

УДК 539.3

МЕХАНИКА ДЛИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕГРАДАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Арутюнян Р.А., Морозов Н.Ф.

Ключевые слова: керамические материалы, вязкий, стекловидная фаза.

Key words: ceramic materials, viscous, glassy phase.

Լ. Ա. Հարությունյան, Ն.Ֆ. Մորոզով

Պատրաստման տեխնոլոգիայի համաձայն կերամիկական նյութերը կազմված են կոշտ առաձգական կմախքից և հատիկի սահմանին մածուցիկ ապակենման ֆազայից: Որպես ստրուկտուրայի դեգրադացիայի պարամետրեր դիտարկվում են միջֆազային սահմանների մածուցիկության փոքրացումը ինչպես նաև խտության փոփոխությունը: Կոնկրետացված են ստացված հայտանիշի գործակիցները: Կառուցված են երկարաժամկետային կորերը ջերմաստիճանի և ծակոտկենության տարբեր մակարդակների համար:

R.A.Arutyunyan, N.F.Morozov

Mechanics of prolonged thermal degradation of ceranic materials

According to technology of making ceramic materials consisting from rigid elastic skeleton and viscous glassy phase on the boundary of granules. As a parameters of degradation of structure the decrease of viscous of interphase boundary is considered, as well as irreversible changing of density. Coefficients of obtained criteria is concretized, and the curves of durational strenght is made for different levels of temperature and porosity.

Согласно технологии изготовления, керамические материалы состоят из жесткого упругого скелета и вязкой стекловидной фазы на границе зерен. Соответственно, при моделировании механического поведения таких материалов вводится в рассмотрение упруговязкая среда, для которой формулируется критерий длительной прочности. При этом в качестве параметров деградации структуры рассматриваются снижение вязкости межфазных границ, а также необратимое изменение плотности (пористости). Конкретизированы коэффициенты полученного критерия и построены кривые длительной прочности для разных уровней температур и значений начальной пористости. В случае фиксированного по времени нагружения, полученные теоретические кривые температурной зависимости прочности описывают хорошо соответствующие опытные кривые для различных керамических материалов, в том числе и на основе нитрида кремния.

При получении высококачественных керамических композитов, в частности, используется метод горячего прессования под высоким давлением или обычным спеканием порошков тугоплавких соединений [1-7]. Для уменьшения пористости спекание проводят с порошками, пропитанными жидкими металлами и сплавами (активирующие добавки). При этом, как правило, происходит образование жидкой фазы (стеклофазы). Далее применяется процедура сушки, в результате которой в жидкой фазе происходят определенные химические процессы и поликонденсация и окончательно формируется керамический композит, состоящий из жесткого упругого скелета и вязкой стекловидной фазы на границе зерен.

В условиях высоких температур керамические материалы претерпевают пластические деформации, вызванные скольжением границ зерен вследствие потери вязкости стекловидной фазы, разрыхлением и общей деградацией структуры, способствующей снижению прочности и разрушению керамической

системы. Такой эффект наблюдается в опытах над различными керамическими системами, когда, начиная с некоторых температур, процессы деградации структуры и макроразрушения становятся неконтролируемыми.

Механическое поведение керамического композита моделируется в виде двухфазной структуры, состоящей из вязких и жестких компонентов. С этой целью вводится в рассмотрение интерполяционная формула [8-10], связывающая продольные $\varepsilon_x^y, \varepsilon_x^b$ и поперечные $\varepsilon_y, \varepsilon_z$ деформации круглого образца, растягиваемого постоянной силой P

$$\varepsilon_y = \varepsilon_z = -\nu_e \varepsilon_x^y - \nu_b \varepsilon_x^b \quad (1)$$

где ν_e – упругий, ν_b – вязкий коэффициент поперечной деформации. В формуле (1) принято предположение об аддитивности упругой и вязкой сред.

Считая ν_e и ν_b постоянными, соотношение (1) можно записать в дифференциальной форме

$$\dot{\varepsilon}_y = \dot{\varepsilon}_z = -\nu_e \dot{\varepsilon}_x^y - \nu_b \dot{\varepsilon}_x^b = \frac{\nu_e P}{E} \frac{\dot{F}}{F^2} - \frac{\nu_b}{\eta} \frac{P^n}{F^n} \quad (2)$$

где F – текущая площадь поперечного сечения образца, η – коэффициент вязкости стекловидной фазы, E – модуль Юнга упругой фазы, n – постоянная.

В уравнении (2) использованы законы линейной упругости и нелинейной вязкости.

По определению $\varepsilon_y = \varepsilon_z = \ln \frac{R}{R_0}$ (R_0 – начальный, R – текущий радиус поперечного сечения образца), $\ln \frac{R}{R_0} = \frac{1}{2} \ln \frac{F}{F_0}$, (F_0 – начальная площадь поперечного сечения образца), поэтому

$$\dot{\varepsilon}_y = \dot{\varepsilon}_z = \frac{\dot{R}}{R} = \frac{\dot{F}}{2F} \quad (3)$$

Из формул (2) и (3) следует дифференциальное уравнение для функции $F(t)$

$$\frac{\dot{F}}{2F} = \frac{\nu_e P}{E} \frac{\dot{F}}{F^2} - \frac{\nu_b}{\eta} \frac{P^n}{F^n} \quad (4)$$

Как было отмечено, под воздействием напряжений и высоких температур происходит уменьшение вязкой характеристики стекловидной фазы и скольжение границ зерен. На наш взгляд эти процессы, наряду с разрыхлением, являются основными факторами, способствующими общей деградации структуры и макроразрушения керамического композита. Соответственно, при решении уравнения (4) исходим из следующих положений. Считаем, что коэффициенты E , ν_y , ν_b являются постоянными, а коэффициент вязкости является некоторой

функцией времени и температуры [11] $\eta = \eta(t, T)$. Далее эта функция задается в виде экспоненциальной зависимости $\eta = \eta_0(T) \cdot e^{-kt}$, где k – постоянная, T – температура.

Рассматривая изотермический процесс и решая уравнения (4) при начальном условии $t = 0$, $F = F_0$, $\eta = \eta_0(T)$, получим

$$\left(\frac{F}{F_0}\right)^n - 1 = \frac{2 n v_e \sigma_0}{E(n-1)} \left[\left(\frac{F}{F_0}\right)^{(n-1)} - 1 \right] + \frac{2 n v_b \sigma_0^n}{\eta_0(T) k} (1 - e^{kt}) \quad (5)$$

где $\sigma_0 = P/F_0$ – условное напряжение.

При формулировке критерия длительной прочности будем считать, что в момент разрушения $t = t_p$, $F = F_*$, тогда $F_*/F_0 = 1 - \psi_*$, где $\psi_* = \frac{F_0 - F_*}{F_0}$

– предельное относительное сужение.

Учитывая принятые обозначения в (5), критерий длительной прочности может быть записан в следующем виде:

$$(1 - \psi_*)^n - 1 = \frac{2 n v_e \sigma_0}{E(n-1)} \left[(1 - \psi_*)^{n-1} - 1 \right] + \frac{2 n v_b \sigma_0^n}{\eta_0(T) k} (1 - e^{k t_p}) \quad (6)$$

Для упрощения критерия (6) воспользуемся приближенными соотношениями

$$(1 - \psi_*)^n \approx 1 - n\psi_*, \quad (1 - \psi_*)^{n-1} \approx 1 - (n-1)\psi_* \quad (7)$$

тогда (6) запишется в следующем виде:

$$t_p = \frac{1}{k} \ln \left[1 + \frac{k \psi_* \eta_0(T)}{2 v_b \sigma_0^n} \left(1 - \frac{2 v_e \sigma_0}{E} \right) \right] \quad (8)$$

Разлагая логарифмическую функцию в ряд и учитывая только линейное слагаемое, получим

$$t_p = \frac{\psi_* \eta_0(T)}{2 v_b \sigma_0^n} \left(1 - \frac{2 v_e \sigma_0}{E} \right) \quad (9)$$

Исследование структуры некоторых керамических композитов, например, горячепрессованного нитрида кремния с добавкой оксида магния показало, что ползучесть определяется деформацией вязкой фазы, а матрица представляет собой совокупность упругих недеформируемых зерен [4, 6]. Можно считать, что вязкая составляющая композита вносит основной вклад в разрушение образца и, пренебрегая упругой компонентой деформации, т.е. считая $v_e = 0$, из (8) и (9) получим, соответственно,

$$t_p = \frac{1}{k} \ln \left[1 + \frac{k \psi_* \eta_0(T)}{2\nu_b \sigma_0^n} \right] \quad (10)$$

$$t_p = \frac{\psi_* \eta_0(T)}{2\nu_b \sigma_0^n} \quad (11)$$

В отличие от традиционных критериев длительной прочности [12-14], полученные здесь критерии зависят от величины предельного относительного сужения ψ_* , которая согласно закону сохранения массы $\rho_0 l_0 F_0 = \rho_* l_* F_*$ может быть выражена следующим соотношением:

$$\psi_* = 1 - \frac{\rho_0}{\rho_*} \exp(-\varepsilon_*) \quad (12)$$

Температурную зависимость коэффициента вязкости $\eta_0(T)$ обычно задают в виде соотношения Аррениуса

$$\eta_0(T) = \eta_1 \exp\left(-\frac{u}{T_* - T}\right) \quad (13)$$

В то же время расчеты показывают, что экспериментальные результаты описываются более точно при использовании следующей зависимости:

$$\eta_0(T) = \eta_1 (1 - T/T_*)^m \quad (14)$$

где η_1, m – постоянные, T_* – характерная для данного материала температура. В литературе в качестве характеристической температуры обычно рассматривают температуру перехода из хрупкого состояния в пластическое, при которой наблюдается активное снижение прочности. Некоторые авторы конкретизируют эту температуру по состоянию подвижности дислокаций в стеклофазе. Например, подвижность дислокаций для нитрида кремния Si_3N_4 наблюдается при $T_* > 1800^0$ и для карбида кремния SiC при $T_* > 1900^0 K$. Отмечается также, что интервал изменения критической температуры может колебаться в широких пределах в зависимости от различных факторов. В числе основных факторов обычно указывается структура, вязкость, температура плавления кристаллизующихся на границах зерен при спекании стекловидных силикатных фаз и др.

С учетом формулы (11) и (13) критерии длительной прочности (8), (9), (10), (11) запишутся, соответственно,

$$t_p = \frac{1}{k} \ln \left[1 + \frac{(1 - (\rho_0 / \rho_*) \exp(-\varepsilon_*)) k \eta_1 (1 - T / T_*)^m \left(1 - \frac{2\nu_e \sigma_0}{E}\right)}{2\nu_b \sigma_0^n} \right] \quad (15)$$

$$t_p = \frac{(1 - (\rho_0 / \rho_*) \exp(-\varepsilon_*)) \eta_1 (1 - T / T_*)^m}{2\nu_b \sigma_0^n} \left(1 - \frac{2\nu_e \sigma_0}{E} \right) \quad (16)$$

$$t_p = \frac{1}{k} \ln \left[1 + \frac{(1 - (\rho_0 / \rho_*) \exp(-\varepsilon_*)) k \eta_1 (1 - T / T_*)^m}{2\nu_b \sigma_0^n} \right] \quad (17)$$

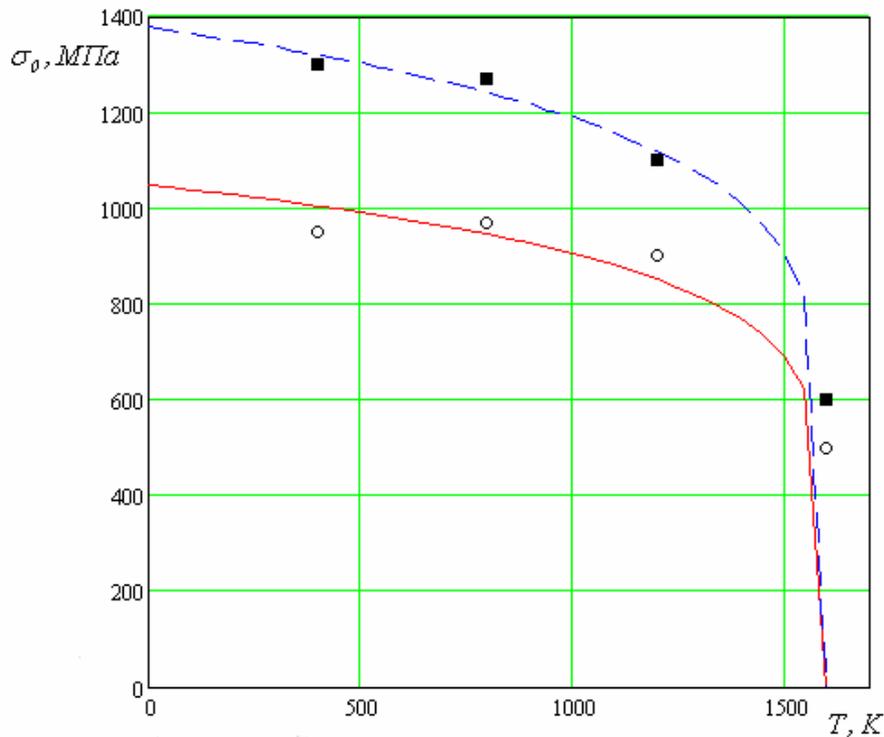
$$t_p = \frac{(1 - (\rho_0 / \rho_*) \exp(-\varepsilon_*)) \eta_1 (1 - T / T_*)^m}{2\nu_b \sigma_0^n} \quad (18)$$

Температурная зависимость напряжения разрушения определена для различных керамических материалов [2, 4]. Для описания этих зависимостей воспользуемся формулами (17) и (18). При фиксированной величине времени до разрушения $t_p = t_p^*$, из (17) и (18) имеем

$$\sigma_0 = \left(\frac{k \eta_1 (1 - T / T_*)^m (1 - (\rho_0 / \rho_*) \exp(-\varepsilon_*))}{2\nu_b (\exp(kt_p^*) - 1)} \right)^{1/n} \quad (19)$$

$$\sigma_0 = \left(\frac{\eta_1 (1 - T / T_*)^m (1 - (\rho_0 / \rho_*) \exp(-\varepsilon_*))}{2\nu_b t_p^*} \right)^{1/n} \quad (20)$$

Не располагая необходимыми экспериментальными данными для точного описания кривых разрушения согласно формуле (20), дадим некоторые оценочные расчеты, комбинируя наши предположения с доступными опытными результатами. Исходя из рассмотренного механизма ползучести стеклофазы для композита на основе нитрида кремния, можно принять $\nu_b = 1/2$. Далее, принимаем $\varepsilon_* = 0.01$, $t_p^* = 1$ ч., $\rho_0 / \rho_* = 0.5$. Согласно кривым ползучести, в работе [4] получено $n = 4$. Из опытных кривых разрушения керамического образца были конкретизированы остальные параметры критерия (20): $m = 2, 8$, $\eta_1 = 2 \cdot 10^{18} [\text{МПа}]^{-6} [\text{ч}]^{-1}$.



Фиг. 1.

На фиг. 1 показаны кривые изменения напряжения разрушения от температуры. Наблюдается хорошее согласие между теоретическими расчетами и экспериментальными точками.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (проект 05-01-39006-ГФЕН_а).

ЛИТЕРАТУРА

1. Масленникова Г.Н., Мамаладзе Р.А., Мидзута С., Коумото К. Керамические материалы. // Под ред. Г.Н. Масленниковой. М.: Стройиздат. 1991. 320 с.
2. Бакунов В.С., Балкевич В.П., Власов А.С. и др. /Керамика из высокоогнеупорных окислов. М.: Металлургия. 1977. 304 с.
3. Гаршин А.П., Гронянов В.М., Зайцев Г.П., Семенов С.С.. Керамика для машиностроения М.: ООО. Изд-во Научтехлитиздат. 2003. 384 с.
4. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Нитрид кремния и материалы на его основе. М.: Металлургия. 1984. 136с.
5. Скороход В.В. Реологическаие основы теории спекания. Киев: Наукова думка. 1972. 152 с.
6. Андриевский Р.А Порошковое материаловедение. 1991.207 с.
7. Петросян Г.Л. Пластическое деформирование порошковых материалов. М.: Металлургия 1988. 153 с.
8. Belloni G., Bernasconi G., Piatti G. Creep damage models // Creep Eng. Mater. and Struct. Proc. Semin. Ispra(Verese). 1978. London. 1978. P.195-227.

9. Ровинский Б.М., Лютцау В.Г. Коэффициент Пуассона при релаксации напряжений // Изв. АН СССР. ОТН. 1953. №10. С.1471-1474.
10. Арутюнян Р.А. Проблема деформационного старения и длительного разрушения в механике материалов. СПб.: Изд-во СПбГУ. 2004. 252 с.
11. Robert A. Arutyunyan. Creep fracture of nonlinear viscoelastic media undergoing UV radiation. // International journal of fracture. 2005. Vol. 132. № 1. P. L3-L8.
12. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. М.: Машиностроение. 1975. 400 с.
13. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.: Наука. 1974. 311 с.
14. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций М.: Наука. 1966. 752с.

Санкт-Петербургский государственный
университет, Россия

Поступила в редакцию
14.11.2006