

# Math-Net.Ru

Общероссийский математический портал

Г. В. Кузнецов, Г. Я. Мамонтов, Поведение композитного материала, армированного углеродными волокнами, под воздействием высокотемпературного газового потока, *ТВТ*, 2001, том 39, выпуск 6, 944–948

Использование Общероссийского математического портала Math-Net.Ru подразумевает, что вы прочитали и согласны с пользовательским соглашением  
<http://www.mathnet.ru/rus/agreement>

Параметры загрузки:

IP: 18.97.9.169

15 марта 2025 г., 14:37:39



УДК 539.4:678.067.001

## ПОВЕДЕНИЕ КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА, АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ, ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ГАЗОВОГО ПОТОКА

© 2001 г. Г. В. Кузнецов, Г. Я. Мамонтов

*Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики  
при Томском государственном университете*

Поступила в редакцию 06.02.2001 г.

Выполнено экспериментальное исследование закономерностей высокотемпературного разрушения углепластика в потоке химически активных газов при давлениях торможения до 30 МПа и температурах до 3000 К. Полученные результаты соответствуют существующей модели разрушения теплозащитных материалов в газовых потоках. Показано, что при интенсивном нагреве композитного полимерного материала может происходить постоянное во времени растрескивание его приповерхностного слоя.

### ВВЕДЕНИЕ

Композитные полимерные материалы (КПМ), армированные углеродными волокнами или тканями (углепластики), считаются наиболее перспективными для изготовления изделий авиационной и ракетной техники [1, 2]. Одним из важнейших преимуществ углепластиков перед другими материалами такого же типа является их высокая работоспособность в условиях нагрева до температур 2500 К. Поэтому углепластики используют даже для изготовления элементов конструкции сопловых блоков двигателей на твердом топливе ракет-носителей типа "Ариан" [3, 4]. Но современные тенденции развития ракетной техники и анализ возможных направлений ее развития в XXI веке [5] показывают, что одним из таких направлений является кратное по сравнению с современным уровнем увеличение рабочих давлений  $P$  в камере сгорания. Но рост давления приводит не только к увеличению механических нагрузок на конструкцию, но и к интенсификации теплоотдачи от газообразных продуктов сгорания ракетного топлива к поверхности элементов конструкции камеры сгорания и соплового блока двигателя [6]. Соответственно растет и температура поверхности каждого элемента. Изменение температурного поля любого композита приводит, как правило, к изменению интенсивности разрушения материала, если достигнуты условия, при которых возможно разрушение [7]. При изменении температуры возможны также и изменения непосредственно механизма разрушения композита (особенно в условиях высоких температур). Увеличение внешнего давления также может вызвать смену механизма воздействия газового потока на композит, как, например, показано в [8] для стеклопластиков.

Следует отметить, что так как свойства композитов при высоких температурах существенно зависят от вида армирующего наполнителя [9], механизмы разрушения материалов с разными наполнителями также могут быть различными. В настоящее время предполагается [2], что унос массы углепластиков в условиях высоких (более 1000 К) температур происходит при давлениях до 10 МПа в результате термохимических процессов (термическое разложение связующего, окисление углерода кокса и армирующего наполнителя активными компонентами газового потока).

Целью данной работы являлось экспериментальное изучение основных закономерностей высокотемпературного разрушения типичного углепластика в потоке химически активных газов при давлениях торможения до 30 МПа.

**Методика эксперимента.** При проведении экспериментальных исследований использовались методика и установка, описанные в [8]. Исследовался типичный углепластик П-5-12 [10], представляющий собой пресс-композицию на основе термореактивного связующего (фенолформальдегидной смолы) и волокнистого специального наполнителя из углеродных волокон. Эксперименты проведены в потоках химически активных газов с окислительным потенциалом 0.11 при температурах торможения  $T_0 = 3000$  К. Продолжительность экспериментов выбиралась от 0.4 до 1.0 с, исходя из условий достижения минимальной погрешности определения скорости разрушения КПМ, обусловленной увеличением диаметра канала образца и соответствующим изменением давления газа в газогенераторе.

Систематическая относительная погрешность определения основных измеряемых параметров: скорости разрушения КПМ  $u$  и давления тормо-

жения  $P_0$  не превышала  $\pm 3.5\%$  за счет использования измерительных средств высокой точности. Доверительный интервал определения  $u$  при доверительной вероятности 0.9 составлял  $\pm 23\%$ .

Анализ основных закономерностей высокотемпературного разрушения исследованного типичного углепластика проводился по экспериментальной зависимости  $u = u(P_0)$  и по результатам осмотра образцов после опытов. Образцы, имевшие форму полых цилиндров переменного внутреннего диаметра, разрезались после опытов по оси симметрии таким образом, чтобы можно было с помощью оптических приборов осуществлять измерения диаметра канала, толщины слоя материала, прошедшего стадию термического разложения, и выделять детали рельефа поверхности канала образца, параллельно поверхности которого в процессе эксперимента с большими скоростями перемещался высокотемпературный химически активный газ. Образец КПМ в проведенных экспериментах, как и в [8], выполнял роль сверхзвукового сопла экспериментальной установки.

Диаметр канала образца  $d$  из углепластика до и после опытов измерялся на малом инструментальном микроскопе. По результатам измерения  $d$  в шести сечениях образца определялась средняя за время опыта по шести сечениям скорость перемещения поверхности углепластика с помощью сопоставления начального и конечного значений  $d$ .

**Результаты экспериментов.** Результаты экспериментальных исследований в координатах  $u$  и  $P_0$  приведены на рис. 1. Каждая точка на графике соответствует среднему значению из четырех-пяти опытов.

Осмотр образцов после экспериментов показал, что разрушение поверхности канала является неравномерным по периметру критического сечения образца. Имеют место локальные зоны большей по сравнению с основным контуром глубины разрушения композита. Следует отметить, что термин разрушение в данном случае используется в связи с тем, что только термохимические процессы (например, термическое разложение связующего и окисление углеродных волокон активными компонентами газового потока) не могут быть причиной существенной неравномерности контура критического сечения образца композита.

Хорошо известно, что угольные волокна обладают наибольшей по сравнению с органическими, алюмоборсиликатными или другими стеклянными волокнами прочностью и жесткостью [9], а также отрицательным коэффициентом теплового расширения. Поэтому углекомпозиты [1, 7, 9, 10] должны быть менее предрасположены к термомеханическому разрушению в условиях воздействия высокотемпературного газового потока, чем,

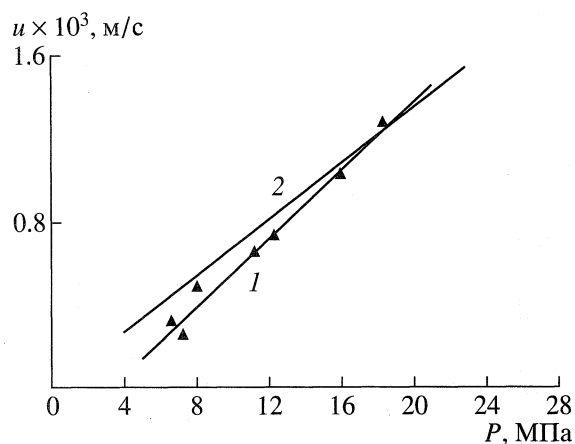


Рис. 1. Зависимости скорости регрессии поверхности углепластика от давления торможения: 1 – эксперимент, 2 – расчет.

например, стеклопластики [8] или другие армированные КПМ.

Следует отметить, что высокие уровни тепловых потоков к поверхности образцов и газодинамических касательных напряжений, достигнутые при проведении опытов, исключали возможность какой-либо визуализации процесса уноса массы с поверхности образцов КПМ. Кроме того, термометрические измерения распределений температуры по толщине прогретого слоя композита были невозможны из-за малых размеров зоны прогрева (менее  $10^{-3}$  м) и малой продолжительности экспериментов.

По этой причине дальнейший анализ полученных экспериментальных данных проведен с помощью сопоставления их с результатами теоретического расчета с использованием хорошо известной модели теплопереноса в слое обугливающих теплозащитных материалов при высокотемпературном воздействии [11].

**Постановка задачи.** Решалась задача определения скорости регрессии поверхности пластины под действием потока химически активных высокотемпературных газов в результате гетерогенной реакции окисления армирующих углеродных волокон и кокса компонентами газового потока в диффузионном и кинетическом режиме. При этом не учитывались какие-либо возможные термомеханические процессы в тонком приповерхностном слое углепластика.

В такой постановке задача сводится к решению системы дифференциальных уравнений с соответствующими краевыми и начальными условиями [11], описывающей процесс прогрева и термического разложения пластины ТЗМ толщиной  $\delta$ , нагреваемой внешним газовым потоком с

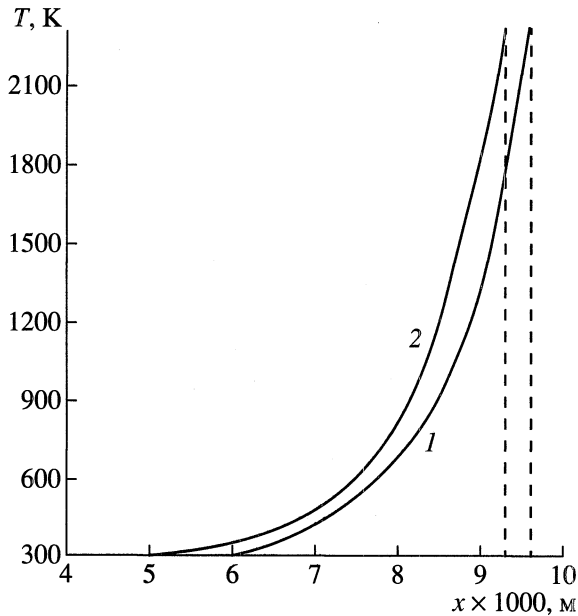


Рис. 2. Распределения температуры по толщине углепластика в различные моменты времени при давлении торможения 100 МПа: 1 –  $t = 0.5$  с, 2 –  $t = 1.0$  с.

известными термогазодинамическими параметрами

$$(c\rho)_c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda_c \frac{\partial T}{\partial x} \right) + m_1 c_1 \frac{\partial T}{\partial x} + Q \frac{\partial \rho}{\partial t},$$

$$(c\rho)_c = c_1 \rho_1 f + c_2 \rho_2 (1 - f),$$

$$\lambda_c = \lambda_1 f + \lambda_2 (1 - f),$$

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} = -B(\rho - \rho_{кр}) \exp\left(-\frac{E}{RT}\right),$$

$$\frac{\partial m_1}{\partial x} = \beta \frac{\partial \rho}{\partial t}, \quad P_1^2 = P_0^2 - 2 \int_0^x \frac{RT}{MK} m_1 dx,$$

$$P_1 M = \rho_1 RT, \quad f = f_{кр} \frac{\rho - \rho_0}{\rho_{кр} - \rho_0},$$

$$\delta = \delta_0 - \int_0^t u(t) dt,$$

$$x = 0, \quad m = 0, \quad -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = 0,$$

$$x = \delta, \quad -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = (\alpha - \eta c_1 m_1)(T_b - T_n) +$$

$$+ \sigma(\epsilon_b T_b^4 - \epsilon_n T_n^4) - u\rho(T_n - T_0) + Q_n u\rho,$$

$$t = 0, \quad T = T_0, \quad \delta = \delta_0, \quad \rho = \rho_0.$$

Здесь  $c$  – удельная теплоемкость;  $\rho$  – плотность;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности;  $x$  – координата;  $m_1$  – массовый расход газообразных продуктов разложения;  $Q$  – тепловой эффект;  $E$ ,  $B$  – кинетические постоянные химических реакций;  $f$  – пористость;  $\beta$  – коэффициент газификации;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $M$  – молекулярный вес;  $K$  – проницаемость;  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи;  $\eta$  – коэффициент вдува;  $\sigma$  – постоянная Стефана–Больцмана;  $\epsilon$  – степень черноты. Индексы: 0 – начальные значения; 1, 2 – газообразные и конденсированные продукты реакции разложения соответственно;  $c$  – кокс;  $v$  – внешний газовый поток;  $p$  – поверхность;  $кр$  – конец реакции разложения.

Значение коэффициента конвективной теплоотдачи  $\alpha$  рассчитывалось с использованием эмпирической зависимости Крауссольда [12]

$$Nu = 0.023 Re^{0.8} Pr^{0.4},$$

где  $Nu$ ,  $Re$ ,  $Pr$  – числа Нуссельта, Рейнольдса и Прандтля.

Значения массовой скорости регрессии поверхности  $\rho u$  рассчитывались для кинетического и диффузионного режимов по формулам (соответственно)

$$\rho u = C_e B_n \exp(-E_n/RT_n),$$

$$\rho u = \frac{\alpha}{c_p} B_m.$$

Здесь  $C_e$  – концентрация окисляющей компоненты в газовом потоке;  $E_n$ ,  $B_n$  – энергия активации и предэкспоненциальный множитель гетерогенной химической реакции;  $c_p$  – удельная теплоемкость газового потока;  $B_m$  – окислительный потенциал [11].

Задача решалась в неподвижной системе координат, начало которой располагалось на теплоизолированной границе пластины. Сформулированная система дифференциальных уравнений и краевых условий решалась методом конечных разностей [13]. Разностные аналоги нелинейных дифференциальных уравнений и краевых условий решались методом итераций с применением метода прогонки на каждой итерации [13].

После расчета поля температур в ТЗМ с помощью интерполяции вычислялась глубина деструкции  $\delta_d$ . Затем рассчитывалась линейная скорость регрессии поверхности КПМ.

**Результаты и обсуждение.** Результаты типичных расчетов, выполненных при значениях теплофизических параметров и термохимических характеристик, приведенных в [9–11], представлены на рис. 1, 2.

Распределения температуры по толщине образца (рис. 2) показывают, что глубина прогрева углепластика в рассматриваемых условиях

не превышает  $2 \times 10^{-3}$  м при температуре поверхности, близкой к 2300 К. Значения линейной скорости регрессии поверхности, рассчитанные для диффузионного режима (рис. 1), лежат вблизи экспериментальной кривой  $u(P_0)$ , не выходя за пределы доверительного интервала определения значений  $u$ . Полученный результат позволяет сделать вывод о том, что высокотемпературное разрушение углепластика происходит в режиме термохимического уноса в диапазоне изменения давления торможения до 24 МПа при  $T = 3000$  К.

Для обоснования сделанного вывода проведено сравнение расчетных значений напряжений на нагреваемой поверхности КПМ, обусловленных трением газового потока и градиентом давления, с пределами прочности углеродных волокон материала П-5-12 при высоких температурах [14].

Известно, что прочность углепластиков при высоких температурах ( $T > 1000$  К) определяется прочностью углеродных волокон при соответствующих температурах [14]. Промышленные высокомодульные волокна, применяющиеся в том числе и для приготовления исследованного углепластика П-5-12, имеют среднюю прочность при растяжении  $\sigma_p = 2000\text{--}3000$  МПа и “резервы ее увеличения очень велики” [14]. При этом по данным [14] увеличение температуры от 273 К до 2100 К приводит к снижению величины  $\sigma_p$  не более чем на 30%. Численные исследования показали, что в рассмотренном диапазоне изменения давления торможения температура поверхности углепластика не превышает 2300 К. Соответственно прочность его углеродных волокон при этом сохраняется на уровне не менее 1300 МПа. Сравнение этих значений с расчетными значениями напряжений трения  $\tau_{тр}$  на поверхности исследованных образцов и напряжений, обусловленных градиентом давления [15], показывает (таблица), что прочность углеродных волокон даже при достаточно высоких (2000–2200 К) температурах значительно (почти на три порядка) выше максимальных значений  $\tau_{тр}$  и  $\tau_{гр}$ , достигаемых при давлении торможения 25 МПа. На этом основании можно сделать вывод о том, что разрушение углепластика под действием напряжений трения газового высокотемпературного потока и напряжений, связанных с градиентом давления, в рассмотренных условиях наблюдаться не будет.

Полученные результаты позволяют также сделать вывод о хорошем соответствии модели термохимического разрушения теплозащитных материалов в высокотемпературных газовых потоках [11] реальному процессу разрушения углепластика при высоких (до 24 МПа) давлениях торможения.

Проводя анализ возможных причин растрескивания поверхности исследованных композитов, отметим механизм, описанный в [16]. Установле-

Сравнение напряжений трения  $\tau_{тр}$ , напряжений, обусловленных градиентом давления  $\tau_{гр}$ , и предела прочности углеродных волокон  $\sigma_p$  материала П-5-12

$P_0$ , МПа	5	10	15	20	25
$\tau_{тр}$ , МПа	0.033	0.066	0.1	0.13	0.16
$\tau_{гр}$ , МПа	0.4	0.85	1.3	1.7	2.1
$\sigma_p$ , МПа	1300	1300	1300	1300	1300

но [16], что образцы углепластика, изготовленные при давлениях выше оптимального, при нагревании сильно растрескиваются. Степень растрескивания при этом определялась величиной давления прессования. В [16] показано, что внутренние напряжения, вызывающие растрескивание материала, возникают в пластике не при нагреве, а на более ранней стадии (в процессе прессования). Возможность образования внутренних напряжений в полимерном композите при прессовании вытекает из закономерностей изменения внутренних напряжений и деформаций при нагружении вязкоупругих тел. Все КПМ являются вязкоупругими при прессовании. Нагружение вязкоупругих тел сопровождается релаксацией внутренних напряжений. Деформация, сопутствующая процессу нагружения, так же, как и внутренние напряжения, возникающие при этом, неравновесны и накапливаются в образце вследствие наличия у полимерных композитов “запаздывающей упругости” [16].

Установлено [16], что после снятия нагрузки по окончании прессования в углепластике остаются внутренние напряжения. Причина этого эффекта заключается в том, что деформация вязкоупругого тела после снятия нагрузки изменяется по одному закону с внутренними напряжениями. В полимерном композите в процессе прессования формируется высокоэластичное состояние, обусловленное переходом терморезактивного связующего из стадии “резол” в стадию “резит”. А так как высокоэластичному состоянию полимеров свойственны большие по величине времена релаксации (до  $10^6$  с), то время прессования композита будет намного меньше времени релаксации материала [16]. После прессования в соответствии с механизмом, описанным в [16], полимерные композиты должны иметь не только внутренние напряжения, но и соответствующие им неравновесные деформации.

Следуя модели [16], можно представить механизм растрескивания исследованных композитов при интенсивном нагреве следующим образом. Связи, удерживающие КПМ в напряженном состоянии, при нагреве до высоких температур разрушаются за счет термического разложения связующих. При этом создаются условия для перехода структурных образований композитов из

неравновесного состояния, сформированного на стадии прессования, в равновесное и осуществляется релаксация внутренних напряжений и деформаций. Часть деформаций, обратимая при нагреве, вызывает в КПП растягивающие напряжения в зоне нагрева, которые, достигнув значений, превышающих предел прочности КПП при данных температурах на растяжение, вызывают растрескивание в прогретом до высоких температур тонком слое композита.

Опираясь на результаты [16], можно сделать вывод о том, что при интенсивном нагреве КПП в диапазоне изменения параметров, достигнутом в обсуждаемых экспериментах, может иметь место постоянное во времени растрескивание приповерхностного слоя композита, следы которого и были зафиксированы на образцах после опытов.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Углеродные волокна и углекомпози́ты / Под ред. Фитцера Э. М.: Мир, 1988. 336 с.
2. Ерохин Б.Т. Теория внутрикамерных процессов и проектирование РДТТ. М.: Машиностроение, 1991. 560 с.
3. Тимнат И. Ракетные двигатели на химическом топливе. М.: Мир, 1990. 294 с.
4. Пауэрс Дж.У., Чейз Ч.Э. Твердотопливные ракетные двигатели для глубокого космоса // Аэрокосмическая техника. 1991. № 2. С. 77.
5. Чемберс Э.А., Эндрюс У.Дж., Уэллс У.У. Твердотопливная ракетная техника для XXI века // Аэрокосмическая техника. 1991. № 2. С. 70.
6. Алемасов В.Е., Дрегалин А.Ф., Тишин А.П. Теория ракетных двигателей. М.: Машиностроение, 1989. 533 с.
7. Пластики конструкционного назначения / Под ред. Е.Б. Тростянской. М.: Химия, 1974. 304 с.
8. Кузнецов Г.В. Высокотемпературное разрушение композитных материалов при интенсивном тепловом и газодинамическом воздействии // Механика композитных материалов. 1998. № 1. С. 45.
9. Справочник по композиционным материалам. Т. 1 / Под ред. Любина Дж. М.: Машиностроение, 1988. 448 с.
10. Назаров Г.И., Сушкин В.В. Теплостойкие пластмассы. Спр. М.: Машиностроение, 1980. 208 с.
11. Полежаев Ю.В., Юревич Ф.Б. Тепловая защита. М.: Энергия, 1976. 392 с.
12. Орлов Б.В., Мазинг Г.Ю. Термодинамические и баллистические основы проектирования РДТТ. М.: Машиностроение, 1979. 536 с.
13. Самарский А.А. Теория разностных схем. М.: Наука, 1989. 616 с.
14. Лойцянский Л.Г. Механика жидкости и газа. М.: Наука. 1978. 736 с.
15. Термоустойчивость пластиков конструкционного назначения / Под ред. Тростянской Е.Б. М.: Химия, 1980. 240 с.
16. Чистозвонов А.С. Исследование причин растрескивания углепластиков во время обжига. В сб.: Конструкционные материалы на основе углерода. М.: Металлургия, 1975. С. 195.