

КОНТИНУАЛЬНАЯ МОДЕЛЬ УПРУГИХ СВОЙСТВ ИЗОТРОПНЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭМПИРИЧЕСКИМИ ФУНКЦИЯМИ ПОРИСТОСТИ

А.Ф. Федотов

Самарский государственный технический университет
443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244

E-mail: a.fedotov50@mail.ru

Рассмотрена континуальная модель упругих модулей изотропных пористых материалов, использующая в качестве расчетных зависимостей эмпирические функции пористости одномерных феноменологических моделей. По результатам аппроксимации установлены феноменологические модели, наиболее точно описывающие экспериментальные данные для металлических и керамических пористых материалов. Предложенная континуальная модель при известной зависимости одного модуля упругости от пористости позволяет рассчитать остальные модули упругости.

Ключевые слова: *континуальная модель, упругие модули, пористый материал, феноменологическая модель, эмпирические константы*

Введение

Пористые материалы могут быть получены холодным прессованием или путем неполного спекания порошков. На механические, в том числе и упругие, свойства пористых материалов существенное влияние оказывают морфология исходных порошков, размеры и форма пор, технология прессования и спекания и т. д. Провести большое число экспериментов, выполнить подробный анализ влияния всех факторов и получить универсальные зависимости представляется экономически нецелесообразным. В этой связи актуальными остаются теоретические исследования, направленные на упрощение и уменьшение объема экспериментальных исследований. Для теоретической оценки макроскопических упругих свойств пористых материалов применяются различные подходы. В рамках континуальных моделей структурно-неоднородных сред [1-5 и др.] затруднительно учесть морфологию и размеры пор. Асимптотический метод усреднения [6] дает возможность адекватно описать эффективные свойства пористых материалов с любой геометрией пор. При этом «платой за точность» является сложность математического аппарата и проводимых построений, а метод доступен лишь небольшому числу специалистов. Численные методы моделирования позволяют создать трехмерную представительную ячейку, отражающую реальную гетерогенную структуру, и с высокой точностью описать упругие свойства пористого материала. Однако при создании трехмерной структурной модели и ее дискретизации необходимо разрабатывать сложное программное обеспечение или использовать коммерческие программные комплексы, например ANSYS. Причем для моделирования реальной структуры необходимо изготовить экспериментальный образец. В целом теоретические модели полагают идеальную адгезию между спекенными частицами и отсутствие структурных дефектов: микротрещин, примесей и т. д. Поэтому, несмотря на физическую корректность и математическую строгость методов решения краевых задач, теоретические модели не могут учесть все особенности структурного состояния реальных пористых материалов. В этой связи практи-

ческий интерес представляет вариант использования в континуальной теории феноменологических моделей с эмпирическими параметрами, интегрально учитывающий влияние особенностей микроструктуры на макроскопические свойства пористого материала. Для феноменологической модели первостепенное значение имеет выбор функциональной зависимости, связывающей упругие свойства и пористость материала. При этом можно использовать либо теоретические модели, либо статистически достоверные эмпирические аппроксимации. Цель работы – разработать континуальную модель упругих свойств пористых изотропных материалов с использованием эмпирических функций пористости одномерных феноменологических моделей.

Континуальная модель упругих свойств пористых материалов

Одномерные феноменологические зависимости упругих модулей M от пористости θ в общем виде записываются следующим образом:

$$M = M_0 \cdot f(\theta, b_1, b_2, \dots, b_n), \quad (1)$$

где M_0 – упругий модуль твердой фазы;
 $f(\theta, b_1, b_2, \dots, b_n)$ – функция пористости и эмпирических констант b_i .

Установим форму представления эмпирических функций пористости в континуальной модели упругих свойств пористых материалов.

Континуальные теории упругих свойств рассматривают пористые материалы как двухфазный композит, в котором одна из фаз (поры) имеет нулевые материальные константы. Следуя методике работы [7], сначала получим основные соотношения для расчета модулей упругости двухфазного изотропного композита.

Эффективный модуль Юнга E двухфазного изотропного композита, состоящего также из изотропных компонентов, определится следующим образом [7]:

$$E = c_1 E_1 K_{\varepsilon 1} + c_2 E_2 K_{\varepsilon 2}, \quad (2)$$

где E_1, E_2 – модули Юнга фаз;
 c_1, c_2 – объемные доли фаз;

$K_{\varepsilon 1}, K_{\varepsilon 2}$ – коэффициенты концентрации средних деформаций одноосного растяжения ε_{11} .

Коэффициенты концентрации средних деформаций представляют собой отношение средних деформаций растяжения $\langle \varepsilon_{11} \rangle_V$ в объеме композита V к средним по объемам фаз V_k деформациям растяжения $\langle \varepsilon_{11} \rangle_{V_k}$:

$$K_{\varepsilon k} = \frac{\langle \varepsilon_{11} \rangle_{V_k}}{\langle \varepsilon_{11} \rangle_V}. \quad (3)$$

Средние деформации $\langle \varepsilon_{11} \rangle_{V_k}$ и $\langle \varepsilon_{11} \rangle_V$ вычисляются путем осреднения микроскопических деформаций ε'_{11} по объемам:

$$\langle \varepsilon_{11} \rangle_{V_k} = \frac{1}{V_k} \int_{V_k} \varepsilon'_{11} dV; \quad \langle \varepsilon_{11} \rangle_V = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon'_{11} dV. \quad (4)$$

Здесь и далее нижний индекс k характеризует различные фазы ($k = 1, 2$).

Каждая фаза в средней деформации композита имеет свою эффективную долю и соответствующий эффективный объем V_{ak} . Из условия однозначности суммарной деформации в объеме фазы следует, что суммарная средняя деформация растяжения

композиата $\langle \varepsilon_{11} \rangle_V$ в эффективных объемах осреднения фаз $V_{\alpha k}$ будет равна сумме средних деформация растяжения $\langle \varepsilon_{11} \rangle_{V_k}$ в объемах фаз V_k :

$$\langle \varepsilon_{11} \rangle_V V_{\alpha k} = \langle \varepsilon_{11} \rangle_{V_k} V_k. \quad (5)$$

Из зависимости (5) получим

$$\langle \varepsilon_{11} \rangle_{V_k} = \frac{V_{\alpha k}}{V_k} \langle \varepsilon_{11} \rangle_V = \frac{\alpha_{\varepsilon k}}{c_k} \langle \varepsilon_{11} \rangle_V, \quad (6)$$

где $\alpha_{\varepsilon k} = V_{\alpha k} / V$ – доля эффективного объема осреднения деформаций растяжения k -того компонента.

Из сравнения зависимостей (3) и (6) следует, что коэффициенты концентрации $K_{\varepsilon k}$ будут равны

$$K_{\varepsilon k} = \frac{\alpha_{\varepsilon k}}{c_k}. \quad (7)$$

После подстановки (7) в (2) получим

$$E = \alpha_{\varepsilon 1} E_1 + \alpha_{\varepsilon 2} E_2. \quad (8)$$

Зависимость (8) по структуре соответствует известному соотношению Фойгта. В отличие от модели Фойгта в предлагаемой модели вместо объемных долей фаз используются доли эффективных объемов осреднения. Допустим, что компонент 2 является порой. Тогда модуль Юнга $E_2 = 0$ и из (8) получим

$$E = \alpha_t E_0, \quad (9)$$

где α_t – доля эффективного объема осреднения деформаций растяжения твердой фазы с модулем Юнга E_0 .

Для модуля сдвига μ пористого материала по аналогии с (9) получим

$$\mu = \alpha_s \mu_0, \quad (10)$$

где μ_0 – модуль сдвига твердой фазы; α_s – эффективный объем осреднения деформаций сдвига твердой фазы.

Выразим в (9) долю эффективного объема осреднения при растяжении α_t через долю эффективного объема осреднения при сдвиге α_s . Для этого воспользуемся зависимостью для макроскопического модуля объемного сжатия K пористого материала [8]

$$K = \frac{4}{3} \mu_0 \frac{(1 + \nu_0) \alpha_s}{2(1 - 2\nu_0) + (1 + \nu_0)(1 - \alpha_s)} \quad (11)$$

и уравнением связи модуля Юнга с модулями сдвига и объемного сжатия:

$$E_0 = 2\mu_0(1 + \nu_0); \quad E = \frac{9K\mu}{3K + \mu}. \quad (12)$$

Здесь ν_0 – коэффициент Пуассона материала твердой фазы. После преобразований получим:

$$\alpha_t = \frac{6\alpha_s}{6 + (1 + \nu_0)(1 - \alpha_s)}. \quad (13)$$

Эффективный объем осреднения при сдвиге α_s выражается через эффективный объем осреднения деформаций растяжения α_t следующим образом:

$$\alpha_s = \frac{(7 + \nu_0) \alpha_t}{6 + (1 + \nu_0) \alpha_t}. \quad (14)$$

При известном модуле сдвига по зависимостям (9), (13) определяется модуль Юнга и, наоборот, при известном модуле Юнга по зависимостям (10), (14) рассчитывается модуль сдвига.

Эффективные объемы осреднения деформаций находят из решения краевой задачи упругого деформирования представительной ячейки [9]. Так как теоретические модели не в состоянии отразить все особенности физического и структурного состояния, то при определении упругих свойств реальных материалов приходится использовать эмпирические зависимости. Из сопоставления зависимостей (1) и (9), (10) следует, что в предлагаемой континуальной модели эффективные объемы осреднения деформаций формально представляют собой эмпирические функции пористости $f(\theta, b_1, b_1, \dots, b_n)$.

Феноменологические модели

В научной литературе приводятся различные зависимости упругих модулей пористых материалов от пористости θ или относительной плотности $\rho = 1 - \theta$. Будем рассматривать однопараметрические зависимости с одной феноменологической константой b , для определения которой достаточно провести только один эксперимент (см. таблицу).

Феноменологические модели модулей упругости

Номер модели	Расчетные зависимости	Эмпирическая константа b	
		Gd ₂ O ₃	SiO ₂
1	$E = E_0(1 - \theta)^b$ [10]	1,92	6,44
2	$E = E_0 \exp(-b\theta)$ [11]	2,2	7,61
3	$E = E_0 \exp\left(-\frac{b\theta}{1 - \theta}\right)$ [12]	1,67	5,4
4	$E = E_0 \frac{1 - \theta}{1 - b\theta}$ [13]	-1,2	18,8
5	$E = E_0 [1 - (1 + b)\theta + b\theta^2]$ [14]	0,93	2,9
6	$\mu = \mu_0 \rho^{b/\rho}$ [15]	2,0	4,2
7	$\mu = \mu_0 \rho^n \left(\frac{\rho - \rho_0}{1 - \rho_0}\right)^b$; $n = \frac{2 - \rho - \rho_0}{1 - \rho_0}$ [8]	0,68	3,48

В расчетных зависимостях модели 7 параметр ρ_0 представляет собой начальную относительную плотность. Для материалов, получаемых из порошков, ρ_0 является относительной насыпной плотностью. При отсутствии информации о насыпной плотности можно принять $\rho_0 = 0,26$. Более подробно этот вопрос изложен в работе [8]. Функции пористости θ или относительной плотности ρ в феноменологических моделях представляют собой эффективные объемы осреднения деформаций растяжения (модели 1...5) или сдвига (модели 6, 7).

Будем рассматривать две группы пористых материалов: металлические и керамические. Экспериментальные зависимости модуля Юнга пористого материала, приведенного к модулю Юнга твердой фазы $E_r = E / E_0$, показаны на рис. 1. Для пористой керамики из работы [19] представлены данные, соответствующие минимальным (оксид кремния) и максимальным (оксид гадолиния) опытным данным приведенного модуля Юнга пористой керамики. Пунктирными линиями показаны верхняя и нижняя границы экспериментальных значений приведенного модуля Юнга.

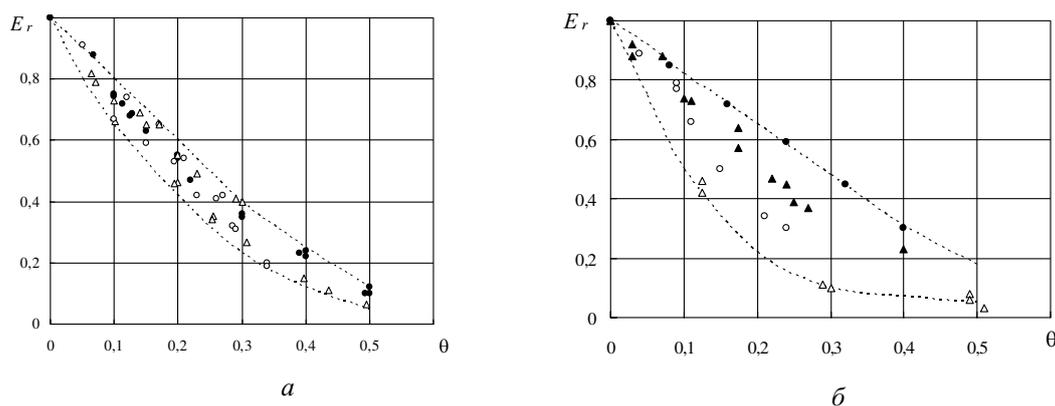


Рис. 1. Экспериментальные зависимости приведенного модуля Юнга от пористости:
a – пористые металлы: ● – железо [16]; ○ – никель [15, 17]; △ – медь [17, 18];
б – пористая керамика: ● – Gd_2O_3 [19]; ○ – MgO [19]; △ – SiO_2 [19]; ▲ – BN [20]

Видно, что зависимости $E_r(\theta)$ для разных материалов заметно отличаются друг от друга. Особенно сильное качественное и количественное отличие наблюдается для пористой керамики (рис. 1, б). Если для оксида гадолиния Gd_2O_3 зависимость $E_r(\theta)$ кремния близка к линейной, то для оксида кремния SiO_2 эта зависимость существенно нелинейная. Для пористой керамики также характерна весьма широкая вилка значений модуля упругости при одной и той же пористости. Одним из факторов, оказывающих влияние на сопротивление деформации хрупких керамических тел, является наличие в них плоских микротрещин. При отсутствии напряжений микротрещины закрыты и не идентифицируются как несплошность. При испытаниях образцов на одноосное сжатие раскрываются трещины, плоскость которых параллельна сжимающим напряжениям. При одноосном растяжении раскрываются трещины, плоскость которых перпендикулярна растягивающим напряжениям. В результате происходит неконтролируемое увеличение пористости и искажение результатов эксперимента.

Для пористых металлов кривые $E_r(\theta)$ качественно одинаковы: все они нелинейны и вогнуты вниз (рис. 1, а). Вместе с тем при одинаковой пористости количественное различие существенно. Так, при пористости $\theta = 0,3$ величина E_r изменяется в диапазоне $E_r = 0,2 \dots 0,4$, т. е. в 2 раза.

Таким образом, для обеих групп пористых материалов нет единой зависимости приведенного модуля Юнга от пористости. Соответственно не может быть единой теоретической зависимости, достоверно описывающей упругие свойства всех пористых материалов.

Аппроксимация результатов эксперимента

Будем аппроксимировать зависимости $E_r(\theta)$ для оксидов гадолиния Gd_2O_3 и кремния SiO_2 , которые представляют две качественно противоположные зависимости: линейную (оксид Gd_2O_3) и существенно нелинейную (оксид SiO_2). Эмпирическую константу b определяли методом одномерной оптимизации при минимизации следующего функционала:

$$F = (E_r - E'_r)^2, \quad (15)$$

где E_r , E'_r – расчетное и экспериментальное значения приведенного модуля Юнга.

Минимум функционала (15) находили методом спирального координатного спуска. Для идентификации эмпирической константы одномерной феноменологической модели достаточно одной экспериментальной точки.

Пористость в экспериментах для обеих групп материалов изменяется в диапазоне $\theta = 0 \dots 0,5$. Константу b рассчитывали для среднего значения пористости: $\theta = 0,24$ для оксида гадолиния Gd_2O_3 и $\theta = 0,29$ для оксида кремния SiO_2 при экспериментальных значениях приведенного модуля Юнга $E_r = 0,59$ и $E_r = 0,11$ соответственно [19]. Коэффициенты Пуассона равны [21]: $\nu_0 = 0,226$ для оксида Gd_2O_3 и $\nu_0 = 0,226$ для оксида SiO_2 . Начальную относительную плотность ρ_0 при расчете по модели 7 принимали равной $\rho_0 = 0,26$. Расчетные значения константы b для каждой модели приведены в таблице.

На рис. 2 представлены результаты аппроксимации зависимости $E_r(\theta)$ для пористого оксида гадолиния Gd_2O_3 . Здесь и далее номера кривых на рисунках соответствуют номерам феноменологических моделей. Хорошее соответствие результатов расчета и эксперимента наблюдается для модели 3 (рис. 2, а) и моделей 6, 7 (рис. 2, б).

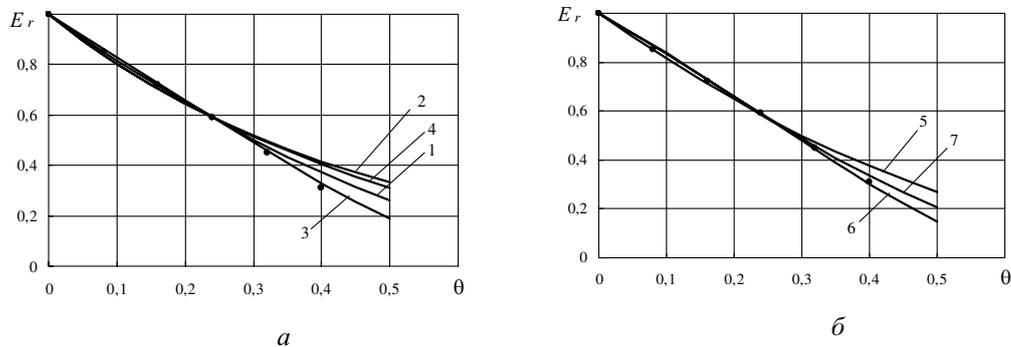


Рис. 2. Расчетные зависимости приведенного модуля Юнга оксида Gd_2O_3 от пористости:
● – эксперимент [19]

Результаты аппроксимации зависимости $E_r(\theta)$ для пористого оксида кремния SiO_2 приведены на рис. 3. В этом случае хорошо описывают экспериментальные данные модели 1, 2, 3 (рис. 1, а) и модели 6, 7 (рис. 3, б). По совокупности результатов аппроксимации для обоих материалов наиболее точными являются модели 3, 6 и 7.

Упругие модули уменьшаются с увеличением пористости. Теоретически модули упругости должны принимать нулевые значения при отсутствии твердой фазы, когда относительная плотность равна нулю $\rho = 0$. Однако упругие модули порошковых материалов становятся бесконечно малыми уже при насыпной плотности, когда $\rho \neq 0$. Пористые спеченные материалы получают путем неполного спекания из по-

рошков, и первоначально они также находились в насыпном состоянии. Среди рассматриваемых моделей только модель 7 через параметр ρ_0 учитывает начальное несвязанное состояние пористых порошковых материалов. Если для моделей 1...6 модуль Юнга равен нулю при полном отсутствии твердой фазы ($\rho = 0$ и $\theta = 1$), то для модели 7 – в состоянии насыпной плотности при $\rho = \rho_0 \neq 0$. Учет особенностей физического состояния порошков должен повысить точность модели.

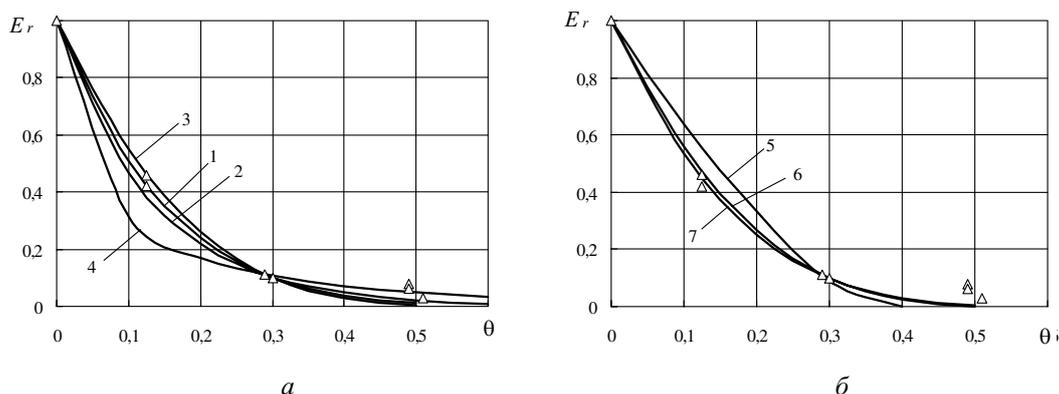


Рис. 3. Расчетные зависимости приведенного модуля Юнга оксида SiO_2 от пористости: Δ – эксперимент [19]

На рис. 4 приведены результаты расчета приведенного модуля Юнга спеченного железа по моделям 3, 6 и 7. Эмпирическую константу b находили по результатам расчета для экспериментальной точки с $\theta = 0,22$ и $E_r = 0,47$. При расчете по модели 7 начальную относительную плотность принимали равной $\rho_0 = 0,227$ [16]. Коэффициент Пуассона железа равен $\nu_0 = 0,28$. Для модели 3 получили $b = 2,68$; для модели 6 – $b = 2,06$; для модели 7 – $b = 1$. При пористости $\theta \leq 0,3$ расчеты по всем трем моделям показывают практически одинаковые результаты. С увеличением пористости результаты расчетов по разным моделям начинают отличаться друг от друга, и наиболее точным является расчет по модели 7.

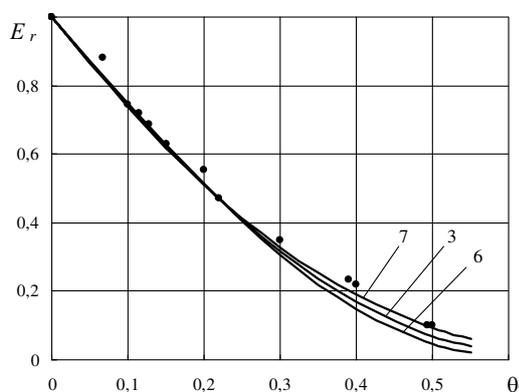


Рис. 4. Расчетные зависимости приведенного модуля Юнга железа от пористости: \bullet – эксперимент [16]

При континуальном подходе достаточно по экспериментальным данным установить зависимость от пористости одного из упругих модулей. Зависимости от пористости остальных упругих характеристик могут быть получены расчетным путем. На рис. 5 приведены расчетные зависимости модулей Юнга и сдвига железа и шпинели MgAl_2O_4 от пористости.

Сначала с использованием модели 7 были проведены расчеты по аппроксимации зависимости модуля Юнга от пористости $E(\theta)$. Для железа аппроксимация зависимости приведенного модуля Юнга $E_r(\theta)$ была рассмотрена выше.

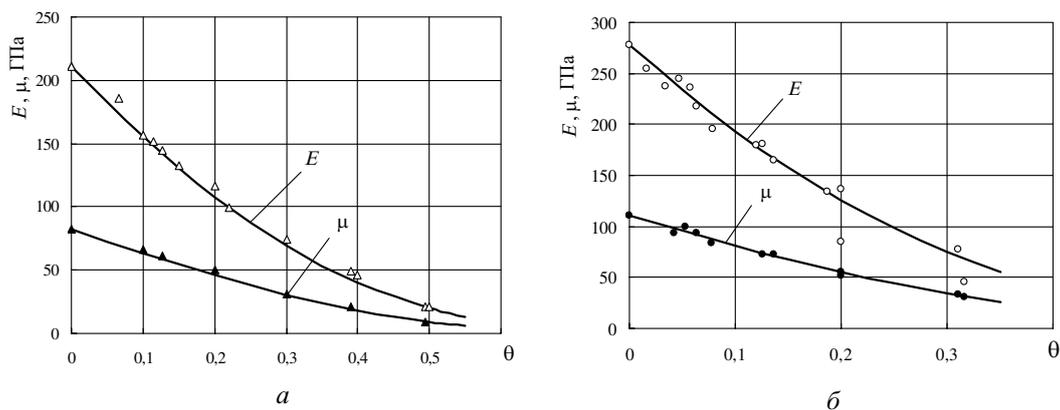


Рис. 5. Расчетные зависимости модулей Юнга и сдвига железа (а) и шпинели $MgAl_2O_4$ (б) от пористости: Δ, \blacktriangle – эксперимент [16]; \circ, \bullet – эксперимент [22]

Расчет модулей Юнга E и сдвига μ пористого железа выполняли при следующих значениях модулей его твердой фазы: $E_0 = 211$ ГПа и $\mu_0 = 82$ ГПа. Для шпинели по экспериментальной точке с $\theta = 0,19$ и $E = 134$ ГПа при $\rho_0 = 0,26$ и коэффициенте Пуассона $\nu_0 = 0,24$ [22] получили $b = 1,3$. После определения эмпирической константы для эффективного объема осреднения деформаций растяжения α_t по зависимостям (9) и (13) был выполнен расчет эффективного объема осреднения деформаций сдвига α_s и модуля сдвига μ . Получено хорошее соответствие результатов расчета и эксперимента для металлического и керамического материалов. Таким образом, адекватные континуальные модели по известным зависимостям от пористости одного из упругих модулей позволяют получить аналогичные зависимости для других модулей упругости.

Заключение

Предложена континуальная модель, в которой упругие модули изотропных двухфазных композитов определяются через эффективные объемы осреднения деформаций. Для пористых материалов эффективные объемы осреднения деформаций твердой фазы соответствуют эмпирическим функциям пористости одномерных феноменологических моделей. Анализ результатов аппроксимации показал, что среди рассмотренных феноменологических моделей наиболее точно описывают экспериментальные данные модели 3, 6 и 7. При этом модель 7 учитывает начальное несвязанное состояние насыпной плотности порошков и физически более обоснована, чем модели 3 и 6. Предложенная континуальная модель при известной зависимости одного модуля упругости от пористости позволяет получить аналогичные зависимости для других модулей упругости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 400 с.
2. Кристенсен Р. Введение в механику композитов. – М.: Мир, 1982. – 334 с.
3. Ванин Г.А. Микромеханика композиционных материалов. – К.: Наукова думка, 1985. – 304 с.
4. Дульнев Г.Н., Новиков В.В. Процессы переноса в неоднородных средах. – Л.: Энергоатомиздат, 1991. – 248 с.
5. Бахвалов Н.С., Панасенко Г.П. Осреднение процессов в периодических средах. – М.: Наука, 1984. – 352 с.
6. Сендецки Дж. Упругие свойства композитов. // Композиционные материалы. Механика композиционных материалов. – М.: Мир, т. 2, 1978. – С. 61-101.

7. Федотов А. Ф. Модель осреднения локальных напряжений и деформаций и эффективные упругие модули порошковых и пористых спеченных материалов // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2010. – № 4. – С. 19-26.
8. Федотов А. Ф. Приложение модели деформирования пористых материалов к расчету эффективных упругих модулей зернистых композитов // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2011. – Т. 17. – № 1. – С. 3-18.
9. Скороход В. В. Порошковые материалы на основе тугоплавких материалов и соединений. – К.: Техника, 1982. – 167 с.
10. Spriggs R.M. Expression for Effect of Porosity on Elastic Modulus of Polycrystalline Refractory Materials, Particularly Aluminum Oxide // Journal of the American Ceramic Society. – 1961. – V. 44. – P. 628-629.
11. Pabst W., Gregorova E. Effective elastic properties of alumina-zirconia composite ceramics. Part 2. Micromechanical modeling // Ceramics – Silikáty. – 2004. – V. 48. – № 1. – P. 14-23.
12. Hasselman D.P.H. On the porosity dependence of the elastic moduli of polycrystalline refractory materials // Journal of the American Ceramic Society. – 1962. – V. 45. – P. 452-453.
13. Coble R.L., Kingery W.D. Effect of porosity on physical properties of sintered alumina // Journal of the American Ceramic Society – 1956. – V. 39. – P. 377-385.
14. Ковальченко М. С. Механические свойства изотропных пористых материалов. 1. Упругие и реологические свойства // Порошковая металлургия. – 1993. – № 1. – С. 89-96.
15. Писаренко Г. С., Троценко В. Т., Красовский А. Я. Исследование механических свойств пористого железа // Порошковая металлургия. – 1965. – № 7. – С. 88-96.
16. Поляков В. В., Головин А. В. Модули упругости пористых материалов // Физика металлов и металлосведение. – 1995. – Т. 79. – Вып. 2. – С. 57-60.
17. Бальшин М. Ю. Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна. – М.: Металлургия, 1972. – 336 с.
18. Ондрачек Г., Кравченко И. А. Композиты: общие представления, взаимосвязь микроструктуры и эффективных свойств, применение композитов при создании материалов с заданными свойствами. IV. Сравнительный анализ расчетных и экспериментальных данных по микроструктуре и свойствам двухфазных материалов // Порошковая металлургия. – 1993. – № 8. – С. 81-88.
19. Ковальченко М. С. Упругость и вязкость изотропных пористых материалов // Порошковая металлургия. – 2003. – № 1/2. – С. 91-99.
20. Физико-химические свойства окислов. Справочник. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
21. Munro R.G. Analytical Representations of Elastic Moduli Data With Simultaneous Dependence on Temperature and Porosity // Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology. – 2004. – V. 109. – С. 497-503.

Статья поступила в редакцию 23 мая 2013 г.

CONTINUUM MODEL OF ELASTIC PROPERTIES OF ISOTROPIC POROUS MATERIALS WITH EMPIRICAL FUNCTIONS OF POROSITY

A.F. Fedotov

Samara State Technical University
244, Molodogvardeyskaya st., Samara, 443100

The continuum model of isotropic elastic modules of porous materials was considered. This model is used as the calculated dependences of the empirical function of porosity for one-dimensional phenomenological models. According to the results of approximation phenomenological models which most accurately describe the experimental data for metallic and ceramic porous materials were determined. The proposed continuum model allows to calculate the others modules of elasticity by using the known dependence between porosity and modulus of elasticity.

Keywords: *continuum model, modules of elasticity, porous material, phenomenological model, empirical constants.*

Alexander F. Fedotov (Dr. Sci. (Techn.)), Professor.