

АНАЛИЗ ПОВЕДЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОЙ ЗАЩИТЫ РАО В ПРОЦЕССАХ УДАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

C.Ю. Саенко

Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический
институт» НАН Украины

Проведено моделирование процессов ударного взаимодействия и проведены экспериментальные испытания для оценки напряженно-деформированного состояния разрабатываемых защитных керамических материалов в процессах контактного взаимодействия при механическом и баллистическом ударах.

Введение. В настоящее время радиоактивные отходы (РАО) в основной своей массе хранятся на промышленных площадках атомных станций в спецхранилищах в упаковках емкостью от 40 до 200 литров. Основным элементом физической защиты упаковок является бетонный композит. Наиболее вероятным событием, связанным с радиационной опасностью при хранении РАО является угроза отказа в штатном режиме использования бетонных упаковок хранения, за счет их механического разрушения под действием облучения и агрессивной среды. Кроме этого существует угроза механического воздействия на контейнеры, например, падения и столкновения при перегрузке или контактного удара с целью их разрушения.

Учитывая большие количества хранящихся в Украине РАО можно сделать вывод, что ущерб и масштабы радиационного загрязнения в случае деградации емкостей хранения и рассеяния радиоактивных веществ могут быть значительными. Поэтому, в настоящее время стоит вопрос снижения радиационной опасности существующих критически важных объектов, таких как хранилища радиоактивных отходов. Одним из вариантов достижения этого является разработка новых материалов физической защиты и конструкций на их основе для создания контейнеров хранения РАО, отличаю-

щихся повышенной прочностью, по сравнению с традиционными бетонными. В предыдущих работах [1, 2] было предложено и обосновано использование локализации радиоактивных отходов (РАО) в защитные контейнеры – модули из высокопрочной и радиационно-стойкой керамики для обеспечения радиационной безопасности и антитеррористической защищенности. Модуль хранения РАО должен обладать достаточной механической прочностью, чтобы сохранить свою целостность при внештатном внешнем контактном (ударном) воздействии, в том числе, и со злумышленными целями.

Разработка новых защитных керамических материалов направлена на решение основной задачи – обеспечение надежной физической защиты радиационных материалов, входящих в состав РАО, и потенциально опасных с точки зрения их неконтролируемого распространения.

Сказанное выше обуславливает целесообразность проведения исследований, посвященных разработке методов моделирования и испытаний, для оценки поведения разрабатываемых керамических материалов под действием различных механических и ударных нагрузок.

Модель разрушения керамических материалов при квазистатическом контактном нагружении. Для анализа процессов деформирования, уплотнения и возможного разрушения керамического материала при ударном контактном взаимодействии, а также оценки баллистических характеристик предлагаемых керамических композитов использована модель разрушения керамических материалов при квазистатическом контактном нагружении (индентирование и удар), заключающаяся в следующем. В процессах ударного или статического локального воздействия на хрупкие материалы различными ударниками (инденторами) правильной или неправильной формы, существует некоторая общность закономерностей, описывающих поведение материалов. Во всех перечисленных случаях имеет место контактное взаимодействие твердых тел и разрушение развивается в неоднородных, затухающих с расстоянием полях напряже-

ний. В зависимости от конкретных температурно-силовых и временных условий взаимодействия геометрия и динамика разрушения, варьируясь в некоторых пределах, в основном оказывается сходной. Поэтому исследование закономерностей разрушения материала в одних процессах (например, при квазистатическом внедрении индентора) позволяет предсказать его поведение в других (контактный удар) с учетом специфики этих процессов. При рассмотрении поверхностного разрушения в рамках квазистатического приближения было показано, что режим хрупкого разрушения при ударе частично совпадает с характером разрушения хрупких материалов при статическом сосредоточенном нагружении [3].

Проведенный анализ известных моделей индентирования показал, что в малопластичных и хрупких телах сопротивление внедрению в большей степени определяется силами упругого взаимодействия контактирующих материалов и явлениями разрушения. С увеличением уровня нагрузок в контактной области разрушение становится доминирующим фактором и сопротивление внедрению хрупких тел определяется уже не пластическими, а прочностными характеристиками.

Для анализа взаимодействия ударника с керамикой использована модель индентирования хрупких гетерофазных

материалов, разработанная Б.А. Галановым и О.Н. Григорьевым [4], в которой твердость рассматривается как характеристика сопротивления материала разрушению и, поэтому, зависит как от прочности материала на одноосное сжатие Y , так и от его прочности на одноосное растяжение σ_f (контактная прочность). Данная модель предполагает образование под индентором трех областей с разным напряженно-деформированным состоянием (рис. 1): 1) упругая область, состоящего из разрушенного и сильно сжатого материала; 2) область дилатации и порообразования, созданная радиальными трещинами; 3) область из уплотненного фрагментированного материала, который образуется из материала области дилатации при ее разрушении сдвиговыми напряжениями при сжатии. Третья область (ядро) непосредственно примыкает к индентору. В случае, когда область контакта индентора и образца совпадает с границей ядра, расположенной на поверхности образца, твердость (рассматриваемая как среднее давление под индентором) является характеристикой материала и определяется его прочностными и упругими постоянными, в отличие от твердости упругопластичных материалов, где она характеризует их сопротивление упругопластическому деформированию.

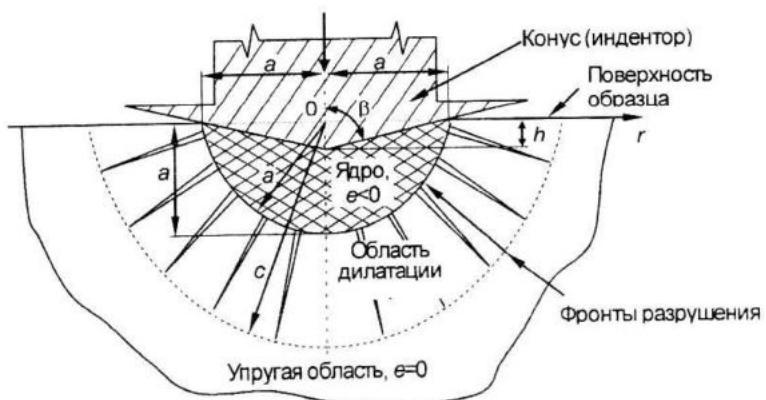


Рис. 1. Схема модели в сферических координатах $Or\varphi\theta$:

$r > c$ – упругая область (объемная деформация $\epsilon=0$);

$a \leq r \leq c$ – область дилатации и порообразования (объемная деформация $\epsilon>0$);

$r < a$ – ядро (объемная деформация $\epsilon<0$).

Упругая деформация индентора условно не показана

При этом, напряженно-деформированное состояние материала ядра определяется условием разрушения («квазипластичности») с соответствующим ассоциированным законом разрушения, т.е. процесс разрушения рассматривается как квазипластичность. Условие разрушения принимается таким же, как условие пластичности для пористых сжимаемых материалов [5 – 7], только величина Y (предел текучести на одноосное сжатие) рассматривается как предел прочности материала на одноосное сжатие.

Проведенные нами эксперименты показали, что для многих материалов внутренняя граница области растрескивания (т.е. граница ядра, рис. 1) приблизительно определяется сферой $r = a$, где a – радиус области контакта индентора и образца. Отсюда и из условия равновесия ядра следует, что на границе $r = a$ напряжения в области дилатации и порообразования удовлетворяют граничным условиям:

$$\sigma_r(r = a + 0) = -HM;$$

$$\sigma_\phi(r = a + 0) = \sigma_u(r = a + 0) = 0,$$

где σ_r – радиальные напряжения; HM – твердость по Мейеру.

На границе $r = c$ напряжения равны:

$$\sigma_r(r = c - 0) = -2\sigma_f;$$

$$\sigma_\phi(r = c - 0) = \sigma_u(r = c - 0) = 0.$$

При переходе через границу $r = c$ напряжения σ_r непрерывны, а напряжения σ_ϕ , σ_u имеют разрыв.

Напряженно-деформированное состояние в области дилатации и растрескивания определяется уравнениями [8]:

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + 2\frac{\sigma_r}{r} = 0, \quad (1)$$

$$\sigma_r = E \frac{du}{dr}. \quad (2)$$

Интегрируя (1) и (2) получаем:

$$\sigma_r = -HM \left(\frac{a}{r} \right)^2, \quad (3)$$

$$u = \frac{HM}{E} a \left(\frac{a}{r} - \frac{a}{c} \right) + \frac{\sigma_f (1 + \nu)}{E} c, \quad (4)$$

где $u = u(r)$ – радиальные перемещения материала при его деформировании ($u(r)$ – непрерывная функция аргумента r).

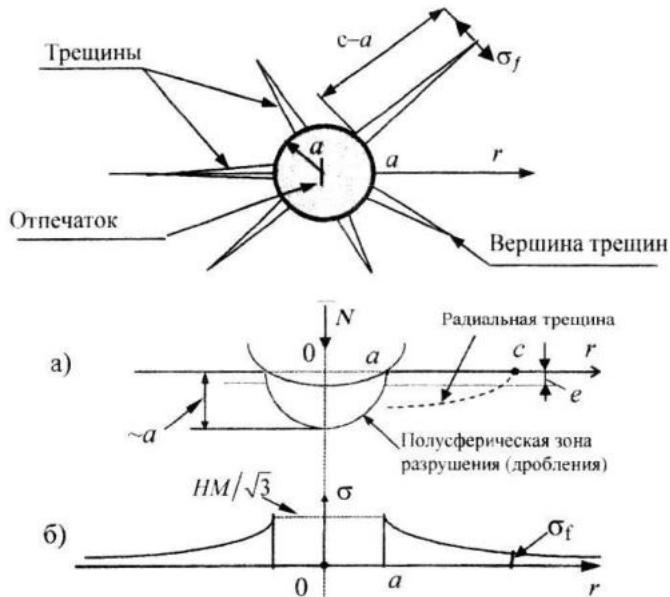
Из выражений (3) и (4), с учетом непрерывности радиальных напряжений при $r = c$, определяем положение фронта разрушения:

$$c = a \sqrt{\frac{HM}{2\sigma_f}}. \quad (5)$$

Из выражения (5) следует, что область дилатации и порообразования существует ($c > a$) у материалов, для которых выполняется условие $2\sigma_f < HM$.

Определение соотношения между контактной прочностью σ_f и трещиностойкостью K_{Ic} . Определение связи контактной прочности σ_f с другими механическими характеристиками керамического материала, например трещиностойкостью, позволит дать более полную характеристику механического поведения хрупких тел при контактном разрушении. Поэтому исследованы условия развития радиальных трещин, и установлена связь между σ_f и критическим коэффициентом интенсивности напряжений K_{Ic} .

В ряде теоретических и экспериментальных работ [9, 10] было показано, что при достаточно больших нагрузках внедрение инденторов в хрупкие малопластичные материалы сопровождается образованием полусферической области «неупругости», в которой развиваются процессы пластической деформации или множественного разрушения (фрагментирования). Радиус этой зоны r близок к радиусу отпечатка ($r \sim a$) и ее образование имеет место при достижении средними контактными напряжениями критической величины Y . Наличие этой зоны «неупругости» является причиной окружных растягивающих, убывающих с расстоянием от индентора, приповерхностных напряжений. Геометрия нагружения и разрушения материала представлена на рис. 2.



Р и с. 2. Схема нагружения образца индентором (а) (a – радиус области контакта, c – длина радиальной трещины, отсчитываемая от центра отпечатка, $e \approx a/10$ – глубина приповерхностного слоя, N – нагрузка на индентор) и распределение окружных растягивающих напряжений (б) (HM – твердость по Мейеру, σ_f – контактная прочность при растяжении)

В соответствии с [11] распределение окружных приповерхностных растягивающих напряжений после разгрузки индентора может быть представлено соотношением:

$$\sigma_\theta(r) = \frac{Y}{\sqrt{3}} \left(\frac{a}{r} \right)^2, \quad r > a, \quad (6)$$

Для керамики величина Y рассматривается как близкая к твердости HM . Поэтому в дальнейшем принимается $Y = HM$.

Контактная прочность σ_f определяется по величине растягивающих напряжений в точке остановки радиальных трещин ($r = c$):

$$\sigma_f = \sigma_\theta(r = c), \quad (7)$$

где c – средняя длина трещины отсчитываемая от центра отпечатков.

Используя критерий разрушения $K_1 = K_{lc}$ (K_{lc} – критическое значение K_1), для длины трещины ($c - a$) получим уравнение:

$$K_{lc} = \frac{2\alpha HM a^2}{\sqrt{3}} \int_a^c \frac{dr}{r^2 \{2\pi(c-r)\}^{1/2}}, \quad (8)$$

которое после интегрирования может быть записано в виде:

$$\frac{\sqrt{6\pi}}{2\alpha HM \sqrt{a}} K_{lc} = \frac{\sqrt{L}}{1+L} + \frac{\ln(1+2L+2\sqrt{L(1+L)})}{2(1+L)^{3/2}}, \quad (9)$$

где $L = \frac{c-a}{a}$ – относительный размер трещины.

Введем безразмерный параметр:

$$T = \frac{2\alpha HM \sqrt{a}}{\sqrt{6\pi} K_{lc}} = \frac{2\alpha HM^{3/4} N^{1/4}}{\sqrt{6\pi}^{3/4} K_{lc}}, \quad (10)$$

который условно можно назвать коэффициентом интенсивности напряжений, создаваемым индентором на трещине размером a , нормированным на трещинностойкость материала K_{lc} и увеличивающимся с увеличением a , или нагрузки на индентор.

С учетом (10) выражение (9) преобразуется к виду:

$$T(L) = \left(\frac{\sqrt{L}}{1+L} + \frac{\ln(1+2L+2\sqrt{L(1+L)})}{2(1+L)^{3/2}} \right)^{-1}, \quad (11)$$

В координатах $T - L$ график функции $T(L)$ может быть представлен в виде, приведенном на рис. 3.

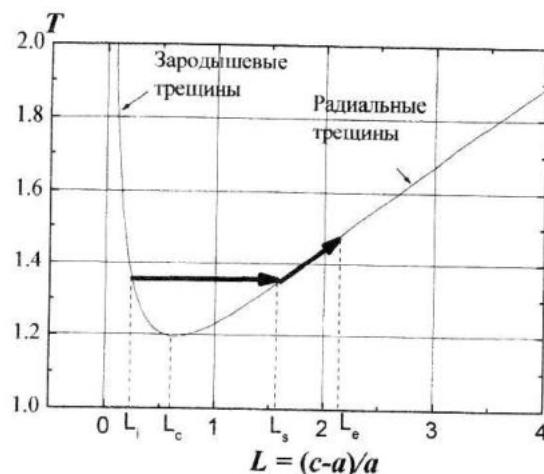


Рис. 3. График функции $T(L)$: $L_i = (c_i - a_i)/a_i$ – критическая длина нестабильной зародышевой трещины для некоторой нагрузки на индентор, $L_c = (c_c - a_c)/a_c$ – длина радиальной трещины, соответствующая значению $T = T_c$; $L_s = (c_s - a_s)/a_s$ – длина трещины, образующейся из зародышевой, L_e – размер трещины при увеличении нагрузки на индентор

Нисходящая ветвь графика функции $T(L)$ соответствует области нестабильных «коротких» зародышевых трещин, восходящая – области «длинных» радиальных равновесных трещин (рис. 3). При остаточно малых значениях T (малые значения a и N) радиальные трещины не образуются. Графически, в координатах $T-L$, это означает, что прямая T , определяемая выражением (10), и кривая $T(L)$ не пересекаются (рис. 3).

В случае $T = T_c \approx 1,196$ прямая $T = T_c$ и кривая $T(L)$ (рис. 3) касаются в точке ($L_c \approx 0,6$; $T_c \approx 1,196$). Это касание можно рассматривать как условие образования при постепенном нагружении индентора первой радиальной трещины длиной $(c_c - a_c) \approx 0,6a$.

При нагрузке на индентор $N > N_c$ значение T увеличивается согласно (10) и реализуется случай, когда зародышевая трещина критического размера L_i ($L_i < L_c$), являясь нестабильной, катастрофически растет до значения L_s . Дальнейшему увеличению нагрузки на индентор будет соответствовать стабильное развитие трещины до некоторой длины L_s .

На основе вышеприведенных рассуждений и используя вышеприведенные соотношения можно найти взаимосвязь между значениями σ_f и K_{lc} как:

$$K_{lc} = \frac{2\alpha\sigma_f\sqrt{a}}{\sqrt{2\pi}} \left(\frac{c}{a}\right)^2 (T(L))^{-1}. \quad (12)$$

Это соотношение определяет трещиностойкость K_{lc} материала в зависимости от контактной прочности и относительной длины радиальных трещин c/a .

Гидродинамическая модель высокоскоростного внедрения ударника в керамический материал. Поверхностное разрушение керамики (хрупкого тела) при высокоскоростном контактном ударе (в реальных условиях, например, удар тяжелого предмета остроконечной формы, столкновение с пулей огнестрельного оружия) представляет собой сложное явление, для описания которого, требуется знание большого числа характеристик: упругих и неупругих свойств материалов (преграды и ударника) при больших скоростях деформации, распространения и взаимодействия упругих и упругопластических волн напряжений, а также условий зарождения и распространения трещин в динамических полях напряжений [12].

Несмотря на значительные успехи в изучении механизмов разрушения при ударном взаимодействии твердых тел в рамках сформулированных подходов, в общем случае, роль основных физических характеристик, от которых зависит сопротивление ударному разрушению

керамик конкретного состава, однозначно не определена.

В настоящее время общепринятой теорией высокоскоростного соударения твердых тел является гидродинамическая теория, основанная на модели несжимаемой жидкости [13, 14]. Исходя из принятых в модели допущений, процесс высокоскоростного соударения твердых тел можно рассматривать как коаксиальное соударение двух струй несжимаемой жидкости различного сечения. При скорости встречи струй v и скорости перемещения точки разветвления потоков u за заданный промежуток времени Δt точка разветвления потоков переместится в преграде на расстояние ΔL , представляющее собой приращение каверны, а длина ударника сократится на величину $\Delta l = l_0 - l$. Основные соотношения, задающие деформационные ($\Delta L, \Delta l$) и кинетические (u) параметры процесса взаимодействия, определяются из условия равенства давлений в ударнике и преграде в точке разветвления потоков. Это условие выражают с помощью уравнения Бернулли для установившегося потока несжимаемой жидкости.

Однако, учитывая большую роль инерционных явлений при высоких скоростях взаимодействия ($\sim 10^3$ м/с), соотношения, описывающие параметры процесса за границами модели идеальной несжимаемой жидкости, получают путем

модификации гидродинамической теории с учетом прочностных характеристик взаимодействующих тел.

В основу модификации гидродинамической теории положено введение подобных функций (выраженных через диссипативные давления π_1 и π_2) в условие равенства давлений в точке разветвления потоков взаимодействующих тел. В этом случае уравнение Бернулли принимает вид:

$$\frac{\rho_0 u^2}{2} + \pi_1 = \frac{\rho_{02} (v - u)^2}{2} + \pi_2. \quad (13)$$

Для несжимаемой среды, обладающей заданной прочностью, согласно уравнению (13), в качестве диссипативной функции π_1 была введена величина R_1 , характеризующая прочностные свойства материала преграды, влияющая на ее сопротивление внедрению ударника.

Дальнейшая оценка эффективного сопротивления керамики внедрению, выполненная на основе [15], показала, что наиболее высокое сопротивление внедрению материал оказывает на первой, "низкоскоростной" фазе внедрения. Первая фаза заканчивается исчерпанием прочности материала. На второй "квазистационарной" фазе внедрения эффективное сопротивление падает до низкого уровня (рис. 4).

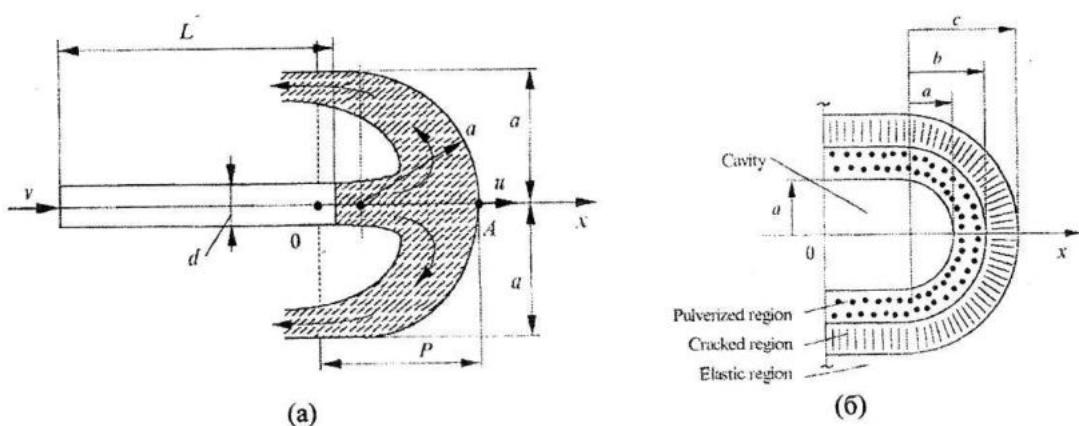


Рис. 4. Схемы внедрения длинного высокоскоростного ударника в преграду (а) и образования полости (каверны) после разрушения (б). Здесь L , v – длина и скорость жесткого стержня, d – диаметр стержня, a, b, c – характеристические радиусы полости (каверны), u – скорость движения контактной поверхности, P – глубина проникновения

Используя описание процесса внедрения ударника на основе модели Алексеевского-Тейта [16, 17] с введением „динамических” членов, полное сопротивление внедрению (давление) p_c представляется как [18, 19]:

$$p_c \equiv \frac{\rho_t}{2} \frac{d(au^*)}{dt} + \frac{\rho_t u^2}{2} + R_t,$$

$$u^* = u(t) - \frac{da}{dt},$$

и разлагается на три компоненты: $p_d \equiv \frac{\rho_t}{2} \frac{d(au^*)}{dt}$ – динамическая компонента; $p_k \equiv \frac{\rho_t u^2}{2}$ – кинематическая компонента; $p_s \equiv R_t$ – статическая компонента.

Зависимость статического сопротивления внедрению $p_s = R(a)$ для упруго-хрупких (керамических) мишней показана на рис. 5. В отличие от металлических мишней функция $R(a)$ не является монотонной.

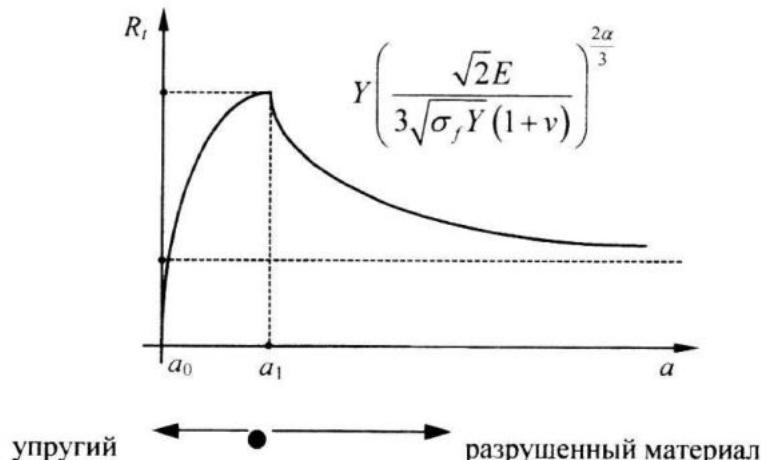


Рис. 5. Статическая компонента R , сопротивления мишени, σ_f – статическая прочность при одноосном растяжении, Y – статическая прочность при одноосном сжатии, E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона.

Таким образом, сопротивление внедрению, имея сложную зависимость от комплекса прочностных и упругих характеристик, определяется прочностью керамики при сжатии и, в конечном итоге, твердостью.

Прогнозирование поведения керамики на основе энергетических затрат при внедрении ударника. На основе геометрической модели ударного взаимодействия, представленной на рис. 1, проведена оценка работы, затраченной на уплотнение, деформирование и разрушение керамического материала. Наиболее важной с точки зрения обеспечения прочности керамического материала является оценка работы (энергетических затрат), затраченной на разрушение образца.

На основе подхода, изложенного в [20], определим скачок $[w_e] = w_e^+ - w_e^-$ удельной (на единицу объема) работы упругого деформирования при переходе через фронт разрушения $r = c$. Здесь и далее верхние индексы “+” и “–“ обозначают значения величин перед и за фронтом разрушения соответственно. Поскольку $w_e^+ = \frac{3(1+\nu)\sigma_f^2}{E}$ и $w_e^- = \frac{2\sigma_f^2}{E}$, то $[w_e] = \frac{(1+3\nu)\sigma_f^2}{E}$, и для упругой энергии A_{2f} , которая выделилась в области дилатации и порообразования ($a < r < c$) при ее образовании, имеем:

$$A_{2f} = \frac{2}{3}\pi(c^3 - a^3)[w_e] = \frac{2\pi(1+3\nu)\sigma_f^2}{3E}a^3\left(\frac{c^3}{a^3} - 1\right). \quad (14)$$

Для упругой энергии A_{3f} , выделившейся в области ядра ($r < a$) при ее образовании (рис. 1), имеем:

$$A_{3f} = \frac{2}{3}\pi a^3\left(\frac{HM^2}{2E} + \frac{(1+3\nu)\sigma_f^2}{E}\right) = \frac{\pi HM^2}{3E}a^3\left(1 + \frac{2(1+3\nu)\sigma_f^2}{HM^2}\right), \quad (15)$$

где второе слагаемое учитывает то, что ядро образуется из исходного материала, который предварительно разрушается радиальными трещинами.

Таким образом, из (14) и (15) для всей затраченной на разрушение работы $A_f = A_{2f} + A_{3f}$ получаем:

$$A_f = \frac{\pi HM^2}{3E}a^3 + \frac{2\pi(1+3\nu)\sigma_f^2}{3E}c^3. \quad (16)$$

Учитывая соотношение (5) и последнюю формулу (16), относительные величины работ $\frac{A_f}{A}, \frac{A_{2f}}{A}, \frac{A_{3f}}{A}$, затраченных на разрушение, могут быть представлены в виде:

$$\frac{A_f}{A} = \frac{HM}{(1-\varepsilon)E \cot \beta} \left(1 + \frac{1+3\nu}{2} \sqrt{\frac{2\sigma_f}{HM}}\right),$$

$$\frac{A_{2f}}{A} = \frac{HM(1+3\nu)}{2(1-\varepsilon)E \cot \beta} \left[\sqrt{\frac{2\sigma_f}{HM}} - \left(\sqrt{\frac{2\sigma_f}{HM}}\right)^4\right],$$

$$\frac{A_{3f}}{A} = \frac{HM}{(1-\varepsilon)E \cot \beta} \left(1 + \frac{1+3\nu}{2} \left(\sqrt{\frac{2\sigma_f}{HM}}\right)^4\right).$$

Зная работу A_{3f} , затраченную на разрушение всего материала ядра ($r < a$), и единицы его объема:

$$\Pi = \frac{3A_{3f}}{2\pi a^3} = \frac{HM^2}{2E} \left(1 + \frac{1+3\nu}{2} \left(\sqrt{\frac{2\sigma_f}{HM}}\right)^4\right),$$

можно дать следующую приближенную оценку характерного диаметра d частиц, образующих ядро [21]:

$$d = \frac{6\gamma}{\Pi} = \frac{12\gamma E}{HM^2} \left(1 + \frac{1+3\nu}{2} \left(\sqrt{\frac{2\sigma_f}{HM}}\right)^4\right)^{-1},$$

где γ – поверхностная плотность эффективной энергии разрушения материала (постоянная материала).

Апробация модели и баллистические характеристики керамики. Апробация предложенной модели высокоскоростного внедрения ударника в керамический материал выполнена на базе результатов экспериментального исследования широкого набора хрупких материалов, включая сверхтвердые, горячепрессованные керамические композиты на основе карбидов бора и кремния, некоторых боридов и оксида алюминия. Результаты вычисления сопротивления некоторых керамик внедрению при ударе даны в табл. 1. В таблице представлены данные по глубине внедрения P ударника, максимальной пенетрационной твердости HP_{max} (работы контактного давления на единицу смещаемого объема), эффективной пенетрационной твердости HP_e (работы контактного давления на единицу смещаемой массы), и массовая эффективность керамики (как броневого материала) m_e , характеризующая выигрыш в массе при использовании ее по сравнению с принятой эталонной (RHA броневая сталь), зависящая также от состава материала и скорости ударника.

Таблица 1

Баллистические характеристики некоторых керамических материалов
(W-ударник, $L = 15$ мм, $D = 0,76$ мм, $V = 1600$ м/с)

Материал	ρ , г/см ³	E , ГПа	HM , ГПа	σ_s , ГПа	Y , ГПа	P , мм	HP_{max} , ГПа	HP_e	m_e
B ₄ C	2,5	445	33	2,5	4,6	1,8	20,0	8	27
B ₄ C-TiB ₂	2,7	460	36	2,9	10,6	1,1	21,6	8	40
SiC	3,21	466	26	1,0	5,7	5,2	18,6	5,8	7,2
Al ₂ O ₃	3,5	380	13	0,6	2,6	12,1	14,5	4,1	2,8
RHA-сталь	7,8	210	—	—	1,0	15,4	—	—	1

В рассматриваемых условиях удара (тяжелый вольфрамовый сверхскоростной ударник), как можно видеть наилучшими характеристиками обладает двухфазная композиция B₄C-TiB₂, что вполне совпадает с модельными рассуждениями и результатами исследований, опубликованных нами ранее.

Определение составляющих работы в максимальной степени позволяет проанализировать структуру сопротивления внедрению. В табл. 2 данные по составляющим работы упругого деформирования A_e , разрушения A_f и уплотнения материала ядра A_c приведены для некоторых материалов.

Таблица 2

Составляющие работы деформирования в зависимости от свойств керамики

Материал	Физико-механические свойства			Составляющие работы внедрения		
	E , ГПа	HM , ГПа	Y , ГПа	A_e/A	A_f/A	A_c/A
Al ₂ O ₃	380	11	1,57	0,31	0,08	0,61
TiB ₂	565	13,8	1,77	0,25	0,07	0,68
SiC-TiB ₂	460	16	2,62	0,36	0,10	0,54
B ₄ C	445	22	4,50	0,51	0,15	0,34
Алмаз	1160	90	23,9	0,78	0,22	0,006

Как видно из таблицы, сама по себе относительная работа разрушения материала при внедрении индентора относительно невелика и изменяется в пределах 8 – 22 %. Однако, по мере изменения твердости и прочности на сжатие, в хрупких материалах происходит перераспределение работ упругой деформации и уплотнения материала в ядре, каждая из которых может достигать уровня 80 %. При этом обнаруживаются четкие функциональные зависимости между характеристиками внедрения и важнейшим параметром (определенным механизмами процесса внедрения и который

используется в основных соотношениях модели) – отношением HM/E .

Анализ результатов, представленных в табл. 2, дает основания для понимания поведения материалов при внешних силовых воздействиях, в частности, при ударе. Материалы с высоким отношением HM/E (алмаз, карбид бора) имеют высокое сопротивление внедрению только на стадии упругого нагружения.

В условиях развивающихся процессов разрушения эти материалы практически полностью теряют сопротивление внедрению. В то же время, для материалов с низким отношением HM/E макси-

мизация составляющей работы уплотнения фрагментированного разрушенного ядра позволяет сохранить их высокое сопротивление внедрению именно на стадии разрушения мишени. Таким образом, керамические композиты, сочетающие компоненты с высокими и низкими значениями HM/E , могут рассматриваться как перспективные ударостойкие защитные материалы для изготовления емкостей хранения РАО.

Выводы. Проведены теоретические и экспериментальные исследования закономерностей разрушения хрупких материалов, базирующееся на модели, разработанной Б.А. Галановым и О.Н. Григорьевым. В этой модели твердость рассматривается как характеристика сопротивления материала разрушению и, поэтому, зависит как от прочности материала на одноосное сжатие Y , так и от его прочности на одноосное растяжение σ_f .

В результате исследования условий развития радиальных трещин установлена связь между контактной прочностью σ_f и критическим коэффициентом интенсивности напряжений K_{Ic} , что позволяет дать более полную характеристику механического поведения хрупких тел при контактном разрушении и по длине радиальных трещин определить с единой позиции статистически обоснованные значения контактной прочности и трещиностойкости материала.

Выполнена апробация модели высокоскоростного внедрения ударника в керамический материал, которая учитывает образование под индентором трех областей с разными напряженно-деформированными состояниями:

1) упругая область; 2) область дилатации и порообразования, созданная радиальными трещинами; 3) область из уплотненного фрагментированного материала области дилатации при ее разрушении сдвиговыми напряжениями при сжатии.

Показано, что твердость для хрупких материалов характеризует их сопротив-

ление разрушению и упругому деформированию, в отличие от твердости упруго-пластичных материалов, где она характеризует их сопротивление упруго-пластическому деформированию.

Исследована структура работы внедрения при квазистатическом контактном нагружении. Показано, что общая работа внедрения может быть представлена как сумма работы упругой деформации, работы разрушения и работы уплотнения разрушенного под площадкой контакта пористого материала в ядре. Установлено, что вклад работы разрушения в общую работу для исследованных композиционных керамических материалов не превышает 8 – 22 %, поэтому, после стадии упругого нагружения, главную роль в сопротивлении внедрению индентора вносит уплотнение керамического материала в ядре и его окрестности.

Керамические композиты, сочетающие компоненты с высокими и низкими значениями HM/E , могут рассматриваться как перспективные ударостойкие защитные материалы для изготовления емкостей хранения РАО.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Саенко С.Ю. Локализация РАО в защитные модули для предотвращения несанкционированного распространения радиационных материалов // Сб. науч. тр. СНУЯЭиП – Вып. 12. – 2009. – С. 71 – 79.
2. Ажажса В.М., Кутний В.Е., Рыбка А.В., Саенко С.Ю., Лисиченко Г.В., Забулонов Ю.Л. Физическая защита РАО: технические средства и методическое обеспечение локального мониторинга // Сб. науч. тр. СНУЯЭиП – Вып. 11 – 2009. – С. 21 – 29.
3. Эрозия: Пер. с англ./ Под ред. К. Прис. – М.: Мир, 1982. – 464 с.
4. Галанов Б.А., Григорьев О.Н. Анализическая модель индентирования

- хрупких материалов // Электронная микроскопия и прочность материалов. – К., 2006. – С. 4 – 42.
5. Трефилов В.И., Григорьев О.Н., Шатохин А.М. О влиянии структурного состояния хрупких материалов на зависимость твердости от нагрузки // ДАН СССР. – 1981. – 259, № 4. – С. 836 – 839.
 6. Григорьев О.Н. Исследование пластических и прочностных свойств сверхтвердых материалов методами микровдавливания // Порошковая металлургия. – 1982. – № 1. – С. 74 – 83.
 7. Milman Yu.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V. et. al. Temperature dependence of hardness in silicon-carbide ceramics with different porosity // Int. J. Refractory Metals and Hard Mater. – 1999. – 17. – P. 361 – 368.
 8. Satapathy S. Application of Cavity Expansion Analysis to Penetration Problems // IAT.R0136, Institute for Advanced Technology, University of Texas at Austin, 1997. – 156 p.
 9. Эванс А.Г., Лэнгдон Т.Г. Конструкционная керамика. Пер с англ. под ред. А.С. Власова. – М.: Металлургия. – 1980. – 256 с.
 10. Galanov B.A., Grigoriev O.N., Ivanov S.M. Response of ceramics to hypervelocity impact loading, Proceeding of XL 2003 “Response of structures to extreme loading”, 3-6 Aug. 2003, Toronto, Canada, Publ. By Elsevier Ltd. – 2003.
 11. Tanaka K. Elastic/plastic indentation hardness and indentation fracture toughness: the inclusion core model // J. Mater. Sci. – 1987. – V. 22, № 4. – P. 1501 – 1508.
 12. Колесников Ю.В., Морозов Е.М. Механика контактного разрушения. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит. – 1989. – 224 с.
 13. Кожушко А.А., Изотов А.Д., Лазарев В.Б., Баланкин А.С. Гидродинамические модельные представления в проблеме динамической прочности материалов различной физико-химической природы. I. Модель идеальной несжимаемой жидкости и роль сжимаемости твердых тел // Неорган. материалы. – Т. 29, № 9. – 1993. – С. 1171 – 1188.
 14. Кожушко А.А., Изотов А.Д., Лазарев В.Б., Баланкин А.С. Гидродинамические модельные представления в проблеме динамической прочности материалов различной физико-химической природы. II. Влияние прочностных характеристик среды // Неорган. материалы. – 1993. – Т. 29, № 9. – С. 1189 – 1209.
 15. Власов А.С., Емельянов Ю.А., Зильбербранд Е.Л., Кожушко А.А., Козачук А.И., Пугачев Г.С., Синани А.Б. Особенности кинетики высокоскоростного внедрения в хрупкие среды // Письма в ЖТФ – 1997. – Т. 23, № 3. – С. 68 – 73.
 16. Алексеевский В.П. Внедрение стержня в пластину при высокой скорости // Физика горения и взрыва. – 1966. – 2. – С. 99 – 106.
 17. Tate A. Theory for the deceleration of a long rods after impacts // J. Mech. Phys. Solids. – 1967. – 15. – P. 387 – 399.
 18. Galanov BA, Ivanov SM, Kartuzov VV. On one new modification of Alekseevskii-Tate model for non-stationary penetration of long rods into targets, Int. J. Impact Engng., 2001. – 26. – P. 201 – 210.
 19. Galanov BA, Ivanov SM, Kartuzov VV. Investigation of Penetration Resistance Using a New Modification of the Alekseevskii-Tate Model. Int. J. Impact Engng., 2003. – 29. – P. 263 – 272.
 20. Штерн М.Б., Сердюк Г.Г., Максименко Л.А., Трухан Ю.В., Шульиков Ю.М. Феноменологические теории прессования порошков. – Киев: Нauk. Думка, 1982. – 140 с.
 21. Скороход В.В., Тучинский Л.И. Условие пластичности пористых тел // Порошковая металлургия. – 1978. № 11. – С. 83 – 87.