

PACS: 81.40.Vw

Я.Е. Бейгельзимер¹, О.В. Михайлов², А.С. Сынков¹, М.Б. Штерн²,
Е. Олевский³

ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОК. I. ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ МЕТОДОМ КОНЕЧНОГО ЭЛЕМЕНТА

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

²Институт проблем материаловедения НАН Украины
ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 03142, Украина

³Калифорнийский университет, Сан-Диего, США

Статья поступила в редакцию 29 ноября 2007 года

Исследована деформация порошковых материалов методом винтовой экструзии (ВЭ). Численный анализ основан на использовании метода конечных элементов и теории пластичности пористых тел. Показано, что при достаточно высоком уровне противодействия (порядка предела текучести частиц порошка) ВЭ является эффективным методом уплотнения материала. Определены условия достижения значения плотности более 0.95 при одновременном сохранении наноструктуры. Методами компьютерного анализа установлена локализация зон интенсивных деформаций сдвига и максимальной скорости уплотнения. Рассмотрены возможные варианты накопления повреждений при ВЭ и способы предотвращения разрушения.

Введение

Винтовая экструзия – метод интенсивных пластических деформаций (ИПД), который используется для создания в материалах субмикроструктур [1–3]. Как правило, с этой целью обрабатывают монолитные заготовки, в которых при ИПД происходит образование фрагментов субмикронных размеров с большими углами разориентации. Дополнительные и очень широкие возможности открывает обработка порошковых заготовок. В этом случае необходимая структура и заданный химсостав могут быть созданы предварительно в частицах порошка, а роль ИПД сводится к его консолидации. Такой подход позволяет снизить энергосиловые параметры процесса получения субмикроструктурного материала, повысить стойкость деформирующего инструмента, значительно расширить спектр материалов и структур. В частности, в работе [4] этим путем получены объемные образцы с аморфной структурой.

При указанных выше достоинствах ВЭ порошковых заготовок сопряжена с целым рядом вопросов и проблем, осложняющих ее реализацию. Прежде всего, речь идет о возможности эффективного уплотнения порошка. Исследования показывают [1], что при ВЭ материалы, склонные к локализации деформации, слабо деформируются в приосевой зоне. По этой причине порошковые материалы, в которых при малом уровне давления происходит локализация сдвигового течения [5], могут плохо уплотняться при ВЭ, если уровень противодействия недостаточен для исключения локализации.

Кроме того, серьезные проблемы возникают с обеспечением прочных связей между частицами. Этому способствуют большие пластические деформации под давлением и высокие температуры. Однако последние могут привести к рекристаллизации и полной потере субмикроструктурной структуры.

Следующая группа вопросов связана с ИПД частиц порошка, в которых при этом может происходить фрагментация структуры и образование пор деформационного происхождения. Первый процесс желателен для получения субмикроструктур, второй – нет, так как приводит к разрушению частиц и прессовок.

Указанные выше вопросы исследованы нами как теоретически, так и экспериментально. В настоящей статье осуществлена постановка задачи численного исследования ВЭ порошковых заготовок на основе теории необратимой деформации пористых тел; выполнен конечно-элементный анализ напряженно-деформированного состояния заготовки и распределения пористости в ней. Показано, что при достаточно высоком уровне противодействия (порядка предела текучести частиц порошка) ВЭ является эффективным методом уплотнения материала. Результаты экспериментальных исследований будут представлены во второй части данной статьи.

1. Моделирование процесса винтовой экструзии пористых заготовок: основные гипотезы и задачи

Метод ВЭ состоит в том, что призматическую заготовку пропускают через винтовую матрицу (рис. 1,а). Канал винтовой матрицы (рис. 1,б) состоит из трех участков: заходного 1, винтового 2 и калибрующего 3. Поперечные сечения всех участков одинаковы. Характеристикой винтового участка 2 является угол β наклона винтовой линии, наиболее удаленной от оси матрицы, к оси экструзии.

Указанные особенности геометрии канала приводят к тому, что при выдавливании через него форма заготовки не изменяется. Это позволяет осуществлять ее многократную экструзию с целью накопления интенсивных деформаций. При этом происходит изменение структуры и свойств заготовки при сохранении идентичности начальной и конечной ее формы.

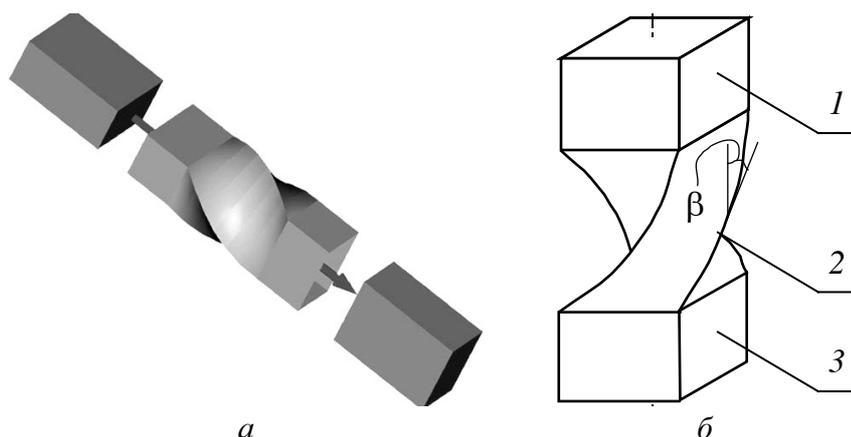


Рис. 1. Схема, поясняющая суть винтовой экструзии: *a* – схема прохождения заготовки через винтовую матрицу; *б* – схема канала винтовой матрицы

Особенности пластического течения пористой заготовки исследовали в процессе ее продавливания через винтовую матрицу. Изучали распределение остаточной пористости, относительной плотности и накопленной деформации в материале твердой фазы, а также возможности образования дополнительной пористости, которая может служить причиной образования макродефектов. Указанные факторы изучали в зависимости от отсутствия или наличия противодействия, расчеты полей проводили с учетом внешнего трения заготовки о матрицу.

Исследование основано на математическом моделировании данного процесса, которое, в свою очередь, базируется на предположениях о том, что:

- 1) течение пористой заготовки может быть описано методами механики необратимо сжимаемого континуума;
- 2) в ходе деформирования пористая заготовка ведет себя как изотропный материал, не чувствительный к скорости деформаций;
- 3) скорость диссипации энергии вследствие необратимой деформации определяется скоростями изменения формы и объема и не зависит от третьего инварианта тензора скоростей деформаций.

Таким образом, в отличие от большинства исследований, посвященных рассматриваемому вопросу, приводимый ниже анализ не ограничивается определением компонент напряжений. Основными объектами внимания являются плотность, ее распределение по объему, накопленная пластическая деформация в различных участках заготовки и пористость, возникающая в ходе деформирования. При этом внимание сосредоточено на эволюции распределений данных параметров в ходе нагружения.

2. Основные положения теории пластичности пористых тел

В основе используемого ниже варианта теории пластичности пористых тел лежит представление о пластическом потенциале как о функции компонент тензора напряжений, которой в пространстве напряжений соответ-

увет гладкая, выпуклая и замкнутая поверхность. В силу предположения о независимости свойств пористой заготовки от вида напряженного и деформированного состояний (третьих инвариантов тензоров скоростей деформаций и напряжений) данная поверхность является поверхностью вращения относительно гидростатической оси. Поэтому в дальнейшем будем рассматривать лишь ее контур, который на основе многочисленных экспериментальных и теоретических исследований [1,14–20] может быть представлен в одной из эквивалентных форм (модифицированный закон Cam–Clay):

$$F = \frac{\tau^2}{\phi} + (1+m)^2 \frac{\left(p + \frac{m}{m+1} \bar{\rho} \sigma_s \sqrt{\psi} \right)^2}{\psi} - \bar{\rho} \sigma_s, \quad (1)$$

$$F = \tau - \sqrt{\phi} \sqrt{(1-\theta)(k_0 + \alpha^* p)^2 - \frac{p^2}{\psi}}. \quad (2)$$

Наряду с инвариантами тензора напряжений σ_{ij} $p = \frac{1}{3} \sigma_{ij} \delta_{ij}$, $\tau = \sqrt{(\sigma_{ij} - p\delta_{ij})(\sigma_{ij} - p\delta_{ij})}$, уравнения (1) и (2) включают ряд параметров, которые характеризуют дефекты, содержащиеся в пористой заготовке. В первую очередь это пористость θ или относительная плотность $\bar{\rho}$, связанная с пористостью очевидным соотношением $\bar{\rho} = 1 - \theta$. В соответствии с [21] $\phi = (1-\theta)^2$, $\psi = \frac{2(1-\theta)^2}{3\theta}$. Параметры σ_0 и k_0 характеризуют напряжение течения твердой фазы пористого тела.

Содержащиеся в (1) и (2) родственные между собой параметры m и α характеризуют разносопротивляемость материала пористой заготовки растяжению и сжатию. Параметр m связывают [22,23] с наличием двумерных дефектов, а параметр α [20] – с аккомодационными эффектами.

В соответствии с принципом нормальности компоненты тензора скоростей деформаций вычисляются по правилу

$$e_{ij} = \lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}}. \quad (3)$$

В частности, изменение объема, сопутствующее пластической деформации пористого тела, может быть оценено в рамках модели (1):

$$e \sim \frac{2(1+m)^2}{\psi} p + \frac{2m(1+m)\sigma_0}{\sqrt{\psi}}. \quad (4)$$

Простейший анализ данного соотношения приводит к выводу, что общее изменение объема является следствием аддитивного вклада двух факторов: первый из них пропорционален среднему давлению p , второй – определяет

ся величиной m . К аналогичному выводу приводит результат применения правила нормальности к уравнению (2); в данном случае второй фактор определяется величиной α .

Следствием полученного результата является то обстоятельство, что модели (1) и (2) предусматривают возможность изменения объема в отсутствие среднего давления. Данный факт достаточно давно известен в практике деформирования грунтов и сыпучих материалов как дилатансия. Для порошков и пористых тел он был зафиксирован и изучен в работе [11]. Позднее в работах [5,20], а также [22–24] была установлена связь дилатансии с порообразованием. Само же изменение объема в ходе пластической деформации пористых тел является следствием двух факторов: изменения объема пор в результате действия среднего давления и появления новых пор (порообразования) вследствие дилатансии. Физическая интерпретация дилатансии с привлечением представлений о роли аккомодационных эффектов достаточно подробно изложена в [20].

В работе [12] также вводится правило разделения общего изменения объема по принципу аддитивности. В то же время слагаемое, ответственное за порообразование, никак не связано с формой пластического потенциала, в качестве которого используется функция текучести Гэрсона–Твергаарда [12].

Вычисление данной величины связано с определением удельной скорости диссипации пористого тела. С этой целью аналогично выражению для скорости объемной деформации вычисляется величина макроскопической деформации сдвига $\gamma \sim \frac{2\tau}{\varphi}$. Совместно с выражением (4) данная величина по-

зволяет получить дилатансионное соотношение

$$\frac{e}{\gamma} = \frac{\varphi}{\psi} \frac{p + \frac{m}{1+m}(1-\theta)\sigma_0\sqrt{\psi}}{\tau} (1+m)^2. \quad (4)$$

Удельную скорость диссипации энергии $\frac{1}{1-\theta}(pe + \tau\gamma)$ можно вывести из (4) с учетом (1). Далее используется постулат В.В. Скоророда [21] об однозначности диссипативной функции, в результате чего и получается искомое выражение

$$w = \sqrt{1-\theta} \left(-\frac{m}{1+m} \sqrt{\psi} e + \frac{\sqrt{(1+m)^2 \gamma^2 \varphi + e^2 \psi}}{1+m} \right). \quad (5)$$

Данная величина характеризует скорость накопления деформаций в твердой фазе пористого тела. Сама же величина накопленной пластической деформации ω восстанавливается путем решения дифференциального уравнения $\frac{d\omega}{dt} = w$.

3. Особенности применения метода конечных элементов при решении задач о формировании УМЗ в пористых материалах

При решении задач формообразования в проблемах обработки металлов давлением одним из основных объектов поиска является поле напряжений, возникающее при сопротивлении деформированию. В силу условия несжимаемости кинематические поля имеют ограниченное число степеней свободы, поэтому расчет полей скоростей сопутствует определению напряженного состояния. Последнему уделяется особое внимание в связи с тем, что именно его анализ и лежит в основе предсказания разрушения при пластической деформации.

При решении задач, связанных с течением сжимаемых материалов, к числу наиболее важных проблем относится определение плотности или связанной с ней пористости, а также деформации, накопленной в твердой фазе. Здесь анализ кинематического поля представляет основной интерес. В соответствии с этим и формулируется общий алгоритм решения всей задачи.

В общей постановке поля плотности и накопленной деформации твердой фазы удовлетворяют уравнениям эволюции

$$\frac{\partial \bar{\rho}}{\partial t} + \mathbf{v} \nabla \bar{\rho} + \nabla \mathbf{v} = 0, \quad (6)$$

$$\frac{\partial \omega}{\partial t} + \mathbf{v} \nabla \omega - w = 0. \quad (7)$$

Уравнение (6) является прямым следствием закона сохранения массы, в то время как соотношение (7) представляет собой записанное в эйлеровом представлении макроскопическое определение накопленной деформации твердой фазы [21,24]. Расчет дополнительной пористости, т.е. пористости, возникшей вследствие порообразования, производится на основании (4).

Поскольку эволюционные уравнения для рассматриваемых параметров состояния пористого тела помимо искомым параметров содержат также заранее не известные компоненты вектора скорости, их дополняют требованием, которому обязано удовлетворять это векторное поле. В том случае, когда определяющие уравнения имеют дивергентную форму (т.е. выведены из факта существования потенциала для поля скоростей), указанное требование эквивалентно вариационному принципу

$$D(\bar{\mathbf{v}}(x)) = \int_{\Omega} W \frac{1}{\rho} d\Omega + \int_{\partial\Omega_p} p_i v_i d(\partial\Omega), \quad (8)$$

который в совокупности с эволюционными уравнениями используется для нахождения как компонент вектора скорости, так и полей исследуемых параметров. Естественно, что, исходя из законов, связывающих напряжения и скорости течения, на основе найденного решения могут быть восстановлены компоненты напряженного состояния.

Для получения таких решений здесь используется метод конечных элементов, который может быть представлен в виде последовательности изло-

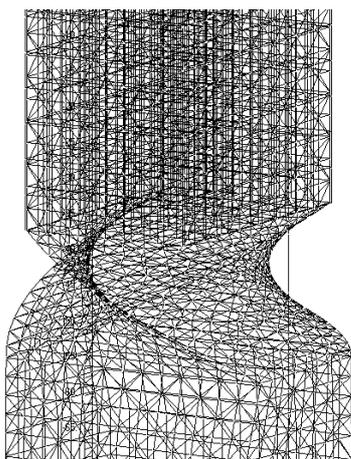


Рис. 2. Триангуляция очага деформации при ВЭ

женных ниже процедур. Первой из них является триангуляция области пластически деформируемого тела или переход от сплошной заготовки к ее конечно-элементному аналогу (рис. 2).

В последующем осуществляется переход от операций, содержащих дифференцирование, к алгебраическим выражениям, связывающим узловые скорости.

При решении задач неустановившегося пластического течения получили распространение пошаговые алгоритмы. В соответствии с ними в эволюционных уравнениях (6), (7) осуществляется переход от дифференцирования по времени к приращению соответствующего параметра на данном шаге нагружения. Для пластических материалов роль времени может играть любой монотонно изменяемый параметр (например, перемещение верхнего пуансона).

Специфика пошагового алгоритма для пористых тел заключается в том, что анализ каждого шага нагружения начинается с предположения о том, что плотность, накопленная деформация твердой фазы и пористость, возникающая в ходе деформирования, принимаются равными тем значениям, которые были в данном элементе на предыдущем шаге. Далее на основании этих параметров, используя требование об экстремуме функционала, а также нелинейные методы вычислительной алгебры, определяют скорости течения материалов в узлах конечных элементов. Затем по соотношениям для функций формы элементов находят компоненты тензоров скоростей деформаций и напряжений в каждом из элементов. Попутно вычисляют искомые параметры: $\bar{\rho}$, ω и пористость, возникающую в ходе деформирования. Естественно, что как пошаговое интегрирование, так и вычисления полей внутри элементов включают ряд дополнительных итерационных процедур, обеспечивающих контроль сходимости вычислений в целом.

4. Результаты расчета и их анализ

Приводимые ниже результаты расчетов в первую очередь касаются распределений плотности, накопленной деформации твердой фазы и порообразования за счет продолжающейся деформации. Для оценки возникающих напряжений приводятся также данные по распределению среднего давления. Анализ носит сравнительный характер и направлен главным образом на оценку роли противодействия в процессе ВЭ. Кроме того, расчеты проведены для различных моментов деформирования, что дает возможность отследить некоторые закономерности формирования искомых полей при наличии или отсутствии противодействия.

Анализ выполнен при условии, что исходная пористость заготовки равна 0.3, а ее неоднородным распределением в начале ВЭ можно пренебречь. Сис-

тему эволюционных уравнений и вариационный принцип дополняли законом упрочнения для материала твердой фазы, который связывает величины σ_s из (1) или k из (2) с накопленной деформацией твердой фазы ω той же зависимостью, которой связаны напряжение и деформация при одноосном растяжении медного образца. При проведении расчетов полагали, что на границе заготовка–матрица имеет место условие одностороннего контакта совместно с условием трения по Кулону. Коэффициент трения предполагали равным 0.15, что соответствует применению смазки. Учет противодействия проводили в предположении, что все точки подпятника подвержены действию равномерно приложенного нормального к его поверхности напряжения, равного половине предела текучести меди. Следствием такого предположения являлся факт депланации подпятника при отсутствии противодействия и при его наличии, что, как свидетельствуют экспериментальные данные [1], соответствует истине.

Вполне ожидаемым результатом является тот факт, что наличие противодействия приводит к увеличению средней плотности. Об этом свидетельствует сравнение этих распределений (рис. 3, I) при наличии и отсутствии противодействия (результаты соответствуют одному и тому же шагу деформирования, обеспечивающему равенство текущих высот заготовки).

Наименее плотным участком является светлая область, примыкающая к подпятнику. В отсутствие противодействия относительная плотность в ней составляет 0.308, в то время как наличие противодействия снижает относительную плотность в данной области до 0.134.

Обращает на себя внимание тот факт, что в отсутствие противодействия наблюдается достаточно заметное разрыхление (увеличение пористости с 0.3 до 0.306). Это в первую очередь обусловлено депланацией подпятника, которая связана с наличием растягивающих деформаций на его поверхности (рис. 3, I). Указанный факт подтверждается результатами расчетов поля среднего давления p , представленными на рис. 3, II.

В отсутствие противодействия в обширной области, прилегающей к подпятнику, величина p положительна. В соответствии с формулой (4) указанное обстоятельство даже при отсутствии порообразования приводит к уменьшению плотности. Приложение противодействия меняет характер изменения объема: практически во всей области, занимаемой заготовкой, плотность возрастает (рис. 3, I, б).

Иная картина наблюдается для распределений накопленной деформации твердой фазы. В данном случае противодействие является фактором, связывающим течение пористого материала, поскольку налагает на поле скоростей кинематическое ограничение: выдавливание материала происходит с меньшей скоростью, чем это имеет место в отсутствие противодействия.

По этой причине наиболее интенсивно деформируются области, расположенные ближе к подпятнику и прилегающие к поверхностям трения. Ближе к оси заготовки наблюдаются резкое снижение темпа накопления деформации и фактическая ее локализация в указанных периферийных областях.

Тем не менее, как свидетельствуют приведенные графики, наличие противодействия обуславливает более равномерный характер распределения ω .

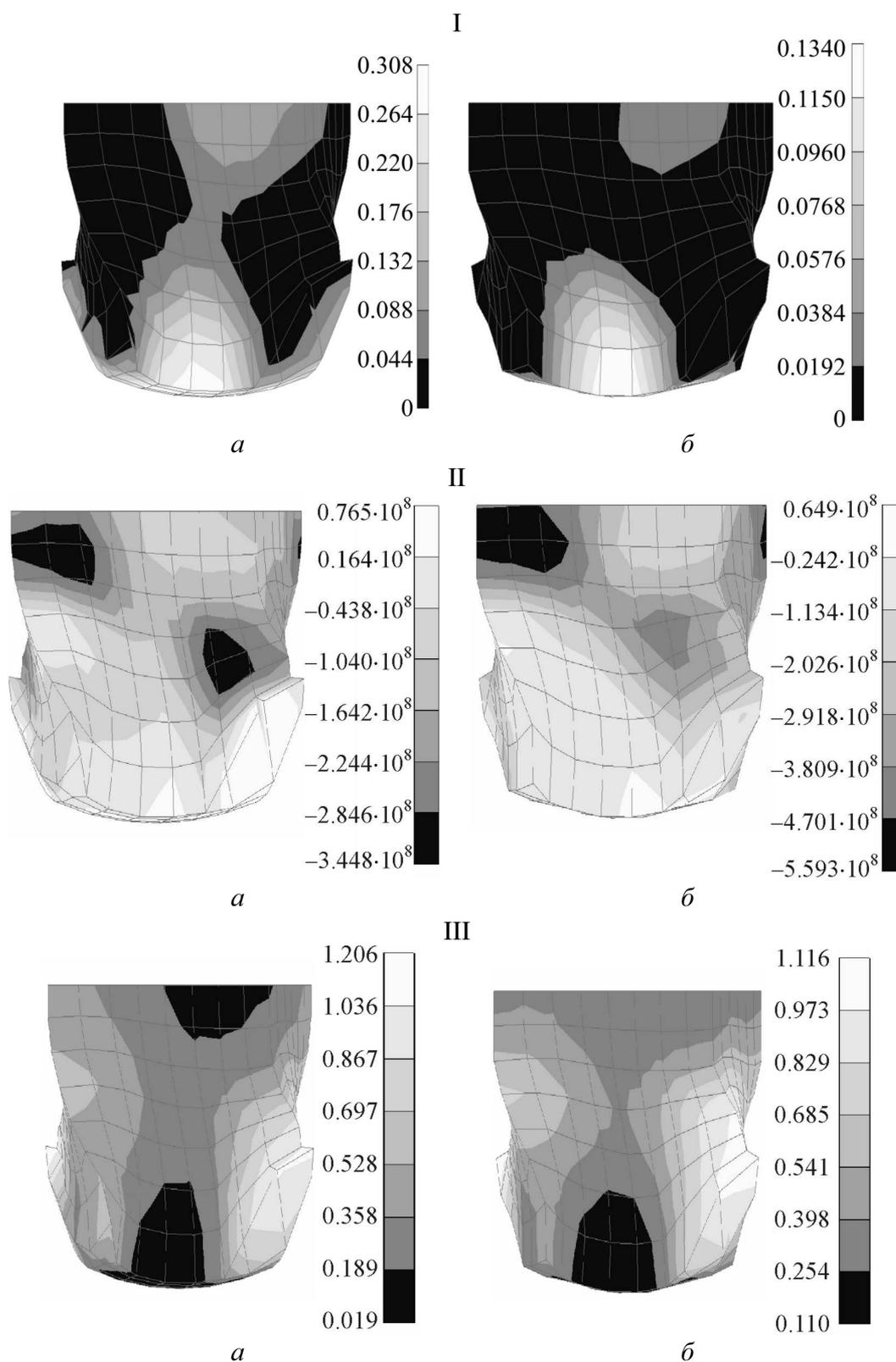


Рис. 3. Распределение относительной пористости заготовки (I), среднего давления (Pa) (II) и накопленной деформации твердой фазы (III) в отсутствие (a) и при наличии (б) противодействия

Наиболее простой и наглядный способ проиллюстрировать эволюцию рассматриваемых параметров во времени – это анализ поведения сечения, перпендикулярного оси прессования. В частности, анализ эволюции распределения пористости для трех последовательных ориентаций подпятника в отсутствие противодействия (рис. 4, I) свидетельствует о преимущественном

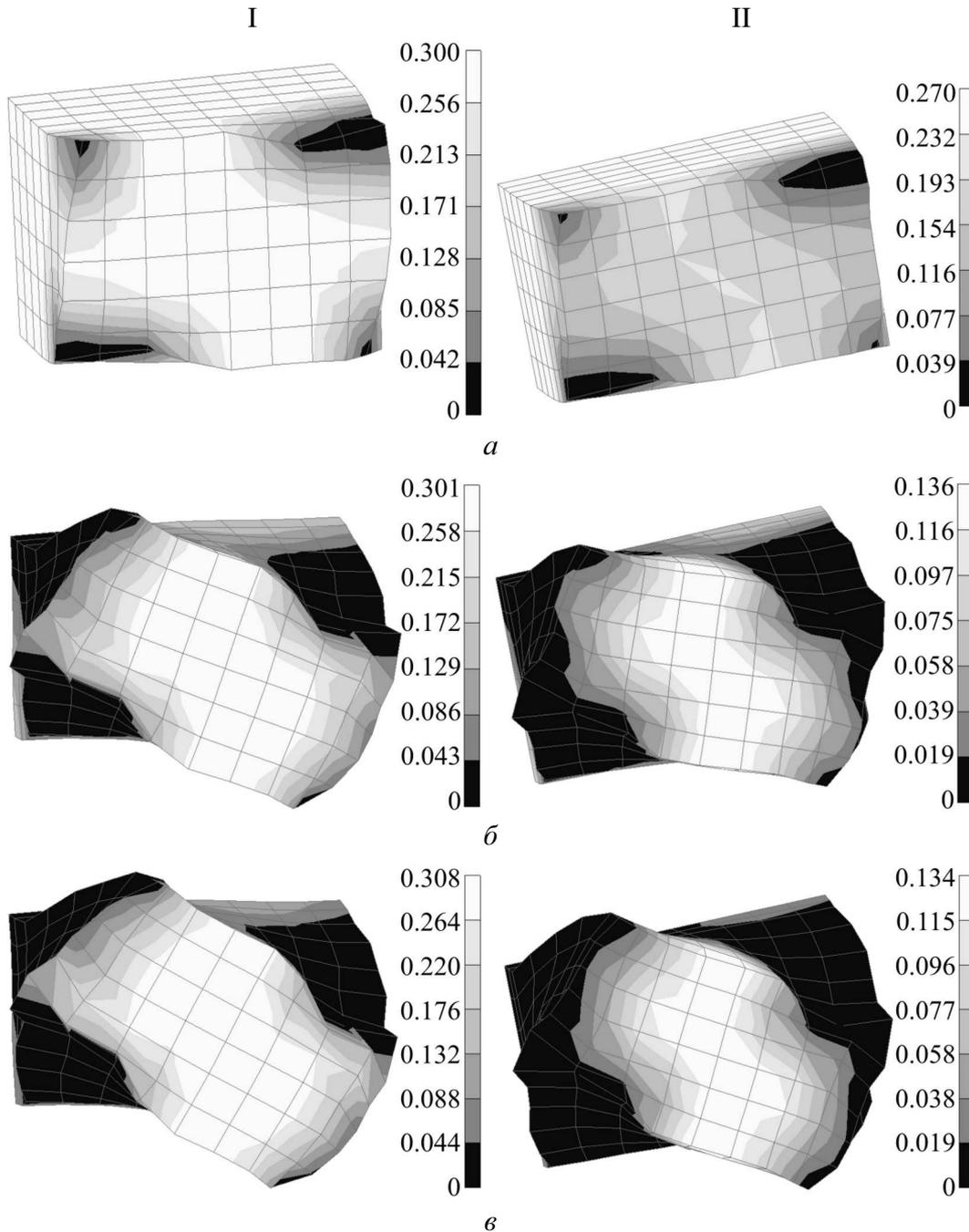


Рис. 4. Эволюция распределения пористости для трех последовательных ориентаций подпятника в отсутствие (I) и при наличии (II) противодействия: а, б, в – последовательные сечения образца в матрице

уплотнении на периферии, где относительная плотность практически достигает единицы. В то же время на свободной поверхности после слабого уплотнения наблюдается рост пористости до 0.308.

Приложение противодействия изменяет ситуацию (рис. 4,II). Уплотнение наблюдается по всей поверхности подпятника. Наиболее интенсивным оно является по периферии, в то время как в сердцевине его рост незначителен.

Аналогично распределению интенсивности уплотнения изменяется и распределение накопленной деформации. Наиболее заметным оно является на контуре подпятника, где в силу внешнего трения имеет место наиболее значительное изменение формы.

Результаты проведенных вычислений, иллюстрируемые рис. 5, позволяют сделать вывод о достаточно пассивном поведении материала в окрестности оси заготовки и весьма интенсивной деформации в тех областях, где заметно влияние внешнего трения. Можно предположить, что при наличии противодействия в окрестности оси заготовки объемные изменения более существенны, чем сдвиговые деформации. Именно они и вносят основной вклад в формирование величины накопленной деформации.

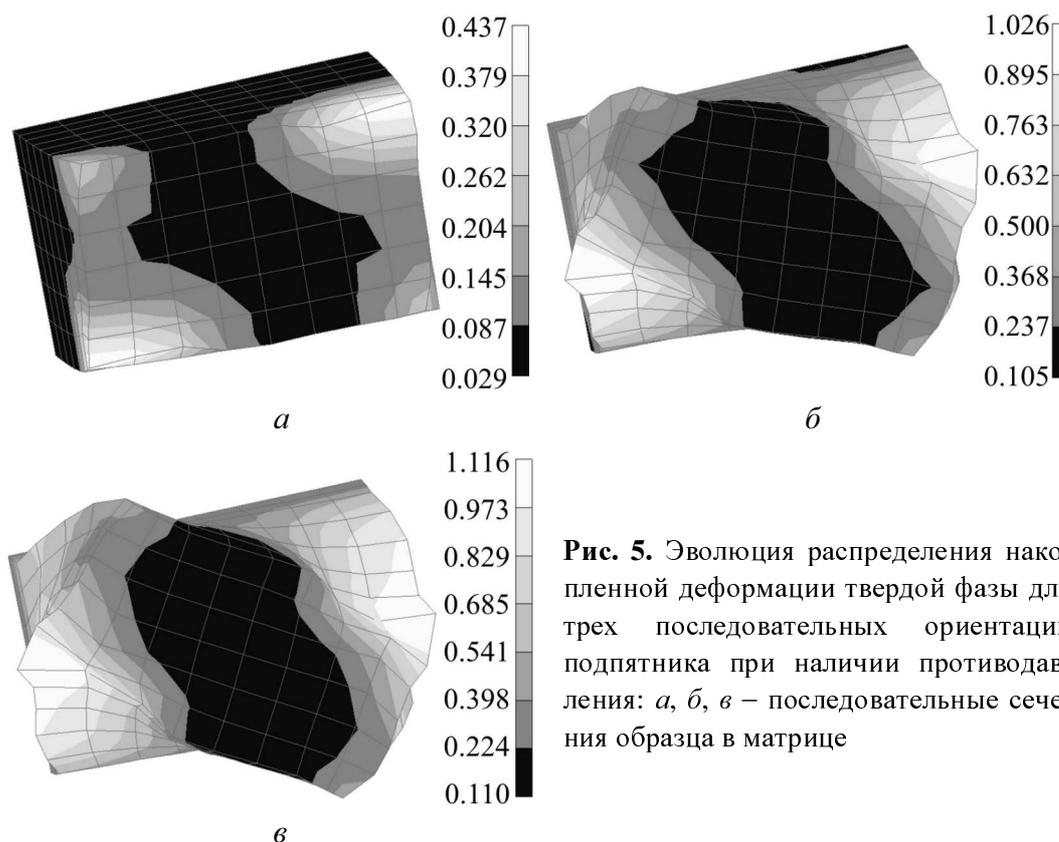


Рис. 5. Эволюция распределения накопленной деформации твердой фазы для трех последовательных ориентаций подпятника при наличии противодействия: *а, б, в* – последовательные сечения образца в матрице

То обстоятельство, что наиболее интенсивные деформации имеют место в окрестности контура подпятника, подтверждается и данными эксперимента [25].

Представленные на рис. 6 данные свидетельствуют о том, что результаты расчетов качественно правдоподобны и подтверждают факт формирования в

ходе ВЭ сердцевины, где интенсивность касательных напряжений существенно ниже, чем в окрестности контура подпятника.

Представляет интерес область сопряжения сердцевины и контура, т.е. область весьма высокого градиента интенсивности деформаций. Соответствующие расчеты позволяют сделать вывод, что именно здесь наблюдается довольно заметное порообразование в отсутствие противодействия (рис. 7).

Со сказанным выше может быть связано и развитие возникших дефектов, их коалесценция и последующее разрушение заготовки. Необходимо отметить, что приложение противодействия может рассматриваться и как средство предотвращения разрушения.

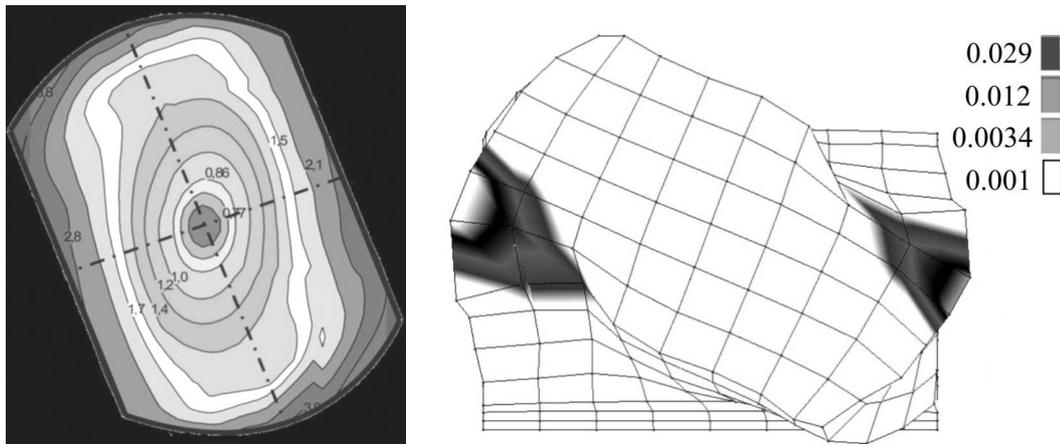


Рис. 6. Распределения накопленной деформации твердой фазы для одной из ориентаций подпятника

Рис. 7. Области возникновения пористости на финишных стадиях винтовой экструзии

Выводы

На основе модели пористого тела, учитывающей эффект дилатансии, выполнен численный анализ винтовой экструзии порошковых заготовок. Показано, что для уплотнения порошка этим методом необходимо создать противодействие, превышающее некоторую пороговую величину, зависящую от характеристик материала и геометрии матрицы.

1. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков, Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций, ТЕАН, Донецк (2003).
2. Я.Е. Бейгельзимер, С.Г. Сынков, Д.В. Орлов, А.В. Решетов, КШП № 6, 15 (2004).
3. В.В. Столяров, Х.Ш. Салимгареев, Е.П. Сошникова, Я.Е. Бейгельзимер, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков, А.В. Решетов, ФТВД **13**, № 1, 54 (2003).
4. V.N. Varyukhin, Y.Y. Beygelsimer, S.G. Synkov et al., Material Science Forum **503–504**, 699 (2006).
5. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Б.М. Эфрос, Физическая механика гидростатической обработки материалов, ДонФТИ НАНУ, Донецк (2000).

6. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
7. В.В. Рыбин, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
8. П. Людвик, в сб.: Расчеты на прочность в машиностроении, Машиностроение, Москва (1970), вып. 15, с. 130–166.
9. В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов, Физические основы прочности тугоплавких металлов, Наукова думка, Киев (1975).
10. В.И. Трефилов, В.Р. Моисеев, Дисперсные частицы в тугоплавких металлах, Наукова думка, Киев (1978).
11. В.З. Мидуков, В.Д. Рудь, Порошковая металлургия № 1, 10 (1982).
12. V. Tvergaard, J. Mech. Phys. Solids **35**, № 1, 43 (1987).
13. В.Т. Троценко, А.А. Лебедев, В.А. Стрижало и др., Механическое поведение материалов при различных видах нагружения, Логос, Киев (2000).
14. Я.Е. Бейгельзимер, Порошковая металлургия № 3, 11 (1987).
15. Р. Дж. Грин, Механика **4**, 109 (1973).
16. S. Shima, M. Ouyane, Int. J. Mech. Sci. **6**, 285 (1976).
17. М.Б. Штерн, Порошковая металлургия № 4, 17 (1981).
18. М.Б. Штерн, О.В. Михайлов, в сб. научн. тр.: Вопросы механики и физики процессов резания и холодного пластического деформирования, Сер. Г.: Процессы механической обработки, станки и инструменты, ИСМ НАН Украины, Киев (2002), с. 434–441.
19. M. Shtern, O. Mikhailov, Proc. of Powder Metallurgy European Congress, 22–24 October, 2001, Nice, France, Vol. 3.
20. Y. Beygelzimer, Mechanics of Materials **37**, 753 (2005).
21. В.В. Скороход, Реологические основы теории спекания, Наукова думка, Киев (1972).
22. М.Б. Штерн, В.Д. Дудунов, Порошковая металлургия № 11/12, 31 (1999).
23. М.Б. Штерн, В.Д. Дудунов, Порошковая металлургия № 1/2, 9 (2000).
24. М.Б. Штерн, Порошковая металлургия № 9, 17 (1992).
25. Я.Е. Бейгельзимер, А.В. Решетов, С.Г. Сынков, Д.В. Орлов, Р.Ю. Кулагин, Н.С. Кулаков, в сб.: Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении, Краматорск (2005), с. 39–44.

Ya.E. Beygelzimer, O.V. Mikhailov, A.S. Synkov, M.B. Shtern, E. Olevsky

TWIST EXTRUSION OF POWDER BILLETS.

I. NUMERICAL ANALYSIS BY THE FINITE-ELEMENT METHOD

Powder material deformation by twist extrusion (TE) method has been investigated. The numerical analysis is based on the finite-element method and plasticity theory for porous bodies. It is shown that with a high enough backpressure (of the order of powder-particle yield strength) the TE is effective for the compaction of materials. Conditions, when the density of 0.95 and higher is attained and nanostructure is preserved, have been determined. Zones of severe shearing strain and maximum compaction rate localization have been determined by methods of computer analysis. Possible versions of damages accumulation under TE and ways of failure prevention have been considered.

Fig. 1. Scheme explaining the essence of twist extrusion: a – billet run through twist die; \bar{b} – twist-die channel

Fig. 2. Triangulation of deformation site under TE

Fig. 3. Distribution of billet's relative density (I), average pressure (II) and accumulated strain of solid phase (III) with no (a) and under backpressure (\bar{b}). Numerical results are in arbitrary units

Fig. 4. Evolution of density distribution for three consecutive orientations of thrust bearing with no (I) and under (II) backpressure: a, \bar{b}, \bar{c} – consecutive sections of the specimen

Fig. 5. Evolution of distribution of solid-phase accumulated strain for three consecutive orientations of thrust bearing in the presence of backpressure: a, \bar{b}, \bar{c} – consecutive sections of the specimen

Fig. 6. Distribution of solid-phase accumulated strain for one of thrust bearing orientations

Fig. 7. Regions of porosity origination at final stages of twist extrusion