

## Глава 9

# ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПРИ ПРЕССОВАНИИ В ЖЕСТКОЙ МАТРИЦЕ

В.М. ГОРОХОВ, Е.А. ДОРОШКЕВИЧ,  
Е.В. ЗВОНАРЕВ

**Общие сведения о прессовании в матрице.** В последние годы в промышленности наблюдается существенный рост потребления металлических порошков и изделий из них. Расширяется ряд изделий различной формы и размеров, производимых методами порошковой металлургии, и возрастают требования к ним. Поэтому обязательным требованием к производимым изделиям является наличие высокой плотности и прочности. При прессовании металлических порошков обычно используется комнатная температура. Применяются также методы горячего изостатического прессования и теплого прессования (прессования при температурах между горячим прессованием и холодным прессованием). Оба метода холодного и теплого прессования требуют наличия смазки, вводимой в порошок.

Прессование при температурах выше комнатной температуры имеет очевидные преимущества, поскольку позволяет получать более высокую плотность и прочность сырых прессовок, чем при использовании холодного прессования [1, 2]. Большинство известных связующих материалов не может быть использовано для теплого прессования, потому что каждая смазка может применяться только в узком температурном интервале. Неэффективная смазка приводит к значительному износу прессующего инструмента. На износ инструмента влияет целый ряд факторов, таких как твердость материала оснастки, прикладываемое давление, трение между прессовкой и стенками матрицы при выталкивании прессовки. Последний фактор сильно зависит от применяемой смазки. Силой выталкивания называется сила, требуемая для извлечения прессовки из оснастки. Она существенно влияет не только на износ инструмента, но также может повредить прессовку. Поэтому важным является уменьшение этой силы при прессовании. При правильном использовании смазки последняя при прессовании должна выдавливаться из порошковой композиции в зазор между прессовкой и инструментом, обеспечивая смазочный эффект.

После проведения прессования заготовки и снятия нагрузки остаточные напряжения, связанные с взаимодействием порошка со стенками матрицы, присутствуют в сырой прессовке. Основной проблемой извлечения прессовки из матрицы является ее небольшая механическая прочность. Если прочность сырой прессовки является недостаточной, а сила выталкивания оказывается большой, то в прессовке при извлечении могут присутствовать слабые неплотные места и даже трещины, что сильно влияет на качество конечного продукта. Чтобы избежать разрушения желательнее получить высокую однородную плотность и высокую сырую прочность прессовок.

В практике прессования очень сложно найти оптимальное сочетание кинетики перемещения формообразующих элементов пресс-формы при прессовании, разгрузке и извлечении детали. На стадии прессования желательнее реализовать минимальное течение порошка и однородную консолидацию. Большое перемещение порошка при прессовании может вызвать появление сдвиговых трещин. Проблемы больших градиентов плотности приводят к изменениям по объему в сырой прочности прессовок и нерегулируемой усадке при спекании и даже появлению трещин. Нежелательные остаточные напряжения могут привести к ряду проблем при транспортировке сырых прессовок, механической обработке, а также при нагреве до температур спекания. Для прессования обычно используют сложную систему мультиплексных пуансонов. Неправильная разгрузка и извлечение деталей сложной формы может привести к образованию трещин или появлению больших остаточных напряжений. Хорошее качество поверхности прессового инструмента и небольшие уклоны могут привести к снижению остаточных напряжений при выталкивании прессовки. Изгибные напряжения при выталкивании обычно компенсируют приложением дополнительной нагрузки к верхнему пуансону, так называемый «пригруз верхнего пуансона».

Процесс прессования можно разделить на ряд последовательных шагов: заполнение матрицы порошком, переупаковка порошка, уплотнение (компактирование) порошка, разгрузка и извлечение из матрицы. Перед процессом прессования заданный объем порошка заполняет матрицу при определенных условиях. Форма частиц порошка имеет основное влияние на насыпную плотность. Сферические частицы имеют более высокую насыпную плотность, чем частицы нерегулярной формы. Движение питателя, ориентация матрицы по отношению к питателю и геометрия матрицы существенно влияют на распределение плотности при прессовании. Всасывающий эффект матрицы используют часто для заполнения матрицы путем выдвижения нижних пуансонов. Порошок затем всасывается в полость матрицы, так что не требуется удаления воздуха, как при обычном заполнении матрицы. После заполнения матрицы порошком она за-

крывается верхним пуансоном и в ряде случаев, когда деталь имеет ступенчатую форму, происходит перераспределение порошка движением пуансонов, чтобы иметь необходимую форму перед уплотнением. Это проводится без изменения объема матрицы с порошком. По мере того как пуансоны входят в матрицу, трение порошка о матрицу вызывает его уплотнение в близлежащих к стенкам объемах. Окончательное распределение плотности играет важную роль для проведения процесса прессования. Если требуется однородная плотность и прочность прессовки, необходимо обратить внимание на кинематику перемещения формообразующих пуансонов.

При прессовании заключенный между пуансонами объем порошка начинает сокращаться. На начальном этапе прессования давление прессования незначительно. Большие деформации объема обеспечиваются путем движения частиц порошка и упругим контактным взаимодействием на частицах. По мере роста давления прессования на контактах частиц имеет место пластическая деформация, окисная пленка на поверхности взаимодействующих частиц разрушается и происходит холодная сварка частиц. Окончательный пустой незаполненный объем между частицами формирует пористость. В конце прессования только незначительный объем в матрице остается незаполненным порошком. Дальнейшее уплотнение ограничивается соединением частиц порошка и их деформационным упрочнением. Холодная сварка, которая имеет место на границах частиц, обеспечивает прочность детали. При высоких давлениях сопротивление деформирования близко к компактным материалам [3].

После прессования сырое тело разгружается в аксиальном направлении. Даже если нагрузка полностью снята между сырой прессовкой и матрицей существуют радиальные напряжения. Прессовка является зажатой в матрицей и требуется определенное усилие для ее извлечения. Радиальная сила и усилие выталкивания увеличиваются с повышением давления прессования. Если в порошке присутствует смазка, то усилие выталкивания уменьшается. Смазка уменьшает трение между порошком и матрицей, уменьшает износ инструмента, но сильно влияет на кривую уплотнения прессования. Малое количество смазки улучшает скольжение частиц друг относительно друга и увеличивает плотность прессовки. Большое количество смазки препятствует сжатию частиц из-за заполняемого ее дополнительного объема.

Численное моделирование прессования порошка может быть полезным при разработке и конструировании процессов формообразования. Расчеты кинематики перемещения формообразующих элементов, общего усилия прессования, напряжений в инструменте, конструкции инструмента, распределения плотности, остаточных напряжений и появления трещин могут с успехом заменить метод проб и ошибок. Однако имеется ряд трудностей мешающих выполнить процедуры хорошего численного расчета. В первую очередь, это связано с выбором реологической модели порошкового тела.

**Физическое обоснование и математическая модель упругопластического деформирования порошковых сжимаемых материалов.** Разработка прикладных вопросов механики поведения твердых порошковых композиций при их обработке давлением является важным направлением в области создания материалов с требуемым комплексом функциональных свойств и разработки эффективных технологий получения изделий сложной формы из металлических порошков.

Решение задач уплотнения и формоизменения порошково-пористого тела в условиях внешнего нагружения традиционно основано на применении одноэлементных моделей жесткопластического тела. Это модели пластически деформируемых сжимаемых идеальных или упрочняющихся сред, позволяющие описывать деформирование спеченных заготовок при нормальных температурах. Однако в ряде случаев требуется учет совместного действия эффектов упругости и пластичности, т.е. оказывается необходимым переход к использованию более сложных реологических моделей. Известно, что при пластическом деформировании при низких температурах течение локализуется в некоторых областях, называемых очагами деформации. Конфигурация этих очагов, как правило, неизвестна. В общем случае она зависит от геометрии заготовки, граничных условий процесса, характера приложения внешних нагрузок и схемы деформирования. Определение конфигурации очага деформации - самостоятельная и достаточно сложная проблема. Наиболее последовательно это можно выполнить в рамках упругопластических моделей. При этом расчет начинается с нулевых значений, когда вычисления ведутся в соответствии с теорией упругости. Постепенный рост напряжений приводит к тому, что в некоторых точках начинает выполняться условие пластичности. Совокупность этих точек определяет очаг дефор-

мации. Другая проблема, которая может быть решена в рамках упругопластического подхода, - это определение поведения материала при упругой разгрузке. Возникающие в этом случае растягивающие напряжения могут явиться причиной разрушения порошковых прессовок.

Характерной особенностью пористых систем, обладающих разветвленной системой пор, капилляров и других макронесовершенств, является объемная сжимаемость, т.е. способность изменять свой объем без нарушения формы. Моделирование в рамках модели континуума предполагает, что поры, содержащиеся в материале, рассматриваются как непрерывная фаза, имеющая нулевые механические свойства и способная изменять объем. В дальнейшем используется принцип эквивалентности [4], в соответствии с которым все свойства беспористого материала в микрообъемах совпадают со свойствами макроскопического беспористого поликристаллического материала. Этот подход требует использования концепции представительного элемента [5], в соответствии с которой точка континуума отождествляется с областью, размеры которой малы по сравнению с размерами образца, но велики по сравнению с отдельными структурными элементами. Эти структурные элементы могут иметь произвольную хаотическую геометрию, а представительный элемент является нижней границей применимости рассматриваемой структурной модели пористого тела в рамках континуального подхода. Свойства представительного элемента определяются свойствами среды и внешними условиями обработки. Помимо традиционных для сплошной среды характеристик напряженно-деформированного состояния, предполагаемая структурная модель пористого тела дополняется двумя параметрами. Один из них, традиционно определяемый как отношение объема пустот к общему объему пористого тела, называется пористостью. Можно также оперировать с понятием относительной плотности пористого тела, которое характеризует степень отклонения пористого тела от компактного состояния. В качестве второго параметра будем учитывать возможность изменения прочностных свойств представительного элемента при его деформировании под действием внешних сил, что достигается введением понятий эквивалентной деформации [6,7]. Введение двух параметров делает модель пористого тела структурно чувствительной, поскольку теперь она отражает реальную структуру порового пространства.

Переходя к формулировке общих уравнений механики деформирования сжимаемой среды, следует отметить, что любые задачи могут быть сведены к определению вектора скорости перемещения или тензора скоростей деформаций, а также тензора напряжений в точках пористого тела в виде функций координат и времени при заданных нагрузках, перемещениях или скоростях вдоль геометрических границ тела.

Одним из главных условий такого движения системы является сохранение массы. Массовая плотность, особенно для пористых сжимаемых тел, вообще говоря, является переменной величиной. Она может быть неоднородно распределенной по телу и изменяться во времени, так как порошковые материалы могут как уплотняться, так и разрыхляться в процессе пластической обработки. Однако в целом масса деформируемого тела остается постоянной, что приводит к уравнению неразрывности вида

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_i} (\rho v_i) = 0. \quad (1)$$

При медленном установившемся изотермическом течении и отсутствии массовых сил, а именно этот случай наиболее характерен для деформирования пористых металлов, используем уравнения равновесия в виде

$$\frac{\partial \sigma_{ik}}{\partial x_k} = 0. \quad (2)$$

Для описания упругих и малых неупругих деформаций, используем приближение малых деформаций, которые характеризуются симметричным тензором Коши. Поэтому кинематические соотношения

$$\dot{\varepsilon}_{ik} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial v_i}{\partial x_k} + \frac{\partial v_k}{\partial x_i} \right) \quad (3)$$

позволяют осуществить переход от скоростей перемещений к скоростям деформаций.

Недостающие для замыкания общей системы уравнения должны быть получены из соотношений между напряженным и деформированным состоянием пористого тела в предположении конкретного реологического закона и свойств исследуемых материалов.

При формулировке определяющих соотношений мы принимаем, что для изотропного упрочняющегося тела скорости деформаций могут быть представлены в форме аддитивного разложения упругой и пластической компонент [8]

$$\dot{\varepsilon}_{ik} = \dot{\varepsilon}_{ik}^e + \dot{\varepsilon}_{ik}^i \quad (4)$$

Упругая составляющая тензора скоростей деформаций определяется законом Гука в форме

$$\dot{\varepsilon}_{ik}^e = \frac{1+\nu}{E} \left( \dot{\sigma}_{ik}^e + \delta_{ik} \frac{\nu}{1+\nu} \dot{p}^e \right). \quad (5)$$

Зависимость модуля Юнга  $E$  и коэффициента Пуассона  $\nu$  от пористости можно взять в виде

$$E = E_k (1 - \theta)^m, \nu = \nu_k (1 - \theta)^n. \quad (6)$$

При деформировании твердого тела в пластической области имеет место диссипация механической энергии. Она обусловлена внутренним трением и последующим выделением тепла. Это рассеяние механической энергии обуславливает общее пластическое сопротивление среды. Явление пластичности связано с некоторой предельной интенсивностью напряжений, которая превышает предел текучести, вызывая разрушение существующей структуры и течение металла. Определение пластической скорости деформаций можно провести в форме нормального ассоциированного закона течения

$$\dot{\varepsilon}_{ik}^i = \mu \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_{ik}^i}. \quad (7)$$

Выражение для потенциала  $\Phi$ , определяющего начало течения изотропного сжимаемого материала, принимаем в эллиптической форме, наиболее характерной для спеченных порошковых материалов

$$\Phi(p, \tau, \theta) = \frac{p^2}{\phi} + \frac{\tau^2}{\varphi} - (1 - \theta)\sigma_s^2. \quad (8)$$

Существует целый ряд исследований, в которых на основе тех или иных предположений получен вид функций пористости. Анализ показывает, что количественное различие между ними незначительно, поэтому для проведения расчетов мы выбрали зависимости этих функций от пористости в виде [4]

$$\phi = \frac{2(1 - \theta)^3}{3\theta}, \varphi = (1 - \theta)^2. \quad (9)$$

Ассоциированный с (8) закон течения твердой фазы пористого тела в пластической области можно получить в следующем виде

$$\sigma_{ik}^p = \frac{\sigma_s \sqrt{1-\theta}}{\sqrt{\phi e^2 + \phi \gamma^2}} [\phi \dot{\varepsilon}_{ik}^p + (\phi - \frac{1}{3}\phi) e \dot{\delta}_{ik}]. \quad (10)$$

Нам необходимо также учесть факт изменения структуры пористого тела при пластическом течении. Пластическое деформирование приводит к упрочнению материала основы, что может быть учтено следующим выражением [5]

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + A \varepsilon_{eq}^\lambda. \quad (11)$$

Введение в (10) эквивалентной деформации необходимо, потому что повышение физико-механических свойств пористого тела достигается за счет двух факторов: устранением остаточной пористости и изменением структуры твердой фазы. Макроскопически измеряемая по размерам образцов деформация у пористых образцов больше, чем у компактных образцов для достижения одних и тех же свойств. Для учета этого обстоятельства воспользуемся выражением [5]

$$\varepsilon_{eq} = \int_0^t \frac{\sqrt{\phi e^2 + \phi \gamma^2}}{\sqrt{1-\theta}} dt. \quad (12)$$

При переходе из упругого в пластическое состояние мы должны складывать скорости деформаций, как определено уравнением (4). Таким образом, для связи между напряжениями и скоростями деформаций можно получить следующее выражение

$$\dot{\varepsilon}_{ik} = \frac{1+\nu}{E} (\dot{\sigma}_{ik} + \delta_{ik} \frac{\nu}{1+\nu} \dot{p}) + \frac{\sqrt{\phi e^2 + \phi \gamma^2}}{\sigma_s \phi \sqrt{1-\theta}} [\phi \dot{\sigma}_{ik} + (\frac{1}{3}\phi - \phi) p \dot{\delta}_{ik}]. \quad (13)$$

Выражение (13) замыкает систему основных уравнений модели деформирования и позволяет приступить к решению конкретных задач обработки давлением пористых тел. Кроме самых простых схем нагружения, позволяющих получить решение в аналитическом виде [9], изменение геометрии представительного элемента в процессе деформации и распределение параметров напряженно-деформированного состояния можно получить только методами численного анализа, среди которых наибольшее распространение получил метод конечных элементов. Ниже приведены некоторые примеры компьютерных расчетов представительных элементов порошковых композиционных материалов при прессовании в жесткой матрице.

**Прессование порошковых материалов, содержащих поры различной формы.** Модель для расчета параметров напряженно-деформированного состояния представляет собой плоский представительный элемент порошкового материала (железо) с единичной порой в центре. Отношение площади поры к площади всего представительного элемента (~20%) равняется начальной пористости порошкового материала, размеры представительного элемента составляют 0.05м x 0.05м. Расчеты проведены для пор сферической формы и многоугольников различной ориентации к направлению приложения нагрузки [10]. Изучалась возможность достижения максимально возможной стадии закрытия пор с визуализацией результатов на 10 итерациях. Области развития пластической зоны и значения деформирующего усилия фиксировались на каждой итерации, затем рассчитывались пористость, относительная плотность и строились кривые прессования в координатах «относительная плотность – давление прессования».

На рис. 1 представлены картины развития пластической зоны при закрытии сферической, пятиугольной и квадратичной (различной ориентации) пор на одной из начальных стадий упруго-пластического деформирования. Видно, что пластическое течение локализуется вокруг концентраторов напряжений, которыми являются вершины многоугольников, а не занимает

всю область представительного элемента. Для случаев пор сферической формы пластическое течение локализуется в противоположных точках концов диаметра, параллельного линии приложения нагрузки.

С увеличением давления прессования область пластической деформации расширяется, полностью покрывает сначала верхнюю часть представительного элемента и затем приближается к нижней границе. Развитие пластической зоны нарушает связность упругих конечных элементов, количество которых постоянно уменьшается. Эффективное закрытие поры начинается с того момента, когда пластическая зона полностью перекрывает зону между порой и границами представительного элемента.

На рис. 2 представлена максимально достижимая стадия уплотнения порошкового материала при прессовании. Заметим, что ни для какого типа пор не достигается их полного закрытия при прессовании, а на финальной стадии наблюдается появление разрывов и разрушение материала.

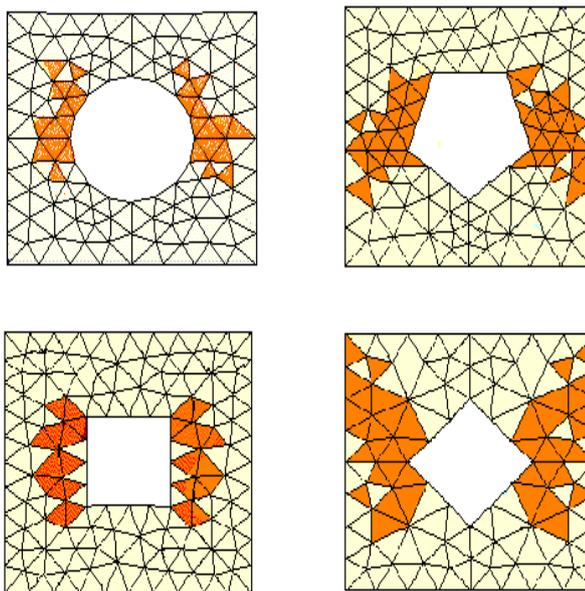


Рис. 1. Представительные элементы деформируемого порошкового материала, содержащего поры различной формы на начальной стадии прессования. Выделенные конечные элементы обозначают области пластического течения

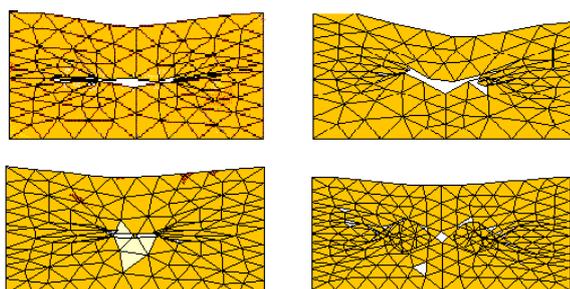


Рис. 2. Конечная стадия прессования порошкового материала, содержащего поры различной формы

На рис. 3 представлены кривые зависимости текущей относительной плотности от давления прессования в жесткой матрице. Все кривые характеризуются начальным плоским участком, когда увеличение давления прессования не приводит к увеличению плотности (наблюдается постепенное увеличение зоны пластической деформации и уменьшение количества упругих конечных элементов).

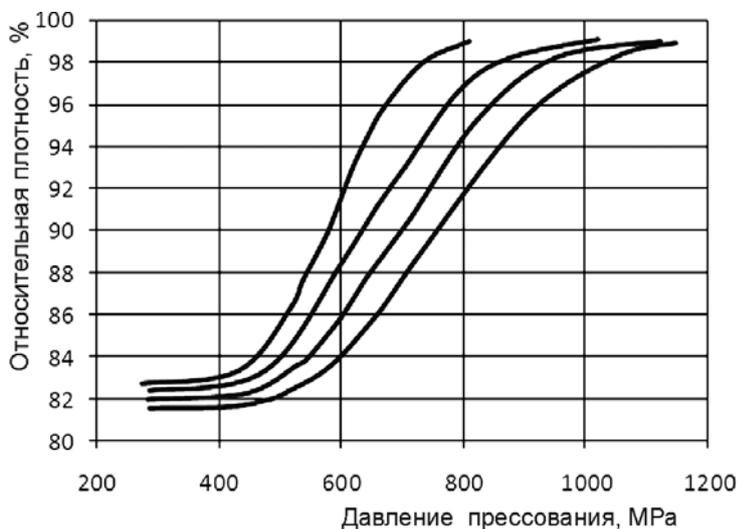


Рис. 3. Зависимость относительной плотности от давления прессования порошкового железа, содержащего поры различной формы

Вторая стадия характеризуется эффективным уплотнением порошкового материала при относительно незначительном повышении давления (зона пластической деформации достигает границ представительного элемента и продолжает расширяться). Окончательная стадия уплотнения является типичной для закрытия любого тип пор, предельно достижимая плотность составляет 98-99% и даже большие давления прессования не обеспечивают получение беспористого состояния. Также установлено, что для закрытия пор разной геометрии требуется приложение различных по величине внешних нагрузок, причем разница в давлениях прессования для пор различной формы может достигать 15-20% (рис. 3).

Влияние ориентации поры по направлению к оси внешней нагрузки также изучено в настоящей работе. Показано, что для уплотнения до одной и той же плотности требуется различное давление прессования для порошковых материалов, содержащих поры различной ориентации. Например, для квадратных пор со сторонами параллельными оси приложения нагрузки уплотнение менее эффективно, чем для материала с ориентацией поры под углом  $45^{\circ}$  к оси приложения нагрузки. Также такой материал имеет большую склонность к разрушению при прессовании.

**Моделирование уплотнения порошковых материалов на основе вольфрама с единичными включениями меди.** В работе проведено компьютерное моделирование двух типов структур: вольфрам – 5% меди и вольфрам – 20% меди. Представительные элементы, являющиеся основой для проведения расчетов, имеют вид, показанный на рис. 4.

Боковые и нижняя границы ячейки жестко закреплены, т.е. перемещения равны нулю, верхняя граница - линия приложения активной нагрузки, анализируется плосконапряженное состояние. Суммарная площадь пор в представительном элементе соответствует общей пористости вольфрам-медной смеси перед прессованием. Количество составляющих - частиц, фрагментов частиц и пор - в каждой представленной расчетной ячейке достигает 41. Для материала частиц основы (вольфрама): модуль Юнга - 350000 МПа; коэффициент Пуассона - 0.3; предел текучести - 108 МПа. Для материала частиц включений (меди): модуль Юнга - 112000 МПа; коэффициент Пуассона - 0.36; предел текучести - 70МПа.

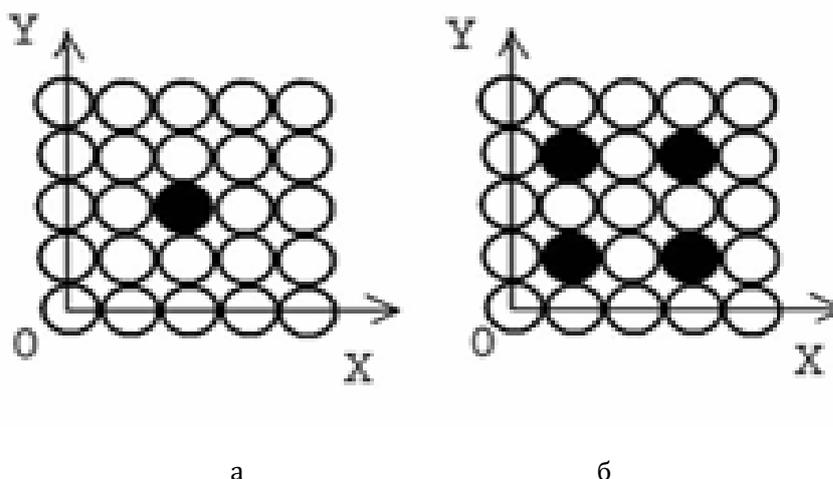


Рис. 4. Расчетные схемы для количественного анализа уплотнения порошкового вольфрама (светлые частицы) с различным содержанием меди (темные частицы): а – 5%; б – 20%

Анализ хода кривых зависимости плотности композиционного материала W-Cu с различным содержанием медных включений от давления прессования показал, как и в предыдущих расчетах, наличие трех стадий уплотнения [11]. Первая характеризуется достаточно пологим начальным участком, на котором при значительном увеличении деформирующего усилия уплотнения практически не происходит: на этой стадии происходит лишь постепенное вовлечение элементов в пластическое течение. Оно начинается в зонах материала, прилегающих к точкам контактов между частицами в окрестности пор, и распространяется к боковым граням представительного элемента. При этом в первую очередь заполнению “пластическими” элементами для материала типа “вольфрам-медь” подвержены частицы включений, поэтому для материала с 20% меди пологий участок менее выражен.

Вторая стадия уплотнения характеризуется более резким увеличением плотности при незначительном увеличении усилия деформирования, когда происходит более интенсивное увеличение размера областей материала, вовлекаемого в необратимое пластическое состояние. На этой стадии уплотнение материала наиболее эффективно. Однако, поскольку при прессовании композиций на основе вольфрама механизм уплотнения определяется не только пластической деформацией частиц материала, но в значительной мере взаимным проскальзыванием частиц относительно друг друга и их переупаковкой, большого значения плотности при повышении давления достичь не удастся. В нашем случае, когда начальные условия прессования предполагают достаточно жесткое зацепление частиц, максимальная плотность прессовки не увеличивается более чем до 65-75%. Это подтверждает ход кривых зависимости плотности от давления прессования на третьей, заключительной стадии уплотнения. Дальнейшее повышение давления нецелесообразно, поскольку может создать условия для разрушения прессовки.

Кроме того, следует отметить, что при жестком зацеплении частиц, характеризующем высокий уровень межчастичного трения в отсутствие смазочного материала, увеличение содержания мягких включений приводит к незначительному (до 5%) возрастанию конечной плотности прессовки. Следовательно, проведенные численные эксперименты подтверждают, что для более эффективного уплотнения вольфрамсодержащих порошковых композиций требуется введение смазочного материала, реологические свойства которого обеспечили бы повышение уплотняемости за счет проскальзывания и более компактной укладки частиц.

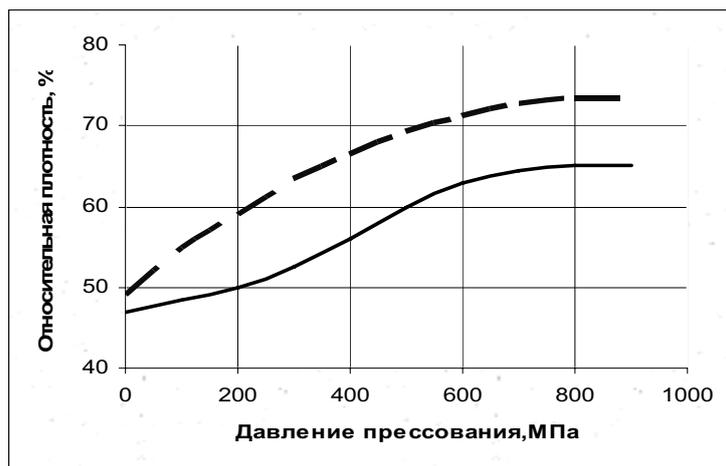


Рис. 5. Зависимость относительной плотности от давления прессования порошковой смеси W + 20%Cu: сплошная линия – теоретический расчет; пунктирная линия – эксперимент

Для сравнения с данными экспериментов по прессованию вольфрамсодержащих материалов на рис. 5 представлены кривые зависимости плотности от давления прессования. Экспериментальная зависимость плотности от давления прессования была получена из опытов по прессованию порошковой смесей вольфрама W со средним размером частиц 9,5 мкм и Cu с размером частиц около 10 мкм. Видно достаточно хорошее совпадение теоретических кривых и экспериментальных данных в тенденции роста плотности. Различие в значениях плотности (в пределах 10%) на этапах, характеризующихся одинаковыми величинами давлений, объясняется тем, что в натуральных экспериментах в исходную смесь вводилась парафиновая смазка для обеспечения проскальзывания частиц относительно друг друга и снижения трения порошка о стенки пресс-формы. В численных же экспериментах имело место жесткое сцепление частиц по границам.

**Компьютерное моделирование порошковых железомедных материалов сегрегационного и перколяционного типа.** Для моделирования структур сегрегационного и перколяционного типов построены представительные элементы, содержащие не менее 25 составляющих различных фаз – фрагментов частиц основы и включений, а также пор, заключенных между частицами (рис. 6). Частицы твердой фазы представлены восьмиугольниками, грани частиц образуют поры четырехугольной формы. Общая площадь пор в плоском представительном элементе соответствует начальной пористости материала и составляет около 20% [12].

Исследование уплотнения показывает, что пластическое течение не охватывает сразу весь объем рассматриваемой ячейки. Появление первых пластических элементов происходит в зонах материала, прилегающих к точкам контактов между частицами. Для развития процесса с ростом внешних напряжений характерно постепенное увеличение размера областей материала, вовлекаемого в необратимое пластическое состояние. Распространяются “пластические” элементы в направлении от межчастичных границ к боковым поверхностям представительного элемента, более интенсивно заполняя вначале область мягких частиц включения, а затем – более жестких частиц основы. Заключительная стадия уплотнения характеризуется тем, что полной ликвидации поры, образованной границами частиц основы и включений, не наблюдается. В сплошной структуре материала заметны разрывы, происходит некоторое разуплотнение. Для кривой уплотнения характерно наличие трех участков, соответствующих отмеченным стадиям уплотнения. Первая стадия – пологий начальный участок, когда при достаточном увеличении деформирующего усилия уплотнения практически не происходит. Для второй стадии характерно эффективное уплотнение материала при незначительном увеличении усилия деформирования. Третья – заключительная – характеризуется пологим участком максимально достижимой, порядка ~ 90%, плотности. Дальнейшее уплотнение требует значительного повышения усилий деформирования – выше 800–1000 МПа.

Вид поверхности нагружения на стадии развитого пластического течения определяется тем, через какие частицы передается давление в системе – твердые или мягкие (рис. 7). В структуре, где мягкие частицы образуют непрерывную сетку, поверхность нагружения представительного элемента имеет вогнутую форму, в то время как жесткие частицы основы в материале с

агрегатами из мягких частиц определяют некоторую выпуклость поверхности нагружения. Уплотнение материала со структурой, в которой мягкие частицы образуют непрерывную сетку, происходит более эффективно, чем при наличии в твердой основе агрегатов из мягких частиц. При этом в первую очередь залечиваются поры, заключенные между мягкими частицами, затем – между мягкими и твердыми и, наконец, закрываются поры, образованные границами твердых составляющих структуры. Для распределения напряжений и деформаций в объеме характерна существенная неоднородность, которая более выражена в верхних, расположенных близко к поверхности нагружения, слоях материала. Количественный анализ показывает, что большую часть напряжений забирают на себя и перераспределяют твердые частицы. При этом значения напряжений в области твердых частиц могут в 1,5-3,0 раза (в зависимости от типа структуры) превышать значения напряжений, формируемых в зоне мягких включений. Сравнение результатов теоретических расчетов напряжений (600–800 МПа) и степени деформации системы до разрушения (3-5%) показывают удовлетворительное совпадение с экспериментальными данными по механическим свойствам железомедных инфильтрированных материалов.

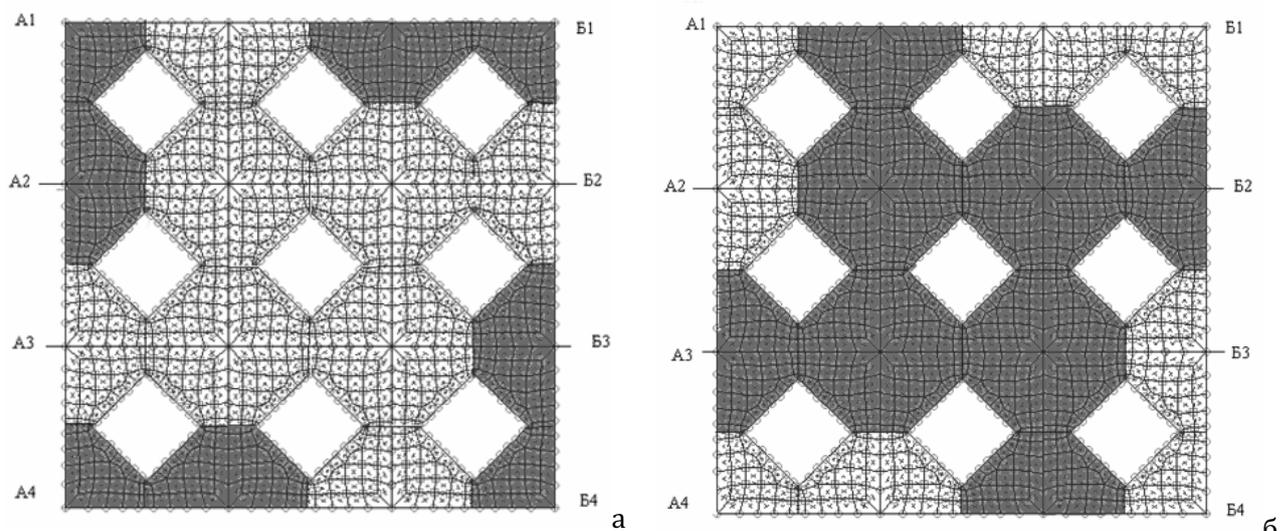


Рис. 6. Конечно-элементные модели для расчета характеристик напряженно-деформированного состояния представительных элементов материалов с сегрегационной (а) и перколяционной (б) структурой

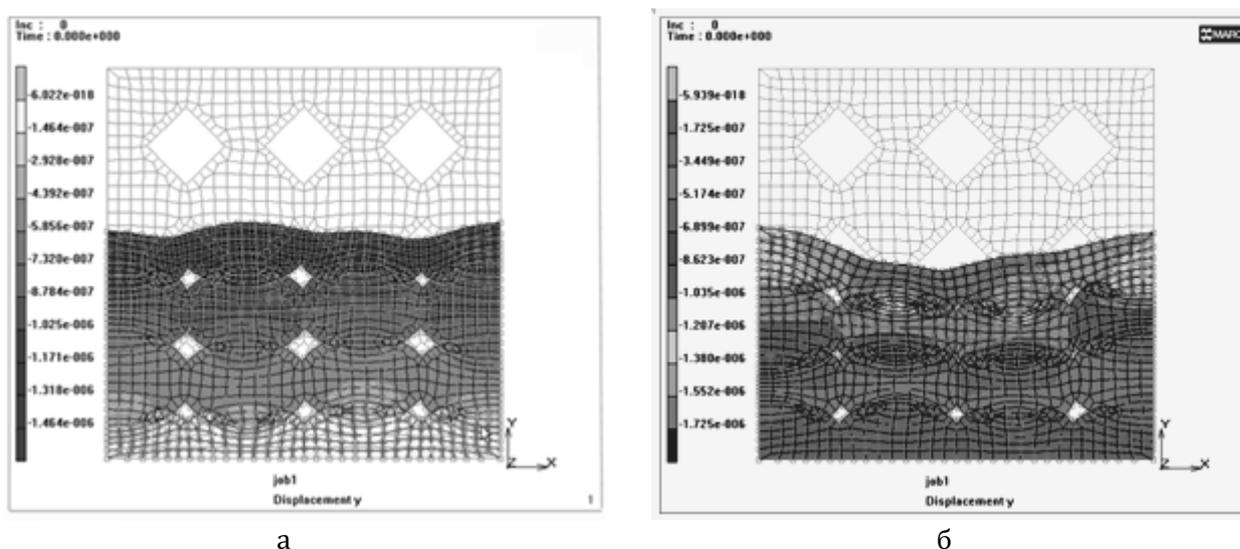


Рис. 7. Распределение перемещений при уплотнении модельных материалов с различными типами структур: а – мягкие включения образуют агрегаты; б – мягкие включения образуют непрерывную сетку

**Компьютерное моделирование уплотнения порошкового материала при прессовании с различным содержанием смазки.** В настоящее время быстрое развитие находят методы прессования металлических порошков для получения высокой плотности конструкционных изделий, суть которых заключается в применении новых твердых смазок, которые при сравнительно низких температурах (70 – 150°C) переходят в вязкое состояние. Прессование порошковых материалов в указанном температурном интервале характеризуется уменьшением трения между частицами, что приводит к существенному повышению плотности прессовок по сравнению с традиционным прессованием при одних и тех же давлениях. При постановке теоретической задачи о влиянии количества вводимой смазки на поведение материала при прессовании была предпринята попытка учесть реальную структуру пористой среды, когда представительный элемент включает систему взаимодействующих друг с другом частиц и пор [13]. Были рассмотрены различные варианты структуры представительного элемента, организованного ансамблем четырех сферических частиц железа и пор, в отсутствие смазочного материала между частицами и при наличии смазки. На рисунке 8 представлены схемы типовых представительных элементов перед теплым прессованием, отражающие различные условия межчастичного трения. При жестком зацеплении частиц друг с другом моделируются условия компактирования металлического порошка без смазочного материала между частицами (а), идеальное проскальзывание частиц друг относительно друга обеспечивается в схеме (с), в которой порошковые частицы разделены конечными элементами, наделенными свойствами жидкого смазочного материала, и промежуточный вариант (б), в котором, по нашей оценке, находится примерно 30-40% поверхности контактирующих частиц, моделирующий введение в состав металлического порошка железа 0,5-1.0% стеарата цинка. Расчеты проводились с использованием метода конечных элементов; задача решалась в упругопластической области. В качестве модельного материала был выбран железный порошок с размерами частиц около 100 микрон, известными упругими и пластическими свойствами. Конечные элементы, моделирующие смазку, предполагались несжимаемыми с модулем Юнга равным нулю.

Расчеты деформирования представительных элементов по варианту прессования в жесткой матрице, выполненные с использованием метода конечных элементов, подтвердили целесообразность введения смазки, реологические свойства которой обеспечили бы в зоне контакта между частицами условия трения, близкие к условиям жидкостного трения, и существенно повысили эффективность уплотнения. Нами изучено пластическое течение металлических частиц и формирование зон вероятного разрушения материала при наличии смазки между частицами прессуемого порошка и проведено сравнение результатов расчета с аналогичными результатами, полученными при моделировании прессования без смазки. Было установлено, что в обоих случаях пластическое течение не охватывает сразу весь представительный объем, а вначале локализуется в зонах, прилегающих к «особым» точкам. «Особыми» являются углы многоугольника, моделирующего сечение поры, и углы самого представительного элемента. В отсутствие смазки эффективный процесс закрытия поры начинается с момента, когда области локализации деформации, распространяясь от концентраторов напряжения, сливаются и перекрывают пространство между порой и боковыми границами представительного элемента. Распространение области пластического течения происходит приблизительно равномерно по всем направлениям. При наличии же смазки граница раздела между частицами становится направляющей в распространении области пластического течения от «особых» точек внутрь частиц материала. Пластические элементы «продвигаются» вдоль раздела в направлении от поры к боковым границам представительного элемента, постепенно распространяясь в центральные области частиц. Видно, что наличие смазки обеспечивает эффективное смещение частиц материала относительно друг друга, что приводит к существенному повышению плотности прессовки.

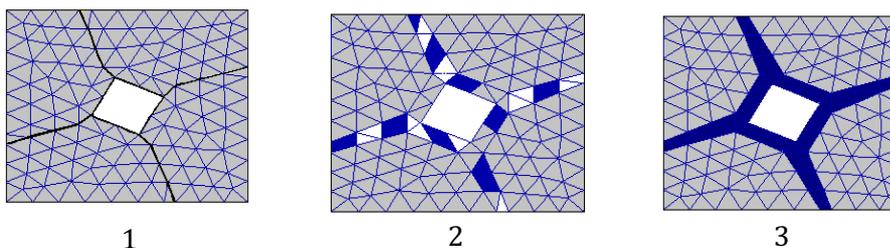
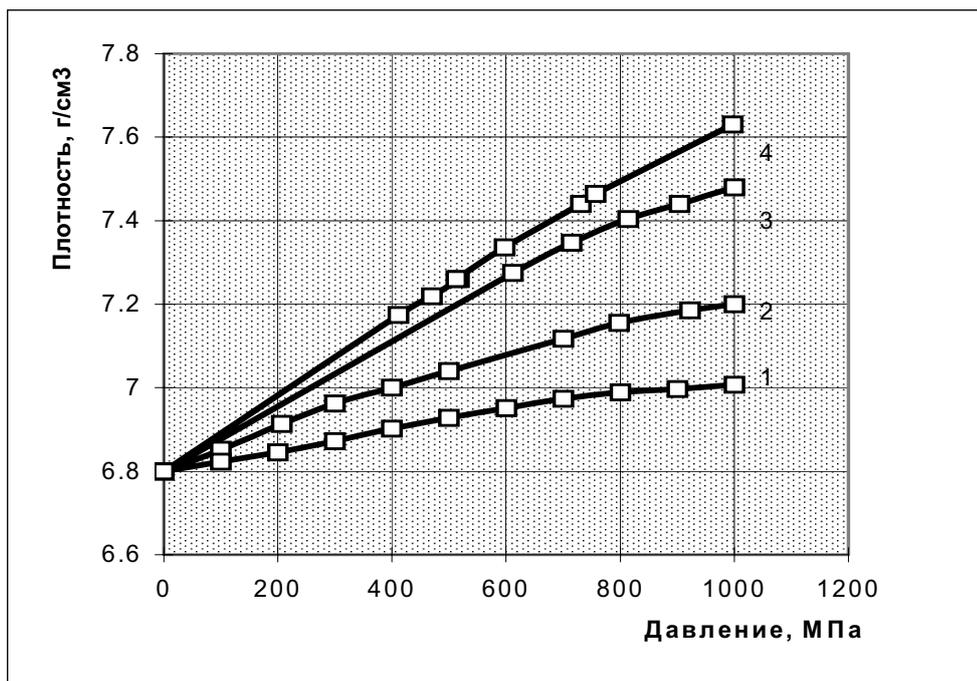


Рис. 8. Кривые уплотнения порошковой стали ПЖН4Д2М в различных условиях внутреннего трения:  
1) численный эксперимент: прессование при отсутствии смазки на границах между частицами порошка;  
2) численный эксперимент: прессование при наличии смазочного материала между частицами порошка (количество элементов соответствует содержанию стеарата цинка 0,5%);  
3) численный эксперимент: теплое прессование, границы между частицами заполнены смазкой;  
4) натурный эксперимент: теплое прессование при 120°C, содержание смазки 0,6%

По результатам расчетов построены кривые зависимости “давление – плотность” для порошкового железа при прессовании в различных условиях внутреннего трения между частицами. При прессовании в отсутствие смазки (кривая 1) плотность порошкового материала изменяется незначительно (на 0,1–0,2 г/см<sup>3</sup>), несмотря на высокое прикладываемое давление (рисунок 8). Холодное прессование порошковых материалов со смазкой в виде стеарата цинка (кривая 2) позволяет получить изделия с плотностью 7,1–7,2 г/см<sup>3</sup>, что несколько превышает результаты, полученные в натурных экспериментах. Теплое прессование позволяет достичь плотности 7,4–7,5 г/см<sup>3</sup> в численном эксперименте (кривая 3), в то время как в натурных экспериментах удалось зафиксировать плотность 7,6–7,62 г/см<sup>3</sup>. Разброс теоретических и экспериментальных результатов составил 3–5%, что подтверждает адекватность выбранной теоретической модели теплового прессования реальному процессу.

**Уплотнение диффузионно-легированных порошков Distaloy при холодном и теплом прессовании.** Одним из эффективных приемов формования металлических порошков является разработанный фирмой «Höganäs» (Швеция) совместно с фирмой «Dorst» (Германия) способ прессования пластифицированных порошков при температурах 120 – 150 °С (теплое прессование). Особенность теплового прессования заключается в использовании смазок, которые при 120 – 150 °С существенно уменьшают трение между частицами порошка и со стенками пресс-формы, а

затем легко удаляются из прессовки в процессе спекания деталей. Эта технология позволяет получать изделия сложной формы с однородной плотностью по объему, повысить прочность сырой прессовки и спеченной детали по сравнению с традиционной технологией. Как уже ранее отмечалось, использование процесса теплого прессования позволяет достичь на стадии формования изделий из легированных порошков значений плотности спеченных образцов 7,3 – 7,4 г/см<sup>3</sup> (относительная плотность 93 – 95 % к прокату) и сырой прочности прессовок, превышающей прочность прессовок, полученных по традиционной технологии. Несмотря на уже достаточно широкое распространение метода теплого прессования в практике порошковой металлургии для производства высокопрочных конструкционных изделий повышенной сложности, свойства порошковых прессовок, особенности уплотнения порошков при прессовании и разрушения при извлечении из пресс-формы требуют дополнительного изучения.

В работе изучали свойства порошковых смесей Densmix на основе диффузионно-легированных порошков следующих составов: Distaloy AE + 0,6 % C + 0,6 % DN120, смазки для прессования легированных порошков на основе железа, которую можно использовать как при теплом, так и при холодном прессовании, и Distaloy DC + 0,3 % C + 0,6 % DN120.

Порошок Densmix на основе порошка Distaloy AE + 0,6 % графита и 0,6 % пластификатора DN 120 имеет следующий химический состав: железо – основа; молибден – 0,5 %; никель – 4 %; медь – 1,5 %; графит – 0,6 % [14].

Порошок Densmix на основе порошка Distaloy DC + 0,3 % графита и 0,6 % пластификатора DN 120 имеет следующий химический состав: железо – основа; молибден – 1,47 %, никель – 2 %; графит – 0,3 % [14].

Для проведения сравнительной оценки исследовали кривую уплотнения обычного железа состава Fe + 0,8 % стеарата цинка. Кривые уплотнения в холодном и теплом состоянии снимали на испытательной машине Instron-1195 на образцах диаметром 10 мм и высотой 10 мм. Плотность прессовки определяли методом гидростатического взвешивания, согласно ГОСТ 18898-89, на весах с точностью ± 0,01 г. Теоретическая плотность смесей приведена в таблице 1. Зависимости относительной плотности исследуемых порошковых смесей при холодном и теплом прессовании от давления прессования в жесткой цилиндрической матрице приведены на рис. 9 и в таблицах 2 и 3.

Таблица 1. Теоретическая плотность смесей

Маркировка	Состав порошковой смеси	Теоретическая плотность компакта $\rho_t$ , г/см <sup>3</sup>
Fe	Fe + 0,8 % стеарата цинка	7,43
Distaloy AE	Distaloy AE (1,5 % Cu, 4 % Ni, 0,5 % Mo) + + 0,6 % углерода + 0,6 % смазки DN120	7,47
Distaloy DC	Distaloy DC + 0,3 % углерода + 0,6 % смазки DN120	7,552

Таблица 2. Влияние температуры на плотность порошковых смесей Densmix (давление 700 МПа)

Состав порошковой смеси	Температура прессования, °C					
	20	100	120	130	140	150
Distaloy AE + 0,6 % C + + 0,6 % DN120	7,2	7,27	7,31	7,31	7,34	7,35
Distaloy DC + 0,3 % C + + 0,6 % DN120	7,18	7,25	7,30	7,34	7,36	7,38

Таблица 3. Влияние давления на плотность порошковых смесей

**ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ  
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПРИ ПРЕССОВАНИИ В ЖЕСТКОЙ МАТРИЦЕ**

P, МПа	Холодное прессование						Теплое прессование (130 °С)			
	Fe		АЕ		DC		АЕ		DC	
	г/см <sup>3</sup>	%	г/см <sup>3</sup>	%	г/см <sup>3</sup>	%	г/см <sup>3</sup>	%	г/см <sup>3</sup>	%
0	2,57	34,6	2,91	39	3,32	44	2,91	39	3,32	44
50	4,46	60	4,71	63	4,53	60	4,72	63,2	4,55	60,2
100	4,71	63,4	5,10	68,3	4,98	66	5,12	68,6	5,04	66,8
150	5,07	68,3	5,48	73,4	5,37	71,1	5,51	73,8	5,44	72
200	5,36	72,1	5,79	77,5	5,68	75,2	5,89	78,9	5,76	76,3
400	6,17	83,1	6,54	87,6	6,43	85,2	6,77	90,6	6,63	87,8
600	6,71	90,3	6,96	93,2	6,90	91,4	7,16	95,9	7,08	93,8
800	6,98	94	7,18	96,1	7,15	94,7	7,33	98,1	7,34	97,2

Анализ экспериментальных кривых уплотнения показывает, что использование теплового прессования, в сравнении с холодным, позволяет получить на 2 – 5 % более плотные прессовки. Наилучшей прессуемостью характеризуется смесь на основе порошка Distaloy АЕ, наихудшей – на основе железа. Анализ показал, что повышение температуры свыше 130 °С не приводит к значительному повышению плотности, поэтому в обычной практике прессования можно использовать температуры 125 – 130 °С. Повышение давления свыше 650 – 700 МПа при прессовании нецелесообразно из-за небольшого прироста плотности и повышенных нагрузок на прессующий инструмент.

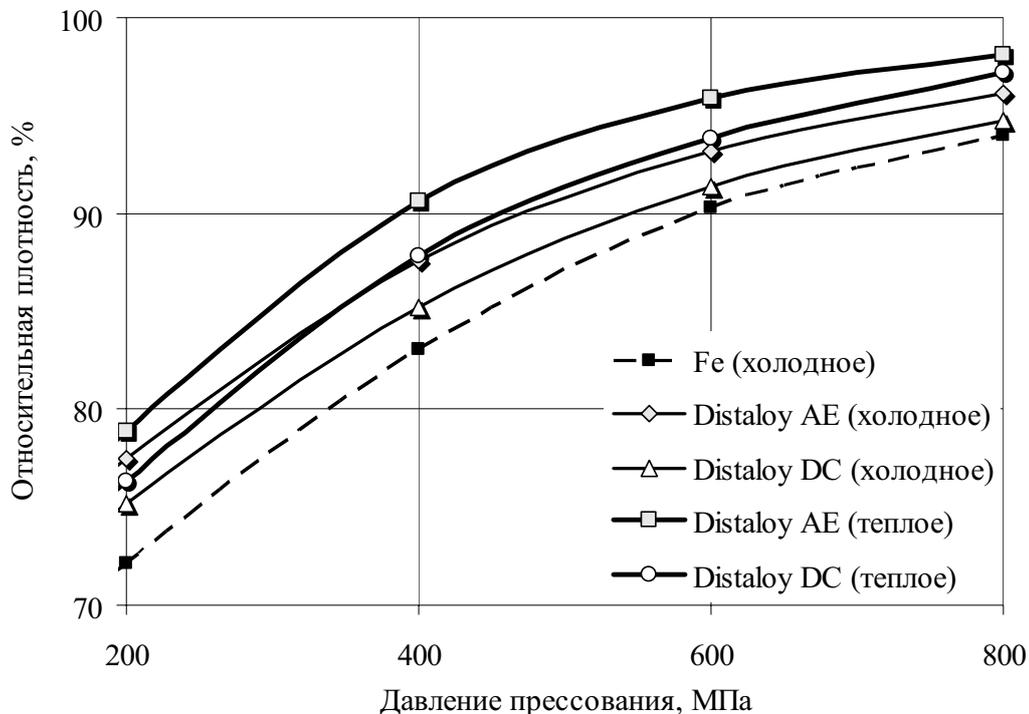


Рис. 9. Кривые уплотнения исследуемых порошковых смесей при холодном и теплом прессовании в жестких матрицах

Совокупность экспериментальных точек зависимости плотности от давления прессования была обработана плавной логарифмической кривой уплотнения вида (таблица 4)

$$\rho = b \ln(P + a), \tag{14}$$

в которой  $\rho$  - плотность,  $P$  - давление прессования,  $a$  и  $b$  - экспериментальные коэффициенты. Предложенной формулой можно с достаточной для практического использования точностью рассчитывать плотность прессовок, получаемых из порошковых смесей Densmix на основе диффузионно-легированных сталей Distalloy AE и DC.

Таблица 4 – Значения экспериментальных параметров в уравнении прессования (14)

Материал	$a$	$b$
Fe + 0,8 % стеарата цинка	12,338 ± 1,843	13,825 ± 0,143
Distalloy AE холодное прессование	51,430 ± 39,876	14,870 ± 0,894
Distalloy AE, теплое прессование	13,843 ± 1,227	14,787 ± 0,099
Distalloy DC холодное прессование	22,443 ± 1,610	14,019 ± 0,071
Distalloy DC теплое прессование	20,651 ± 2,320	14,396 ± 0,122

На рис. 10 для примера приведены экспериментальные точки и рассчитанная в соответствии с уравнением (14) кривая уплотнения порошковой смеси Densmix на основе легированной стали Distalloy AE с добавками 0,6 % графита и 0,6 % пластификатора DN 120. Сравнение полученных расчетных и экспериментальных данных позволяет сделать вывод о том, что логарифмическая зависимость с высокой точностью описывает кривую прессования исследуемых порошковых смесей.

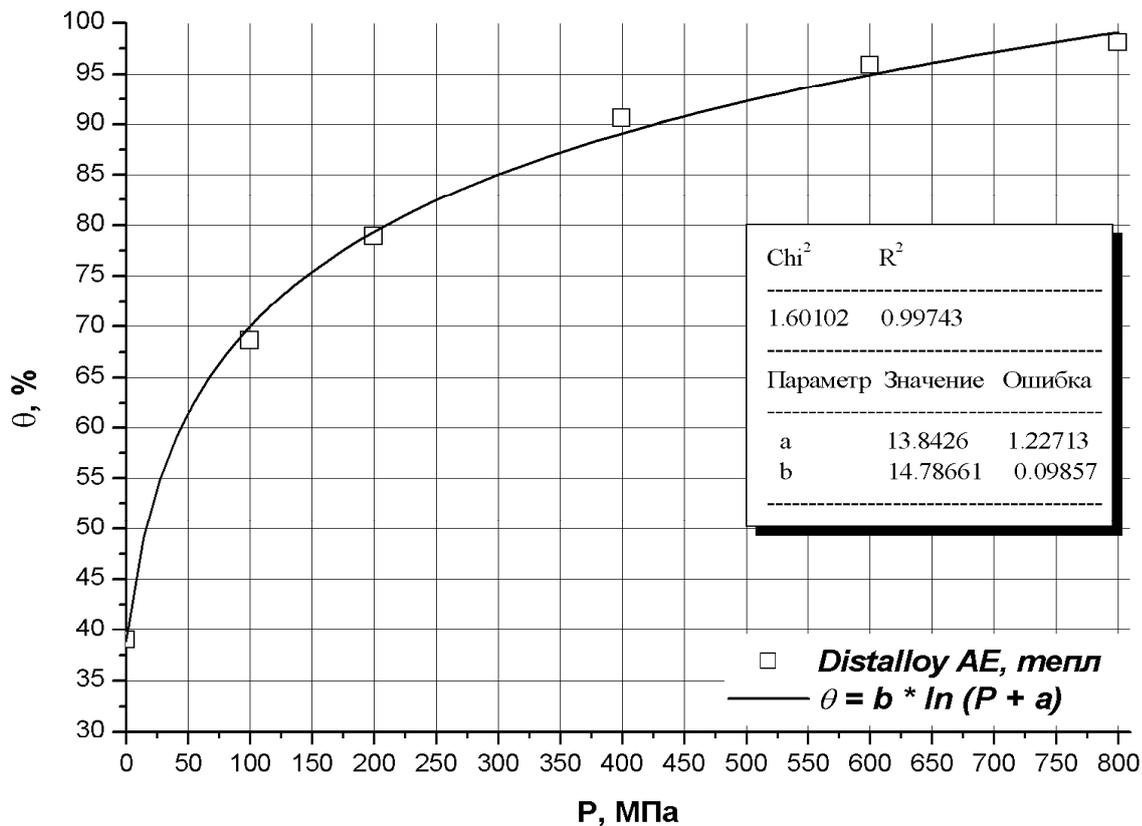


Рис. 10. Расчетная и экспериментальная кривые уплотнения порошковой смеси Distalloy AE при теплое прессование

## ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПРИ ПРЕССОВАНИИ В ЖЕСТКОЙ МАТРИЦЕ

Анализируя кривые уплотнения, процесс прессования, начиная с момента засыпки до получения плотного компакта, условно можно разделить на три основные стадии: переупаковка частиц порошка с повышением координационного числа, деформация на контактах взаимодействующих частиц, объемная пластическая деформация сжатия [3]. На первой стадии уплотнение происходит исключительно за счет переупаковки частиц. Она начинается от момента засыпки порошка вплоть до достижения плотности утряски, при которой все частицы находятся в контакте (зацеплении) друг с другом и компакт не может уплотняться далее без приложения внешней нагрузки. На данной стадии уплотнение может происходить за счет гравитационного воздействия на частицы, вибрации и т.п. Основным механизмом уплотнения на первой стадии служит взаимное перемещение и вращение частиц порошка. Плотность компакта по завершении данной стадии определяется гранулометрическим составом порошка и коэффициентом формы частиц. При компактировании бидисперсных порошков, когда размер частиц мелкой фракции составляет менее 1/3 крупной фракции, мелкие частицы могут располагаться в порах каркаса, образованного крупными частицами, и плотность утряски может возрасти. Обычно при исследовании процесса прессования стадия переупаковки не представляет особого интереса и ее не принимают во внимание. При моделировании процессов уплотнения начальную плотность компакта принимают равной плотности утряски порошка  $\rho_0 \approx 0,6$ .

На второй стадии, которая обычно реализуется в диапазоне плотностей  $\rho_0 \leq \rho \leq 0,75$ , поры, которые находятся между частицами, являются взаимосвязанными, а порошковые частички упаковываются и переупаковываются путем проскальзывания одной относительно другой и путем локальной пластической деформации на поверхностных неровностях. Для разных порошковых материалов в зависимости от размера и формы частиц предельная плотность, на которой заканчивается эта стадия, может колебаться в пределах 0,7 – 0,8; дальнейшее уплотнение обеспечивается за счет пластической деформации частиц.

Определить области давлений прессования и достигаемой при этом плотности на диаграмме прессования можно путем анализа хода кривой зависимости первой производной плотности от давления прессования (рис. 11). При увеличении давления прессования до 100 МПа плотность прессуемой смеси повышается до значений порядка 66 – 69 % путем переупаковки частиц порошка и заполнения мелкими частицами пор, образуемых крупными частицами порошка. На втором участке уплотнение реализуется путем контактного пластического взаимодействия частиц порошка друг с другом и соседними частицами с одновременным появлением вращательных моментов, облегчающих компактирование смеси до плотностей около 76 – 78 % при давлениях прессования около 200 МПа. Дальнейшее уплотнение достигается при реализации высоких давлений путем объемной пластической деформации металла частиц, приводящей к деформационному упрочнению и повышению предела текучести металла.

То обстоятельство, что вид и точки перегиба кривых на рис. 11 для холодного и теплого прессования практически идентичны, также позволяет сделать вывод о том, что механизмы уплотнения порошковых смесей не зависят от температуры прессования в исследуемом диапазоне, а целиком определяются значением предела текучести основного компонента смесей [15]. Таким образом, снижение на 7-10% значений предела текучести материала низколегированных сталей при повышении температуры прессования до 120-150 °С приводит к повышенной уплотняемости смесей для теплого прессования в среднем на 2-5% от значений теоретической плотности смеси независимо от ее химического состава.

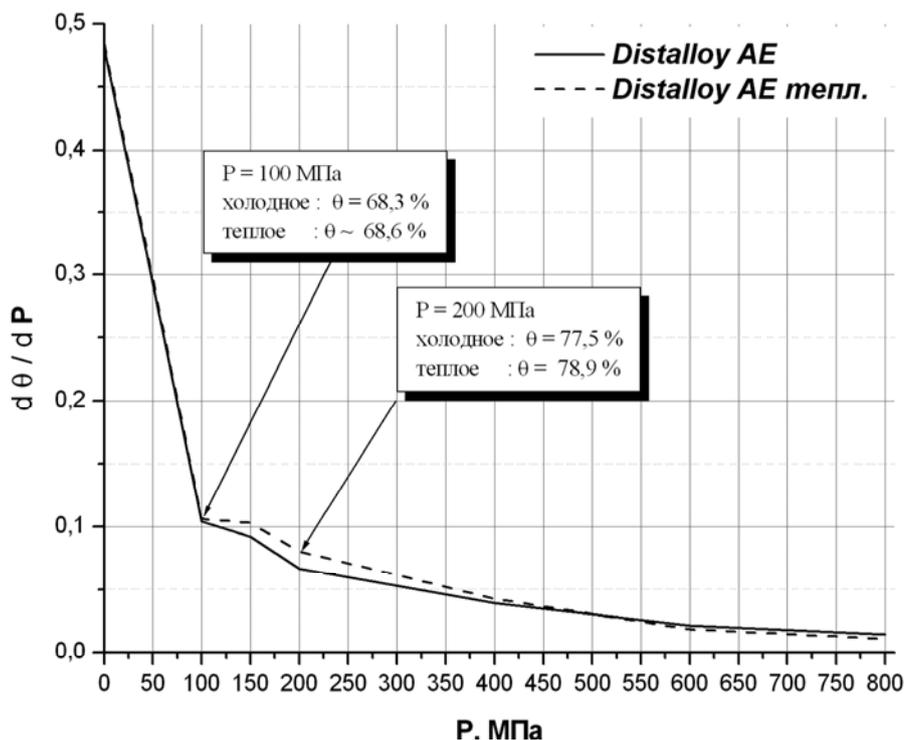


Рисунок 11 – Влияние давления прессования на первую производную функции плотности от давления порошковой смеси на основе Distalloy AE

## ВЫВОДЫ

Проведены исследования в области компьютерного моделирования уплотнения порошковых композиционных материалов с различными типами структур. Определены базовые закономерности формирования свойств материалов, содержащих металлическую матрицу и включения второй (твердой, мягкой, а также поры) фазы, посредством учета в процессе их конструирования особенностей механического поведения локальных макрообъектов, обладающих свойствами композита в целом и подвергающихся внешнему силовому воздействию. Разработаны модельные структуры, характеризующие принадлежность исследуемых материалов к трем основным классификационным группам: с единичными включениями второй фазы; с сегрегационными включениями второй фазы; с перколяционным строением. Для всех модельных структур проведен конечно-элементный анализ напряженно-деформированного состояния представительных элементов, деформируемых по схеме прессования в жесткой матрице. Выявлен ряд закономерностей, характерных для всех видов представительных элементов структур порошковых композиционных материалов:

- неравномерность в распределении характеристик напряженно-деформированного состояния по объему уплотняемого материала более выраженная в верхних, расположенных близко к поверхности приложения нагрузки, областях представительных элементов;

- локализация деформаций и зарождение первых пластических элементов в областях, прилежащих к вершинам пор, с последующим их распространением по направлению к соседним порам, и боковым границам представительного элемента при более интенсивно заполнении вначале области мягкой частицы включения, а затем – более жестких частиц основы. Развитие пластической области разрывает связность упругих элементов, количество которых с каждым шагом уменьшается, и с того момента, когда ее распространение достигает боковых границ элемента, начинается процесс эффективного уплотнения материала;

- трехстадийность развития области пластического течения в объеме уплотняемого материала. На первой стадии при достаточном увеличении деформирующего усилия уплотнения практически не происходит: начинается зарождение и развитие областей пластического течения. Вторая характеризуется эффективным уплотнением материала при незначительном увели-

чении усилия деформирования. Заключительная стадия показывает, что при достижении определенной плотности дальнейшее уплотнение требует значительного повышения усилий деформирования. При этом в области межчастичных границ возможно появление разрывов, что указывает на возможность разрушения материала.

Для материалов с различными типами структур исследованы зависимости плотности от давления прессования. Сравнение результатов теоретических расчетов с экспериментальными данными показывают удовлетворительное совпадение по плотности и механическим свойствам железо-медных инфильтрированных материалов, материалов на основе вольфрама с разным содержанием медных включений, при теплом прессовании порошков на основе железа.

На основе метода конечных элементов определены условия и закономерности разрушения порошковых композиционных материалов, структура которых сформирована жесткими частицами основы и мягкими частицами включений, при прессовании в жесткой матрице. Анализ распределения интенсивности напряжений, являющейся количественной мерой оценки склонности материала к разрушению, показал, что наиболее опасными, с точки зрения вероятности разрушения, являются вершины пор, образованных жесткими частицами.

Сформулированы основные принципы построения физической модели деформирования порошковых композиционных материалов с различной структурной организацией; определены условия, необходимые для описания структур различных типов. Построена замкнутая система определяющих уравнений, включающих базовые законы сохранения и учитывающих особенности реологии упругопластических сред, что позволяет проводить полный анализ уплотнения с учетом условий разрушения. Таким образом, сформулирована математическая модель уплотнения для анализа упругопластического деформирования порошковых композиционных материалов с различными типами структур.

Проведено исследование зависимости плотности от давления холодного и теплого прессования смесей Densmix на основе диффузионно-легированных порошков Distaloy AE и DC. Показано, что механизмы уплотнения порошковых смесей не зависят от температуры прессования в исследуемом диапазоне, а получение высокой плотности целиком определяется значением предела текучести основного компонента смесей. Снижение на 7-10% значений предела текучести материала низколегированных сталей при повышении температуры прессования до 120-150 °C приводит к повышенной уплотняемости смесей для теплого прессования в среднем на 2-5% от значений теоретической плотности смеси независимо от ее химического состава.

**Список условных обозначений, принятых в главе:**

$\rho$  - относительная плотность пористого тела;

$v_i$  - вектор скорости перемещения;

$x_i$  - координаты точек пористого тела;

$t$  - время;

$\sigma_{ik}$  - тензор напряжений;

.

$\mathcal{E}_{ik}$  - тензор скоростей деформации;

.

$\mathcal{E}_{ik}^e$  - тензор скоростей упругой деформации;

.

$\mathcal{E}_{ik}^i$  - тензор скоростей пластической деформации;

$\delta_{ik}$  - единичный тензор;

.

$\rho^e$  - скорость гидростатического сжатия;

$E$  - модуль Юнга пористого тела;

$E_k$  - модуль Юнга материала частиц;

$\nu$  - коэффициент пористого тела Пуассона;

$\nu_k$  - коэффициент Пуассона материала частиц;

$m$  и  $n$  - константы;  
 $\theta$  - пористость;  
 $\mu$  - множитель Лагранжа;  
 $\Phi$  - потенциал, определяющий начало течения изотропного сжимаемого материала;  
 $p$  - первый инвариант тензора напряжений;  
 $\tau$  - второй инвариант тензора напряжений;  
 $\phi$  и  $\varphi$  - функции пористости;  
 $\sigma_s$  - предел текучести материала частиц пористого тела;  
 $e$  - первый инвариант тензора скоростей деформаций;  
 $\gamma$  - второй инвариант тензора скоростей деформаций;  
 $A$  и  $\chi$  - постоянные упрочнения;  
 $\sigma_{s0}$  - предел текучести материала частиц в отожженном состоянии;  
 $\varepsilon_{eq}$  - эквивалентная деформация.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Bocchini, G.F. The Warm Compaction Process. Basics, Advantages and Limitation [Text] / G.F. Bocchini // SAE Transactions, Society of Automotive Engineers. – 1998. – Vol.107. – P.225-236.
2. Milligan, D. Comparison of Methods of Reaching High Green Densities using Elevated Temperatures [Text] / D. Milligan, P. Hofecker, U. Engstrom, M. Larsson, S. Berg // Proceedings of Euro PM2004, Powder Pressing, Austria, October, Viene. – 2004. – P. 300-310.
3. Герман Р. Порошковая металлургия от А до Я. [Текст]. Издательство Интеллект, Москва, 2009.- 336с
4. Скороход В.В. Актуальные проблемы континуальной теории структурного моделирования процессов деформации порошков и пористых тел// Кн. Реологические модели и процессы деформирования пористых порошковых и композиционных материалов. Киев: Наукова думка. - 1985.- С.6-11.
5. Штерн М.Б. Механика пластического и нелинейновязкого течения пористых тел в процессах порошковой металлургии. Автореферат диссертации на соиск. уч. степени доктора техн. наук. Киев.- 1993.- 26с.
6. Петросян Г.Л. Пластическое деформирование порошковых материалов. М.: Металлургия. - 1988. - 225с.
7. Shima, S., Oyano M. Plasticity theory for porous metals// S. Shima, M Oyano. Int.J. Mech. Sci.- 1976.- V. 18. - N6. – P. 285-291.
8. Горохов В.М. Упруговязкопластическое деформирование порошковых материалов в процессах обработки давлением. Сообщение 1. Структурная механика пористого сжимаемого тела// В.М. Горохов, Е.А. Дорошкевич, Г.П. Устинова. Известия НАН Б, серия физико-технических наук. 2000.- № 4.- С. 99-104.
9. Горохов В.М. Упруговязкопластическое деформирование порошковых материалов в процессах обработки давлением. Сообщение 3. Применение модели для расчетов деформирования пористых сжимаемых тел//В.М. Горохов, Е.А. Дорошкевич, Г.П. Устинова, И.Н. Тарусов. Известия НАН Б, серия физико-технических наук.- 2001.- № 2.- С. 107-113.
10. Горохов В.М., Применение системы компьютерного моделирования для анализа эволюции формы поры при пластическом деформировании порошковых материалов//В.М. Горохов, Е.А. Дорошкевич, Г.П. Устинова. Порошковая металлургия, Минск.- 1999г.- №22.- С.73-78.
11. Горохов В.М. Моделирование уплотнения порошковых материалов на основе вольфрама с различным содержанием меди//В.М. Горохов, И.Н. Тарусов, Г.П. Устинова. Порошковая металлургия, Минск.- 2005г. - №28.- С.44-50.
12. Горохов В.М. Моделирование уплотнения порошковых железо-медных материалов сегрегационного и перколяционного типов//В.М. Горохов, Г.П. Устинова. Порошковая металлургия, Минск.- 2003г.- №26.- С.58-63.
13. Горохов В.М. Теплое прессование порошковых материалов на основе железа: компьютерное моделирование и эксперимент//В.М. Горохов, Е.В. Звонарев, Е.С. Севастьянов, Г.П. Устинова. Порошковая металлургия, Минск.- 2002г. - №25.- С.50-53.
14. Hognas Iron and Steel Powders for Sintered Components [Text] – Höganäs AB, 2002.– 393 с.
15. Hognas handbook for Sintered Components. Warm Compaction [Text] – Höganäs AB - 2004. – Vol. 4. – 112 p.