

9. СТАТЬИ НАШИХ ЧИТАТЕЛЕЙ

Материалы авиационной и космической техники

Высокотемпературные механические свойства углеродных и композиционных углерод-углеродных материалов

А. П. Карпов, Г. Е. Мостовой

Исследованы механические свойства композиционного 4х-мерного углерод-углеродного (С-С) материала в диапазоне температур 20 – 2800 °С. Показано, что благодаря структуре материала изменение прочностных свойств в этом диапазоне температур при испытании вдоль осей армирования X и Z аналогично изменению прочности слоистого пирографита УПВ-1, в то же время температурные зависимости модуля упругости и предельной деформации аналогичны поликристаллическим графитам типа ВПП. Рассмотрены особенности поведения температурных зависимостей механических свойств исследованного материала.

Ключевые слова: пек, углеродный материал, углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ), пироуглерод, пирографит, аморфный углерод, фибриллы, предельная деформация, турбостратная структура.

Введение

Стремление к повышению скоростных режимов и связанного с этим повышением температурного потолка работоспособности летательных аппаратов авиакосмической техники, а также аппаратов наземного транспорта стимулирует разработки новых конструкционных материалов на углеродной основе с повышенными механическими и теплофизическими свойствами.

Класс “углеродные материалы” объединяет самые различные материалы, состоящие, в основном, из углерода и отличающиеся друг от друга своей микро- и макроструктурой. Это графитовые, пирографитовые, стеклоуглеродные и композиционные углерод-углеродные конструкционные материалы (УУКМ), а также углеродные волокна и ткани. Данные материалы применяют в самых разнообразных областях: медицине, спорте, химической, металлургической, авиакосмической промышленности и других областях. Благодаря высокой исходной структурной анизотропии монокристалла графита и большому разнообразию технологий получения углеродных материалов, возможно создавать как идеальные электро- и теплопроводники,

сравнимые по своим свойствам с алюминием и медью, так и идеальные тепло- и электроизоляторы [1]. Поскольку углерод обладает биологической совместимостью с соединительными тканями человека, то возможно изготовление искусственных заменителей, которые со временем прорастают живой тканью, вытесняющей углеродную путём её растворения [2].

Углеродные материалы и, в частности, конструкционные графиты и пирографиты обладают ещё одной особенностью — повышением прочностных характеристик с ростом температуры эксплуатации изделий (образцов) до 2500 – 2800 °С [3], но при этом обладают низкой трещиностойкостью. Учитывая указанные особенности углеродных материалов, разработаны различного типа композиционные материалы с применением волокнистых наполнителей для изделий, работающих в разных областях, составляя серьёзную конкуренцию традиционным углеродным материалам.

Цель работы — исследование особенностей изменения механических свойств УУКМ при высоких температурах, а также влияния термообработки на изменение механических свойств углеродных волокон (УВ), применяемых для изготовления УУКМ.

Материалы и методы исследований

Для экспериментов был изготовлен 4х-мерно армированный С-С-материал, полученный на основе углеродного волокна ВМН-4 при температуре термообработки (ТТО) 2200 °С.

Процесс получения С-С-материала заключался в нескольких циклах пропитки пеком + термомеханическая обработка (ТМО) коксовой матрицы и углеродных жгутов в результате которых происходит уплотнение пековым коксом. Углеродные жгуты после многократной пропитки пеком и термообработки превращаются в С-С-композиционный материал, отличающийся по своим физико-механическим свойствам от исходных углеродных нитей (жгутов). Тем самым, многомерно армированные С-С-материалы представляют собой сложные двухуровневые С-С-системы. 1-й уровень представляет собой композиционный материал, состоящий из наполнителя — углеродного многомерного стержневого каркаса и матричного кокса. 2-й уровень — стержневой композиционный материал, состоящий из наполнителя-углеродных нитей и текстурированного мелкодисперсного кокса, отличающегося по своим размерам частиц, пористости и структуре от матричного кокса.

Условная схема армирования приведена на рис. 1. Три направления X , Y и R лежат в одной плоскости Q и расположены под углом 120° по отношению друг к другу. Четвёртое направление Z расположено по нормали к плоскости Q . Для армирования применяли волокно ВМН-4 одной и той же линейной плотности для всех направлений.

Для оценки влияния представленной схемы армирования на величину анизотропии и её изменение при нагреве, образцы для испытаний были вырезаны и испытаны только в двух направлениях X и Z , поскольку направления X , Y и R равнозначны.

Испытание на растяжение при высоких температурах проведены на высокотемпературной установке МГр-3000-1000 в нейтральной среде аргона при скорости перемещения активного захвата 5 мм/мин

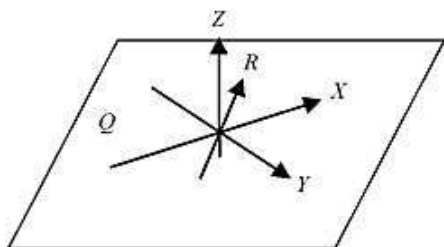


Рис. 1. Схема армирования 4х-мерного С-С-композиционного материала.

в диапазоне 20 – 3000 °С. Температуру образца измеряли с помощью пирометра фирмы “LEYBOLD HERAEUS”.

Деформацию образцов записывали dilatометрическим способом, выводя регистрирующий датчик перемещения (ДП) в холодную зону — водоохлаждаемую камеру. Перемещение нижней захватной части образца (головки) относительно верхней неподвижной передавалось ДП с помощью графитовых стержней, сочленённых с кварцевыми удлинителями. Графитовые стержни проходили через горячую зону, а кварцевые удлинители передавали перемещения непосредственно ДП. Датчик силы также выведен из горячей зоны и крепился на верхней неподвижной траверсе. Усилие создавалось с помощью расположенного в основании машины электропривода и передавалось на образец и датчик силы с помощью подвижной водоохлаждаемой тяги из жаропрочной стали через активный нижний захват. Сигналы от датчиков силы и перемещения передавались на двухкоординатный самописец (принтер компьютера). Нагрев образца осуществляли с помощью трубчатого графитового нагревателя, длина которого превышала в три раза длину образца, чтобы нивелировать перепад температур между образцом и захватами для предотвращения преждевременного разрушения образцов в захватах. Если температура захватов будет меньше температуры образца, то может возникнуть вероятность разрушения образца в нерабочей части (галтелях или головках, находящихся в захватах), так как из-за особенностей, присущих графитам и большинству С-С-материалам, прочность материала углеродных образцов возрастает с повышением температуры испытания в диапазоне температур 20–2800 °С.

Свойства разрабатываемого С-С-материала сопоставляли со свойствами графитового конструкционного материала ВПП и пирографита УПВ-1 при высоких температурах, применяемых в литейной, металлургической и авиакосмической промышленности, также приведены особенности поведения УВ при высоких температурах.

Особенности изменения механических свойств графита ВПП

Прочность графитов типа ВПП на основе прокалённого кокса и каменноугольного пека возрастает с повышением температуры испытания до 2700 °С почти в 2,2 раза и только при повышении температуры испытания до 3000 °С прочность снижается, но остаётся выше значения при комнатной температуре ~ в 1,7 раза. Также возрастает и

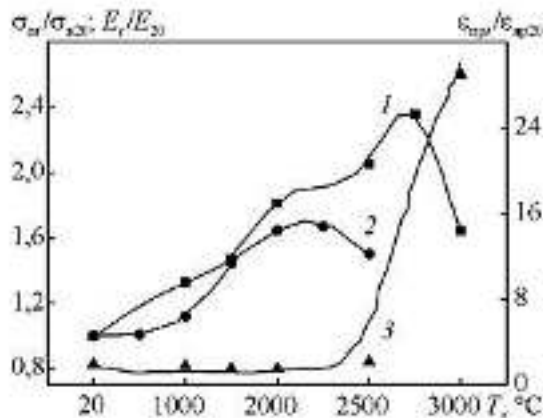


Рис. 2. Влияние температуры испытаний на изменение механических свойств графита ВПП. $\sigma_{т20}$, σ_{20} , E_{20} и $\varepsilon_{т20}$, $\sigma_{т}$, $E_{т}$ – предельные деформация, прочность, модуль упругости при комнатной температуре и при заданной температуре испытания t , соответственно (под предельной деформацией понимается деформация, соответствующая максимальному значению разрывной нагрузки). 1 – $\sigma_{т}/\sigma_{20}$, 2 – $E_{т}/E_{20}$, 3 – $\varepsilon_{т}/\varepsilon_{20}$.

нормальный модуль упругости, но до более низкой температуры — 2200 °C (~ в 1,75 раза). При дальнейшем повышении температуры испытания модуль упругости начинает уменьшаться, но даже при температуре 2500 °C остается выше комнатного значения ~ в 1,6 раза (рис. 2).

Несколько необычен характер температурной зависимости предельной деформации данного материала: при повышении температуры испытания до 2000 – 2200 °C отмечается снижение деформации до 0,6 от значения предельной деформации при комнатной температуре. В указанном температурном диапазоне процессе деформирования носит слабо выраженный нелинейный характер при хрупком характере разрушения.

При дальнейшем повышении температуры материал начинает проявлять пластические свойства и деформация возрастает. Появляются необратимые деформации, диаграммы деформирования становятся нелинейными. При температуре выше 2500 °C деформация резко возрастает и при 3000 °C превышает деформацию при комнатной температуре почти в 30 раз (рис. 2). При 2800 – 3000 °C на образцах при растяжении в рабочей части появляется локальные области сужения (шейки).

Особенности изменения механических свойств пирографита УПВ-1

Особый интерес представляет изменение механических свойств пирографита УПВ-1 — материала, получаемого путём пиролиза газообразных углеводородов в вакууме при 1400 – 1500 °C с последующим нагреванием образовавшегося пироуглерода до температур 2500 – 3000 °C при давлении 50 МПа. Такие условия получения формируют в УПВ-1 турбоэпитаксиальную слоистую структуру с четко выраженной анизотропией свойств вдоль плоскости осаждения и в перпендикулярном направлении [3].

Структурная особенность УПВ-1 проявляется на его температурных зависимостях упруго-прочностных и деформационных свойств (рис. 3).

Для данного материала характерно наличие двух максимумов прочности на температурной зависимости при растяжении: в диапазоне 1000 – 1500 °C увеличение происходит в 2,3 раза. Появление первого максимума и минимума связано, очевидно, с уменьшением и перераспределением внутренних напряжений, обусловленных особенностями слоистой структуры, образованной конусами роста (столбчатыми кристаллитами). Величина нормальных остаточных напряжений в пирографитовых пластинах

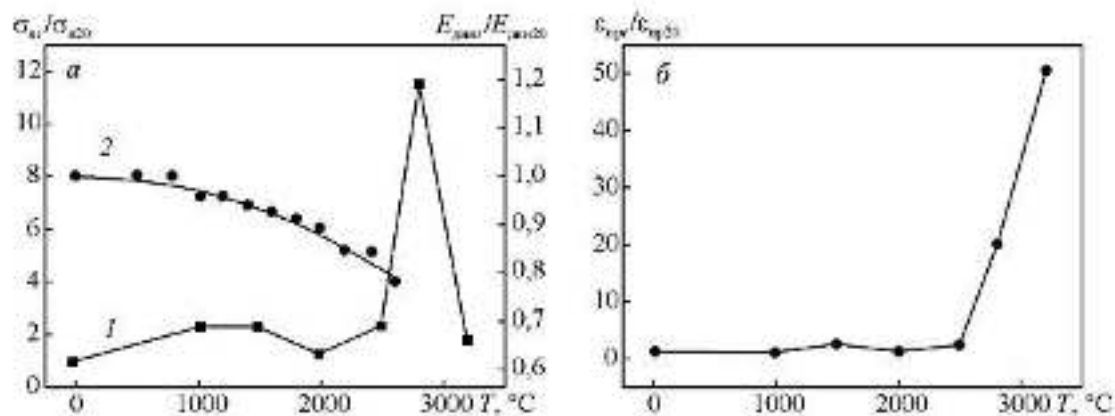


Рис. 3. Изменение: а – прочности и модуля упругости: 1 – $\sigma_{т}/\sigma_{20}$, 2 – $E_{т}/E_{20}$, б – предельной деформации при растяжении УПВ-1 в диапазоне температур 20 – 3200 °C.

может достигать 45 % от среднего значения изгибной прочности [4]. Минимум роста прочности находится в диапазоне 1900–2100 °С и составляет 1,2 прочности при комнатной температуре. В этом же диапазоне температур для данного материала характерно падение предельной деформации, которое составило 0,8 от значения при комнатной температуре. При повышении температуры испытания выше 2100 °С деформативность материала увеличивается в результате появления пластичности и при 3200 °С она возрастает в 50 раз.

Проявление пластичности при температурах равных и выше 2100 °С сопровождается деформационным упрочнением, которое достигает максимума в диапазоне 2700–2900 °С (в 11,3 раз).

Примечательно, что для пирографитов типа УПВ-1, как и для графитов типа ВПП, предел прочности при растяжении при температуре испытания 3200 °С остаётся выше комнатных значений прочности, что обусловлено происходящими в материале образцов структурными изменениями, связанными с процессами графитации. Пластические деформации, возникающие в образцах при температурах испытания выше 2000 °С, ускоряют процессы упорядочения в расположении атомов углерода в турбоэстратных углеродных слоях и в расположении самих слоёв по отношению друг к другу, увеличивая количество ковалентных связей в слоях.

Структурные особенности УПВ-1 повлияли и на температурную зависимость динамического модуля упругости. В отличие от поликристаллических графитов модуль упругости УПВ-1 относительно слабо и монотонно меняется с повышением температуры: он постепенно уменьшается и при 2600 °С составляет 0,78 от значения при комнатной температуре. Экспериментальную зависимость можно описывать полиномом второй степени:

$$E' = 1,008 + 1,027E^{-5}T - 3,481E^{-8}T^2, \quad (1)$$

$$\text{где } E' = \frac{E_{\text{дин},t}}{E_{\text{дин},20}}$$

Особенности изменения механических свойств УВ в зависимости от температуры испытания и термообработки

УПВ-1 представляет собой промежуточную форму между поликристаллическими графитами и углеродными текстурированными волокнами. Карбонизованные и частично графитированные углеродные волокна представляют собой неоднородную систему вытянутых и коаксиально располо-

женных вдоль оси волокна лентообразных изогнутых образований — фибрилл, переходящих непрерывно одна в другую [5]. Последние состоят из линейных участков (турбоэстратных кристаллитов) с преимущественной ориентацией вдоль оси волокна. Кристаллиты в пределах фибриллы чередуются с искривлёнными (аморфными) участками, предположительно состоящими из углеродных молекулярных цепочек, образующих различные гибридные формы аморфного углерода [5]. Величина текстурированности фибрилл уменьшается в радиальном направлении: от поверхности к центру, и доля аморфных участков фибрилл возрастает, увеличивается их степень искривлённости за счёт уменьшения линейных размеров кристаллитов. С увеличением степени графитации различие в степени текстурированности фибрилл в радиальном направлении уменьшается. По существу, УВ представляют собой углерод-углеродный микрокомпозиционный материал, в котором в качестве матрицы выступает аморфный углерод, а в качестве армирующего наполнителя — фибриллы [6].

В отличие от графитов и пирографита УПВ-1, у которых температуры получения находится в пределах 2500–3000 °С, у карбонизованных высокопрочных УВ, применяемых для производства конструктивных углерод-углеродных материалов, температура получения находится в пределах 1300–1500 °С, у частично графитированных волокон — в пределах 2000–2200 °С. Это обуславливает отличие температурных зависимостей механических свойств УВ как от пирографита, так и от графитов.

Сформированная структура УВ является метастабильной и определяется степенью вытяжки, температурой получения и длительностью прохождения предварительно окисленного прекурсора через зону нагрева при заданной температуре термообработки.

Кроме того, на конечные свойства УВ влияет исходная структура прекурсора, различающаяся для полнакрилонитрильных (ПАН), гидратцеллюлозных (ПЦ) и неживых волокон. Из-за относительно низкой для углеродных материалов температуры получения метастабильная структура карбонизованных УВ является чувствительной к колебаниям в температурном режиме получения УВ. Как было показано в [7, 8], характер изменения прочности и модуля упругости углеродных волокон типа ВМН-РК менялся в зависимости от партии навоков. Так, для партии волокон в [7] характерно наличие одного максимума прочности и монотонное снижение модуля упругости аналогично пирографиту в интервале 20–2000 °С. В то же время для партии волокон в [8] присуще уже наличие двух максимумов прочности: при 800 и

Таблица 1

Влияние ТТО на механические свойства УВ							
ТТО, °С	Марка УВ	σ , МПа	V_{σ} , %	E , ГПа	V_E , %	$\epsilon_{пр}$, %	V_{ϵ} , %
Исходное состояние	УКН-М-3К	3665,4	32,9	222,0	6,0	1,65	30,9
	ВМН-4	3682,5	20,5	378,5	9,4	0,98	20,5
1500	УКН-М-3К	1860,8	12,7	212,1	10,6	0,88	12,9
	ВМН-4	3186,9	19,8	353,3	11,4	0,91	20,0
1650	УКН-М-3К	2327,8	22,6	228,4	9,5	1,02	21,0
	ВМН-4	3335,1	21,0	364,1	8,0	0,93	21,9
1800	УКН-М-3К	2323,2	15,5	252,9	10,7	0,925	14,7
	ВМН-4	3391,2	20,34	378,4	7,1	0,90	18,9
1950	УКН-М-3К	2470,0	20,4	275,4	9,1	0,90	16,8
	ВМН-4	3563,4	17,2	383,4	7,4	0,95	17,3
2150	УКН-М-3К	3576,2	16,4	333,9	7,7	1,08	14,9
	ВМН-4	3372,4	24,2	386,2	9,3	0,87	21,4

σ — прочность, МПа; V_{σ} — коэффициент вариации значений прочности, %; E — модуль упругости, ГПа; V_E — коэффициент вариации значений модуля упругости, %; $\epsilon_{пр}$ — предельная деформация, %; V_{ϵ} — коэффициент вариации значений предельной деформации, %.

1700 °С, а также наличие одного максимума модуля упругости при 800 °С при его резком снижении после 1700 °С. Эти выводы подтверждаются результатами термообработки карбонизованного волокна УКН-М-3К и частично графитированного волокна ВМН-4. Данные волокна применяют в настоящее время для получения многомерно армированных С-С-материалов.

Проведенная термообработка в нейтральной среде аргона показала, что углеродные волокна ВМН-4, полученные при температуре ~2100 °С, не претерпевают существенных физико-механических изменений во всем интервале температур проведенной термообработки (табл. 1). Отмеченные изменения незначительны и находятся в пределах разброса экспериментальных данных. Существенные изменения претерпевает карбонизованное волокно УКН-М-3К.

Нагрев до 1500 °С приводит к заметному изменению метастабильной структуры и резкому падению деформационных и прочностных свойств волокна при незначительном снижении модуля упругости (табл. 1). Такой характер изменения механических свойств позволяет предположить, что в процессе нагрева происходят дальнейшие структурные преобразования в графитоподобные турбостратные образования — фибриллы в результате разрывов поперечных молекулярных связей и возникновения гексагональных лентообразных сеток в неупорядоченной аморфной структурной составляющей (фазе). Поскольку первичная карбонизация исходного ПАН-волокна проходила при ~1500 °С, повторный нагрев и выдержка при этой температуре в течение 60 минут практически завершили процесс карбонизации.

Нагрев при более высоких температурах инициирует процесс графитации — совершенствование

структуры турбостратных фибрилл в результате уменьшения межплоскостного расстояния, увеличения размеров кристаллитов, роста степени текстурированности. Такие изменения структуры сопровождаются небольшим ростом модуля упругости, прочности и разрывной деформации (рис. 4).

Проведенные испытания показали, что повышение ТТО выше 1650 °С приводит к стабилизации прочности в интервале 1650 – 1900 °С (при дальнейшем повышении модуля упругости примерно на 15 %). Это неизбежно приводит к снижению величины предельной деформации. Такое изменение механических характеристик можно объяснить протеканием в указанном температурном интервале двух конкурирующих процессов: увеличением размеров кристаллических областей (кристаллитов) и ростом степени их текстурированности с одной стороны, и частичным разрушением молекулярных

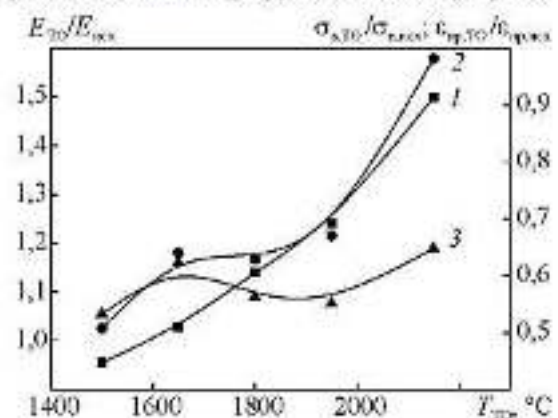


Рис. 4. Влияние ТТО на изменение механических свойств волокна УКН-М-3К $\epsilon_{пр,исх}$, $\sigma_{\Delta ТТО}$, $E_{исх}$ и $\epsilon_{пр,ТТО}$, $\sigma_{\Delta ТТО}$, $E_{ТТО}$ — предельная деформация, прочность, модуль упругости исходных углеродных волокон и после ТТО, соответственно. 1 — $E_{ТТО}/E_{исх}$, 2 — $\sigma_{\Delta ТТО}/\sigma_{исх}$, 3 — $\epsilon_{пр,ТТО}/\epsilon_{пр,исх}$.

А. П. Карлов, Г. Е. Мостовой

связей в аморфных участках фибрилл с другой стороны.

Повышение ТГО выше 1900 °С приводит к дальнейшим структурным преобразованиям, повышающим модуль упругости при одновременном увеличении прочности и предельной деформации волокон в результате появления пластичности, способствующей росту степени текстурированности фибриллярных слоёв и, соответственно, упорядочению в расположении углеродных атомов и образованию новых ковалентных связей в аморфных участках.

Некоторые особенности формирования композиционного С-С-материала

Асинхронное немонокотное изменение упругопрочностных и деформационных свойств карбонизованного волокна УКН-М-3К в интервале 1650–1900 °С может способствовать возникновению и развитию микротрещин на границе раздела между стержневым каркасом и лесоковой матрицей в процессе первого цикла термомеханической обработки заготовок и снизить влияние последующего повышения ТГО на изменение физико-механических свойств. После первого цикла термо-механической обработки (ТМО) при температуре 2150 °С первоначально карбонизованное волокно приобретает более стабильную графитированную структуру, аналогичную ВМН-4. Стабильность механических свойств ВМН-4 подтвердила проведенная термообработка при 2150 °С — из табл. 1 следует, что механические свойства волокна ВМН-4 практически не меняются после проведенной термообработки.

Поскольку углеродные стержни составляют основную часть многомерных композиционных материалов (60 об. % для 3х-мерно армированных и 64 об. % — для 4х-мерно армированных материалов),

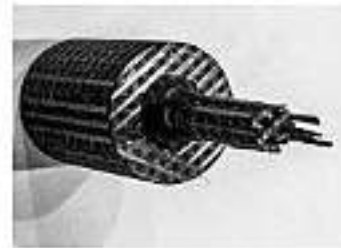


Рис. 5. Поверхность разрушенного 4х-мерного С-С-материала, испытанного в Z-направлении.

то они воспринимают основную часть внешней нагрузки. Несмотря на то, что составляющими компонентами рассматриваемых композиционных материалов являются хрупкие материалы (углеродные волокна и кокс), а также пористость (~4%), испытания на растяжение при комнатной температуре показали хорошую адгезию матрицы с углеродными жгутами практически до момента разрушения. Процесс разрушения начинается с разрушения коксовой матрицы перед разрушением жгутов-стержней. Образующиеся трещины в матрице создают поверхность разрушения, которая располагается нормально к оси нагружения. Концы разрушенных стержней-жгутов выступают над поверхностью высотой до 3 мм (рис. 5). Характерной особенностью разрушения стержней является их расщепление на отдельные микростержни — микрокомпозиаты.

Обсуждение полученных результатов

Результаты испытаний на растяжение 4х-мерного С-С-материала в интервале 20–2800 °С представлены на рис. 6.

Анализ полученных результатов показал, что изменения прочностных и деформационных свойств исследованного материала при изменении темпе-

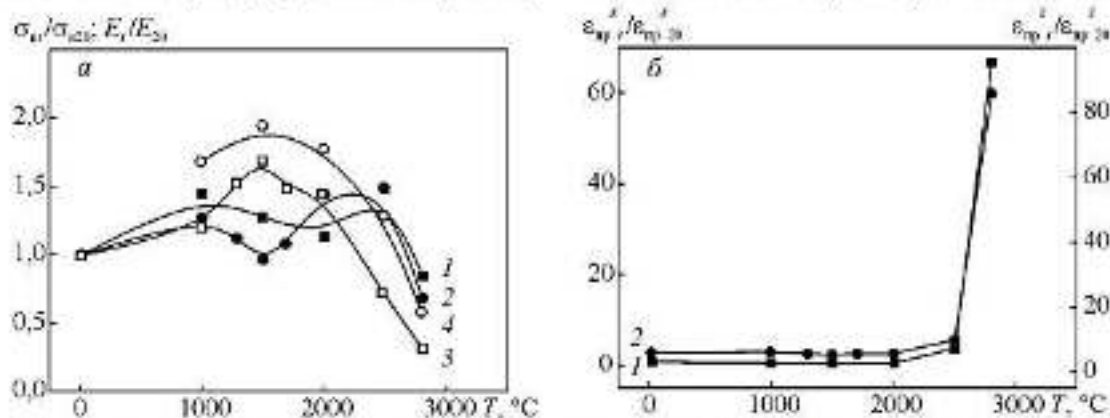


Рис. 6. Изменение: а — прочности и модуля упругости: 1, 2 — направление X, 3, 4 — направление Z, 1, 3 — $\sigma_{xi}/\sigma_{xi,20}$, 2, 4 — $E_i/E_{i,20}$; б — предельной деформации $\epsilon_{xi}^k/\epsilon_{xi,20}^k$ при растяжении 4х-мерного С-С-материала в интервале 20–2800 °С: 1 — направление X, 2 — направление Z.

ратуры испытания по своему характеру аналогичны пирографиту УПВ-1. Испытания в направлениях X и Z практически не отразились на характере температурных зависимостей прочности предельной деформации. Как и для УПВ-1, было зафиксировано наличие двух максимумов на температурной зависимости прочности: первый в диапазоне 900–1100 °С, когда прочность возросла в 1,3–1,4 раза, и второй — в диапазоне 2200–2500 °С, когда прочность увеличилась в 1,5–1,7 раза.

Одной из причин появления первого максимума прочности на температурной зависимости, возможно, является перераспределение внутренних напряжений. Возникновение последних в процессе многократной ТМО исходных заготовок обусловлено происходящими физико-химическими превращениями и различиями в степени усадок. Эти процессы приводят к коренным структурным перестройкам и изменениям механических и теплофизических свойств матрицы и наполнителя.

Нагрев образцов в диапазоне 20–1100 °С на начальном этапе приводит к частичной релаксации внутренних напряжений и росту прочности материала. При повышении температуры испытания выше 1100 °С начинает сказываться влияние различия в коэффициентах линейного термического расширения (КТР) матричного кокса и углов: на границе раздела «матрица – стержень» возникают сдвиговые напряжения, и номинальная прочность образца снижается. Этот процесс протекает в упругой области деформирования и носит слабо выраженный нелинейный характер вплоть до момента хрупкого разрушения.

Теплофизический фактор оказывает максимальное влияние в диапазоне 1500–1800 °С, что привело к разупрочнению материала в этом температурном диапазоне — прочность материала снизилась, фактически, до первоначальных значений при комнатной температуре (1,0–1,1) $\sigma_{\text{в}}$ ²³. Заметная нелинейность наблюдается при дальнейшем повышении температуры, когда появляется пластичность (остаточная деформация фиксировалась при разгрузке на первом цикле циклического нагружения при этих температурах). Появление пластичности вызвало релаксацию внутренних сдвиговых напряжений и повышение прочности материала, которое достигало максимального значения в диапазоне 2300–2500 °С (в 1,5–1,7 раза). Увеличение подвода внешней тепловой энергии при дальнейшем повышении температуры вызывает дальнейшее ослабление связей между структурными элементами внутри волокон, уменьшает теплофизические эффекты между волокнами и матричным коксом. Это привело

к резкому разупрочнению материала, и при температуре 2800 °С прочность составила уже (0,7–0,8) $\sigma_{\text{в}}$ ²³.

Объемное армирование оказало влияние и на характер температурной зависимости модуля упругости. В отличие от УПВ-1 и УВ модуль упругости данного материала непрерывно возрастает при повышении температуры испытания до 1400–1600 °С, достигая максимальных значений в этом диапазоне, увеличиваясь в 1,6–1,9 раза по сравнению с комнатными значениями (E_{20}). То есть, рост модуля происходил в температурной области, когда материал деформировался упруго вплоть до момента разрушения. Если на прочность С-С-материала сильно влияют остаточные технологические напряжения, а так же различия в КТР матричного кокса и стержневого наполнителя, то на температурную зависимость модуля упругости оказывает сильное влияние различия в структурной анизотропии углеродных волокон и мелкодисперсного кокса — элементов микрокомпозиционного материала стержней. При нагревании кокс стержней, расширяясь в направлении, нормальном к поверхности волокон, сдавливает их, увеличивая трение между волокнами и текстурированным коксом, повышая таким образом, жесткость стержня. Данный эффект мало зависит от перераспределения внутренних напряжений макросистемы «стержневой каркас – кокс».

При температурах выше 1400–1600 °С с появлением пластичности подвижность углеродных слоев в коксе и фибриллярных слоях в углеродных волокнах возрастает и модуль упругости уменьшается и при температуре 2800 °С составляет только (0,3–0,5) E_{20} .

Более интенсивный рост модуля упругости по сравнению с ростом прочности в диапазоне 20–1600 °С определяет характер изменения предельной деформации в этом диапазоне (рис. 6б), характерный для поликристаллических конструкционных графитов: деформация с повышением температуры испытания уменьшается и при 1500 °С предельная деформация в направлении X составила 0,4 от предельной деформации при комнатной температуре и 0,6 — от значения при комнатной температуре для направления Z при хрупком характере разрушения. С проявлением пластических свойств исследованного материала величина деформации начинает резко возрастать при температуре выше 1500 °С (рис. 6б): при 2800 °С предельная деформация в направлении X увеличилась в 67 раз, а в направлении Z — в 86 раз.

Заключение

Исследованный 4х-мерный композиционный С-С-материал по характеру изменения темпера-

турных зависимостей модуля упругости и предельной деформации в диапазоне 20 – 2800 °С аналогичен графитам типа ВПП, а температурная зависимость прочности аналогична пирографиту УПВ-1.

При расчёте конструкций необходимо учитывать увеличение жёсткости материала в диапазоне 20 – 1500 °С в 1,7 и 1,9 раза в направлениях X и Z , соответственно, а так же уменьшение деформационной способности в этом температурном диапазоне в 1,5 раза в направлении в X и 2,3 раза — в направлении Z .

Литература

1. Филков А.С., Бавер А.И., Сидоров Н.М., Чайкун М.И., Рабинович С.М. пирографит. Получение, структура, свойства. Успехи химии, 1965, т. 34:1, с. 132 – 153.
2. Тяжелов А., Органов В.В., Горидова Л.Д. Клинико-биомеханическое обоснование применения углеродных имплантатов в ортопедии и травматологии. <http://weborto.net/YLinks/Abstracts/Abstracts2001/abs149.18.04.2014>
3. Наточный В.Г., Котошов А.С., Островский В.С. и др. Свойства конструкционных материалов на основе углерода. Справочник под редакцией В.П. Соседова. М.: Металлургия, 1975, 336 с.
4. Свечков В.А., Иванов В.И., Карпенко А.В., Очневский В.Н., Мясоедков Ю.В. Исследование структурно-механических характеристик пиролитического графита. Запорожская государственная инженерная академия. www.rusnauka.com/5_NITSB_2009/tecnic41294.doc/htm
5. Конкин А.А. Углеродные и другие жаростойкие волокнистые материалы. М.: Химия, 1974, 376 с.
6. Литвинов В.Б., Кобец Л.П., Токсанбаев М.С., Девя Н.С., Бучнев Л.М. Структурно-механические свойства высокопрочных углеродных волокон. Композиты и наноструктуры, 2011, № 3, с. 36 – 50.
7. Мостовой Г.Е., Дергунов Н.Н., Работнов Ю.Н., Ануфриев Ю.П. Исследование физико-механических свойств углеродных волокон при повышенных температурах. Механика полимеров, 1977, № 4, с. 626 – 630.
8. Мостовой Г.Е., Кобец Л.П., Фролов В.И. Исследование термостабильности механических свойств углеродных волокон. Механика полимеров, 1979, № 1, с. 27 – 33.

References

1. Filkov A.S., Baver A.I., Sidorov N.M., Chaykun M.I., Rabinovich S.M. Pirografit. Polucheniye, struktura, svoystva. [Pyrographite. Preparation, structure and properties]. *Uspexi khimii — Russian Chemical Reviews*, 1965, vol. 34:1, pp. 132 – 153.
2. Tyazhlov A., Organov V.V., Geridova L.D. *Kliniko-biomekhanicheskoye obosnovaniye primeneniya ugle-rodnykh implantatov v ortopedii i travmatologii* [Clinical and biomechanical substantiation for the use of carbon implants in orthopedics and traumatology], <http://weborto.net/YLinks/Abstracts/Abstracts2001/abs149.18.04.2014>.
3. Nagornyy V.G., Kotosonov A.S., Ostrovskiy V.S. et al. *Svoystva konstruktivnykh materialov na osnove ugleroda* [The properties of constructional materials based on carbon]. Ed. by Sosedova V.P., Moscow, Metallurgiya Publ., 1975, 336 p.
4. Skachkov V.A., Ivanov V.I., Karpenko A.V., Ochinskiy V.N., Moiseyko YU.V. *Issledovaniye strukturno-mekhanicheskikh kharakteristik piroliticheskogo grafita* [Investigation of structural and mechanical properties of pyrolytic graphite]. Zaporozhskaya State engineering academy. www.rusnauka.com/5_NITSB_2009/tecnic41294.doc/htm.
5. Konkin A.A. *Uglerodnyye i drugie zharostoykiye voloknistyye materialy* [Carbon and other heat-resistant fiber materials], Moscow, Khimiya Publ., 1974, 376 p.
6. Litvinov V.B., Kobets L.P., Toksanbayev M.S., Deyev I.S., Buchnev L.M. *Strukturno-mekhanicheskiye svoystva vysokoprechnykh uglerodnykh volokon*. [Structural and mechanical properties of high strength carbon fibers]. *Kompozity i nanostruktury — Composites and nanostructures*, 2011, no. 3, pp. 36 – 50.
7. Mostovoy G.Ye., Dergunov N.N., Rabotnov Yu.N., Anufriyev Yu.P. *Issledovaniye fiziko-mekhanicheskikh svoystv uglerodnykh volokon pri povyshennykh temperaturakh* [Study of physical and mechanical properties of carbon fibers at high temperatures]. *Mekhanika polimerov — Mechanics of polymers*, 1977, no. 4, pp. 626 – 630.
8. Mostovoy G.Ye., Kobets L.P., Frolov V.I. *Issledovaniye termostabil'nosti mekhanicheskikh svoystv uglerodnykh volokon* [Research on thermostability and mechanical properties of carbon fibers]. *Mekhanika polimerov — Mechanics of polymers*, 1979, no. 1, pp. 27 – 33.

Статья поступила в редакцию 2.12.2014 г.

Карнов Андрей Павлович — Акционерное Общество “Научно-исследовательский институт конструкционных материалов на основе графита “НИИГрафит” (111524, г. Москва, ул. Электродная, д. 2), научный сотрудник, специалист в области механики деформирования углеродных и композиционных материалов на основе углеродных волокнистых наполнителей. E-mail: andrew.karnov@gmail.com.

Мостовой Геннадий Ефимович — акционерное общество “Научно-исследовательский институт конструкционных материалов на основе графита “НИИГрафит” (111524, г. Москва, ул. Электродная, д. 2), кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник, специалист в области механики деформирования углеродных и композиционных материалов на основе углеродных волокнистых наполнителей. E-mail: mostovoy@yandex.ru.