уровня термического окислирования в поверхностном слое воздействие кислорода начинает распространяться и в глубину материала. С возрастанием поверхностного растрескивания ускоряется диффузия кислорода в ПКМ и значение потери массы увеличивается.



Рис. 2. Состояние поверхности полиимидного углепластика G30-500/PMR-15 после термического старения при температуре 288 °С в течение 197 (а) и 2092 ч (б) [32]

Следует отметить, что после термического старения увеличение показателя сохранения прочности при испытаниях при повышенных температурах наблюдается практически у всех рассмотренных полиимидных углепластиков.

Результаты и обсуждение

Термостойкость (химическая устойчивость) полимера оценивается длительностью сохранения требуемых значений свойств при заданной температуре. Исследование термоокислительной стойкости углепластика ВКУ-61 при повышенных температурах (наряду с испытаниями при различных температурах) позволяет определить рекомендуемые температуры эксплуатации материала.

В табл. 2–4 приведены результаты испытаний (средние значения) углепластика ВКУ-61 после термического старения при температурах 250, 280 и 320 °С, а на рис. 3 и 4 – данные сохранения прочностных свойств после испытаний.

Таблица 2

Свойства углепластика ВКУ-61 после термического старения при температуре 250 °С

Свойства	Температура испытания, °С	Контрольный показатель	Значения свойств при продолжительности экспозиции, ч		
			100	250	500
Прочность при изгибе, МПа	23±3	656	620	510	480
	250	650	580	520	470
Модуль упругости при изгибе, МПа	23±3	55	57	57	55
	250	56	59	59	56

Из данных, представленных в табл. 2, видно, что сохранение прочности при статическом изгибе углепластика ВКУ-61 после термического старения при температуре 250 °С достаточно велико и после 500 ч экспозиции составляет 77 % как при температуре испытания 23±3 °С, так и при 250 °С. Модуль упругости при изгибе остается на уровне исходных значений.

Из данных, представленных в табл. 3 и на рис. 3, видно, что увеличение температуры термического старения на 30 °С приводит к существенному сокращению продолжительности экспозиции, в течение которой сохранение прочности остается на

уровне $\geq 60\%$, обеспечивающем стабильную работу материала. Достаточное сохранение прочности при температуре $280\text{ }^{\circ}\text{C}$ обеспечивается в течение не более 250 ч, а сохранение прочности углепластика ВКУ-61 после 500 ч термического старения при этой же температуре составляет 45–49 % при статическом изгибе и 53–69 % при межслойном сдвиге. После 500 ч термического старения при температуре $280\text{ }^{\circ}\text{C}$ также наблюдается незначительное снижение (9–14 %) значений модуля упругости при изгибе.

Таблица 3

Свойства углепластика ВКУ-61 после термического старения при температуре $280\text{ }^{\circ}\text{C}$

Свойства	Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$	Контрольный показатель	Значения свойств при продолжительности экспозиции, ч		
			100	250	500
Прочность при изгибе, МПа	23 ± 3	656	518	404	324
	280	649	492	371	291
Модуль упругости при изгибе, МПа	23 ± 3	55	56	53	49
	280	56	54	52	48
Предел прочности при межслойном сдвиге, МПа	23 ± 3	38	27	24	20
	280	32	33	28	22

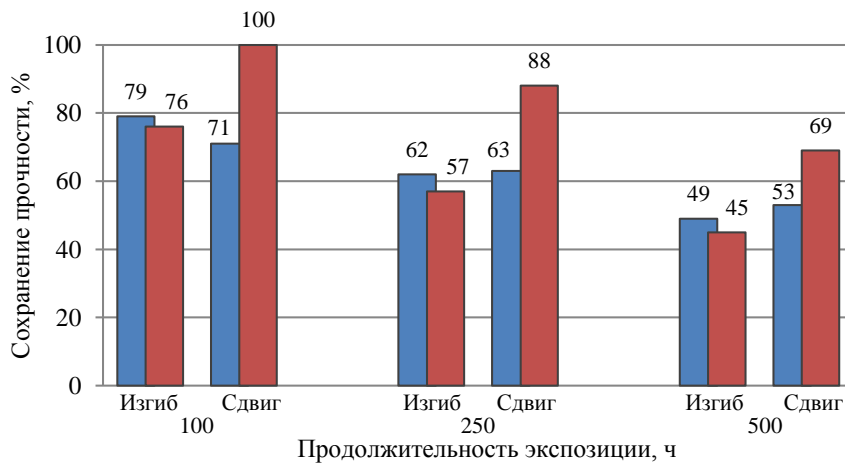


Рис. 3. Сохранение прочностных свойств при температурах испытаний $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (■) и $280\text{ }^{\circ}\text{C}$ (■) углепластика ВКУ-61 при изгибе и сдвиге после термического старения при температуре $280\text{ }^{\circ}\text{C}$

Из данных, представленных в табл. 4 и на рис. 4, видно, что при температуре термического старения $320\text{ }^{\circ}\text{C}$ показатель сохранения прочности еще меньше. После экспозиции при температуре $320\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 100 ч сохранение прочности составляет: 68 % – при статическом изгибе, 66 % – при межслойном сдвиге (температура испытания $23\pm 3\text{ }^{\circ}\text{C}$), а после экспозиции в течение 200 ч данный параметр при статическом изгибе находится на уровне 42 %, а при межслойном сдвиге – на уровне 37 % (температура испытания $23\pm 3\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Таблица 4

Свойства углепластика ВКУ-61 после термического старения при температуре $320\text{ }^{\circ}\text{C}$

Свойства	Температура испытания, $^{\circ}\text{C}$	Контрольный показатель	Значения свойств при продолжительности экспозиции, ч			
			50	100	150	200
Прочность при изгибе, МПа	23 ± 3	656	624	443	326	278
	320	613	582	412	349	292
Модуль упругости при изгибе, МПа	23 ± 3	55	53	52	49	49
	320	55	52	51	50	47
Предел прочности при межслойном сдвиге, МПа	23 ± 3	38	38	25	17	14
	320	28	32	24	20	15

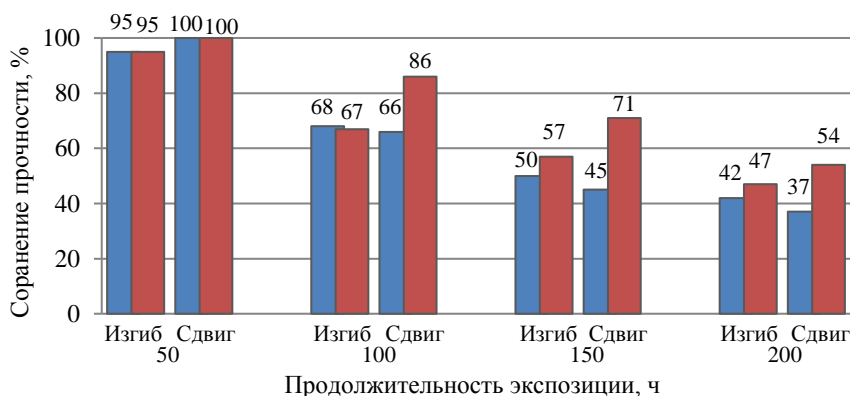


Рис. 4. Сохранение прочностных свойств при температурах испытаний 20 (■) и 320 °C (■) углепластика ВКУ-61 при изгибе и сдвиге после термического старения при температуре 320 °C

На рис. 5 представлена зависимость сохранения прочности при статическом изгибе от температуры экспозиции.

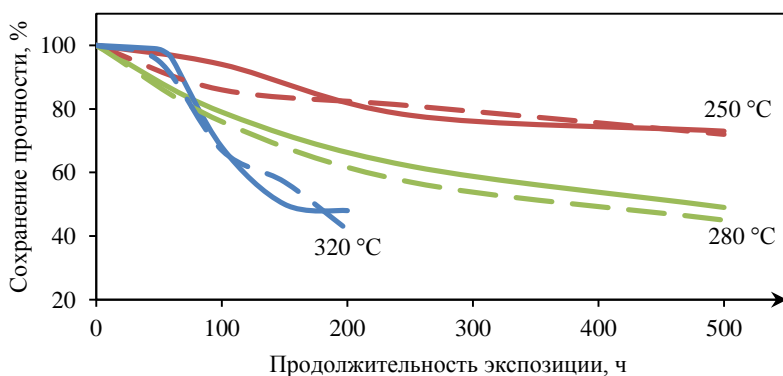


Рис. 5. Сохранение прочности углепластика ВКУ-61 при статическом изгибе после термического старения при температурах 250, 280 и 320 °C: сплошная линия – при температуре испытания 23±2 °C, пунктирная линия – при повышенной температуре

На рис. 6 представлены данные по потере массы образцов углепластика в процессе термического старения при различных температурах.

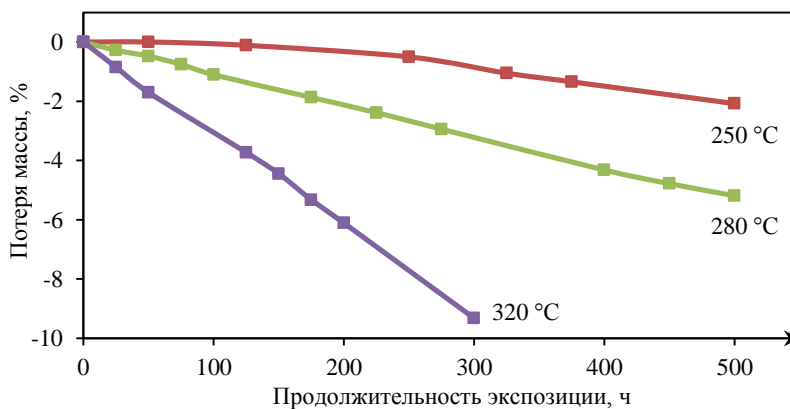


Рис. 6. Кривые потери массы углепластика ВКУ-61 в зависимости от температуры процесса термического старения (250, 280 и 320 °C)

Постоянное значение массы образца при термоокислительной деструкции в процессе термического старения принято считать критерием стабильности материала. Следует отметить также, что исследования проводили на образцах сравнительно небольшого размера (50×50×(2–2,5) мм), поэтому зависимость потери массы, отмечаемая для рассматриваемых образцов, для элементов конструкции в натуральную величину может быть минимальной. Из данных, представленных на рис. 6, видно, что чем выше температура термического старения, тем больше показатель потери массы. Для удобства сравнения и расчета кажущейся энергии активации полученные значения потери массы преобразовали с приведением к единому уровню (табл. 5).

Таблица 5

Преобразованные данные по потере массы образцов углепластика

Потеря массы, %	Продолжительность экспозиции, ч, при температуре, °С		
	250	280	320
0,5	250	50	8
1	325	95	25
1,5	400	135	45
2	500	175	60
2,5	–	220	75
3	–	275	98
4	–	360	140
5	–	475	160
6	–	–	200

Процент сохранения свойств материала, определяющий аварийный предел практического применения изделия и приводящийся как достаточный для определения температурно-временных параметров эксплуатации, составляет 50 % [13, 15, 32]. Из данных табл. 5 и рис. 6 видно, что допустимая потеря массы ~2 %, при которой сохранение прочностных свойств находится на уровне не менее 50 % при температуре термостарения 250 °С, наступает через 500 ч (сохранение прочности при изгибе 73 %), а при температуре 320 °С – через 60 ч (сохранение свойств даже после 100 ч экспозиции составляет 66–68 %). Однако прогнозировать изменение свойств материала на основании только показателя потери массы некорректно, поэтому следует учитывать другие сопутствующие процессы, происходящие при термическом старении материала.

Для оценки возможности прогнозирования величины потери массы при повышенной температуре и, как следствие, прогнозирования сохранения прочностных характеристик определена энергия активации термического старения углепластика в интервале температур от 250 до 320 °С.

Расчет кажущейся энергии активации E_i (кДж/моль), характеризующей скорость процесса старения, проводили с использованием экспоненциальной зависимости Аррениуса, характерной для активационных процессов. Применимость такого метода расчета энергии активации и последующего прогнозирования подробно описана в работах [27, 36–38]:

$$E_i = R \cdot \frac{T_j \cdot T_{j+1}}{T_{j+1} - T_j} \cdot \ln \frac{\tau_{T_j}}{\tau_{T_{j+1}}}, \quad (1)$$

где $R = 8,31$ Дж/(моль·К) – универсальная газовая постоянная; T_j и T_{j+1} – температуры испытаний, К; τ_{T_j} и $\tau_{T_{j+1}}$ – продолжительность испытаний до достижения соответствующего показателя X_i при температурах T_j и T_{j+1} ; $j = 1, 2, \dots, (n - 1)$; n – число всех членов последовательности.

Среднее расчетное значение энергии активации, полученное по формуле (1) с использованием данных табл. 5, составляет 95 кДж/моль, однако энергия активации не является константой полимера, зависит от ряда факторов (например, условий испытания, вида образца и т. п.) и не является постоянной величиной.

С применением полученного значения E_i выполнен обратный расчет ожидаемой продолжительности потери массы углепластиком при температуре термического старения 280 °С, находящейся внутри рассматриваемого диапазона:

$$\ln \tau_{T_j} = \frac{E_i \cdot (T_{j+1} - T_j)}{R \cdot T_j \cdot T_{j+1}} + \ln \tau_{T_{j+1}}. \quad (2)$$

Рассмотрены диапазоны потери массы от 0 до 2 % (наиболее характерный диапазон на начальных стадиях термического старения для всех рассматриваемых температур, что согласуется с зарубежными исследованиями полиимидных материалов [26, 39]), а также от 0 до 5 %.

На рис. 7 представлены экспериментальные и расчетные кривые потери массы при термическом старении при температуре 280 °С, а также расчетная кривая прогнозируемой потери массы в процессе термического старения при температуре 300 °С.

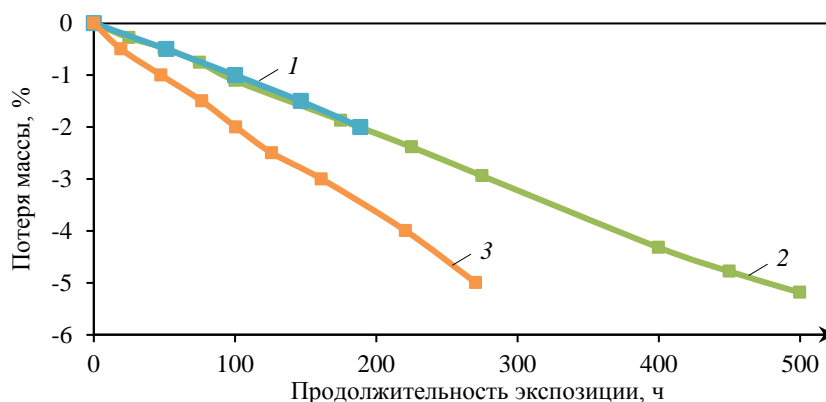


Рис. 7. Расчетные (кривые 1 и 3) и экспериментальные (кривая 2) данные по потере массы углепластика ВКУ-61 при термическом старении при температуре 280 (кривые 1 и 2) и 300 °С (кривая 3)

Установлено, что отклонение фактически полученного результата от расчетного составляет 3–8 %, что свидетельствует о применимости зависимости Аррениуса для определения прогнозируемой потери массы углепластика при термическом старении.

Оценку влияния термостарения на температуру стеклования углепластика проводили на образцах, выдержанных в наиболее жестком температурном режиме – при 320 °С. На рис. 8 приведены термограммы углепластика ВКУ-61 в исходном состоянии, а также после 50 и 200 ч термостарения при температуре 320 °С.

Из данных, приведенных на рис. 8, видно, что даже после 200 ч термостарения при 320 °С температура стеклования, увеличившаяся до 377 °С после 50 ч экспозиции (кривая 2), составляет 373 °С (кривая 3), что согласуется с данными по температуре стеклования аналогичных зарубежных полиимидных связующих. Например, данный параметр полиимидного связующего MVK-10® после термоокислительного старения при температуре 260 °С в течение 1000 ч [19] находится на уровне 310 °С, тогда как температура стеклования исходного связующего составляет 305 °С.

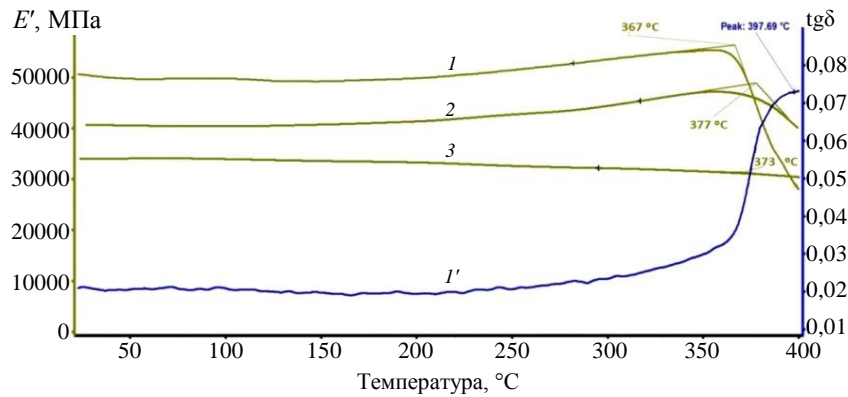


Рис. 8. Результаты динамического механического анализа образцов углепластика ВКУ-61 в исходном состоянии (кривые 1 и 1'), а также после 50 (кривая 2) и 200 ч (кривая 3) термического старения при температуре 320 °C

Для оценки влияния термического старения на морфологию поверхности и структуру углепластика проведена планарная съемка в режиме конфокального лазерного сканирования, по результатам которой получены фотографии и трехмерные топографические модели поверхности образцов. Результаты исследований приведены на рис. 9, 10 и в табл. 6. На трехмерных моделях поверхности углепластика ВКУ-61 замечены перепады высот ее элементов в пределах поля зрения (табл. 6).

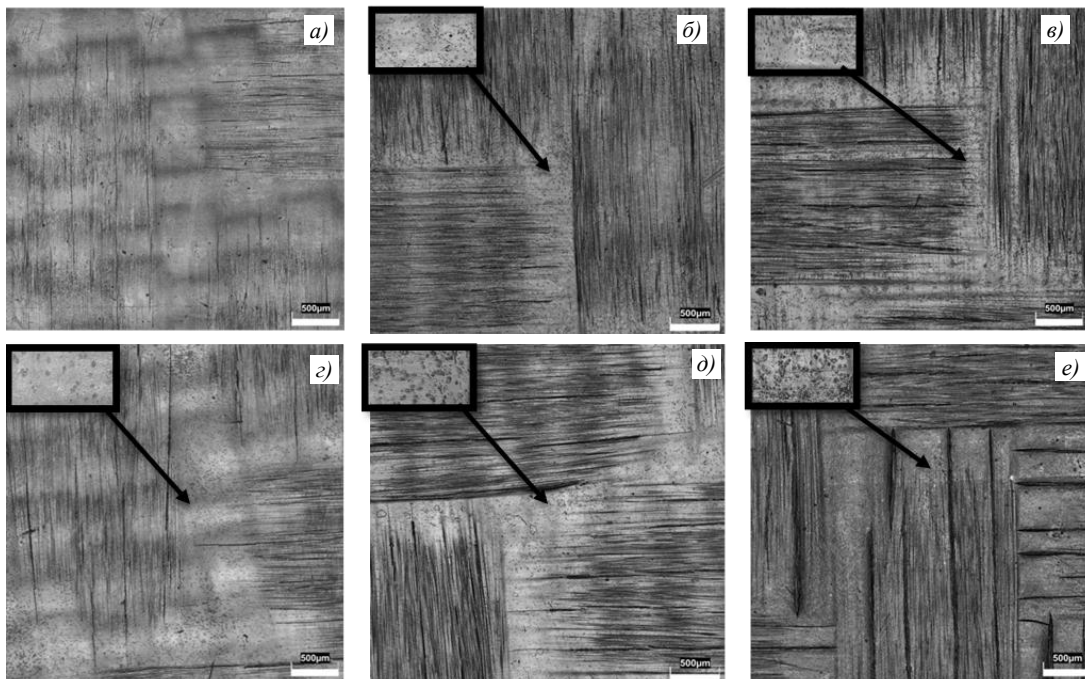


Рис. 9. Фотографии микроструктуры ($\times 100$) поверхности образцов углепластика ВКУ-61 в исходном состоянии (а), а также после термического старения при температуре 280 °C в течение 250 (б) и 500 ч (в) и при 320 °C в течение 50 (г), 100 (д) и 200 ч (е) (в верхнем левом углу приведен участок поверхности с увеличением до $\times 200$)

Из представленных данных видно, что на поверхности образца в исходном состоянии (рис. 9, а), который не подвергался термическому старению, наблюдается полупрозрачный слой связующего, равномерно покрывающий волокна, а также отмечается

сглаживание рельефа поверхности (рис. 10, *a*). Перепад высот ее элементов в пределах поля зрения не превышает 22 мкм.

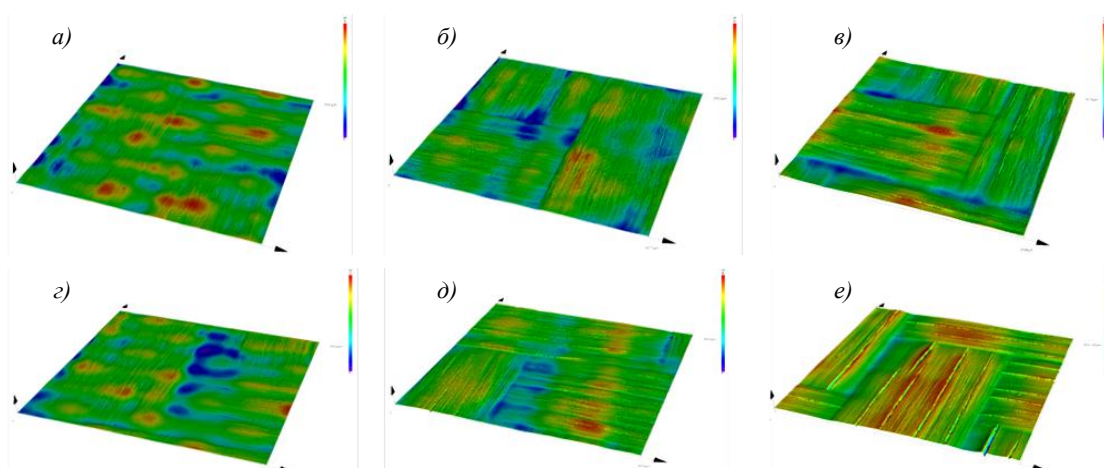


Рис. 10. Трехмерные модели поверхностей образцов углепластика ВКУ-61 в топографической цветовой кодировке в исходном состоянии (*a*), а также после термического старения при температуре 280 °С в течение 250 (*b*) и 500 ч (*c*) и при 320 °С в течение 50 (*d*), 100 (*e*) и 200 ч (*e*)

Таблица 6

Перепады высот элементов на трехмерных моделях поверхности углепластика ВКУ-61

Условия термического старения		Площадь поля зрения, мкм	Перепад высот, мкм (мм)
температура, °С	продолжительность, ч		
В исходном состоянии		3581×3582	22 (0,022)
280	250	3577×3582	32 (0,032)
	500	3584×3579	61 (0,061)
320	50	3582×3582	27 (0,027)
	100	3583×3582	48 (0,048)
	200	3584×3581	100 (0,100)

Поверхность образца углепластика после 250 ч термического старения при температуре 280 °С (рис. 9, *b*) отличается от поверхности образца в исходном состоянии. Слой связующего на поверхности выступающего рельефа волокон истончен, но присутствует в местах пересечения нитей. На отдельных участках связующего наблюдается небольшая эрозия. Поверхность данного образца (рис. 10, *b*) характеризуется наличием участков с гладким рельефом, перепад высот ее элементов в пределах поля зрения несколько увеличен по сравнению с образцом в исходном состоянии, но не превышает 32 мкм. Потеря массы при этом составляет 2,75 %.

Поверхность образца углепластика после 500 ч термического старения при температуре 280 °С (рис. 9, *c*) значительно отличается от поверхности образца в исходном состоянии. На поверхности выступающего рельефа волокон связующее практически отсутствует, а оставшееся связующее в межволоконном и межнитевом пространстве существенно деградировано: отчетливо видна эрозия связующего, вызванная термоокислительной деструкцией при длительном воздействии температуры 280 °С.

Поверхность данного образца (рис. 10, *c*) характеризуется наличием как участков с гладким рельефом, так и зон с параллельными неровностями. Перепад высот элементов поверхности в пределах поля зрения почти в 3 раза увеличен по сравнению с образцом в исходном состоянии и составляет 61 мкм. Потеря массы при этом составляет 5,05 %.

Еще нагляднее выглядит изменение состояния поверхности образцов углепластика после термического старения при температуре 320 °С. После 50 ч экспозиции (рис. 9, з) ее состояние аналогично состоянию поверхности образца в исходном состоянии, за исключением некоторого уменьшения слоя связующего, что подтверждается небольшим увеличением перепада высот до 27 мкм на трехмерной модели поверхности (рис. 10, з). После 100 ч термического старения при температуре 320 °С потеря массы составляет 3,05 %, а на образце (рис. 9, д) отмечается отсутствие связующего на поверхности волокон и наличие эрозии связующего, вызванной термоокислительной деструкцией при длительном воздействии температуры 320 °С. Рельеф поверхности (рис. 10, д) характеризуется наличием как участков с гладким рельефом, так и зон с параллельными неровностями. Перепад высот элементов поверхности в пределах поля зрения более чем в 2 раза увеличен по сравнению с образцом в исходном состоянии и составляет 48 мкм.

Совсем другую картину можно наблюдать при исследовании образца углепластика после 200 ч термического старения при температуре 320 °С (рис. 9, е): на его поверхности связующее практически полностью отсутствует и хорошо видны моноволокна (из них состоит углеродный жгут), «склеенные» в пучки, между которыми присутствует связующее с предыдущего слоя. Для рельефа поверхности образцов на рис. 10, е характерны выраженные параллельные неровности, образованные при активной деструкции и уносе связующего. Перепад высот элементов поверхности в пределах поля зрения значительно увеличен по сравнению с предыдущими образцами и составляет до 100 мкм.

Заключение

При анализе данных по сохранению прочности и потере массы при термоокислительной деструкции в процессе термического старения, а также исследовании микроструктуры термосостаренных углепластиков видно, что на термостойкость материала влияет не только температура экспозиции, но и ее продолжительность. Проведенные исследования позволяют определить допустимые условия эксплуатации углепластика. По результатам испытаний предлагается рекомендовать углепластик ВКУ-61 для эксплуатации при температуре до 280 °С в течение не более 250 ч, а при температуре до 320 °С – не более 100 ч.

Рассчитанная энергия активации позволит в дальнейшем прогнозировать потерю массы в процессе термического старения как при разных температурах, так и с различной продолжительностью их воздействия, что в свою очередь позволит предварительно смоделировать, а также существенно сократить продолжительность проведения натуральных исследований.

Список источников

1. Kablov E.N., Startsev V.O. The influence of internal stresses on the aging of polymer composite materials: a review // *Mechanics of Composite Materials*. 2021. Vol. 57. No. 5. P. 565–576.
2. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic aging of aviation polymer composite materials: I. Influence of significant factors // *Russian metallurgy (Metally)*. 2020. Vol. 2020. No. 4. P. 364–372.
3. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic aging of aviation polymer composite materials: II. Development of methods for studying the early stages of aging // *Russian metallurgy (Metally)*. 2020. Vol. 2020. No. 10. P. 1088–1094.
4. 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.
5. Абрамова М.Г., Луценко А.Н., Варченко Е.А. Об особенностях подтверждения соответствия климатической стойкости материалов авиационного назначения на всех этапах жизненного цикла (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-86-94.

6. Курс М.Г., Николаев Е.В., Абрамов Д.В. Натурно-ускоренные испытания металлических и неметаллических материалов: ключевые факторы и специализированные стенды // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 66–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-66-73.
7. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Колпачков Е.Д. Термодинамические характеристики старения полимерных композиционных материалов в условиях реальной эксплуатации // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 80–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-80-88.
8. Перов Н.С., Гуляев А.И. О необходимости учета эволюции структуры полимерных композиционных материалов с микрогетерогенной матрицей при прогнозировании срока их службы // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 1 (46). С. 75–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-75-85.
9. Гуляев А.И., Медведев П.Н., Сбитнева С.В., Петров А.А. Экспериментальное исследование по оценке адгезионной прочности «волоконно–матрица» в углепластиках на основе эпоксидного связующего, модифицированного полисульфоном // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 4 (57). С. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-4-80-86.
10. Григоренко В.Б., Морозова Л.В. Применение растровой электронной микроскопии для изучения начальных стадий разрушения // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 1 (50). С. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
11. Раскутин А.Е. Термостойкие углепластики для конструкций авиационной техники, эксплуатирующихся при температурах до 400 °С: дис. ... канд. техн. наук. М., 2007. 166 с.
12. Михайлин Ю.А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы. СПб.: Профессия, 2006. 624 с.
13. Михайлин Ю.А. Тепло-, термо- и огнестойкость полимерных материалов. СПб.: Научные основы и технологии, 2011. 416 с.
14. Жаринов М.А., Шимкин А.А., Ахмадиева К.Р., Зеленина И.В. Особенности и свойства расплавленного полиимидного связующего полимеризационного типа // *Труды ВИАМ*. 2018. № 12 (72). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.09.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-46-53.
15. Wilson D. PMR-15 Processing, Properties and Problems – a Review // *British Polymer Journal*. 1988. No. 20. P. 405–416.
16. Sheppard C.H., Hoggatt J.T., Symonds W.A. Quality control developments for graphite/PMR-15 polyimide composites materials. NASA, 1979. 181 p.
17. Avimid[®]R Polyimide Composite. Technical Data Sheet // Cytec engineered materials. 2012. URL: <https://matweb.com/search/datasheettext.aspx?matguid=3dcb6c37bd39469c8e92b27045a13ea4> (дата обращения: 01.12.2022).
18. CYCOM[®]2237 Polyimide Resin System. Technical Data Sheet // Cytec engineered materials. 2012. URL: <https://www.solvay.com/en/product/cycom-2237> (дата обращения: 01.12.2022).
19. MVK-10. RTM Polyimide. Product description // Maverick Corp. URL: http://www.maverickcorp.com/_CE/pagecontent/Documents/MVK-10.pdf (дата обращения: 01.12.2022).
20. MVK-14 FREEFORM[®]. High temperature polyimide // Maverick Corp. URL: <http://www.maverickcorp.com/high-temperature-resins/material-options-high/mvk-14-freeform/> (дата обращения: 01.12.2022).
21. Tsampas S., Fernberg P., Joffe R. Development of novel high Tg polyimide-based composites. Part II: Mechanical characterization // *Journal of Composite Materials*. 2018. Vol. 52. No. 2. P. 261–274.
22. High temperature composite materials // UBE Industries Ltd. 2007. URL: <https://pdf4pro.com/amp/view/high-tempereture-composite-materials-upilex-5a5302.html> (дата обращения: 01.12.2022).
23. Aerospace. Advance Composite Materials Selector Guide // Toray Advanced Composites. URL: https://www.toraytac.com/media/ca3eea73-6961-4ea8-adc7-5d1b861684f6/Bxgrfg/TAC/Documents/Selector%20Guides/Toray_Advanced_Composite_Material_Portfolio_Selector_Guide.pdf (дата обращения: 01.12.2022).

24. Bowles K.J., Roberts G.D., Kamvouris J.E. Long-term isothermal aging effects on carbon fabric-reinforced PMR-15 composites: compression strength. Washington: NASA, 1996. 17 p.
25. Bowles K.J. Thermo-Oxidative Stability Studies of Celion 6000/PMR-15 Unidirectional Composites, PMR-15, and Celion 6000 Fiber // *Journal of Composite Materials*. 1988. Vol. 22. No. 10. P. 966–985.
26. 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, USA, 2007. 124 p.
27. Bowles K.J., Tsuji L., Kamvouris J., Roberts G.D. Long-Term Isothermal Aging Effects on Weight Loss, Compression Properties, and Dimensions of T650-35 Fabric-Reinforced PMR-15 Composites-Data. Washington: NASA, Glenn Research Center Cleveland, 2003. 65 p.
28. Chuang K.C., Bowles K.J., Papadoulos D. et al. A high T_g PMR polyimide composites (DMBZ-15) // *Journal of Advanced Materials*. 2001. Vol. 33. No. 4. P. 33–38.
29. Chuang K. Development of DMBZ-15 high-glass-transition-temperature polyimides as PMR-15 replacements given R&D 100 awards // *Research and technology*. Washington: NASA, 2003. P. 27–28.
30. Connell J.W., Smith J.G. (Jr.), Hergenrother P.M., Criss J.M. High Temperature Transfer Molding Resins: Status of PETI-298 and PETI-330. URL: <https://www.cs.odu.edu/~mln/ltrs-pdfs/NASA-2003-35sampe-jwc.pdf> (дата обращения: 01.12.2022).
31. Avimid®RB Polyimide Composite. Technical Data Sheet // Cytec engineered materials. 2012. AECM-00052. URL: <https://www.matweb.com/search/datasheettext.aspx?matguid=d3d9f6997a2145d087bfc9342a8ee61b> (дата обращения: 01.12.2022).
32. Shoepner G.A., Tandon G.P., Ripberger E.R. Anisotropic oxidation and weight loss in PMR-15 composites // *Composites: Part A*. 2007. Vol. 38. P. 890–904.
33. Ripberger E.R., Tandon G.P., Shoepner G.A. Experimental techniques for characterizing thermo-oxidative behavior in high-temperature polyimide composite // *ResearchGate*. URL: <https://www.researchgate.net/publication/267819653> (дата обращения: 01.12.2022).
34. Tandon G.P., Pochiraju K.V., Shoepner G.A. Thermo-oxidative behavior of high-temperature PMR-15 resin and composites // *Materials Science and Engineering A*. 2008. Vol. 498. P. 150–161.
35. 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. 05. P. 583–603.
36. Коршак В.В. Термостойкие полимеры. М.: Наука, 1969. 381 с.
37. Валева Е.О., Старцев В.О., Зеленина И.В. Термическое старение, деградация поверхности и влагоперенос в углепластике марки ВКУ-38ТР // *Труды ВИАМ*. 2020. № 6–7 (89). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.12.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-118-128.
38. Валева Е.О. Влияние тепловлажностного воздействия на свойства термостойких полимерных композиционных материалов на основе фталонитрильной матрицы: дис. ... канд. техн. наук. М.: МАИ, 2018. 130 с.
39. Cavano P.J., Winters W.E. Fiber reinforced PMR polyimide composites. Washington: NASA Lewis Researcher Center, 1978. 105 p.

References

1. Kablov E.N., Startsev V.O. The influence of internal stresses on the aging of polymer composite materials: a review. *Mechanics of Composite Materials*, 2021, vol. 57, no. 5, pp. 565–576.
2. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic aging of aviation polymer composite materials: I. Influence of significant factors. *Russian metallurgy (Metally)*, 2020, vol. 2020, no. 4, pp. 364–372.
3. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic aging of aviation polymer composite materials: II. Development of methods for studying the early stages of aging. *Russian metallurgy (Metally)*, 2020, vol. 2020, no. 10, pp. 1088–1094.
4. 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.

5. Abramova M.G., Lutsenko A.N., Varchenko E.A. Concerning the aspects of validation of climate resistance of airborne materials at all life cycle stages (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-86-94.
6. Kurs M.G., Nikolayev E.V., Abramov D.V. Full-scale and accelerated tests of metallic and non-metallic materials: key factors and specialized stands. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 66–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-66-73.
7. Laptev A.B., Nikolayev E.V., Kolpachkov E.D. Thermodynamic characteristics of aging of polymeric composite materials under conditions of real exploitation. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3, pp. 80–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-80-88.
8. Perov NS, Gulyaev A.I. About the importance of structure evolution control of polymer composite materials with the microheterogeneous matrix for service life forecasting. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 1 (46), pp. 75–85. DOI: 10.18577 / 2071-9140-2017-0-1-75-85.
9. Gulyaev A.I., Medvedev P.N., Sbitneva S.V., Petrov A.A. Experimental research of «fiber-matrix» adhesion strength in carbon fiber epoxy/polysulphone composite. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 4 (57), pp. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.
10. Grigorenko V.B., Morozova L.V. Application of the scanning electron microscopy for studying of initial destruction stages. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
11. Raskutin A.E. *Heat-resistant carbon plastics for aircraft structures operating at temperatures up to 400 °C*: thesis, Cand.Sc. ... cand. tech. Sciences. Moscow, 2007, 166 p.
12. Mikhailin Yu.A. *Heat-resistant polymers and polymeric materials*. St. Petersburg: Professiya, 2006, 624 p.
13. Mikhailin Yu.A. *Heat, thermal and fire resistance of polymeric materials*. St. Petersburg: Nauchnye osnovy i tekhnologii, 2011, 416 p.
14. Zharinov M.A., Shimkin A.A., Akhmediyeva K.R., Zelenina I.V. Features and properties of solvent-free PMR-type polyimide resin. *Trudy VIAM*, 2018, no. 12 (72), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 01, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-46-53.
15. Wilson D. PMR-15 Processing, Properties and Problems – a Review. *British Polymer Journal*, 1988, no. 20, pp. 405–416.
16. Sheppard C.H., Hoggatt J.T., Symonds W.A. *Quality control developments for graphite/PMR-15 polyimide composites materials*. NASA, 1979, 181 p.
17. Avimid[®]R Polyimide Composite. *Technical Data Sheet*. Available at: <https://matweb.com/search/datasheettext.aspx?matguid=3dcb6c37bd39469c8e92b27045a13ea4> (accessed: December 01, 2022).
18. CYCOM[®] 2237 Polyimide Resin System. *Technical Data Sheet*. Available at: <https://www.solvay.com/en/product/cycom-2237> (accessed: December 01, 2022).
19. MVK-10. RTM Polyimide. *Product description*. Available at: http://www.maverickcorp.com/_CE/pagecontent/Documents/MVK-10.pdf (accessed: December 01, 2022).
20. MVK-14 FREEFORM[®]. *High temperature polyimide*. Available at: <http://www.maverickcorp.com/high-temperature-resins/material-options-high/mvk-14-freeform/> (accessed: December 01, 2022).
21. Tsampas S., Fernberg P., Joffe R. Development of novel high Tg polyimide-based composites. Part II: Mechanical characterization. *Journal of Composite Materials*. 2018, vol. 52, no. 2, pp. 261–274.
22. *High temperature composite materials*. Available at: <https://pdf4pro.com/amp/view/high-temperature-composite-materials-upilex-5a5302.html> (accessed: December 01, 2022).
23. *Aerospace. Advance Composite Materials Selector Guide*. Available at: https://www.toraytac.com/media/ca3eea73-6961-4ea8-adc7-5d1b861684f6/Bxgrfg/TAC/Documents/Selector%20Guides/Toray_Advanced_Composite_Material_Portfolio_Selector_Guide.pdf (accessed: December 01, 2022).
24. Bowles K.J., Roberts G.D., Kamvouris J.E. *Long-term isothermal aging effects on carbon fabric-reinforced PMR-15 composites: compression strength*. Washington: NASA, 1996, 17 p.

25. Bowles K.J. Thermo-Oxidative Stability Studies of Celion 6000/PMR-15 Unidirectional Composites, PMR-15, and Celion 6000 Fiber. *Journal of Composite Materials*, 1988, vol. 22, no. 10, pp. 966–985.
26. 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, USA, 2007, 124 p.
27. Bowles K.J., Tsuji L., Kamvouris J., Roberts G.D. *Long-Term Isothermal Aging Effects on Weight Loss, Compression Properties, and Dimensions of T650-35 Fabric-Reinforced PMR-15 Composites-Data*. Washington: NASA, Glenn Research Center Cleveland, 2003, 65 p.
28. Chuang K.C., Bowles K.J., Papadoulos D. et al. A high Tg PMR polyimide composites (DMBZ-15). *Journal of Advanced Materials*, 2001, vol. 33, no. 4, pp. 33–38.
29. Chuang K. Development of DMBZ-15 high-glass-transition-temperature polyimides as PMR-15 replacements given R&D 100 awards. *Research and technology*. Washington: NASA, 2003, pp. 27–28.
30. Connell J.W., Smith J.G. (Jr.), Hergenrother P.M., Criss J.M. High Temperature Transfer Molding Resins: Status of PETI-298 and PETI-330. Available at: <https://www.cs.odu.edu/~mln/ltrs-pdfs/NASA-2003-35sampe-jwc.pdf> (accessed: December 01, 2022).
31. Avimid®RB Polyimide Composite. Technical Data Sheet. Cytec engineered materials. 2012. AECM-00052. Available at: <https://www.matweb.com/search/datasheettext.aspx?matguid=d3d9f6997a2145d087bfc9342a8ee61b> (accessed: December 01, 2022).
32. Shoepner G.A., Tandon G.P., Ripberger E.R. Anisotropic oxidation and weight loss in PMR-15 composites. *Composites: Part A*, 2007, vol. 38, pp. 890–904.
33. Ripberger E.R., Tandon G.P., Shoepner G.A. *Experimental techniques for characterizing thermo-oxidative behavior in high-temperature polyimide composite*. Available at: <https://www.researchgate.net/publication/267819653> (accessed: December 01, 2022).
34. Tandon G.P., Pochiraju K.V., Shoepner G.A. Thermo-oxidative behavior of high-temperature PMR-15 resin and composites. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 498, pp. 150–161.
35. 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. 05, pp. 583–603.
36. Korshak V.V. *Heat resistant polymers*. Moscow: Nauka, 1969, 381 p.
37. Valevin E.O., Startsev V.O., Zelenina I.V. Thermal aging, surface degradation and water transfer in carbon fiber reinforced plastic VKU-38TR. *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 01, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-118-128.
38. Valevin E.O. *Influence of heat and moisture exposure on the properties of heat-resistant polymer composite materials based on a phthalonitrile matrix*: thesis, Cand. tech. Sciences. Moscow: MAI, 2018, 130 p.
39. Cavano P.J., Winters W.E. *Fiber reinforced PMR polyimide composites*. Washington: NASA Lewis Researcher Center, 1978, 105 p.

Информация об авторах

Валуева Мария Игоревна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

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

Гуляев Артем Игоревич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Maria I. Valueva, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Artem I. Gulyaev, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 20.02.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 20.03.2023.

The article was submitted 20.02.2023; approved and accepted for publication after reviewing 20.03.2023.