

УДК 539.4

DOI 10.17223/19988621/72/12

**В.В. Промахов, М.В. Коробенков, Н.А. Шульц, А.С. Жуков, А.В. Олисов,  
В.Р. Бахмат, Ф.Ю. Дронов, И.С. Мялковский**

**МОДЕЛИРОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ  
И РАЗРУШЕНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ  $Al_2O_3 - ZrO_2$ ,  
ПОЛУЧЕННЫХ ПО АДДИТИВНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ,  
ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ<sup>1</sup>**

Представлены результаты моделирования поведения керамических материалов на основе системы  $Al_2O_3 - 20\% ZrO_2$ , полученных с применением аддитивных технологий, при динамическом нагружении. Разработанная физико-математическая модель использует многоуровневый подход вычислительной механики материалов для определения закономерностей деформирования и разрушения керамических композитов с трансформационно-упрочненной матрицей. Формирование фронтов накопления повреждений и разрушения конденсированной фазы рассматривается на мезоскопическом уровне с позиции диссипации энергии, связанной с самоорганизацией структурных фрагментов за фронтом волны разрежения и возникновением мартенситных фазовых превращений в объеме упрочняющих частиц.

**Ключевые слова:** *керамические материалы, структура композиционных материалов, аддитивные технологии, динамическое нагружение, трансформационное упрочнение.*

Функциональные керамические композиционные материалы находят широкое применение в промышленности за счет сочетания высокой прочности, твердости, высокой температуры эксплуатации и химической инертности [1, 2]. Среди наиболее известных видов функциональной керамики – керамические композиты на основе системы  $Al_2O_3 - 20\% ZrO_2$ . Керамические материалы с эффектом трансформационного упрочнения широко используются в инженерной практике в качестве функциональных и конструкционных материалов [3]. Подавляющее большинство таких керамических материалов было разработано на основе частично стабилизированного в тетрагональной фазе диоксида циркония [4]. Под действием напряжений в области микроконцентраторов (на границах частиц упрочняющих фаз, вершинах трещин и др.) тетрагональная фаза способна испытывать мартенситный фазовый переход в моноклинную фазу. Фазовый переход сопровождается развитием сдвиговых и объемных деформаций, которые обеспечивают релаксацию напряжений и замыкание поверхностей трещин [5–7].

Традиционные способы изготовления керамики связаны с ограничением формы изделий. При этом последующая механическая обработка керамики весьма проблематична в связи с высокой твердостью этих материалов. Наиболее перспективный метод получения изделий сложной формы из керамики – аддитивные технологии [8, 9]. Внедрение аддитивного производства для изготовления керамических композиционных материалов и изделий из них позволит устранить гео-

<sup>1</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 18-79-00153.

метрические ограничения, присущие традиционным методам. В последние годы были получены значимые научные результаты в области керамических и керамических композиционных материалов для аддитивных технологий [10–13].

Композиционные материалы, полученные по аддитивным технологиям, прошедшие процесс спекания, обладают высокой трещиностойкостью и прочностью в условиях статического нагружения [6, 9]. В то же время механические свойства керамических композиционных материалов при высокоэнергетических воздействиях изучены слабо [8]. Описание механического поведения керамических композитов при динамических нагрузках является важной задачей, которая может быть решена методами компьютерного моделирования. Это связано с недостаточным знанием процессов эволюции структуры композитов при динамическом нагружении и отсутствием адекватных моделей механического поведения композитов, которые позволяли бы учитывать особенности протекания деформаций, фазовых превращений, развития повреждений и разрушения материалов.

Целью данной работы явилась разработка подхода с позиций вычислительной мезомеханики для изучения механического поведения композиционных керамических материалов с трансформационно-упрочненной матрицей при динамических воздействиях. Такой подход даст возможность создавать интеллектуальные керамические композиты с использованием аддитивных технологий, работающих в широком диапазоне скоростей нагружения.

### Материалы и методы

Благодаря небольшому количеству дополнительных примесей оксидов  $Y_2O_3$ ,  $MgO$  и  $SeO$ , возможно стабилизировать высокотемпературные фазы диоксида циркония (тетрагональную или кубическую) с различными физико-механическими свойствами при низких температурах [3]. Под действием внешней нагрузки в керамической матрице могут происходить мартенситные фазовые превращения, которые сопровождаются не только развитием сдвигов, но и значительным изменением объема материала. Переход от тетрагональной фазы в моноклинную сопровождается увеличением объема фазы (около 4 %) [4, 5].

Локальное возникновение мартенситных ( $t \rightarrow m$ ) превращений в  $ZrO_2$  способствует закрытию краев трещин или разрушению микропор, тем самым уменьшая интенсивность концентраторов напряжений вблизи дефектов. В результате существующие или вновь образовавшиеся микротрещины становятся стабильными при сохранении уровня внешней нагрузки (этот эффект известен как трансформационное упрочнение) [14]. В настоящее время коллектив авторов проводит интенсивные исследования по созданию высокопрочных керамических материалов с использованием аддитивных технологий.

Для прогнозирования механического поведения керамических композитов с трансформационно-упрочняемой матрицей при интенсивных динамических воздействиях в настоящей работе был использован подход из вычислительной механики материалов [15]. Общим инструментом, используемым для детального изучения особенностей динамического поведения материалов, в том числе динамики разрушения, является численное моделирование в Лагранжевых координатах с использованием явных схем интегрирования. Наиболее известным «Лагранжевым» численным методом, используемым для решения таких задач, является метод конечных элементов (МКЭ) [16, 17]. Отметим, что при использовании этого метода для решения динамических задач возникают известные трудности, связан-

ные с моделированием множественного разрушения, сопровождающегося интенсивным массопереносом и перемешиванием. Помимо МКЭ в настоящее время для моделирования динамических процессов многократного разрушения и переноса фрагментов активно используются численные методы дискретного подхода к описанию среды, в частности методы дискретных элементов (МДЕ) [18–20]. Несмотря на известные преимущества в моделировании разрушения, МДЕ имеют ряд ограничений, к которым обычно относят более низкий порядок точности в пространстве по сравнению с традиционно используемыми конечно-элементными реализациями и недостаточное развитие математического формализма, ограниченного использованием квазистатических механических моделей материалов. Неупругое поведение хрупких материалов в основном связано с накоплением микрповреждений (образование пор и трещин различного размера, их рост или заживление, уплотнение, разрушение и др.) [21–23]. Вовлечение дефектов кристаллической решетки в процесс деформирования таких материалов происходит только при высоких давлениях и температурах [24, 25]. Поэтому для описания динамического неупругого поведения хрупких материалов используются модифицированные модели пластичности, учитывающие высокую чувствительность параметров неупругого отклика к значению давления, а также сложный характер взаимосвязи сдвиговых и объемных пластических деформаций (неассоциированные законы течения).

В рамках выбранного подхода может быть построена иерархическая модель структурированной среды, данные оптического, зондового сканирования и электронной микроскопии могут быть использованы для создания реалистичной модели. Модельный репрезентативный объем материала с поперечным сечением  $5 \times 5 \times 5$  мкм, содержащего стохастическую систему частиц  $ZrO_2$ , показан на рис. 1, а. Матричные частицы и включения имеют форму, близкую к тетраэдрической с характерным размером  $\sim 0.5$  мкм. Концентрация  $ZrO_2$  в ячейке соответствует средним значениям соответствующей концентрации в макроскопическом образце материала. Данные о структуре композита были получены путем изучения свойств композита, полученного с помощью аддитивных технологий [6, 8, 9].

Эффективные механические параметры определяются представленными следующими уравнениями.

Средняя массовая плотность определяется соотношением, учитывающим распределение локальной массовой плотности матрицы и упрочняющих частиц:

$$\langle \rho \rangle = \frac{1}{V} \iiint_V \rho(x_k) dV; \quad (1)$$

Средняя массовая скорость

$$\langle u_i \rangle = \frac{1}{V} \iiint_V u_i(x_1, x_2, x_3) dx_1 dx_2 dx_3, \quad (2)$$

где  $u_i$  – локальная массовая скорость в репрезентативной ячейке;  $V$  – объем.

Компоненты эффективных тензоров скорости деформации и скорости изгиба-кручения определяются формулами

$$\langle \dot{\varepsilon}_{ij} \rangle = \frac{1}{2} \left[ \frac{\partial \langle u_i \rangle}{\partial x_j} + \frac{\partial \langle u_j \rangle}{\partial x_i} \right], \quad \langle \dot{\omega}_{ij} \rangle = \frac{1}{2} \left[ \frac{\partial \langle u_i \rangle}{\partial x_j} - \frac{\partial \langle u_j \rangle}{\partial x_i} \right]; \quad (3)$$

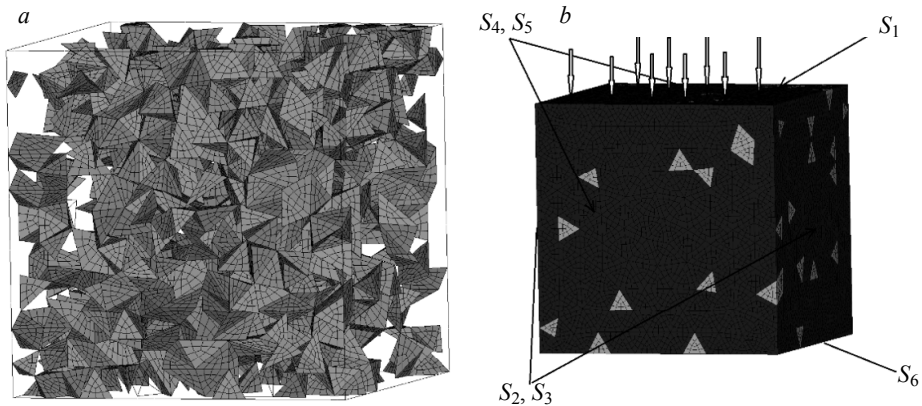
а компоненты эффективного тензора напряжений уравнением

$$\langle \sigma_{ij} \rangle = \frac{1}{\langle \rho \rangle} \frac{dE_V}{dt \langle \dot{\epsilon}_{ij} \rangle}. \quad (4)$$

Здесь  $E_V = \iiint_V E dV$  – общая удельная внутренняя энергия в репрезентативной клетке.

При изучении закономерностей деформирования и разрушения керамических композитов при интенсивных динамических воздействиях одной из ключевых задач является получение информации, позволяющей построить уравнение для макроскопического уровня. В рамках применяемого подхода варьирование условий воздействия на репрезентативную ячейку композита позволяет получить данные о реакции структурированной среды при различных условиях деформации.

Например, для репрезентативной ячейки, деформируемой во фронте плоской ударной волны, граничные условия могут быть заданы в соответствии с диаграммой на рис. 1, б.



**Рис. 1.** Репрезентативная ячейка: (а) заполнение частиц  $ZrO_2$ ; (б) элементарный объем структурированной ячейки с граничными условиями  
**Fig. 1.** Representative cell: (a) filling of  $ZrO_2$  particles; (b) an elementary volume of the structured cell with boundary conditions

В начальный момент времени среда расчетной области находится в нормальном состоянии при температуре  $T_0 = 293$  К, а деформации и скорость движения частиц конденсированной фазы равны нулю. Вычислительная область нагружается на поверхность  $S_1$  путем задания скорости движения материальных частиц, которые направляются в образец:

$$\begin{aligned} \sigma_n(x_k, t) &= F(x_k, t), \quad x_k \in S_1; \\ u_1(x_k, t) &= 0, \quad x_k \in S_2 \cup S_3; \quad u_2(x_k, t) = 0, \quad x_k \in S_4 \cup S_5; \end{aligned} \quad (5)$$

$$P = P_{ref} + [u_n(x_k, t) - u_{ref}] [\rho C], \quad x_k \in S_6,$$

где  $\rho$  – плотность массы вблизи границы;  $u_n$  – массовая скорость в направлении, перпендикулярном границе; значение параметра  $C$  уменьшается от продольной скорости звука в упругом предшественнике до  $C_B$ , а  $F(x_k, t)$  – функция, определяющая форму и длительность импульсного нагружения.

На границах матрицы включения задаются следующие условия:

$$\sigma_{ij}n_j^+ = \sigma_{ij}n_j^-; u_i^+ = u_i^-, \quad (6)$$

где  $n_j^+, n_j^-$  являются компонентами вектора нормали к внешней и внутренней поверхностям сопряжения.

При нарушении межфазной границы раздела матрицы и включения граничные условия принимают вид

$$\sigma_n^+ = -\sigma_n^-; \sigma_\tau = \eta P; \sigma_\tau^+ = \sigma_\tau^-, \quad (7)$$

где  $\sigma_n, \sigma_\tau$  – нормальные и тангенциальные напряжения в точках на границе раздела фаз, а  $\eta$  – коэффициент трения.

Начальные условия для расчетной области для рассматриваемого случая приняты в виде

$$u_i(x_k) = u_i^{(0)}, u_{ij}(x_k) = 0, \rho(x_k) = \rho^{(0)}(x_k), \varepsilon_{ij}(x_k) = 0, E(x_k) = 0. \quad (8)$$

Эффективный модуль упругости определялся по расчетным продольным скоростям звука  $C_L$  и объемным скоростям звука  $C_B$ :

$$\langle \mu \rangle = \bar{\rho} C_s^2, \langle K \rangle = \bar{\rho} C_B^2, C_L^2 = C_B^2 + \frac{4}{3} C_s^2, \quad (9)$$

где  $\bar{\rho}$  – средняя плотность массы в нагруженной области ячейки за фронтом соответствующей волны.

Динамика структурированной среды в ячейке описывается в Лагранжевой системе отсчета уравнениями сохранения массы, импульса и энергии:

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = \rho \frac{\partial u_i}{\partial t}, \frac{du_i}{dt} = \rho \frac{\partial u_i}{\partial x_i}, \rho \frac{dE}{dt} = \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}, \quad (10)$$

где  $\sigma_{ij}$  – компоненты тензора микронапряжения,  $\rho$  – массовая плотность,  $u_i$  – компоненты вектора перемещений,  $\varepsilon_{ij}$  – компоненты тензора деформации скорости, а  $E$  – местная удельная внутренняя энергия на единицу массы.

Приращения составляющих тензора деформации представляются в виде суммы упругой и неупругой составляющих:

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^p, \quad (11)$$

где  $\dot{\varepsilon}_{ij}$  – компоненты тензора скорости деформации.

Компоненты тензора скорости неупругих деформаций представлены в виде компонентов, связанных с механизмами дислокационной пластичности и механически активированными механизмами мартенситных фазовых превращений

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = [\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_s + [\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_m. \quad (12)$$

Такое представление учитывает дилатансию, которая обусловлена только приращением объемной неупругой деформации мартенситного превращения, а отклонение скорости неупругой деформации определяется вкладами сдвигов от обеих пластичностей:

$$[\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_s = [\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_s, [\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_m = \left[ \frac{1}{3} \dot{\varepsilon}_{kk}^p \right]_m \delta_{ij} + [\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_m, \quad (13)$$

где  $\delta_{ij}$  – это символ Кронекера.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \frac{3}{2} \dot{\varepsilon}_u^p \left[ \frac{S_{ij}}{\sigma_u} \right], \quad \sigma_u = \sqrt{(3/2)S_{ij}S_{ij}}, \quad \dot{\varepsilon}_u^p = \sqrt{(2/3)\dot{\varepsilon}_{ij}^p\dot{\varepsilon}_{ij}^p}, \quad \dot{\varepsilon}_{ij}^p = [\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_s + [\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_m \quad (14)$$

где  $S_{ij}$  – компоненты девиатора тензора напряжений.

Компоненты тензора напряжений Кирхгофа представлены в виде суммы давления  $p$  и девиатора  $S_{ij}$ :

$$\sigma_{ij} = -p\delta_{ij} + S_{ij}. \quad (15)$$

Давление  $p$  в диапазоне до 10 ГПа можно рассчитать с помощью уравнения состояния

$$p = K_1\theta + K_1\theta^2 + K_1\theta^3 + \Gamma\rho_0 E, \quad \text{при сжатии } \theta > 0, \\ p = K_1\theta, \quad \text{при растяжении } \theta \leq 0, \quad (16)$$

где  $K_1, K_2, K_3$  – материальные константы,  $\theta = (\rho/\rho_0) - 1$ ,  $\Gamma$  – коэффициент Грюнейзена.

Значения констант могут быть в первом приближении получены в рамках смешанной модели. Девиатор тензора напряжений вычисляется из решения уравнения релаксации

$$\frac{dS_{ij}}{dt} = 2\mu \left( \dot{\varepsilon}_{ij}^e - \frac{1}{3} \dot{\varepsilon}_{kk}^e \delta_{ij} \right), \quad \frac{dS_{ij}}{dt} = \dot{S}_{ij} - S_{ik}\dot{\omega}_{jk} - S_{jk}\dot{\omega}_{ik}, \quad \dot{\varepsilon}_{ij}^e = \varepsilon_{ij} - [\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_m - [\dot{\varepsilon}_{ij}^p]_s. \quad (17)$$

Определяющее уравнение в поврежденной среде можно представить в виде

$$\sigma_{ij} = (1 - D) [-p\delta_{ij} + S_{ij}], \quad D = \sum_{i=1}^m \frac{[\Delta\varepsilon_{eq}^p]}{\varepsilon_f}, \quad (18)$$

где  $\Delta D_i = [\Delta\varepsilon_{eq}^p]_i / \varepsilon_f$  – приращения параметра повреждения в течение определенного периода времени  $\Delta t$ ;  $\Delta\varepsilon_{eq}^p$  – неупругая деформация, а  $\varepsilon_f$  – предельная деформация в момент макроскопического разрушения.

Предельная деформация в момент разрушения для конкретной среды рассматривается как функция давления и температуры. Для ее описания в момент разрушения материальной точки конденсированной среды, имитирующей оксидный керамический материал, было использовано соотношение, предложенное в работе [26]:

$$\varepsilon_f = D_1 (P^* + T^*)^{D_2}, \quad (19)$$

где  $D_1, D_2$  – коэффициенты материала;  $P^* = P/P_{\text{HEL}}$  и  $P_{\text{HEL}}$  – давление, соответствующее пределу упругости Гюгониота основной конденсированной фазы керамики;  $T^* = (T - T_r)/(T_m - T_r)$ , где  $T$  – температура материальной точки (репрезентативного объема) в абсолютном масштабе,  $T_r$  – температура помещения, а  $T_m$  – температура плавления или диссоциации основной конденсированной фазы среды.

Текущее значение прочности на сдвиг поврежденного материала определяется с учетом изменения сопротивления сдвигу конденсированной фазы. Сопротивление сдвигу в материальной точке поврежденной среды определяется соотношениями [26]

$$\sigma_s = \sigma_s^c - D(\sigma_s - \sigma_f), \quad (20)$$

где  $\sigma_s$  – переменная прочности на сдвиг конденсированных фаз с повреждением на более низком уровне.

При решении динамических задач и задач, связанных с термомеханическими воздействиями на керамические структурированные материалы, необходимо учитывать влияние давления, температуры и скорости деформации на эффективную прочность материала на сдвиг. В настоящей работе для моделирования деформации оксидных керамических материалов используются соотношения [26, 27]

$$\sigma_s^c = A_1 (P^* + T^*)^{m_1} (1 + C_1 \ln \dot{\varepsilon}); \quad (21)$$

$$\sigma_f = B_2 (P^*)^{m_2} (1 + C_2 \ln \dot{\varepsilon}), \quad (22)$$

где  $A_1, B_2, C_1, C_2, m_1, m_2$  – коэффициенты материала, а  $\dot{\varepsilon}$  – интенсивность тензора нормализованной скорости деформации.

Численные значения модуля упругости, массовой скорости и коэффициентов уравнений для кристаллических фаз  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3, t\text{-ZrO}_2$  зависят от концентрации химических примесей, наличия наноразмерных включений и дефектов на субмикронном уровне [28–38]. Значения коэффициентов, выбранных для расчетов, представлены в табл. 1 и 2.

Таблица 1

## Модуль упругости и коэффициенты уравнений состояния

Фаза	$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	$t\text{-ZrO}_2$
Плотность, $\text{кг/м}^3$	3890	6050
$T_m$ , К	2327	2950
Объемный модуль $K_1 (D_0)$ , ГПа	130.95	235
$K_2$ , ГПа	0	0
$K_3$ , ГПа	0	0
$B_1$	4.19	5.2
Модуль сдвига, $\mu$ , ГПа	90.16	76
Коэффициент Грюнайзена $\gamma$	1	1

Таблица 2

## Коэффициенты модели поврежденной среды

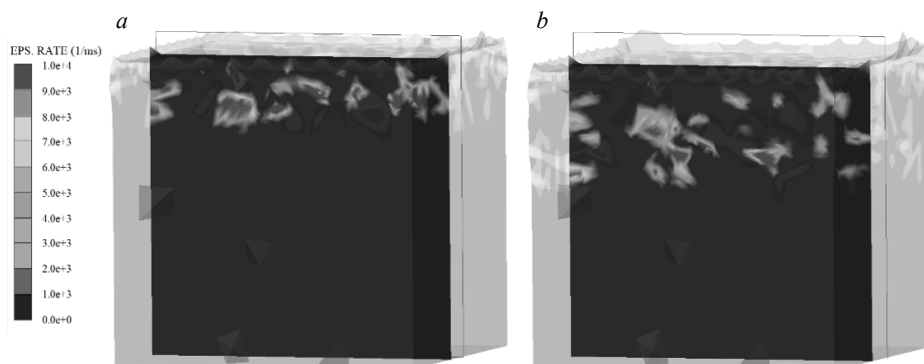
Фаза	$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	$t\text{-ZrO}_2$
Напряжение $\sigma_{\text{HEL}}$ , ГПа	9.95	8.9
Давление, $P_{\text{HEL}}$ , ГПа	14.6	5.66
$\sigma_s$ , ГПа	1.37	4.86
$A_1$ , ГПа	0.93	0.9
$B_2$ , ГПа	0.31	0.8
$C_1$	0.001	0
$C_2$	0.002	0
$m_1$	0.6	0.5
$m_2$	0.6	0.6
$D_1$	0.005	0.01
$D_2$	1	0.7

Для моделирования нагружения ячейки микросекундным импульсом использовался конечно-разностный метод, реализованный в программном комплексе ANSYS-19 / AUTODYN.

### Результаты

Изучено влияние скорости нагружения на трещиностойкость и трещиностойкость керамических композитов  $Al_2O_3 - 20\% t-ZrO_2$  с массовым содержанием субмикронных частиц  $t-ZrO_2$ , на высокоскоростное сжатие модельных образцов в ударных волнах и высокоскоростное растяжение в области взаимодействия разгрузочных волн.

На рис. 2 показано распределение в модельном объеме эффективной скорости пластической деформации в композите  $Al_2O_3 - 20\% t-ZrO_2$  при сжатии в ударном фронте с амплитудой 33 ГПа на последовательных временных интервалах.



**Рис. 2.** Эффективная скорость пластической деформации в композите  $Al_2O_3 - 20\% t-ZrO_2$  при сжатии в ударном фронте с амплитудой 33 ГПа с последовательными интервалами: (a) 0.025 нс; (b) 0.05 нс

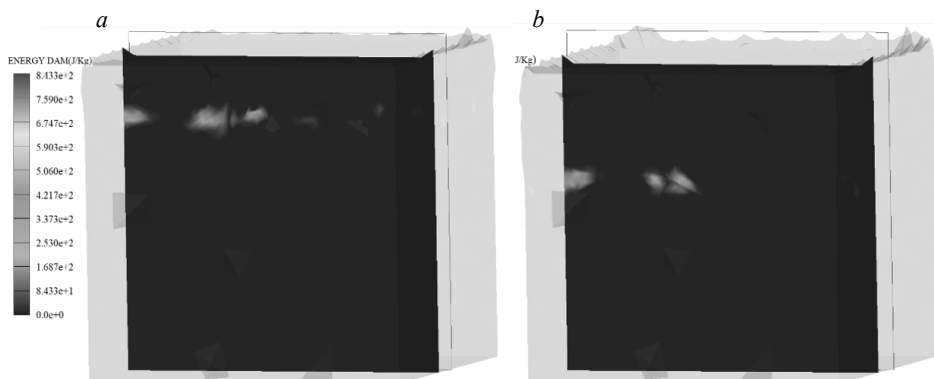
**Fig. 2.** Effective rate of plastic deformation in the composite  $Al_2O_3 - 20\% t-ZrO_2$  under compression in a shock front with amplitude of 33 GPa at successive time intervals: (a) 0.025 and (b) 0.05 ns

Результаты моделирования показывают, что увеличение эффективной скорости пластической деформации локализуется на мезоскопическом уровне в области армирующих субмикронных частиц и слабо зависит от формы и размера этих частиц (в исследуемом диапазоне изменения). В этом случае области с пластической скоростью течения не наблюдаются за волновым фронтом упругого предшественника, что указывает на хрупкое поведение репрезентативной ячейки.

На рис. 3 показано распределение удельной работы разрушения в модельном объеме композита  $Al_2O_3 - 20\% t-ZrO_2$  при сжатии в ударном фронте с амплитудой 33 ГПа на последовательных временных интервалах. Из результатов моделирования видно, что удельная работа разрушения реализуется за фронтом упругого предшественника и локализуется на мезоскопическом уровне в области армирующих частиц, при этом не превышая максимального значения 8.5 кДж/кг. Динамическая вязкость разрушения изменяется слабо во всем диапазоне скоростей нагружения.

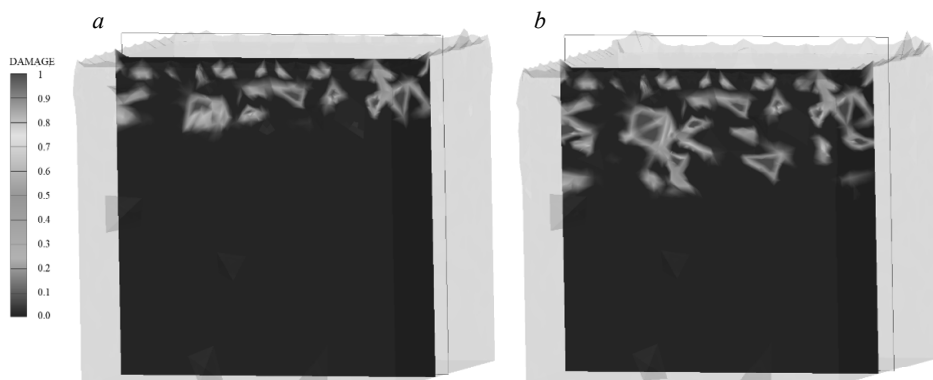
На рис. 4 показано распределение параметров повреждения в модельном объеме в композите  $Al_2O_3 - 20\% t-ZrO_2$  при сжатии в ударном фронте с амплитудой 33 ГПа на последовательных временных интервалах.





**Рис. 3.** Удельная работа разрушения в композите  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 20\% t\text{-ZrO}_2$  при сжатии в ударном фронте с амплитудой 33 ГПа на последовательных временных интервалах: (а) 0.025 нс; (б) 0.05 нс

**Fig. 3.** Specific fracture work in the composite  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 20\% t\text{-ZrO}_2$  under compression in a shock front with amplitude of 33 GPa at successive time intervals: (a) 0.025 and (b) 0.05 ns

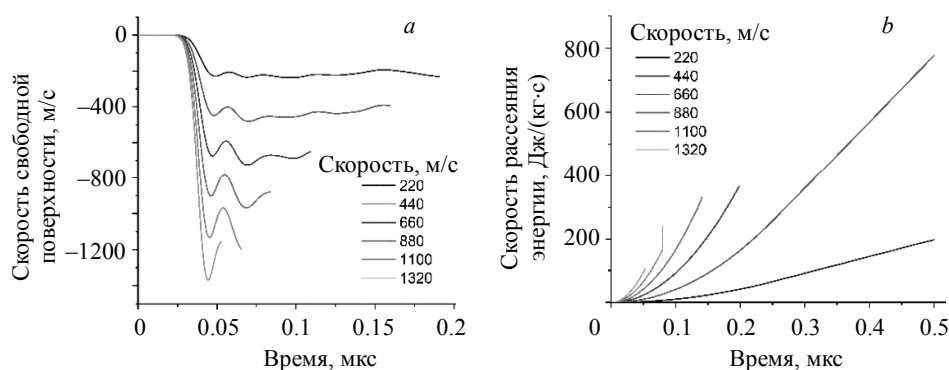


**Рис. 4.** Параметры повреждения в модельном объеме композита  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 20\% t\text{-ZrO}_2$  при сжатии в ударном фронте с амплитудой 33 ГПа на последовательных временных интервалах: (а) 0.025 нс; (б) 0.05 нс

**Fig. 4.** Damage parameters in a model volume of the composite  $\text{Al}_2\text{O}_3 - 20\% t\text{-ZrO}_2$  under compression in a shock front with amplitude of 33 GPa at successive time intervals: (a) 0.025 and (b) 0.05 ns

Результаты, представленные на рис. 4 для последовательных временных интервалов, свидетельствуют о формировании локальных повреждений керамической матрицы в зоне ударного перехода. После увеличения времени гидростатического сжатия фронтом ударной волны существенных изменений размеров и конфигурации локальных зон повреждения обнаружено не было. Микрповреждения локализируются на мезоскопическом уровне в областях армирующих частиц. В области за пределами упругого предшественника наблюдаются области развития микротрещин в керамической матрице. Однако керамическая матрица сохраняет свою целостность вплоть до волны пластического разрыхления, в то время как твердеющие частицы полностью разрушаются.

На рис. 5 представлены результаты моделирования нагружения различными скоростями. Показаны профили скоростей свободной поверхности и скорости рассеянной энергии. Скорость рассеивания энергии увеличивается с увеличением скорости загрузки. Однако при скоростях выше 1000 м/с наблюдается резкое изменение характера кривых диссипации, вместо монотонного увеличения кривая делится на 2 части. Этот эффект является следствием инерционности образцов, которая начинает играть значительную роль в высокоскоростном деформировании материала. Для решения этой задачи необходимо ввести в расчетную схему дополнительные параметры, учитывающие высокие скорости деформации в зависимости от времени релаксации. В идеальном случае эта информация должна быть получена на основе синтеза экспериментов по динамическому деформированию образцов рассматриваемого материала в требуемом масштабе с использованием различных типов напряженного состояния. Определение этих параметров может быть реализовано в динамических схемах нагружения с использованием расщепленных стержней Хопкинсона. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными показало хорошее совпадение в скорости движения свободной поверхности [8].



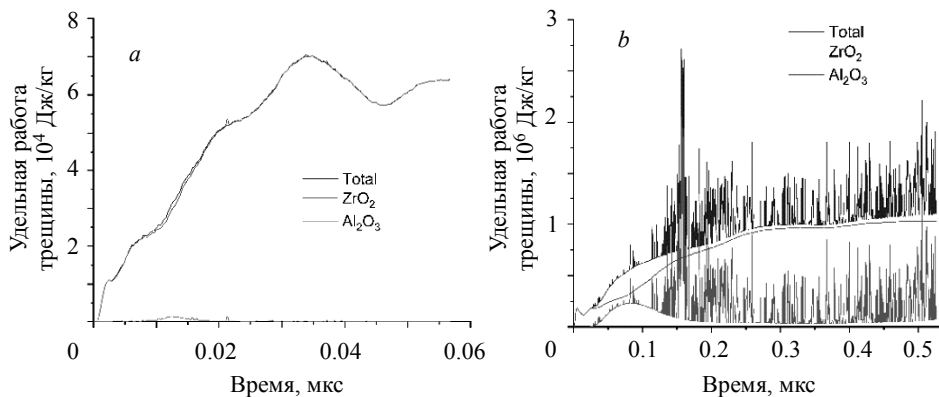
**Рис. 5.** Результаты моделирования нагружения с использованием различных скоростей:

(а) профили скоростей свободной поверхности; (б) скорость рассеяния энергии

**Fig. 5.** Results of loading simulation using different velocities:

(a) free surface velocity profiles and (b) energy dissipation rate

На рис. 6 приведены результаты моделирования удельной работы трещины, перешедшей в диссипацию энергии, при различных скоростях нагружения. Результаты моделирования показывают, что с увеличением скорости нагружения вклад мартенситного фазового перехода в динамическую вязкость постепенно возрастает. Когда скорость нагружения превышает 1000 м/с, вязкость разрушения возрастает с увеличением концентрации твердеющих частиц диоксида циркония. Анализ кривых работы разрушения показал, что для алюминиевой матрицы наблюдается чисто хрупкая картина разрушения с классическим упругим предшествующим и следующей за ним волной разрушения. При низких скоростях нагружения вклад армирующих частиц в общую работу разрушения незначителен, но наблюдается незначительное увеличение прочности образцов. С увеличением скорости нагружения увеличивается вклад армирующих частиц в общую работу разрушения. Более того, характер накопления энергии нагружения имеет аналогичный характер, причем удельное время составляет около 20 нс.



**Рис. 6.** Результаты моделирования удельной работы трещины, перешедшей в диссипацию энергии, при различных скоростях нагружения: (а) 220 м/с; (б) 1320 м/с

**Fig. 6.** Simulation results for the specific work of a crack which transforms into energy dissipation at different loading rates: (a) 220 and (b) 1320 m/s

### Обсуждение результатов

Анализ результатов моделирования композиционных керамических материалов показал, что объемное содержание трансформационно-упрочняющих частиц приводит к образованию неоднородного фронта и влияет на ширину перехода. Величина скорости нагружения для рассматриваемых композитов влияет на скорость деформации в области ударного перехода. В этом случае основная энергия деформации рассеивается в области упрочняющих частиц.

Анализ результатов моделирования показал, что зависимость прочностных характеристик керамического композита от скорости деформации сильно нелинейна. Это в целом соответствует данным моделирования, полученным на аналогичном классе хрупких материалов [39]. Увеличение скорости нагружения приводит к увеличению скорости диссипации энергии, которая реализуется в накоплении микрповреждений на фронте упругого предшественника. Кроме того, для композитов, рассмотренных выше относительно фронта упругого предвестника, разрушенные области продолжают иметь сдерживающее значение в развитии дальнейших повреждений композитной матрицы. Если в структуре композита присутствуют поры, то повреждение в первую очередь возникает именно на границах между порой и зерном [40]. В данном моделировании мы использовали непористую среду, поэтому эффект наличия пор не учитывался.

Матрица оксида алюминия не претерпевает пластических течений, и наблюдается чисто хрупкая картина разрушения. При низких скоростях нагружения реализуется чисто хрупкий эффект разрушения, главным образом с помощью матрицы из оксида алюминия. В этом случае вклад упрочняющих частиц в прочностные характеристики минимален. Однако при высоких скоростях нагружения наблюдаются явные скачки энергии, связанные с эффектом изменения объема частиц  $ZrO_2$  при фазовом переходе либо от тетрагональной к моноклинной фазе. Полученные результаты показывают качественную зависимость характера диссипации энергии от скорости нагружения при динамическом моделировании хрупких сред [41].

Примечательно, что величина упрочняющего эффекта от заполнения наноструктурированной оксидно-алюминиевой матрицы субмикронными включениями  $t\text{-ZrO}_2$  зависит от размера частиц. Для частиц размером менее 400 нм возникновение механически активированных мартенситных фазовых переходов  $t \rightarrow m$  затруднительно. В результате при интенсивном деформировании в зоне зарождения и распространения трещины дисперсные частицы  $t\text{-ZrO}_2$  не претерпевают фазовых превращений, но играют роль слабдеформируемых частиц.

В рамках модельных концепций, использованных в настоящем исследовании, снижение трещиностойкости обусловлено интенсивным зарождением микротрещин как в объеме армирующих включений, так и в объеме наноструктурированной матрицы. Характер разрушения в этих условиях связан не с увеличением размеров мезоскопических трещин, а, скорее, со слиянием многочисленных субмикронных трещин, образующихся в объеме композита. Повреждение возникает как в наноструктурированной матрице, так и в субмикронных армирующих частицах. Однако значительная часть энергии тратится на фазовые переходы, за счет которых возникает эффект усиления. Кроме того, некоторые исследования дают количественное сравнение энергии разрушения и вязкости разрушения композитов [42]. В данной работе мы отошли от этого формализма и использовали понятие специфической работы разрушения, причем был показан вклад работы разрушения каждого компонента композита. Такой подход является оригинальным и позволяет оценить вклад каждого компонента композита в работу по разрушению в широком диапазоне скоростей нагружения. Он позволит на этапе проектирования керамических композитов прогнозировать динамические характеристики материала и создавать «умные» материалы для широкого спектра применений.

В рамках представленной модели можно сказать, что повышение трещиностойкости композиционных материалов, получаемое с помощью аддитивных технологий, может быть достигнуто как за счет уменьшения размера зерен матрицы ниже 500 нм, так и за счет заполнения оксидной матрицы армирующими частицами с размерами менее 500 нм.

### Выводы

Результаты моделирования показывают, что нелинейные эффекты механического поведения керамических композитов  $\text{ZrO}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3$  с трансформационно-упрочненной матрицей, полученных с помощью аддитивных технологий, проявляются при амплитудах ударного нагружения, близких или превышающих предел упругости Гюгониота  $\sigma_{\text{HEL}}$ .

Нелинейные эффекты при интенсивных динамических воздействиях на рассматриваемые композиты связаны с процессами самоорганизации деформационных режимов на мезоскопическом уровне (формирование блочных подструктур), а также с возникновением мартенситных фазовых превращений в объемах матрицы, прилегающих к упрочняющим частицам.

Наличие субмикронных армирующих частиц приводит к изменению формы локальной зоны повреждения, в то время как увеличение относительного количества поврежденных частиц можно определить как образование сдвиговых мезокрещин в объеме композита.

Представленный в данной работе подход моделирования может быть использован для определения динамических характеристик керамических композитов до ударных нагрузок 1000 м/с. При увеличении скорости нагружения, для достиже-

ния адекватной работы расчетной схемы, необходимо ввести дополнительные уравнения релаксации, учитывающие образование и накопление повреждений с течением времени. Эта нетривиальная задача требует дополнительных теоретических и экспериментальных исследований композитов, полученных с помощью аддитивных технологий.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Yin Q., Zhu B., Zeng H. *Microstructure, Property and Processing of Functional Ceramics*. Metallurgical Industry Press, and Springer: Shanghai, China, 2009.
2. Promakhov V.V., Zhukov I.A., Vorozhtsov S.A., Zhukov A.S., Vorozhtsov A.B. Thermal shock-resistant ceramic composites based on zirconium dioxide // *Refractories and Industrial Ceramics*. 2016. V. 56. No. 6. P. 610–614. DOI: 10.1007/s11148-016-9898-5.
3. Korobenkova M.V., Kulikov S.N. Structure and properties of ZTA composites for joint replacement // *AIP Conf. Proc.* 2017. V. 1882. No. 020035. DOI: 10.1063/1.5001614.
4. Evans A.G., Cannon R.M. Overview no. 48: Toughening of brittle solids by martensitic transformations // *Acta Metall.* 1986. V. 34. No. 5. P. 761–800.
5. Hannink R.H.J., Kelly P.M., Muddle B.C. Transformation toughening in zirconia-containing ceramics // *J. Am. Ceram. Soc.* 2000. V. 83. No. 3. P. 461–487. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2000.tb01221.x.
6. Промахов В.В., Жуков А.С., Ворожцов А.Б., Шульц Н.А., Ковальчук С.В., Кожевников С.В., Олисов А.В., Клименко В.А. Особенности структуры и механических свойств керамики, полученной по аддитивной технологии // *Изв. вузов. Физика*. 2019. Т. 62. № 5. С. 132–137. DOI: 10.17223/00213411/62/5/132.
7. Diaz O.G., Luna G.G., Liao Z., Axinte D. The new challenges of machining ceramic matrix composites (CMCs): Review of surface integrity // *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2019. V. 139. P. 24–36. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2019.01.003.
8. Промахов В.В., Савиных А.С., Дубкова Я.А., Шульц Н.А., Жуков А.С., Разоренов С.В. Динамическая прочность керамических материалов на основе  $ZrO_2$ , полученных по аддитивной технологии // *Письма в журнал технической физики*. 2019. Т. 45. № 19. С. 28–32. DOI: 10.21883/PJTF.2019.19.48314.17926.
9. Promakhov V., Zhukov I., Dubkova Y., Zhukov I., Kovalchuk S., Zhukova T., Olishov A., Klimenko V., Savkina N. Structure and properties of  $ZrO_2$ -20% $Al_2O_3$  ceramic composites obtained using additive technologies // *Materials*. 2018. V. 11. 2361. DOI: 10.3390/ma1122361.
10. Cui H., Hensleigh R., Chen H., Zheng X. Additive manufacturing and size-dependent mechanical properties of three-dimensional microarchitected, high-temperature ceramic metamaterial // *J. Mater. Res.* 2018. V. 33. P. 350–371. DOI: 10.1557/jmr.2018.11.
11. Chen Z., Song X., Lei L., Chen X., Fei C., Chiu C.T., Qian X., Ma T., Yang Y., Shung K., et al. 3D printing of piezoelectric element for energy focusing and ultrasonic sensing // *Nano Energy*. 2016. V. 27. P. 78–86. DOI: 10.1016/j.nanoen.2016.06.048.
12. Babaee S., Shim J., Weaver J.C., Chen E.R., Patel N., Bertoldi K. 3D soft metamaterials with negative Poisson's ratio // *Adv. Mater.* 2013. V. 25. P. 5044–5049. DOI: 10.1002/adma.201301986.
13. Cox S.C., Thornby J.A., Gibbons G.J., Williams M.A., Mallick K.K. 3D printing of porous hydroxyapatite scaffolds intended for use in bone tissue engineering applications // *Mater. Sci. Eng.* 2015. V. 47. P. 237–247. DOI: 10.1016/j.msec.2014.11.024.
14. Basu B., Vleugels J., Van Der Biest O. Transformation behavior of tetragonal zirconia: role of dopant content and distribution // *Mater. Sci. and Eng. A*. 2004. V. 366. P. 338–347. DOI: 10.1016/j.msea.2003.08.063.
15. Skripnyak V. Mechanical behavior of nanostructured and ultrafine-grained materials under shock wave loadings. experimental data and results of computer simulation // *AIP Conf. Proc.* 2012. V. 1426. P. 965–970. DOI: 10.1063/1.3686438.

16. *Tai Y.S., Tang C.C.* Numerical simulation: The dynamic behavior of reinforced concrete plates under normal impact // *Theor. Appl. Fract. Mec.* 2006. V. 45. No. 2. P. 117–127. DOI: 10.1016/j.tafmec.2006.02.007.
17. *Panteki E., Máca P., Häussler-Combe U.* Finite element analysis of dynamic concrete-to-rebar bond ex-periments in the push-in configuration // *Int. J. Impact. Eng.* 2017. V. 106. P. 155–170. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2017.03.016
18. *Potyondy D.O., Cundall P.A.* A bonded-particle model for rock // *Int. J Rock Mech Min Sci.* 2004. V. 41. P. 1329–1364. DOI: 10.1016/j.ijrmmms.2004.09.011.
19. *Jing L., Stephansson O.* Fundamentals of discrete element method for rock engineering: theory and applications. Elsevier, 2007. 562 p.
20. *Kuznetsov V.P., Tarasov S.Yu., Dmitriev A.I.* Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability // *Journal of Materials Processing Technology.* 2015. V. 217. P. 327–335. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.023.
21. *Гольдштейн П.В., Осипенко Н.М.* Модель хрупкого разрушения материалов при сжатии // *Вестник Пермского государственного технического университета. Механика.* 2009. № 17. С. 45–57.
22. *Wong T.-f., David C., Zhu W.* The transition from brittle faulting to cataclastic flow in porous sandstones // *J. Geophys. Res.* 1997. V. 102. P. 3009–3025. DOI: 10.1029/96jb03281.
23. *Wong T.-f., Baud P.* The brittle-ductile transition in porous rock: A review // *J. Struct. Geol.* 2012. V. 44. P. 25–53. DOI: 10.1016/j.jsg.2012.07.010.
24. *Стефанов Ю.П.* Моделирование поведения консолидированных и высокопористых геологических сред в условиях сжатия // *Вестник Пермского государственного технического университета. Математическое моделирование систем и процессов.* 2007. № 15. С. 156–169.
25. *Walton G., Hedayat A., Kim E., et al.* Post-yield strength and dilatancy evolution across the brittle-ductile transition in indiana limestone // *Rock Mech Rock Eng.* 2017. V. 50. P. 1–20. DOI: 10.1007/s00603-017-1195-1.
26. *Johnson G.R., Holmquist T.J.* An improved computational constitutive model for brittle materials // *High Pressure Science and Technology. AIP Conference Proceedings.* 1993. V. 309. P. 981–984. DOI: 10.1063/1.46199.
27. *Cronin D.S., Bui K., Kaufman. C.* Implementation and validation of the Johnson-Holmquist ceramic material model in LS-DYNA // *4th European LS-DYNA Users conference. D-I-47-60, Ulm, Germany, 2003.*
28. *Guimaraes F.A.T., Silva K.L., Trombini V., et. al.* Correlation between microstructure and mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ZrO<sub>2</sub> nanocomposites // *Ceramic International.* 2009. V. 35. P. 741–745. DOI: 10.1016/j.ceramint.2008.02.002
29. *Tuan W.H., Chen R.Z., Wang T.C., et. al.* Mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ZrO<sub>2</sub> composites // *J. European Ceramic Society.* 2002. V. 22. P. 2827–2833. DOI: 10.1016/s0955-2219(02)00043-2.
30. *Gust W.H., Royce E.B.* Dynamic yield strengths of B<sub>4</sub>C, BeO and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramics // *J. Appl. Phys.* 1971. V. 42. P. 276–295. DOI: 10.1063/1.1659584.
31. *Gust W.H., Holt A.C., Royce E.B.* Dynamic yield, compressional, and elastic parameters for several lightweight intermetallic compounds // *J. Appl. Phys.* 1973. V. 44. P. 550–560. DOI: 10.1063/1.1662224.
32. *Batsanov S.S.* Effects of explosions on materials: Modification and synthesis under high-pressure shock compression. N.Y.: Springer, 1994.
33. *Fried L.E., Howard W.M., Souers P.C.* A new equation of state library for high pressure thermochemistry // *Twelfth Symposium (International) on Detonation. Office of Naval Research. San Diego, 2002. P. 567–575.*
34. *Жуков И.А., Гаркушкин Г.В., Ворожцов С.А., Хрусталеv А.П., Разоренов С.В., Кветинская А.В., Промахов В.В., Жуков А.С.* Особенности механических характеристик композитов Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных взрывом, при ударно-волновом деформировании // *Изв. вузов. Физика.* 2015. Т. 58. № 9. С. 141–144.
35. *Casellas D., Nagl M.M., Llanes L., Anglada M.* Fracture toughness of alumina and ZTA ceramics; microstructural coarsening effect // *Journal of Materials Processing Technology.* 2003. V. 143. P. 148–152. DOI: 10.1016/s0924-0136(03)00396-0.

36. Tuan W.H., Chen R.Z., Wang T.C., et. al. Mechanical properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  composites // Journal of European Ceramic Society. 2002. V. 22. P. 2827–2833. DOI: 10.1016/s0955-2219(02)00043-2.
37. Korobekov M.V., Kulkov S.N. Simulation of fracture of the bone implant with the porous structure // AIP Conf. Proc. 2016. V. 1760. No. 020033. DOI: 10.1063/1.4960252.
38. Rao P.G., Iwasa M., Tanaka T., et. al. Preparation and mechanical properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -15% $\text{ZrO}_2$  composites // Scripta Materialia. 2003. V. 48. P. 437–441. DOI: 10.1016/s1359-6462(02)00440-2.
39. Grigoriev A.S., Shilko E.V., Skripnyak V.A., Smolin A.Yu., Psakhie S.G., Bragov A.M., Lomunov A.K., Igumnov L.A. The numerical study of fracture and strength characteristics of heterogeneous brittle materials under dynamic loading // AIP Conf. Proc. 2014. V. 1623. P. 175–178. DOI: 10.1063/1.4898911.
40. Korobekov M.V., Kulkov S.N., Nayamark O.B., Khorechko U.V., Rochina A.V. Deformation and Damage Accumulation in a Ceramic Composite under Dynamic Loading // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2016. V. 112. No. 012044. DOI: 10.1088/1757-899x/112/1/012044.
41. Lloberas-Valls, O., Huespe A.E., Oliver J., Dias I.F. Strain injection techniques in dynamic fracture modelling // Comput. Methods Appl. Mech. Engrg. 2016. V. 308. P. 499–534. DOI: 10.1016/j.cma.2016.05.023.
42. Yue K., Lee H.P., Olson J.E., Schultz R.A. Apparent fracture toughness for LFM applications in hydraulic fracture modelling // Engineering Fracture Mechanics. 2020. V. 230. No. 106984. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2020.106984.

Статья поступила 24.02.2020

Promakhov V.V., Korobekov M.V., Schultz N.A., Zhukov A.S., Olisov A.V., Bakhmat V.R., Dronov F.Yu., Myalkovskiy I.S. (2021) MODELING THE ACCUMULATION OF DAMAGES AND THE FAILURE OF CERAMIC COMPOSITES  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{ZrO}_2$ , OBTAINED BY ADDITIVE TECHNOLOGIES, UNDER HIGH-SPEED LOADING. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika* [Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics]. 72. pp. 140–157

DOI 10.17223/19988621/72/12

Keywords: ceramic materials, structure of composite materials, additive technology, dynamic loading, transformation hardening.

Functional ceramic composite materials are widely used in industry due to their high strength, hardness, high operating temperature, and chemical inertness. Among the most famous types of functional ceramics are the ceramic composites based on the  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -20%  $\text{ZrO}_2$  system. In this work, the effect of the loading rate on the crack resistance is studied as well as the effect of the crack resistance of ceramic composites  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -20% t- $\text{ZrO}_2$  with a mass content of submicron t- $\text{ZrO}_2$  particles on the high-speed compression of model specimens in shock waves and on the high-speed tension in the region of interaction of unloading waves. It is established that nonlinear effects of the mechanical behavior of ceramic composites  $\text{ZrO}_2$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  with a transformation-hardened matrix obtained by additive technologies are manifested at shock loading amplitudes close to or exceeding the Hugoniot elastic limit. Nonlinear effects under intense dynamic impacts on the considered composites are associated with the processes of self-organization of deformation regimes at a mesoscopic level, as well as with the occurrence of martensitic phase transformations in the matrix volumes, which are adjacent to strengthening particles. The modeling approach presented in this work can be used to determine the dynamic characteristics of ceramic composites up to shock loads of 1000 m/s.

**Financial support.** This work was performed with the financial support of a grant from the Russian Science Foundation (Project No. 18-79-00153).

*Vladimir V. PROMAKHOV* (Candidate of Technical Sciences, Vice Director of the Scientific and Educational Center "Additive Technologies", Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: vvpromakhov@mail.ru

*Maksim V. KOROBEKOV* (Candidate of Physics and Mathematics, Senior Researcher of the Scientific and Educational Center "Additive Technologies", Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation)

*Nikita A. SCHULZ* (Research Engineer of the Scientific and Educational Center "Additive Technologies", Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation)

*Andrey V. OLISOV* (Director of Scientific and Educational Center "Additive Technologies", Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation)

*Aleksandr S. ZHUKOV* (Doctor of Physics and Mathematics, Professor, Research Institute of Applied Mathematics and Mechanics, Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation)

*Vladislav R. BAKHMAT* (Laboratory Assistant of the Scientific and Educational Center "Additive Technologies", Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation)

*Filipp Yu. DRONOV* (Laboratory Assistant of the Scientific and Educational Center "Additive Technologies", Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation)

*Igor' S. MYALKOVSKIY* (Laboratory Assistant of the Scientific and Educational Center "Additive Technologies", Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation)

#### REFERENCES

1. Yin Q., Zhu B., Zeng H. (2009) *Microstructure, Property and Processing of Functional Ceramics*. Shanghai: Metallurgical Industry Press; Springer.
2. Promakhov V.V., Zhukov I.A., Vorozhtsov S.A., Zhukov A.S., Vorozhtsov A.B. (2016) Thermal shock-resistant ceramic composites based on zirconium dioxide. *Refractories and Industrial Ceramics*. 56(6). pp. 610–614. DOI: 10.1007/s11148-016-9898-5.
3. Korobekov M.V., Kulkov S.N. (2017) Structure and properties of ZTA composites for joint replacement. *AIP Conference Proceedings*. 1882. Article 020035. DOI: 10.1063/1.5001614.
4. Evans A.G., Cannon R.M. (1986) Overview no. 48: Toughening of brittle solids by martensitic transformations. *Acta Metallurgica*. 34(5). pp. 761–800. DOI: 10.1016/0001-6160(86)90052-0.
5. Hannink R.H.J., Kelly P.M., Muddle B.C. (2000) Transformation toughening in zirconia-containing ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*. 83(3). pp. 461–487. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2000.tb01221.x.
6. Promakhov V.V., Zhukov A.S., Vorozhtsov A.B., Schults N.A., Kovalchuk S.V., Kozhevnikov S.V., Olisov A.V., Klimenko V.A. (2019) Structure and mechanical properties of 3D-printed ceramic specimens. *Russian Physics Journal*. 62. pp. 876–881. DOI: 10.1007/s11182-019-01790-0.
7. Diaz O.G., Luna G.G., Liao Z., Axinte D. (2019) The new challenges of machining ceramic matrix composites (CMCs): Review of surface integrity. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 139. pp. 24–36. DOI: 10.1016/j.ijmactools.2019.01.003.
8. Promakhov V.V., Savinykh A.S., Dubkova Y.A., Shul'ts N.A., Zhukov A.S., Razorenov S.V. (2019) The dynamic strength of zro2-based ceramic materials manufactured by additive technology. *Technical Physics Letters*. 45(10). pp. 984–988. DOI: 10.21883/PJTF.2019.19.48314.17926.
9. Promakhov V., Zhukov A., Dubkova Y., Zhukov I., Kovalchuk S., Zhukova T., Olisov A., Klimenko V., Savkina N. (2018) Structure and properties of ZrO<sub>2</sub>–20%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic composites obtained using additive technologies. *Materials*. 11. Article 2361. DOI: 10.3390/ma1122361.



10. Cui H., Hensleigh R., Chen H., Zheng X. (2018) Additive manufacturing and size-dependent mechanical properties of three-dimensional microarchitected, high-temperature ceramic metamaterial. *Journal of Materials Research*. 33. pp. 350–371. DOI: 10.1557/jmr.2018.11.
11. Chen Z., Song X., Lei L., Chen X., Fei C., Chiu C.T., Qian X., Ma T., Yang Y., Shung K., Chen Y., Zhou Q. (2016) 3D printing of piezoelectric element for energy focusing and ultrasonic sensing. *Nano Energy*. 27. pp. 78–86. DOI: 10.1016/j.nanoen.2016.06.048.
12. Babae S., Shim J., Weaver J.C., Chen E.R., Patel N., Bertoldi K. (2013) 3D soft metamaterials with negative Poisson's ratio. *Advanced Materials*. 25. pp. 5044–5049. DOI: 10.1002/adma.201301986.
13. Cox S.C., Thornby J.A., Gibbons G.J., Williams M.A., Mallick K.K. (2015) 3D printing of porous hydroxyapatite scaffolds intended for use in bone tissue engineering applications. *Materials Science and Engineering: A*. 47. pp. 237–247. DOI: 10.1016/j.msec.2014.11.024.
14. Basu B., Vleugels J., Van Der Biest O. (2004) Transformation behavior of tetragonal zirconia: role of dopant content and distribution. *Materials Science and Engineering: A*. 366. pp. 338–347. DOI: 10.1016/j.msea.2003.08.063.
15. Skripnyak V. (2012) Mechanical behavior of nanostructured and ultrafine-grained materials under shock wave loadings. experimental data and results of computer simulation. *AIP Conference Proceedings*. 1426. pp. 965–970. DOI: 10.1063/1.3686438.
16. Tai Y.S., Tang C.C. (2006) Numerical simulation: the dynamic behavior of reinforced concrete plates under normal impact. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 45(2). pp. 117–127. DOI: 10.1016/j.tafmec.2006.02.007.
17. Panteki E., Máca P., Häussler-Combe U. (2017) Finite element analysis of dynamic concrete-to-rebar bond ex-periments in the push-in configuration. *International Journal of Impact Engineering*. 106. pp. 155–170. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2017.03.016.
18. Potyondy D.O., Cundall P.A. (2004) A bonded-particle model for rock. *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences*. 41. pp. 1329–1364. DOI: 10.1016/j.ijrmms.2004.09.011.
19. Jing L., Stephansson O. (2007) *Fundamentals of Discrete Element Method for Rock Engineering: Theory and Applications*. Elsevier.
20. Kuznetsov V.P., Tarasov S.Yu., Dmitriev A.I. (2015) Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability. *Journal of Materials Processing Technology*. 217. pp. 327–335. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.023.
21. Goldstein R.V., Osipenko N.M. (2009) Model' khrupkogo razrusheniya pri szhatii [Compression brittle fracture model]. *Vestnik Permskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Mekhanika – PNRPU Mechanics Bulletin*. 17. pp. 45–57.
22. Wong T.-f., David C., Zhu W. (1997) The transition from brittle faulting to cataclastic flow in porous sandstones. *Journal of Geophysical Research*. 102. pp. 3009–3025. DOI: 10.1029/96jb03281.
23. Wong T.-f., Baud P. (2012) The brittle-ductile transition in porous rock: a review. *Journal of Structural Geology*. 44. pp. 25–53. DOI: 10.1016/j.jsg.2012.07.010.
24. Stefanov Yu.P. (2007) Modelirovanie povedeniya konsolidirovannykh i vysokoporistykh geologicheskikh sred v usloviyakh szhatiya [Modeling the behavior of consolidated and highly porous geological media under compression]. *Vestnik Permskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Matematicheskoye modelirovaniye sistem i protsessov – PNRPU Mechanics Bulletin*. 15. pp. 156–169.
25. Walton G., Hedayat A., Kim E., Labrie D. (2017) Post-yield strength and dilatancy evolution across the brittle-ductile transition in indiana limestone. *Rock Mechanics and Rock Engineering*. 50. pp. 1–20. DOI: 10.1007/s00603-017-1195-1.
26. Johnson G.R., Holmquist T.J. (1993) An improved computational constitutive model for brittle materials high pressure science and technology. *AIP Conference Proceedings*. 309. pp. 981–984. DOI: 10.1063/1.46199.
27. Cronin D.S., Bui K., Kaufman C. (2003) Implementation and validation of the Johnson-Holmquist ceramic material model in LS-Dyna. *Proceedings of the 4th European LS-DYNA Users Conference. D-I-47-60, Ulm, Germany*.

28. Guimaraes F.A.T., Silva K.L., Trombini V., Pierri J.J., Rodrigues J.A., Tomasi R., Pallone E.M. (2009) Correlation between microstructure and mechanical properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  nanocomposites. *Ceramic International*. 35. pp. 741–745. DOI: 10.1016/j.ceramint.2008.02.002.
29. Tuan W.H., Chen R.Z., Wang T.C., Cheng C.H., Kuo P.S. (2002) Mechanical properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  composites. *Journal European Ceramic Society*. 22. pp. 2827–2833. DOI: 10.1016/s0955-2219(02)00043-2.
30. Gust W.H., Royce E.B. (1971) Dynamic yield strengths of  $\text{B}_4\text{C}$ , BeO and  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ceramics. *Journal of Applied Physics*. 42. pp. 276–295. DOI: 10.1063/1.1659584.
31. Gust W.H., Holt A.C., Royce E.B. (1973) Yield, compressional, and elastic parameters for several lightweight intermetallic compounds. *Journal of Applied Physics*. 44. pp. 550–560. DOI: 10.1063/1.1662224.
32. Batsanov S.S. (1994) *Effects of Explosions on Materials: Modification and Synthesis under High-Pressure Shock Compression*. New York: Springer.
33. Fried L.E., Howard W.M., Souers P.C. (2002) A new equation of state library for high pressure thermochemistry. *Proceedings of the 12<sup>th</sup> Symposium (International) on Detonation. Office of Naval Research, San Diego*. pp. 567–575.
34. Zhukov I.A., Garkushin G.V., Vorozhtsov S.A., Khrustalyov A.P., Razorenov S.V., Kvetinskaya A.V., Zhukov A.S. (2016) Special features of the mechanical characteristics of Al– $\text{Al}_2\text{O}_3$  composites produced by explosive compaction of powders under shock-wave deformation. *Russian Physics Journal*. 58(9). pp. 1358–1361. DOI: 10.1007/s11182-016-0655-5.
35. Casellas D., Nagl M.M., Llanes L., Anglada M. (2003) Fracture toughness of alumina and ZTA ceramics; microstructural coarsening effect. *Journal of Materials Processing Technology*. 143. pp. 148–152. DOI: 10.1016/s0924-0136(03)00396-0.
36. Tuan W.H., Chen R.Z., Wang T.C., Cheng C.H., Kuo P.S. (2002) Mechanical properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  composites. *Journal of European Ceramic Society*. 22. pp. 2827–2833. DOI: 10.1016/s0955-2219(02)00043-2.
37. Korobnikov M.V., Kulkov S.N. (2016) Simulation of fracture of the bone implant with the porous structure. *AIP Conference Proceedings*. 1760. Article 020033. DOI: 10.1063/1.4960252.
38. Rao P.G., Iwasa M., Tanaka T., Komdoh I., Inoue T. (2003) Preparation and mechanical properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -15% $\text{ZrO}_2$  composites. *Scripta Materialia*. 48. pp. 437–441. DOI: 10.1016/s1359-6462(02)00440-2.
39. Grigoriev A.S., Shilko E.V., Skripnyak V.A., Smolin A.Yu., Psakhie S.G., Bragov A.M., Lomunov A.K., Igumnov L.A. (2014) The numerical study of fracture and strength characteristics of heterogeneous brittle materials under dynamic loading. *AIP Conference Proceedings*. 1623. pp. 175–178. DOI: 10.1016/s1359-6462(02)00440-2.
40. Korobnikov M.V., Kulkov S.N., Nayamark O.B., Khorechko U.V., Rochina A.V. (2016) Deformation and damage accumulation in a ceramic composite under dynamic loading. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 112. Article 012044. DOI: 10.1088/1757-899x/112/1/012044.
41. Lloberas-Valls O., Huespe A.E., Oliver J., Dias I.F. (2016) Strain injection techniques in dynamic fracture modelling. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 308. pp. 499–534. DOI: 10.1016/j.cma.2016.05.023.
42. Yue K., Lee H.P., Olson J.E., Schultz R.A. (2020) Apparent fracture toughness for LEM applications in hydraulic fracture modelling. *Engineering Fracture Mechanics*. 230. Article 106984. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2020.106984.

Received: December 24, 2020