

В. И. Куц, Я. А. Подоба (г. Киев)

Прогнозирование предела текучести и усадки под давлением алмазосодержащего композита с пористой матрицей

Представлена разработанная теоретическая модель для оценки предела текучести зернистого композиционного материала с пористой матрицей. Проведен параметрический анализ модели, исследовано влияние типа нагрузки, пористости матричного материала и объемного содержания жестких включений на макроскопический предел текучести композита. Получено выражение потенциала пластичности для композита с пористой матрицей, обеспечивающее удовлетворительное согласие с результатами численного анализа модели во всем диапазоне изменения структурных параметров. Показана применимость развитого подхода к исследованию процесса формирования давлением заготовок изделий из композиционных материалов.

Ключевые слова: композит, пластичность, пористый материал, предел текучести, структурная модель, метод конечных элементов.

Введение. Алмазосодержащие композиционные материалы с металлической матрицей изготавливают, как правило, методами порошковой металлургии — холодным или горячим прессованием, спеканием и т. д. Исходным сырьем является смесь частиц металлического порошка связки и кристаллов алмаза, причем зернистость последних, как правило, намного выше таковой материала связки, а объемное содержание алмазной фазы не превышает 30—40 %. Одним из необходимых условий получения высококачественных алмазосодержащих композитов является выбор оптимальной технологии их формирования с учетом закономерностей поведения композиционных порошковых смесей под давлением. Однако эти закономерности исследованы мало: хотя уплотнению порошковых материалов под давлением посвящена обширная литература (см. обзоры [1, 2]) и к настоящему времени разработан ряд теоретических моделей (например, [3—7]), описывающих процесс усадки на различных структурных уровнях, абсолютное большинство таких работ ограничено однофазными моноразмерными порошками. Лишь в отдельных публикациях последних лет рассмотрены бинарные смеси порошков, отличающихся по размеру [8, 9] и по свойствам [10—12]. Авторам не известны публикации, содержащие результаты экспериментального либо теоретического анализа поведения под давлением порошковых смесей, подобных используемым в производстве алмазосодержащих композиционных материалов. Цель данной работы состоит в частичном восполнении этого пробела.

Объектом исследования является исходная шихта для производства алмазосодержащего композита на металлической связке, где зернистость металлического порошка намного меньше чем алмазного, а его объемная доля значительно превышает объемную долю алмазов. Для такого материала пред-

ставляется естественным использование геометрической модели “непрерывная матрица—изолированные включения”. При этом, следуя принципам многоуровневого, или иерархического, анализа [13, 14], реальный пористый материал матрицы на масштабном уровне включения (алмазного зерна) заменяется эквивалентной однородной сплошной средой, упругопластические свойства которой равны макроскопическим свойствам пористого материала; сами же включения предполагаются сферическими и абсолютно жесткими. Для определения макроскопических свойств композита в настоящей работе использован метод регуляризации (напр., [14—17]), сводящий задачу приведения для структурно-неоднородной среды к краевой задаче для элементарной ячейки в виде куба с единичным включением, являющейся, ввиду периодичности структурной модели, ее представительным объемом.

Следует иметь в виду, что процесс усадки пористого материала является физически и геометрически нелинейным. Это значительно усложняет его теоретическое описание и предопределяет выбор в пользу численных алгоритмов анализа модельных краевых задач. Однако, поскольку предел текучести достигается при сравнительно малых ($\sim 0,2\%$) деформациях, геометрической нелинейностью при его определении можно пренебречь. Физическая нелинейность задачи обусловлена пластической деформацией и уплотнением пористой матрицы. Для конкретности предположили, что пластическое поведение пористого материала описывается GTN-моделью [4, 17]. Нашей целью является ее обобщение на случай композиционного материала с пористой матрицей и жесткими сферическими включениями; насколько известно авторам, такие модели до настоящего времени в литературе отсутствуют.

Соотношения макроскопической теории пластичности пористого тела. Пластическое поведение пористого материала описывается теорией течения по ассоциированному закону

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}} = \lambda \frac{\partial \Phi}{\partial \boldsymbol{\sigma}}, \quad (1)$$

где $\boldsymbol{\sigma}$ — тензор напряжений; $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}$ — тензор скоростей деформаций; $\lambda > 0$ — коэффициент пропорциональности. Пластический потенциал Φ есть функция первого инварианта тензора напряжений (гидростатического давления) p и второго инварианта девиатора напряжений q :

$$q^2 = \frac{3}{2} \mathbf{S} : \mathbf{S}; \quad \mathbf{S} = \boldsymbol{\sigma} - p\mathbf{I}; \quad p = \frac{\text{Tr}(\boldsymbol{\sigma})}{3}, \quad (2)$$

а поверхность текучести определяется условием $\Phi(p, q) = 0$. Связь первого инварианта тензора $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}$ (скорости объемной деформации) со скоростью уплотнения определяется законом сохранения массы, который в наших обозначениях имеет вид

$$\dot{\epsilon}_v = \text{Tr}(\dot{\boldsymbol{\epsilon}}) = \lambda \frac{\partial \Phi}{\partial p} = -\frac{\dot{\rho}}{\rho}, \quad (3)$$

где $\rho = 1 - f$ — относительная плотность. При выборе вида пластического потенциала предполагается, как правило, что $\partial \Phi / \partial p$ является функцией лишь гидростатического давления p . В свою очередь, девиатор тензора скоростей деформаций пропорционален девиатору тензора напряжений:

$$\mathbf{e} = \dot{\varepsilon} - \frac{\dot{\varepsilon}_v}{3} \mathbf{I} = \frac{3\lambda}{2q} \frac{\partial \Phi}{\partial q} \mathbf{S}. \quad (4)$$

В соотношения теории пластичности пористого тела также входит диссипативная гипотеза [3]

$$\sigma : \dot{\varepsilon} = \rho \dot{\varepsilon}_m^{pl} \sigma_m(\varepsilon_m^{pl}); \quad \varepsilon_m^{pl}(t^*) = \int_0^{t^*} \dot{\varepsilon}_m^{pl} dt, \quad (5)$$

где $\sigma_m(\varepsilon_m^{pl})$ — предельная текучесть (напряжение течения) материала основы при одноосном растяжении/сжатии, а ε_m^{pl} — эквивалентная пластическая деформация.

В литературе (например, [3—5, 7, 18]) известны различные выражения для потенциала Φ . Так, предложенный в [4] потенциал текучести определен из решения задачи о центрально-симметричной деформации жесткопластической среды с единичной сферической порой и впоследствии модифицирован к виду известному в англоязычной литературе как GTN-модель [18]:

$$\Phi(p, q) = \left(\frac{q}{\sigma_m} \right)^2 + 2q_1 f \cosh \left(\frac{3}{2} q_2 \frac{p}{\sigma_m} \right) - 1 - (q_1 f)^2, \quad (6)$$

где q_1 и q_2 — коэффициенты, зависящие от структуры: в [4] $q_1 = q_2 = 1$. Постоянство входящих в (6) параметров q_1 и q_2 является одним из достоинств GTN-модели. Для их определения достаточно рассмотреть макроскопически однородное напряженное состояние пористого материала, при этом необходимо провести лишь два независимых испытания, скажем, на одноосное и гидростатическое сжатие. В последующем изложении сделано предположение, что пластическое течение пористой матрицы определяется потенциалом (6). Как показано в [19], параметры q_1 и q_2 являются структурно-чувствительными и их надлежащим выбором можно моделировать поведение пористых материалов с учетом технологии их изготовления (спекание, холодное прессование и т. д.).

Структурная модель композита. Используемый нами микромеханический подход к определению предела текучести композиционного материала основан на методе регуляризации [15] и состоит в решении модельной краевой задачи упругопластичности, сформулированной на ячейке периодической структурной модели. Она представляет собой пористую среду (матрицу), содержащую жесткие сферические включения с центрами в узлах кубической решетки. Элементарная ячейка такой композиционной среды есть куб со стороной единичной длины, содержащий одно включение, радиус которого определяется объемным содержанием дискретной фазы: $c = \frac{4}{3} \pi R^3$. Таким образом, наша модель содержит два структурных параметра — объемное содержание жестких включений (алмазов) c и пористость матрицы f . На границе раздела фаз предполагаются выполненными условия совершенного механического контакта, т. е. непрерывность векторов перемещений и нормальных напряжений.

Для определения параметров, входящих в условие макроскопической пластичности, достаточно рассмотреть макроскопически однородное напряженное состояние модельного композита. Известно (например, [15]), что в случае

регулярности его структуры локальные деформации и напряжения есть периодические функции пространственных координат. Соответствующие краевые условия в задаче для ячейки должны обеспечивать параллельность противоположных граней ($\Delta u_i = \text{const}$ на гранях с нормалью $\mathbf{n} = \pm \mathbf{e}_i$) в процессе деформирования. Макроскопические напряжения определяют путем усреднения по объему ячейки V получаемых в результате численного решения краевой задачи полей локальных напряжений, а момент наступления макропластического течения — согласно процедуре, описанной ниже. Такая постановка задачи обеспечивает рассмотрение упругопластического поведения модельного материала при произвольной внешней нагрузке, а следовательно, позволяет определить параметры макрокопической поверхности текучести структурно-неоднородного материала.

В частности, для макрокопически однородного осесимметричного относительно оси Oz нагружения кинематические условия на внешних гранях ячейки имеют вид

$$u_z|_{z=\pm 1/2} = \pm \delta/2; \quad u_x|_{x=\pm 1/2} = u_y|_{y=\pm 1/2} = -k^* \delta/2, \quad (7)$$

тогда как тангенциальные напряжения на этих поверхностях отсутствуют. Осредненное по объему значение напряжения σ_z и суммарное усилие F_z , приложенное к граням $z = \pm 1/2$, связаны соотношениями $F_z = \bar{\sigma}_z = \int_V \sigma_z dV$, значение

коэффициента k^* в (7) выбрано таким образом, чтобы обеспечить условие $\bar{\sigma}_x = \bar{\sigma}_y = k \bar{\sigma}_z$, $k \leq 1$. Очевидно также, что δ в (7) имеет смысл макрокопической деформации ($\bar{\epsilon}_z = \delta$) и, таким образом, задача состоит в определении $\bar{\sigma}_z$ при заданных δ и k ($k = 0$ для одноосного сжатия и $k = 1$ для гидростатического сжатия).

Предел текучести композита с идеальнопластической пористой матрицей. Как и в случае пористого материала [13, 17, 19], условие текучести композиционной среды не является тривиальным следствием такового для матричного материала. Действительно, неоднородности действуют как концентраторы напряжений, порождающие локальные зоны пластичности, и тем самым изменяют наблюдаемый (макрокопический) предел текучести композита. Поэтому сама концепция поверхности текучести в данном случае является несколько “размытой”, и определение момента наступления макрокопической пластичности (точки, где общую пластическую деформацию можно рассматривать как значительную) с неизбежностью содержит элемент неопределенности.

Ниже представлены некоторые результаты конечно-элементного анализа модельной краевой задачи (1)–(7). Так, сплошная кривая на рис. 1 представляет изменение макрокопического напряжения $F_z = \bar{\sigma}_z$ при одноосном растяжении/сжатии композиционного материала с идеальнопластической беспористой матрицей вдоль оси Oz , полученное из численного решения краевой задачи для $c = 0,3$, $E/\sigma_m = 300$, $\nu = 0,3$. В отличие от деформационной кривой матричного материала (пунктирная линия на рис. 1), зависимость $\bar{\sigma}_z(\delta)$ для композита имеет три участка, отличающиеся характером деформирования, а именно, линейно-упругий (a), переходный (b) и идеальнопластический (c).

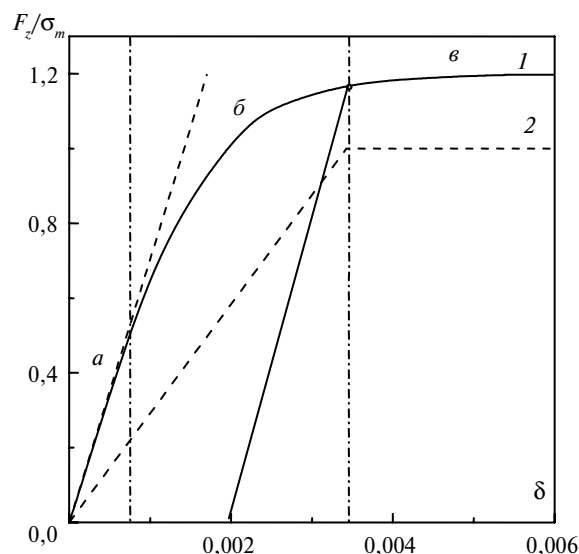


Рис. 1. Деформационная кривая модельного композиционного материала (1) и матричного беспористого материала (2).

На участке *a* весь материал матрицы находится в упругом состоянии, поэтому зависимость $\bar{\sigma}_z(\delta)$ является линейной, а угол ее наклона определяется макроскопической жесткостью композиционного материала. Аналогичная модель, в сочетании со строгим аналитическим методом ее анализа, использована в [16] для оценки макроскопических упругих постоянных зернистого композиционного материала. Различие значений модуля Юнга, полученных используемым в работе численным методом и приведенных в [16], не превышает 0,5 %, что является косвенным подтверждением корректности численного алгоритма и достоверности приведенных ниже численных результатов.

Переход от стадии *a* к *б* соответствует моменту, когда в процессе нагружения первый конечный элемент перешел в пластическое состояние. На участке *б* в матрице одновременно существуют зоны, находящиеся в упругом и пластическом состоянии, окончание этой стадии соответствует моменту разрушения бесконечного упругого кластера и потери его несущей способности. На стадии *в* еще возможны локальные зоны, находящиеся в упругом состоянии, однако они не в состоянии препятствовать неограниченной деформации при постоянной нагрузке, что с макроскопической точки зрения является идеальнопластическим течением. Таким образом, представляется естественным идентифицировать точку перехода от стадии *б* к *в* как начало пластичности композиционного материала, а соответствующее ей критическое напряжение $\bar{\sigma}_z^*$ — как значение макроскопического предела текучести. Наличие указанных трех стадий упругопластического перехода в композите подтверждается также строгим микромеханическим анализом структурной модели, проведенным в [20].

Однако такое определение $\bar{\sigma}_z^*$ не является строгим: хотя участок *в* и выглядит горизонтальным, из-за численного метода решения задачи полученные на каждом последующем временном шаге значения нагрузки несколько отличаются. Вероятно, наиболее корректный подход к определению макроскопического предела текучести состоит в анализе зон локальной пластиче-

ской деформации и фиксации момента разрушения/потери несущей способности бесконечного упругого кластера. Предложенный в [19, 21] и принятый в данной работе более простой, хотя и несколько формальный, подход состоит в заимствовании общепринятой в технике методики определения пластических свойств сплошных тел, где под пределом текучести понимают напряжение, соответствующее некоторому фиксированному уровню необратимой деформации (например, 0,2 %). Как видно из рис. 1, такой подход является конструктивным и позволяет устранить неоднозначность в определении предела текучести. Заметим также, что такое определение вполне согласуется с гипотезой, сформулированной в [7] и постулирующей, что значение макроскопической деформации материала, при котором наступает макроскопическая текучесть, не зависит от его пористости.

На рис. 2 представлены расчетные значения предела текучести при одноосном сжатии $\sigma_T(c) = \bar{\sigma}_z^*$ ($\sigma_T(c) = \sigma_m$) композиционного материала с беспористой матрицей ($f = 0$) для ряда значений объемного содержания жесткой дисперсной фазы, их аппроксимация экспоненциальной зависимостью $\sigma_T(c)/\sigma_m = 1 + 0,02[\exp(7,3c) - 1]$, а также результаты расчета по известным в литературе формулам: $\sigma_T(c)/\sigma_m = (1 - 1,47c)^{-0,65} - 0,5c$ [14], $\sigma_T(c)/\sigma_m = 1 + 1,43c$ [22] и $\sigma_T(c)/\sigma_m = (1 - c)^{-0,39}$ [23]. Как видно из рисунка, полученные с использованием различных упрощающих предположений зависимости весьма сильно отличаются даже при малых значениях c : наиболее близкой к результатам численного анализа является модель [23]. Темным кружком показано значение $\sigma_{0,2}(c)/\sigma_m$ для $c = 0,25$, полученное в [20] путем конечноэлементного анализа представительного объема композита в виде куба, содержащего 30 упругих сферических включений, случайным образом расположенных в упруго-идеальнопластической матрице. Подход [20] является,

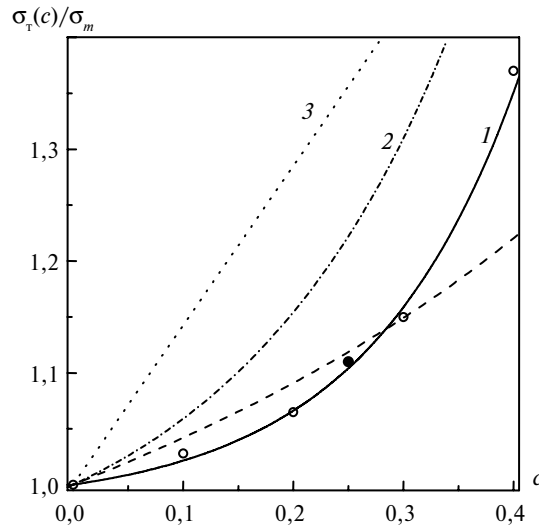


Рис. 2. Нормированный предел текучести $\sigma_T(c)/\sigma_m$ композиционного материала с беспористой матрицей: предложенная модель (○), аппроксимация (1), [14] (2), [22] (3), [23] (4), конечноэлементная (КЭ) модель (●) [20].

вероятно, наиболее строгим из известных в литературе, поэтому практическое совпадение результатов [20] и полученных нами данных можно рассматривать как подтверждение их достоверности. Приведенные результаты представляют определенный самостоятельный интерес; в контексте данного исследования полученное по изложенной методике значение $\sigma_T(c)$ используется в качестве единственного параметра, обеспечивающего учет влияния армирующей дисперсной фазы на предел текучести зернистого композита.

На рис. 3 представлены расчетные зависимости нормированного предела текучести $\sigma_T(c, f)/\sigma_m$ при одноосном сжатии композита от пористости матрицы f для ряда фиксированных значений c . Расчеты проводили для значений $q_1 = 1,85$, $q_2 = 0,95$, полученных в [19] для GTN-модели уплотняемого порошкового тела и соответствующих экспериментальным данным [5]. Как видно из рисунка, влияние жестких включений на предел текучести в большей мере проявляется в композитах с малопористой матрицей. Что касается других схем нагружения, в частности, гидростатического сжатия и одноосной деформации, то здесь, как показывают вычисления, объемное содержание включений не оказывает значительного влияния на макроскопический предел текучести композита, расчетные значения которого лишь незначительно возрастают с увеличением c .

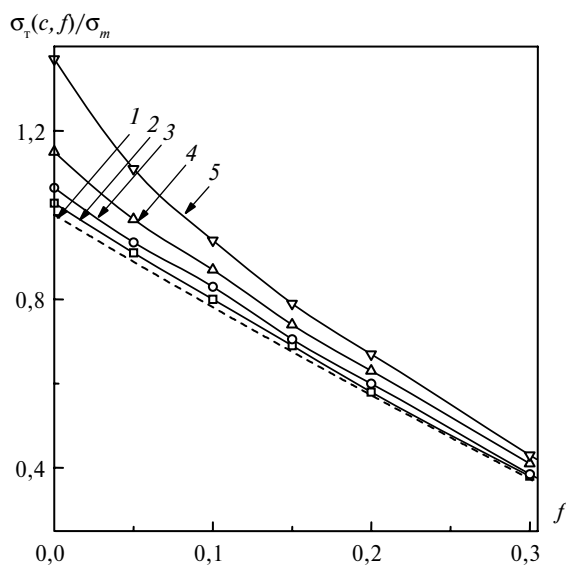


Рис. 3. Нормированный предел текучести $\sigma_T(c, f)/\sigma_m$ композита с пористой матрицей (КЭ модель): $c = 0$ (1), 0,1 (2), 0,2 (3), 0,3 (4), 0,4 (5).

Данные на рис. 4 представляют значения нормированного предела текучести композита при одноосном и гидростатическом сжатии композита. Ввиду трехмерности модели и нелинейности задачи получение таких данных связано со значительными вычислительными усилиями, поэтому представляет интерес поиск подходящей аналитической аппроксимации. Естественным (и наиболее простым) путем построения макроскопической теории пластичности композита с пористой матрицей представляется использование соотношений (1)—(6) для пористого тела, где в выражении для пластического по-

тенциала (6) σ_m заменено полученной выше функциональной зависимостью $\sigma_T(c)/\sigma_m = 1 + 0,02[\exp(7,3c) - 1]$:

$$\Phi(p, q, c) = \left[\frac{q}{\sigma_T(c)} \right]^2 + 2q_1 f \cosh \left[\frac{3}{2} q_2 \frac{p}{\sigma_T(c)} \right] - 1 - (q_1 f)^2 = 0. \quad (8)$$

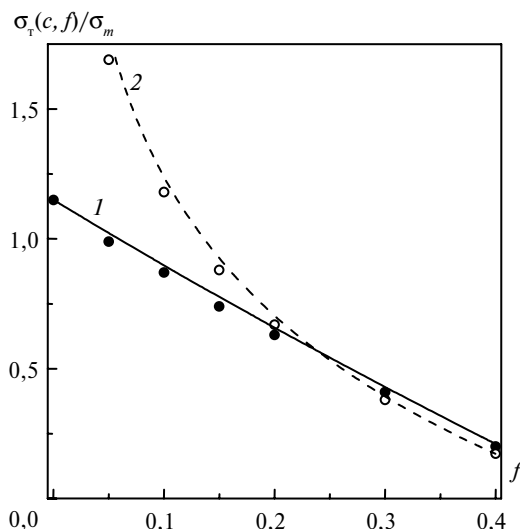


Рис. 4. Зависимость предела текучести композита ($c = 0,3$) от пористости матрицы f при одноосном (●) и гидростатическом (○) сжатии; формула (8) для одноосного (1) и гидростатического (2) сжатия.

Результаты расчетов по (8) (q_1 и q_2 принимали теми же, что и для материала матрицы, а именно $q_1 = 1,85$, $q_2 = 0,95$) представлены на рис. 4. Как видно из рисунка, предложенная аппроксимация является более чем удовлетворительной.

Некоторые результаты параметрического исследования предложенной модели композита с пористой матрицей представлены в табл. 1 и 2, где приведены значения напряжения течения при одноосном и гидростатическом сжатии для ряда значений c и f . Там же, для сравнения, приведены результаты расчета по модифицированной GTN-модели (8). Как видно из таблиц, расчет по формуле (8) дает весьма хорошее совпадение с численным экспериментом во всем диапазоне изменения структурных параметров композита. В принципе, можно обеспечить еще более точное согласие сравниваемых результатов, рассматривая q_1 и q_2 как функции c . Однако в этом нет необходимости, поскольку, как показывает анализ, вариация этих величин не превышает 2—3 %. К тому же, сами аппроксимируемые данные являются модельными и их расхождение с экспериментом может оказаться существенно больше погрешности аппроксимации.

Усадка смеси порошков алмаза и металла в закрытой пресс-форме. Другим, не менее важным, применением данной модели является оценка степени уплотнения смеси порошков под давлением, в частности, заготовок для алмазосодержащего инструмента. Как уже сказано, рассматривается ситуация, когда средний размер кристаллов алмаза намного превосходит размер частиц порошка металлического связующего. В этом случае оправданной

является замена спрессованного порошка связующего эквивалентной однородной средой со свойствами, определяемыми уравнениями (1)—(6), приводящая к рассмотренной выше структурной модели композита. Отличие этой задачи от рассмотренной выше состоит в наличии (и следовательно, необходимости учета) больших пластических деформаций и связанных с ними эволюции пористости и деформационного упрочнения материала связующего. Для конкретности, рассмотрим процесс уплотнения в закрытой пресс-форме смеси порошков алмаза AC160T и меди, свойства последней взяты из [24], где с высокой точностью (погрешность < 1 %) получена диаграмма усадки медного порошка в пресс-форме. Средний размер частиц меди составляет около 10 мкм, что соответствует принятому предположению, определяемая морфологией порошка насыпная плотность равна 0,45. Модуль Юнга и коэффициент Пуассона сплошной меди равны 110 ГПа и 0,35 соответственно, $\sigma_m(0) = 150$ МПа, а ее деформационное упрочнение описывается уравнением

$$\sigma_m(\epsilon_m^{pl}) = A(\epsilon_m^{pl})^n, \quad (9)$$

где $A = 480$, $n = 0,243$ [10].

Таблица 1. Предел текучести $\sigma_T(c, f)/\sigma_m$ композита при одноосном сжатии согласно КЭ модели и модифицированной GTN-модели (8)

f	$c = 0,1$		$c = 0,2$		$c = 0,3$	
	КЭ	(8)	КЭ	(8)	КЭ	(8)
0	1,03	1,03	1,07	1,07	1,15	1,15
0,10	0,80	0,80	0,83	0,83	0,87	0,90
0,20	0,58	0,59	0,60	0,61	0,63	0,66
0,30	0,38	0,38	0,39	0,40	0,41	0,43
0,40	0,19	0,19	0,19	0,20	0,20	0,21

Таблица 2. Предел текучести $\sigma_T(c, f)/\sigma_m$ композита при гидростатическом сжатии согласно КЭ модели и модифицированной GTN-модели (8)

f	$c = 0,1$		$c = 0,2$		$c = 0,3$	
	КЭ	(8)	КЭ	(8)	КЭ	(8)
0,10	1,13	1,10	1,15	1,14	1,18	1,23
0,20	0,64	0,63	0,66	0,65	0,67	0,70
0,30	0,36	0,35	0,37	0,36	0,38	0,39
0,40	0,17	0,15	0,17	0,16	0,17	0,17

Кривые на рис. 5 представляют результаты расчета относительной плотности ρ_k/ρ_{k0} алмазосодержащего композита с объемным содержанием дисперсной фазы c от 0 до 0,4, а также экспериментальные данные работ [1] и [24] для порошка меди. Здесь ρ_{k0} — плотность композита с беспористой матрицей. Прежде всего, необходимо отметить практическое совпадение расчетных данных с экспериментом для однородного пористого материала ($c = 0$), что свидетельствует о достоверности как модели, так и используемых в расчетах материальных констант. При вычислениях сделано предположение, что

начальная относительная плотность матричной фазы не зависит от объемного содержания алмазов, что в результате приводит к увеличению относительной плотности порошковой смеси на 20 % для $c = 0,3$ и на 28 % для $c = 0,4$. Указанное обстоятельство удовлетворительно согласуется с известными теоретическими и экспериментальными данными для порошковых смесей (например, [25]), что оправдывает указанное выше предположение.

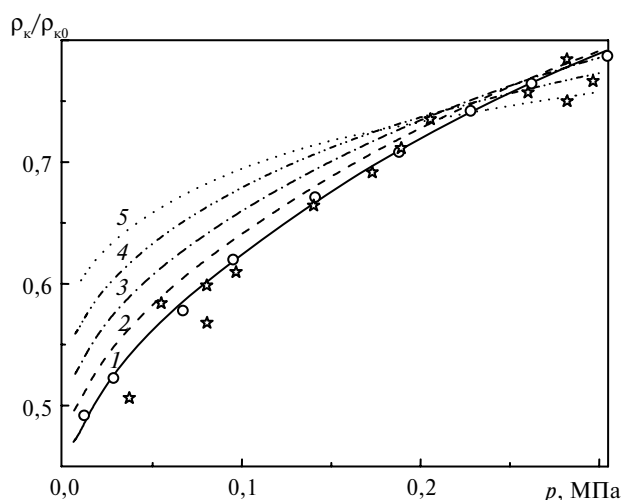


Рис. 5. Зависимость относительной плотности смеси порошков меди и алмаза AC160T от давления прессования при различном содержании алмазов: $c = 0$ (1), 0,1 (2), 0,2 (3), 0,3 (4), 0,4 (5); ☆ [1], ○ [24] — экспериментальные данные.

Как показывает вычислительный эксперимент, увеличение объемного содержания частиц твердой фазы приводит к тому, что на начальном участке деформирования плотность композита оказывается выше плотности матричного материала при одном и том же давлении. Однако это связано главным образом с повышением начальной плотности — как видно из рисунка, с увеличением объемного содержания алмазов скорость усадки композиционной смеси уменьшается. Это становится еще более очевидным при рассмотрении представленных на рис. 6 зависимостей относительной плотности матричной фазы ρ_M/ρ_{M0} от давления прессования p . Как показывает анализ, взаимовлияние (адекватно учитываемое в нашей модели) частиц твердой фазы существенно снижает уплотняемость порошковой смеси и, как отмечено в [11], является одним из ведущих факторов процесса усадки. Следует также иметь в виду, что рассматриваемая структурная модель имеет форму куба лишь в исходном состоянии, отражая изотропию исходной смеси. В результате нагружения ее размер в направлении прессования уменьшается на 30—40 % с соответствующим уменьшением в этом направлении расстояния между включениями. Наблюдается также весьма неравномерное уплотнение материала связки, максимальное в зоне между зернами в направлении прессования и минимальное в объеме, примыкающем к экватору включения. Указанные факторы, равно как и являющаяся их итогом анизотропия спрессованного материала, имеют место в реальном опыте, а предложенная структурная модель обеспечивает их адекватный учет.

На рис. 6 также показаны полученные авторами экспериментальные данные по усадке смеси порошков меди и алмаза в закрытой пресс-форме при давлении 200 и 300 МПа. Образцы для исследования были получены из смеси

порошка меди и алмазов AC160T зернистостью 400/315 путем одноосного двустороннего прессования в стальной пресс-форме с внутренним диаметром 9 мм. Объемную концентрацию алмазов (соответствующую пористости 0 %) варьировали от 0 до 40 % включительно, с интервалом в 10 %. Массу компонентов прессовки рассчитывали из условия постоянства исходного объема образцов. После снятия нагрузки измеряли массу и линейные размеры образцов и на основании этих измерений проводили расчет пористости. Для приведенного ряда концентраций конечная высота образцов составляла от 6,0 мм при давлении 300 МПа до 6,2 мм при давлении 200 МПа. Погрешность измерения линейных величин не превышала 1 %, массы — не более 0,2 %. Погрешность измерения давления прессования составляла 4 %. Как видно из рисунка, полученные опытным путем результаты обнаруживают ту же тенденцию, что и расчетные значения. С учетом погрешностей измерений, количественное согласие сравниваемых значений можно рассматривать как вполне удовлетворительное. Приведенные данные демонстрируют адекватность предложенной модели и возможность ее применения для прогнозирования усадки смесей порошковых материалов.

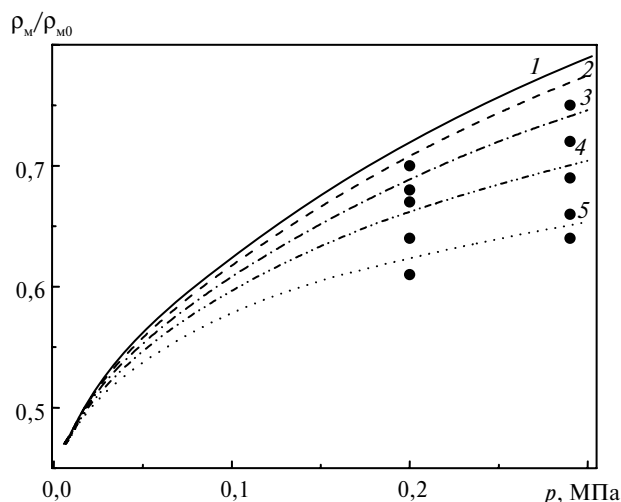


Рис. 6. Зависимость относительной плотности матричной фазы от давления прессования при различном объемном содержании алмазов: расчет по структурной модели ($c = 0$ (1), 0,1 (2), 0,2 (3), 0,3 (4), 0,4 (5)) и экспериментальные данные для состава медь + алмазы (●).

Выводы

Разработана теоретическая модель для оценки предела текучести зернистого композиционного материала с пористой матрицей и прогнозирования усадки под давлением заготовок изделий из композиционных материалов. Модель адекватно учитывает основные факторы, определяющие характер пластической деформации композита, и обеспечивает качественное и количественное согласие с экспериментальными данными.

Выполненный параметрический анализ модели свидетельствует о существенном влиянии типа нагружения, пористости матричного материала и объемного содержания жестких включений на макроскопический предел текучести композита. Получено выражение потенциала пластичности для композита с пористой матрицей, обеспечивающее удовлетворительное согласие с результатами численного анализа модели во всем диапазоне изменения

структурных параметров, а также предложена упрощенная расчетная схема для инженерных расчетов.

Показана применимость развитого подхода к исследованию процесса формирования давлением заготовок изделий из композиционных материалов, получены хорошо согласующиеся между собой теоретические и экспериментальные данные, указывающие на существенное снижение пресуемости порошковой смеси с увеличением объемной доли алмазной фракции.

В работе рассмотрен только один вид нагружения, моделирующий уплотнение в закрытой пресс-форме, что обусловлено его практической важностью. Сама же модель является достаточно общей для проведения аналогичного исследования в случае многоосного нагружения, построения полной поверхности текучести композита с пластической матрицей и разработку соответствующих макроскопических теорий.

Конкретный вид пластического потенциала определяется технологией изготовления материала и существенным образом зависит, в частности, от формируемой ею микрогеометрии пор. Использование GTN-модели (6) в рамках настоящей работы обусловлено, в первую очередь, соображениями простоты и наглядности изложения, тогда как предложенный подход предоставляет возможность выбора наиболее подходящего вида пластического потенциала и, при необходимости, усложнения геометрической модели композита.

1. *Косторнов А. Г.* Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов: В 2 т. Т. 1. — Киев: Наук. думка, 2002. — 572 с.
2. *Mackerle J.* Finite element analysis and simulation of powder materials, metallurgical processes and products. A bibliography (1985—2000) // *J. Mater. Proc. Technology.* — 2003. — **133**. — P. 378—397.
3. *Скорород В. В.* Реологические основы теории спекания. — Киев: Наук. думка, 1972. — 152 с.
4. *Gurson A. L.* Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I — Yield criteria and flow rules for porous ductile materials // *J. Eng. Mater. Tech.* — 1977. — **99**. — P. 2—15.
5. *Shima S., Oyane M.* Plasticity theory for porous metals // *Int. J. Mech. Sci.* — 1976. — **18**. — P. 285—291.
6. *Fleck N. A.* On the cold compaction of powders // *J. Mech. Phys. Solids.* — 1995. — **43**. — P. 1409—1431.
7. *Sevostianov I., Kachanov M.* On the yield condition for anisotropic porous materials // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2001. — **313**. — P. 1—15.
8. *Skrinjar O., Larsson P. L.* Cold compaction of composite powders with size ratio // *Acta Mater.* — 2004. — **52**. — P. 1871—1884.
9. *Martin C. L., Bouvard D.* Isostatic compaction of bimodal powder mixtures and composites // *Int. J. Mech. Sci.* — 2004. — **46**. — P. 907—927.
10. *Kim K. T., Cho J. H.* A densification model for mixed metal powder under cold compaction // *Ibid.* — 2001. — **43**. — P. 2929—2946.
11. *Martin C. L., Lame O., Bouvard D.* Cohesion and dilatation of powder compacts containing hard phase particles under highly deviatoric stress states // *Mech. Mater.* — 2000. — **32**. — P. 405—421.
12. *Xin X. J., Jayaraman P., Daehn G. S., Wagoner R. H.* Investigation of yield surface of monolithic and composite powders by explicit finite element simulation // *Int. J. Mech. Sci.* — 2003. — **45**. — P. 707—723.
13. *Sih G. C.* Multi-scale and multi-order singularity approach to non-equilibrium mechanics: Coupling of atomic-micro-macro damage // *Int. Appl. Mech.* — 2006. — **42**, N 1. — P. 1—18.
14. *Schmauder S.* Computational mechanics // *Annu. Rev. Mater. Res.* — 2002. — **32**. — P. 437—465.
15. *Головчан В. Т., Гузь А. Н., Коханенко Ю. В., Куц В. И.* Механика композитов: В 12 т. Т. 1. Статика материалов. — Киев: Наук. думка. — 1993. — 456 с.

16. Куц В. И. О вычислении эффективных упругих модулей зернистого композита регулярной структуры // Прикл. механика. — 1987. — **23**, № 4. — С. 57—61.
17. McElwain D. L. S., Roberts A. P., Wilkins A. H. Yield criterion of porous materials subjected to complex stress states // Acta Materialia. — 2006. — **54**. — P. 1995—2002.
18. Tvergaard V. Influence of voids on shear band instabilities under plane strain condition // Int. J. Fracture Mech. — 1981. — **17**. — P. 389—407.
19. Kushch V. I., Podoba Ya. O., Shtern M. B. Effect of micro-structure on yield strength of porous solid: A comparative study of two simple cell models // Comput. Mater. Sci. — 2008. — **42**. — P. 113—121.
20. González C., Segurado J., Lorca J. L. Numerical simulation of elasto-plastic deformation of composites: evolution of stress microfields and implications for homogenization models // J. Mech. Phys. Solids. — 2004. — **52**. — P. 1573—1593.
21. Kushch V. I. Yield limit of particulate reinforced composite with porous matrix // Scripta Materialia. — 2007. — **57**. — P. 723—726.
22. Poehch M. H. Deformation of two-phase materials: Application of analytical elastic solutions to plasticity // Scripta Metallurgica et Materialia. — 1992. — **27**, N 8. — P. 1027—1031.
23. Duva J. M. A self-consistent analysis of the stiffening effect of rigid inclusions on a power law material // J. Eng. Mater. Tech. — 1984. — **106**. — P. 317—321.
24. Bier W., Dariel M. P., Frage N. et al. Die compaction of copper powder designed for material parameter identification // Int. J. Mech. Sci. — 2007. — **49**. — P. 766—777.
25. McGearry R. K. Mechanical packing of spherical particles // J. Am. Ceram. Soc. — 1961. — **44**. — P. 513—22.

Ин-т сверхтвердых материалов
им. В. Н. Бакуля НАН Украины

Поступила 26.08.09