

Глава 5

ТЕОРИЯ ПРЕССОВАНИЯ ПОРОШКОВ В СОЗДАНИИ ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ И В КРУПНОТОННАЖНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

В.Е. ПЕРЕЛЬМАН

Первой задачей, которую рассматривала и решала теория прессования порошков, было определение зависимости плотности прессовки от давления прессования. Безусловно, первым лицом этого этапа развития теории был М.Ю. Бальшин, построивший четкую логически обоснованную связь между давлением на контактных площадках частиц и площадью этих контактов. Он также ввел понятие «контактное сечение» и, исходя из этих базовых предпосылок, рассмотрел основные аспекты процесса прессования порошков в матрицах. Прессование порошков в гидростатах в этой постановке представлялось как разновидность этого процесса, отличающаяся нулевым трением на поверхности прессовки. Распределение плотности по объему прессовок в такой постановке могло быть описано только как послойное изменение плотности по высоте прессовки, а влияние деформаций на зависимость давление – плотность вообще не рассматривалось. Отметим, что еще в 50-60-х годах прошлого века широко распространенным и доступным был только математический аппарат теории упругости, который, по своей сути, не мог быть использован для физически обоснованного и адекватного решения задач остаточного деформирования тел.

Корректировке функций «давление – плотность» для пористых материалов различного класса было посвящено много работ и были получены вполне впечатляющие и важные для практики результаты, которые, однако, показали, что на основе анализа только контактного взаимодействия двух частиц или малых групп частиц нельзя, как минимум, адекватно трактовать и организовывать процессы прокатки и экструзии порошков и описывать распределение плотности в прессовках сложной формы, имеющих перепады размеров по высоте прессуемого тела.

Начало новому этапу развития теории прессования в СССР положил основатель школы порошковой металлургии в Белоруссии академик Роман О.В. Он положил начало исследованиям механических свойств прессуемых порошковых материалов, как некоторой среды, обладающей всем комплексом свойств, присущих средам, т.е. упругостью, пластичностью, вязкостью и сочетаниями этих характеристик материалов. К этому времени развитие методов математического анализа процессов пластической деформации материалов сделало возможным использование наработок механики (статики предельных состояний) сыпучих сред, связных сред и горных пород, а также понятий и методов, используемых в теории пластичности сплошных сред (в основном, металлов) для описания процессов прессования порошков.

Имеющиеся теории пластичности порошковых материалов можно с определенной долей условности разделить на несколько групп.

К первой группе можно отнести теории, основанные на условии пластичности максимального касательного напряжения (теория пластичности Треска-Сен-Венана), при котором переход материала в состояние текучести наступает тогда, когда на поверхности скольжения касательные напряжения достигают величины сдвиговой прочности материала. Для компактных изотропных материалов в координатах главных напряжений это условие задает кусочно-гладкую поверхность правильной шестигранной призмы с осью перпендикулярной к девиаторной плоскости (рис 1а). Следом пересечения этой поверхности с девиаторной плоскостью является правильный шестиугольник (рис. 1в).

В пористых телах значения τ_{max} , определяющие такой переход, являются некоторой функцией нормального напряжения на поверхностях сдвига. Как ниже будет показано, эта функция для материала некоторой фиксированной плотности хорошо описывается условием трения Амонтона-Кулона с постоянными коэффициентами K и ρ :

$$|\tau_n| = \sigma_n \operatorname{tg} \rho + K, \quad (1)$$

где τ_n – касательные напряжения на поверхности сдвига, σ_n – нормальные напряжения к этой поверхности, ρ – угол внутреннего трения, связывающий приращение сопротивления сдвигу с ростом нормальных напряжений, K – коэффициент сцепления – параметр, оценивающий сдвиговую прочность материала при нулевых сжимающих напряжениях. Обобщение условия Треска-Сен-Венана, устанавливающее связь между величиной τ_{max} и первым инвариантом тензора напряжений, задает в координатах главных напряжений поверхность пластичности в виде некото-

рой шестигранной пирамиды (рис. 1б). Соответствующая этой поверхности функция симметрична относительно гидростатической оси в пространстве главных напряжений и имеет вид

$$\max \{ \tau_n - f(\sigma_n) \} = 0. \tag{2}$$

В компонентах главных напряжений условие (2) можно записать как

$$1/2|\sigma_i - \sigma_j|2 \sin \mu = f[1/2(\sigma_i + \sigma_j) - 1/2(\sigma_i + \sigma_j) \cos 2 \mu]; \quad (i \neq j), \tag{3}$$

где $2 \mu = \pi / 2 - \rho$.

Условие пластичности максимального касательного напряжения для каждой фиксированной плотности дает на девиаторной плоскости линию текучести, совпадающую по форме с условием Треска-Сен-Венана, а поверхности пластичности отличаются от поверхности пластичности Треска-Сен-Венана только углом наклона своих образующих к оси $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ (рис.1).

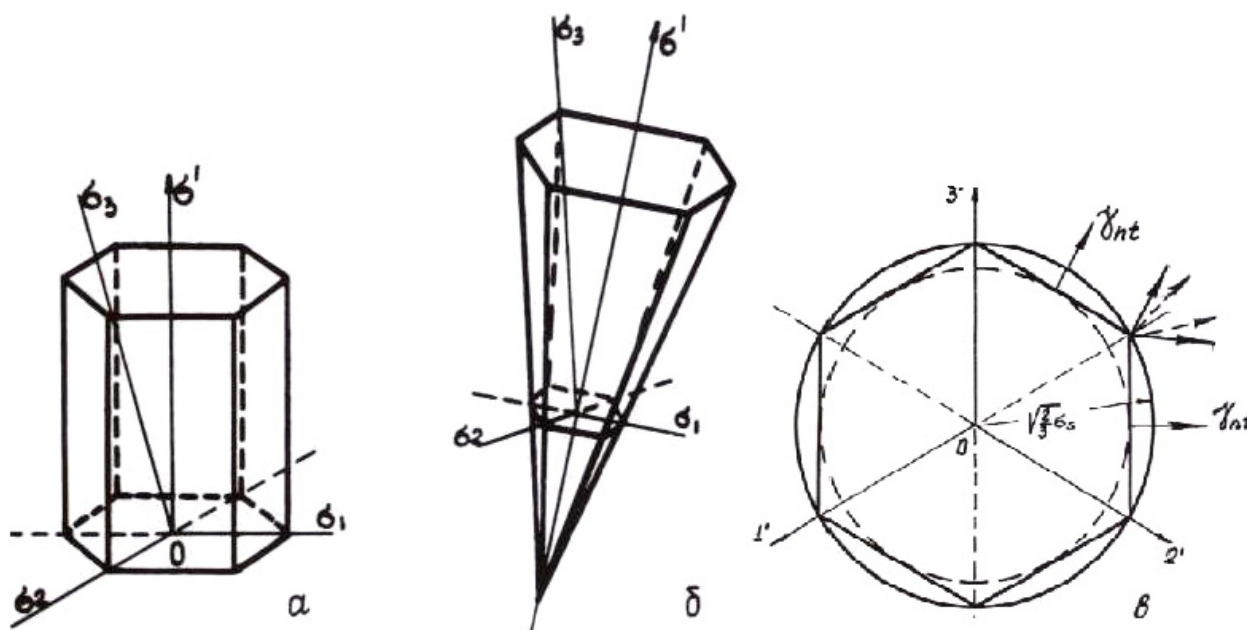


Рис. 1. Поверхности пластичности компактных (а) и пористых (б) порошковых материалов и след поверхности пластичности на девиаторной плоскости (в).

Ко второй группе можно отнести условия пластичности, основанные на условии постоянства интенсивности касательных напряжений (условие Губера-Мизеса). Часто это условие называют условием пластичности октаэдрического напряжения.

Геометрическая интерпретация условия Губера-Мизеса в системе координат главных напряжений имеет форму поверхности цилиндра с осью $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$, пересечение которой с девиаторной плоскостью также представлено на рис. 1в. В ряде случаев это условие, введенное для упрощения математического анализа процессов деформации, позволяет для структурно неоднородных компактных материалов достигать лучшего совпадения результатов расчетов с результатами экспериментов, чем условие Треска-Сен-Венана, поскольку эта функция позволяет учесть влияние величины промежуточного главного напряжения σ_2 на переход материала в состояние текучести и определяет этот переход как следствие накопления в материале некоторой постоянной для каждого материала энергии упругого изменения формы. Эта теория, как и теория *max* касательного напряжения, также была интерпретирована для описания деформаций сжимаемых пористых сред. Хотя по абсолютному уровню напряжений оба критерия отличаются незначительно, но условие (3) лучше отвечает сдвиговой природе пластической деформации, которая непосредственно проявляет себя в линиях Чернова-Людерса. Кроме этого, сдвиговой природе пластических деформаций отвечают только кусочно-гладкие условия пластичности, поскольку,

ТЕОРИЯ ПРЕССОВАНИЯ ПОРОШКОВ В СОЗДАНИИ ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ И В КРУПНОТОННАЖНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

как показывает практика, поверхности сдвига в материалах имеют фиксированные направления относительно главных напряжений, поэтому и проекция скорости деформации на девиаторную плоскость также не должна менять своего направления в секторах между проекциями осей координат σ_1 , σ_2 , σ_3 на эту плоскость. Поскольку углы наклона поверхностей сдвига к осям главных напряжений σ_1 и σ_3 заданы и не зависят от уровня σ_2 , то не должна менять своего направления в этом секторе и сама поверхность пластичности.

Полученные на основе этих двух подходов поверхности пластичности представлены на рисунке 2.

Теории прессования также не совпадают по подходам, используемым для описания характера развития пластических деформаций в прессуемых телах. Для удобства описания течения материалов было введено понятие пластического потенциала. Функция пластического потенциала в координатах главных напряжений задает поверхность, нормаль к которой совпадает с вектором пластического течения в материале.

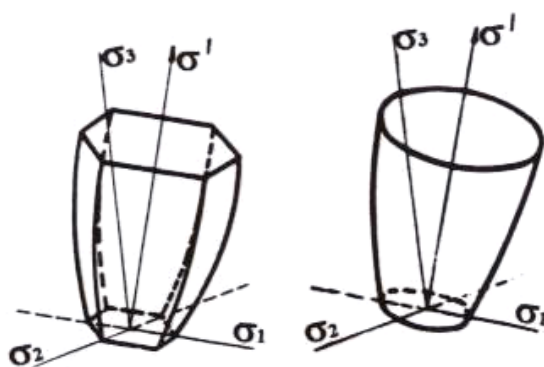


Рис. 2. Поверхности пластичности

Представление, согласно которому вектор скорости пластического течения ортогонален к поверхности текучести, называется ассоциированным законом пластического течения, поскольку в этом случае поверхность пластического потенциала совпадает (ассоциируется) с поверхностью текучести. При этом легко устанавливаются принципы экстремальности и теорема единственности, что сообщает теории законченность. Если поверхность текучести не гладкая, а кусочно-гладкая, как это имеет место при условии пластичности Треска-Сен-Венана, то вектор течения материала направлен по нормальям к граням поверхности текучести, а на ребре лежит внутри угла, ограниченного нормальями к этим граням (рис. 1в).

Если условие пластичности не зависит от первого инварианта тензора напряжений (образующие поверхности текучести в пространстве главных напряжений параллельны оси $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$), то следствием ассоциированного закона пластического течения является несжимаемость материала.

Отсюда следует принцип, согласно которому теории прессования могут быть разделены еще на 2 группы. Одна из них строго придерживается принципов, заданных ассоциированным законом течения, а вторая допускает несовпадение поверхности пластического потенциала с поверхностью пластичности прессуемого порошкового материала. В последнем случае вектор скорости пластического течения по аналогии с правилом, показанным на рис. 1в для течения на ребре пересечения граней поверхности пластичности, лежит на ребрах пересечения этих поверхностей внутри угла, ограниченного нормальями к поверхностям пластичности и пластического потенциала. Допустимость такого варианта была обоснована Прагером-Койтером.

Естественно, что любая, хоть как обоснованная, возможность использования сочетания гладких поверхностей пластичности и закона ассоциированного течения обеспечивает существенное упрощение расчетов распределения напряжений и плотностей в прессуемых порошковых материалах. Эта формальная простота выгодно отличает эти приемы решения задач от проблем, которые возникают при использовании других моделей пластичности порошковых мате-

риалов, в частности, от постановки сложных краевых задач. Такой подход дает также прямой выход на универсальные хорошо проработанные пакеты программ, в которых эти расчеты проводятся с использованием метода конечного элемента, что сделало его весьма популярным и широко распространенным. Отметим, что эти вычислительные приемы не позволяют находить более точные решения вблизи таких элементов форм, как углы, кромки и т.д.

Однако, кроме расчетных функций теории пластичности определяют направления для построения новых высокоэффективных технологических процессов прессования порошков и их следует оценивать и с точки зрения имеющегося в них потенциала для решения этих задач.

Очевидно, что теория пластичности, адекватно и относительно точно описывающая механизм развития пластических деформаций в уплотняемых порошковых материалах, потенциально содержит информацию, необходимую для выработки набора четких и обоснованных приемов организации схем и методов прессования и переводит процесс создания высокоэффективных процессов прессования из сферы спонтанных поисков решений к продуктивной профессиональной работе как при постановке задач, что очень важно, так и при создании проектов их решений.

Рассмотрим какой тип теории прессования порошков отвечает имеющимся экспериментальным данным, полученным при исследовании свойств пластически деформируемых порошковых материалов. Для получения этих данных широко используются следующие две методики проведения испытаний.

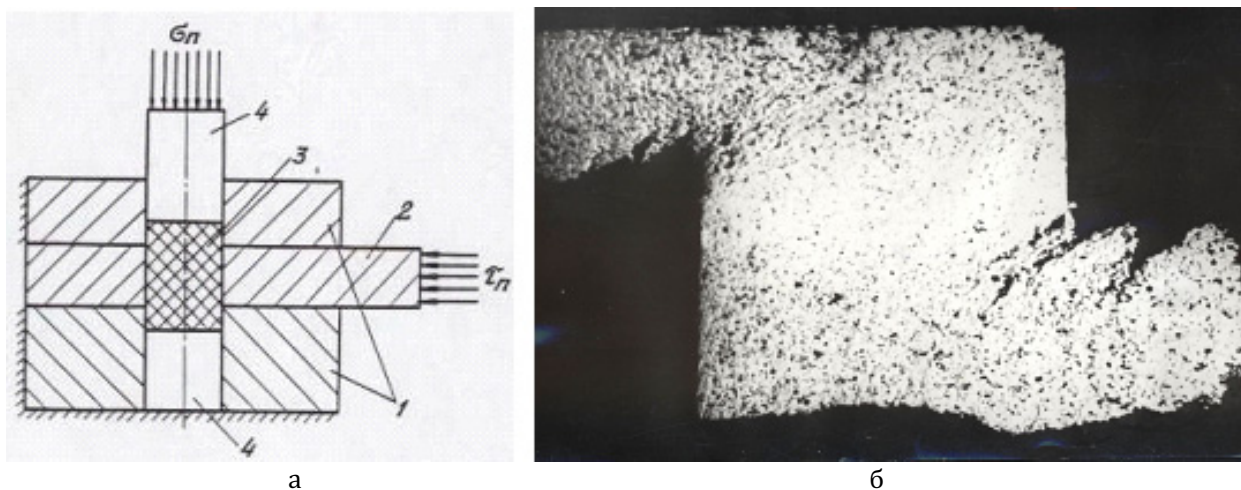


Рис. 3. Схема прибора для измерения предельных характеристик спрессованных брикетов (а) (1 - корпус, 2 - нож, 3 - образец, 4- пуансоны) и микроструктура порошкового материала в зоне среза (б).

В одной из них искомые характеристики материалов изучают по схеме простого сдвига в тонком слое материала. Одна из таких схем установки представлена на рис. 3. Зависимость $\tau_n = f(\sigma_n)$ снимают изменяя величину нормальных к поверхности сдвига напряжений σ_n и контролируя соответствующую величину сдвиговых напряжений τ_n . При этом, как правило, фиксируются нормальные и тангенциальные перемещения материала в полосе сдвига, что позволяет отделить упругие деформации от остаточных и зафиксировать изменение толщины деформируемого слоя как по знаку, так и по величине. Такой метод позволяет четко разделить условия нагружения (величины σ_n), при которых сдвиг дает увеличение толщины зоны сдвига (объема материала), т.е. дилатансию, от параметров нагружения, приводящих при сдвиге к росту плотности материала (рис. 3б). Зона перехода от одного типа развития объемной деформации к другому, т.е. от разрыхления (разрушения) к уплотнению, как правило, изучается отдельно, так как этот переход имеет важное значение для выбора типа условия пластичности порошковой (пористой) среды.

Результаты испытаний образцов, спрессованных до различной начальной плотности (1-55%, 2-60%, 3-65%, 4-70%, 5-75%, 6-80%) из порошков титана, вольфрама, бронзы и железа,

представленные на рис.4, свидетельствуют о том, что сдвиговая прочность этих материалов растет с увеличением нормальных к поверхности сдвига напряжений. С ростом плотности материала растет K и уменьшается ρ . Имеет место также перегиб функции

$$\tau_n = f(\sigma_n). \quad (4)$$

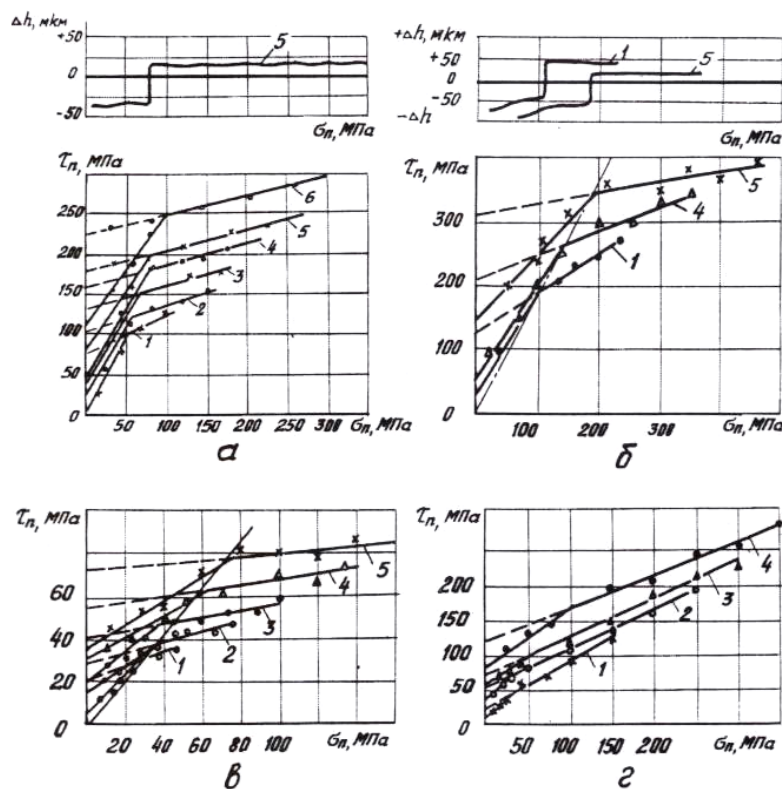


Рис. 4. Функции $\tau_n = f(\sigma_n)$ для прессовок с плотностью от 55 до 80% (1 - 55%, 2 - 60%, 3 - 65%, 4 - 70%, 5 - 75%, 6 - 80%) из порошков: а) железа, б) вольфрама, в) титана, г) бронзы.

Измерения осевого размера образца в процесс его деформирования показали, что осевая деформация начинается только тогда, когда сдвиговая деформация проходит через все поперечное сечение тела. Причем на отрезке графика функции (4), лежащем левее точки перегиба (рис.5.11а и 5.11) и имеющем, как и отмечалось ранее, большие значения угла внутреннего трения $\rho = \rho_p$, осевой размер брикета увеличивался ($\Delta h > 0$). В то же время, сдвиг в условиях нагружения, отвечающих правой части зависимости (1), (4), ($\rho = \rho_{yml} < \rho_p$) приводил к уменьшению осевого размера брикета ($\Delta h < 0$). Так как в обоих случаях плотность и структура недеформируемых объемов образца не менялись, то увеличение и уменьшение высоты ($\Delta d = 0$, где d - диаметр образца) пористого тела шло за счет изменения толщины зоны развитых сдвиговых деформаций. Два отличающихся друг от друга типа деформации порошкового материала можно отнести к процессам деформации с разрыхлением (первый тип), сопровождающимся разрушением связей между частицами (поры растут и дефекты структуры не залечиваются), и к процессам пластического течения с сопутствующим ему уплотнением порошкового материала (рис. 3б) (второй тип). Отметим, что в области перегиба функции $\tau_n = f(\sigma_n)$ не были выявлены такие значения σ_n , при которых сдвиговая деформация пористого тела не приводила бы к изменению его объема. Не наблюдалось также в зоне перегиба функции и сколько-нибудь заметной тенденции к уменьшению измеряемых величин приращения осевых размеров деформируемого слоя.

Приравняв к нулю производную условия равновесия на поверхности сдвига по углу β , где β - угол между σ_1 и площадкой с нормалью n (индекс σ_1 присваивается максимальному сжимающему напряжению), для произвольно ориентированной площадки получим

$$\partial/\partial\beta\{1/2 \cos \rho [(\sigma_1 - \sigma_2) | \sin(2 \beta - \rho) - (\sigma_1 + \sigma_2 + 2 K \operatorname{ctg} \rho) \sin \rho]\}. \quad (5)$$

Выражение (5) достигает максимума на площадках, пересекающих ось σ_1 под углами $\pm\mu = \pi/4 - \rho/2$.

Таким образом, направление поверхностей сдвига в материале однозначно определяется углом внутреннего трения ρ и не зависит ни от пористости, ни от знака изменения объема среды, а также не связано с величиной и знаком нормальных к этой поверхности напряжений.

Условие неразрывности деформаций в континуальных телах задает равенство нулю деформаций удлинений (сжатий) ($\mathcal{E}_t = 0$) в направлениях, совпадающих с линиями скольжения в материале. Поскольку в рассматриваемых материалах линии скольжения пересекаются под углом $2\mu = \pi/2 - \rho$, т.е. линии разрыва скоростей \mathbf{V}_t не ортогональны, то это условие выполняется только при наличии разрыва нормальной к линиям скольжения компоненты скорости деформации \mathbf{V}_n . Условие $\mathcal{E}_t = 0$ на линиях скольжения двух семейств означает, что равна нулю сумма проекций на линию скольжения одного из семейств скоростей деформации, реализующихся на линии скольжения другого семейства. Отсюда следует, что на линиях скольжения (плоская задача) должно выполняться соотношение

$$\cos \rho \partial \mathbf{V}_n / \partial \mathbf{n} \pm \sin \rho \partial \mathbf{V}_t / \partial \mathbf{n} = 0. \quad (6)$$

При $\rho \neq 0$ и $2 Y_{nt} = \partial \mathbf{V}_t / \partial \mathbf{n} \neq 0$ (на поверхности с нормалью \mathbf{n} идет сдвиговая деформация) $\mathcal{E}_n = \partial \mathbf{V}_n / \partial \mathbf{n} \neq 0$. Если соотношение $\partial \mathbf{V}_t / \partial \mathbf{n} \neq 0$, а это условие, подтверждающее наличие линий поверхностей скольжения, то величина $\partial \mathbf{V}_n / \partial \mathbf{n}$ определяет деформацию разрыхления (сжатия) среды. Из выражения (6) следует, что эта компонента деформации нормальна к поверхностям скольжения в теле, так как по всем остальным направлениям $\partial \mathbf{V}_t / \partial \mathbf{n} = 0$, то, соответственно, и $\partial \mathbf{V}_n / \partial \mathbf{n} = 0$. Объемная деформация, неразрывно связанная через функцию угла ρ со сдвиговой деформацией в материале Y_{nt} , равна $\mathcal{E}_n^e = \pm 2 Y_{nt} \operatorname{tg} \rho$, а коэффициент $\operatorname{tg} \rho$, связывающий прирост сдвиговой прочности среды с увеличением нормальных напряжений на поверхностях сдвига, характеризует и интенсивность перестройки структуры пластически деформируемого материала.

Если угол внутреннего трения ρ равен 0, то есть сопротивление сдвигу не зависит от величин сжимающих напряжений, то изломы (выступающие твердые включения) на поверхностях сдвига отсутствуют. В этом случае сдвиговые деформации не вызывают изменения расстояний между элементами структуры в направлениях, ортогональных к поверхностям сдвига, и при $\partial \mathbf{V}_t / \partial \mathbf{n} \neq 0$ будем иметь $\partial \mathbf{V}_n / \partial \mathbf{n} = 0$. Поэтому плотность среды при пластическом деформировании пористых тел, у которых $\partial \tau_n / \partial \sigma_n = 0$, и углы пересечения поверхностей сдвига с осями σ_1 и σ_3 равны $\mu = \pi/4$, остается также постоянной.

Следовательно, пластическая деформация порошкового материала без изменения его объема была бы возможна только в том гипотетическом случае, если бы в точке перегиба функции пластичности, отделяющей параметры нагружения, вызывающие деформацию с разрыхлением, от нагружения, вызывающего деформации с уплотнением, значения угла μ переходили бы через $\mu = \pi/4$. Однако, известно, что независимо не только от типа объемной деформации, но и от знака нормальных к поверхностям сдвига напряжений σ_n , ось максимального по абсолюту напряжения (сжатия, растяжения) всегда остается биссектрисой острого угла между неортогональными поверхностями скольжения.

Таким образом, пластические сдвиги в материалах, у которых в обоих состояниях $\rho \neq 0$, реально осуществить нельзя, то есть следует признать невозможность пластического деформирования рассматриваемых сред без изменения их плотности. А это значит, что переход от деформации с разрыхлением к деформации со сжатием при $\rho \neq 0$ должен происходить скачком, без промежуточного состояния $\mathcal{E}_{ii} = 0$.

Этот механизм формирования структур в прессовках подтверждают и данные экспериментов по определению анизотропии прочностных свойств в отформованных в матрице и в гидростате порошковых материалов. Результаты такого экспериментального определения прочностных свойств прессовок с плотностью 70 и 75% приведены на рис.5.

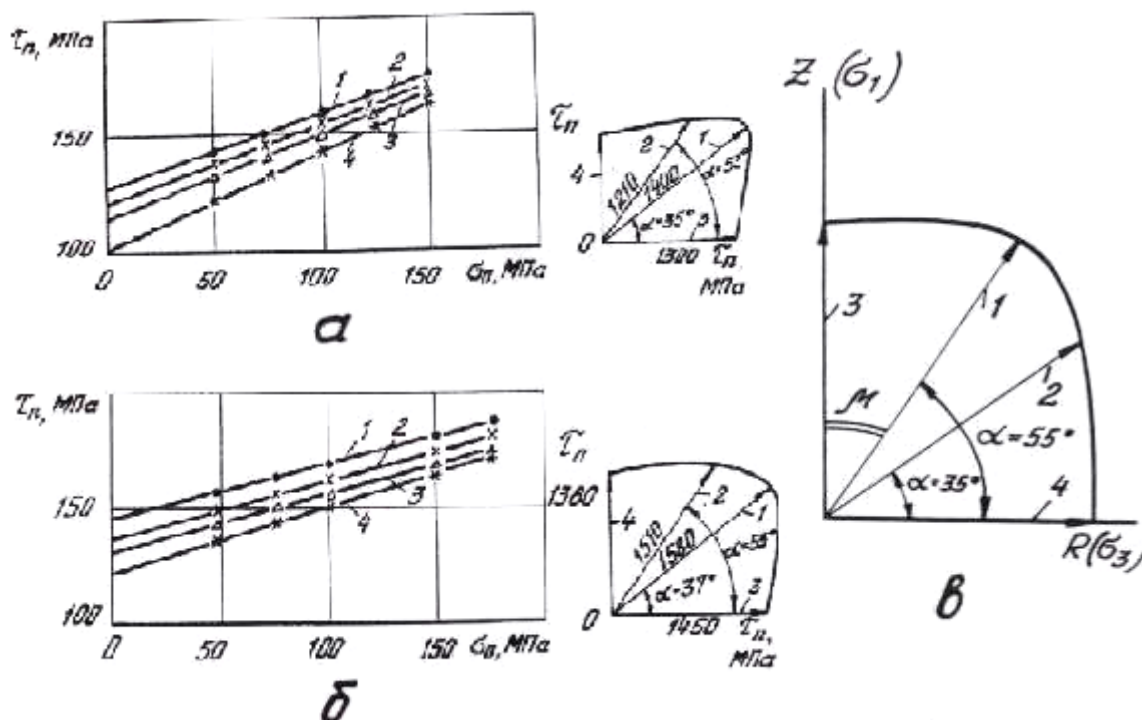


Рис. 5. Предельные характеристики спрессованных порошковых материалов, измеренные вдоль оси прессования (4), ортогонально к ней (3) и под углом 55° (1) и 37° к оси прессования: а - плотность 70%, б - плотность 75%, в - анизотропия предельных прочностных свойств спрессованных порошковых материалов в гидростате (1 - срез вдоль поверхности сдвига в материале, 3, 4 - срез в радиальном и окружном направлении, соответственно).

Свойства материала при срезе в направлении, совпадающем с осью прессования, имеют более высокие значения, чем в ортогональном к нему направлении. Однако, наиболее высокую прочность имеет материал в плоскостях, совпадающих с положением поверхностей сдвига в прессовках.

Вторая методика определения функций пластичности порошковых и пористых материалов базируется на использовании различных модификаций трехосных установок. Принцип работы этих устройств основан на гидростатическом сжатии объемных образцов с наложением на них деформации осадки, кручения или их сочетаний. Данные эксперимента ассоциируются со значениями максимальных (давления осадки) и минимальных (давление в камере установки) напряжений сжатия, и на их основе строятся круги Мора, общая касательная к которым описывает соотношение между нормальными σ_n и касательными напряжениями на поверхностях сдвига, т.е. функцию $\tau_n = f(\sigma_n)$, идентичную аналогичной зависимости, снимаемой на установке простого сдвига. Типовые графики этих функций приведены на рис. 6. Отметим, что испытания спрессованных в матрице образцов требуют весьма корректной постановки и трактовки опытов. Поскольку спрессованные в матрице образцы анизотропны, так как давления прессования и боковые давления материала на стенки матрицы отличаются в разы, то достоверными можно считать только те данные экспериментов, при которых давления гидростатического сжатия образцов не превышали ту величину боковых давлений в матрице, которая была при их прессовании. Несоблюдение этого ограничения ведет еще до начала эксперимента к перестройке структуры материала образца к новому направлению прессования (сжатие в ортогональном к оси прессования направлении), что автоматически снижает сопротивление образца последующему осевому сжатию, а максимальным сжимающим напряжением в этом случае становится не измеряемое в опыте окружное напряжение в материале образца. Снятые при этих режимах данные о значениях осевых и радиальных напряжений и неверная их трактовка дают с ростом величины гидростатического сжатия образца уменьшение построенных на их основе кругов Мора. Как видно из

рис. 6 эти круги вписываются в последний по величине круг Мора, построенный по данным эксперимента, проведенного при гидростатическом сжатии, равному тому боковому давлению, при котором образец прессовался в матрице. Испытания, проведенные с соблюдением этого правила как по методике поэтапного нагружения образцов различных материалов, так и при пропорциональном нагружении с разным соотношением σ_1/σ_3 , подтвердили вид функции пластичности этих сред, зафиксированный для них в установках простого сдвига.

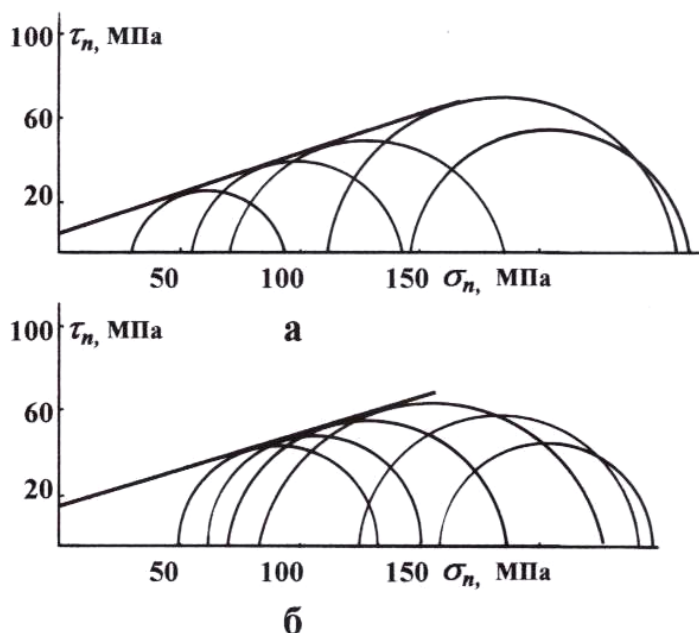


Рис. 6. Функции пластичности прессовок из порошка железа: а) ПЖЧО (плотность 70%), б) ПЖ4 (плотность 60%).

Ошибочная трактовка параметров нагружения образцов снимаемых в опытах ведет к формированию представлений, допускающих прессование, т.е. остаточное деформирование материалов без развития в них сдвиговых деформаций. Дополнительным аргументом, часто используемым для подтверждения этой модели пластичности, в которой по сдвиговому механизму деформации реализуются только в материалах, объем которых растет, а сдвиги отсутствуют в материалах, объем которых уменьшается, используется схема прессования сферических тел из порошков в гидростатах. При этом напряженное состояние порошкового материала ассоциируют с полем внешнего воздействия на прессуемое тело. Это неверно, т.к. уменьшение диаметра каждой условно выделенной в шаре тонкостенной оболочке возможно только при разнице давлений на ее внешней и внутренней поверхности, а тах сжимающие напряжения в таких схемах нагружения не нормальны а касательны к окружающим (сферическим) поверхностям в материале.

Дополнительные аргументы, которые опровергают безсдвиговой механизм уплотнения порошковых материалов, дают и результаты опытов, полученные на установках трехосного нагружения при пропорциональном нагружении образцов.

Отметим также, что функции пластичности, снятые для порошковых материалов в установке с поэтапным нагружением, совпадают не только по типу функции пластичности, но и по значениям параметров K, ρ с функциями $\tau_n = f(\sigma_n)$, построенными по данным, полученным при пропорциональном нагружении на установках простого сдвига.

На основе экспериментальных данных можно сделать вывод, что условие пластичности (предельного напряженного состояния) для каждой плотности порошкового материала совпадает по форме с условием текучести О.Мора, которое и является трансформированным условием постоянства максимального касательного напряжения, сформулированного Сен-Венаном на основании опытов Треска. В компонентах главных напряжений выражение (1) записывается в виде

$$|\sigma_i - \sigma_j| = 2 K \cos \rho + (\sigma_i + \sigma_j) \sin \rho. \quad (i \neq j). \quad (7)$$

В пространстве главных напряжений эта функция текучести, как показано на рис. 16, интерпретируется шестигранной пирамидой, исходящей из точки на оси $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ (гидростатическая ось) с координатой $\sigma = -K \operatorname{ctg} \rho$. Диагонали шестигранника (проекции главных осей на девиаторную плоскость $\sigma = 1/3(\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3) = 0$), образованного пересечением поверхности пластичности с девиаторной плоскостью равны $2K \cos \rho$. Уравнение произвольного ребра пирамиды может быть представлено в виде

$$\sigma_i = \sigma_j; \quad \sigma_k = [\sigma_i (1 \pm \sin \rho) \pm 2K \cos \rho] / (1 \pm \sin \rho); \quad (i \pm j, j \pm k; k \pm i), \quad (8)$$

где для одного из ребер следует всюду взять верхний знак, а для противоположного - нижний. На девиаторной плоскости кривая текучести совпадает по форме с условием Треска-Сен-Венана и имеет вид шестиугольника.

Условие постоянства интенсивности касательных напряжений (условие Губера-Мизеса), широко применяющееся при решении практических задач для компактных сред и учитывающее влияние среднего главного напряжения, хотя и не отвечает реальной сдвиговой природе развития деформаций в прессуемых материалах, имеет вид

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2 \sigma_s^2, \quad (9)$$

которое, как уже отмечалось, также может быть трансформировано в зависимость $f(\sigma, \Gamma_2) = 0$. В этом случае переход материала в состояние текучести наступает при накоплении в материале некоторой энергии упругого изменения формы. На девиаторной плоскости следом такой поверхности является окружность, вписанная в шестиугольник, задаваемый условием (7).

Введем переменные $S = (\sigma_i + \sigma_j)/2$ и φ . Из условия пластичности получим выражения для компонент напряжений σ_x, σ_y и τ_{xy}

$$\begin{aligned} \sigma_x, \sigma_y &= S(1 \pm \sin \rho \cos \varphi) \pm K \cos \rho \cos 2\varphi; \\ \tau_{xy} &= \sin 2\varphi (S \sin \rho + K \cos \rho). \end{aligned} \quad (10)$$

Главные напряжения, соответственно, примут вид $\sigma_i, \sigma_j = S(1 \pm \sin \rho) \pm K \cos \rho$, а максимальное касательное напряжение будет равно $\tau_{max} = 1/2(\sigma_i - \sigma_j) = S \sin \rho + K \cos \rho$.

Площадки, на которых действуют максимальные касательные напряжения, наклонены, как обычно, под углом $\pi/4$ к главным напряжениям σ_i, σ_j .

Направления поверхностей (линий) скольжения определяется как направление, на котором условие (7) достигает максимума.

Для плоской деформации сочетание выражения (10) и уравнений равновесия дает систему уравнений в частных производных

$$\begin{aligned} \pm \cos \rho dS - 2C_1 d\varphi + [C_1 \partial \rho / \partial y + \cos \rho \partial K / \partial y + \xi(1 - \cos 2\varphi) C_1 / y] dx - \\ - [C_2 \partial \rho / \partial x + \cos \rho \partial K / \partial x + \xi \sin 2\varphi C_1 / y] dy = 0, \end{aligned} \quad (11)$$

где $C_1 = S \sin \rho + K \cos \rho$; $C_2 = S \cos \rho - K \sin \rho$;

знак «+» относится к семейству характеристик $dy = \operatorname{tg}(\varphi + \mu) dx$.

Для плоской задачи уравнения для скоростей деформации имеют вид

$$(\varepsilon_x - \varepsilon_y) \sin 2\varphi - 2\varepsilon_{xy} \cos 2\varphi = 0 \quad (12)$$

$$\varepsilon_x(\cos 2\varphi + \sin \rho) + \varepsilon_y(\cos 2\varphi - \sin \rho) + \varepsilon_{\theta} \cos 2\varphi(1 + \sin \rho) = 3\varepsilon^n, \quad (13)$$

где ε^n – полная деформация сжатия, компенсирующая дилатансию материала, получаемую им согласно закону ассоциированного течения.

Несложно убедиться, что эти системы уравнений относятся к гиперболическому типу и их характеристики совпадают. Обе системы уравнений имеют два одинаковых семейства характеристик

$$dy/dx = \operatorname{tg}(\varphi \pm \mu), \quad (14)$$

расположенных симметрично относительно осей главных напряжений. Углы наклона характеристик к оси σ_1 равны $\pm \mu = \pi/4 - \rho/2$, т.е. равны углам наклона линий скольжения.

Так как на линии скольжения параметр U_t терпит разрыв, а на характеристических направлениях производные функций U_x, U_y также имеют разрывы, то полученное описание течения пластически деформируемого сжимаемого материала отвечает физической природе процесса, представленного как совокупность малых скольжений (разрывов) по некоторым поверхностям скольжения. Другие теории пластичности с такой точностью механизм развития пластических деформаций не описывают.

При построении соотношений, описывающих закономерности развития деформаций в порошковых и композиционных материалах, необходимо иметь в виду, что:

- независимо от знака приращения плотности материала деформации в телах развиваются за счет скольжения элементарных объемов тела по поверхностям сдвига, проходящим преимущественно по границам между элементами среды;

- реальные поверхности сдвига в средах с разрывами свойств по границам раздела фаз неортогональны, имеют множественные изломы и их магистральные направления пересекают ось σ_1 под углом $\pm \mu = \pi/4 - \rho/2$;

- большие сжимающие напряжения блокируют естественное для таких сред увеличение объема при сдвигах по негладким поверхностям скольжения, поэтому сдвиги сопровождаются смятием образующих изломы выступов, перекомпоновкой образующих эти выступы частиц и их раскалыванием, что ведет к уплотнению материала;

- независимо от знака объемной деформации, ее величина всегда связана с величиной сдвиговой деформации Y_{nt} через параметр $\operatorname{tg} \rho$ и при одной и той же величине угла ρ остается постоянной, так как ортогональное к сдвигу перемещение структурных элементов и при разрыхлении, и при сжатии материала определяется одним и тем же параметром – формой и размерами выступов на поверхностях скольжения в теле;

- математическая модель пластически деформируемого тела должна базироваться на математическом аппарате, допускающем возможность существования поверхностей разрыва скоростей перемещений, совпадающих с наблюдаемыми в экспериментах поверхностями скольжения в материале;

- поскольку, производные переменных величин уравнений в частных производных гиперболического типа терпят разрывы на характеристиках этих уравнений, то в соответствии со сформулированными выше положениями уравнения для напряжений и скоростей деформации пластически деформируемых тел могут быть уравнениями гиперболического типа и должны иметь характеристики, совпадающие с направлениями поверхностей (линий) скольжения в материале.

Остановимся еще на одном важном аспекте развития деформации в прессовках.

Если прочность упрочняющихся при деформировании материалов нелинейным образом зависит от степени полученной этим материалом деформации, то максимальное упрочнение тела при деформировании достигается в том случае, если деформация в теле будет развиваться неоднородно. Тот объем материала, в котором преимущественно будет локализована деформация, получит максимальное упрочнение, в то время как остальной объем останется практически не деформированным и, соответственно, не упрочненным. Такой процесс неоднородного развития деформаций в упрочняющемся теле приводит к формированию в его материале структуры, состоящей из несущего высокопрочного и высокомодульного каркаса и “мягкой” низкопрочной и низкомодульной “матрицы”. Тело, в котором сформировался каркас, будет иметь большую общую прочность чем та, которую при той же работе прессования будет иметь равномерно деформированное и, следовательно, равномерно упрочненное по всему объему тело. Так как сопротивление сжатию порошкового материала изменяется от его плотности по экспоненциальному закону, то и прессовка, состоящая из более плотного и менее плотного материала, будет иметь всегда большую прочность по сравнению с равноплотной прессовкой, имеющей ту

же среднюю плотность. И, соответственно, для ее дальнейшего уплотнения необходимо приложить большие давления прессования. Причем, чем больше будет разноплотность и, соответственно, разнопрочность составляющих такого «композита», тем существеннее будет разница между его прочностью и прочностью равномерно уплотненного порошкового материала сопоставимой плотности.

Однако, расход энергии деформирования на уплотнение не всего объема, а части материала может быть реализован только в том случае, если в прессовке выполняются условия, обеспечивающие локализацию пластической деформации в некоторых поверхностях (полосах) сдвига, в которых материал в результате прохождения больших деформаций и получит наибольшее уплотнение и упрочнение, соответственно. Это приведет к формированию в прессовке системы из двух семейств пересекающихся высокоплотных и высокопрочных полос, образующих прочный «каркас», принимающий на себя всю нагрузку. В результате этого порошковый материал, находящийся вне этих полос сдвига, не будет уплотняться и при высокой прочности такой неоднородной структуры средняя плотность прессовки останется небольшой. Математическое обоснование такого механизма развития деформаций в материалах, уравнения равновесия элемента в которых являются гиперболическими, было предложено Дж. Райсом, а это условие, как было показано выше, точно выполняется, как было установлено, в прессуемых порошковых материалах.

Эффект локализации деформации наиболее явно проявляет себя при прессовании ультра и нанодисперсных порошков. Разница в условиях прессования таких порошков и порошков средней дисперсности как раз и состоит в том, что их насыпная (начальная) плотность (1-5% и 30-40% соответственно) и их структура уже в состоянии насыпки значительно различается. Поэтому процесс локализации деформации в ультрадисперсных и наноразмерных порошках уже на ранних стадиях прессования создает структуры с весьма высоким уровнем разноплотности, близким к структуре строительных «ферм», то есть к структуре «композиционного материала», состоящего из высокоплотного «каркаса» и пустоты. При этом общая плотность материала остается малой. Высокая прочность и жесткость «несущего каркаса» приводит к тому, что в порошковый материал, не включенный в каркас, не доходят ни усилия, ни деформации, а значит в процессе прессования этот объем материала почти не уплотняется, поскольку обычно используемые давления прессования (600-800 МПа) недостаточны для того, чтобы сломать несущий каркас, и, таким образом, дальнейшее уплотнение таких систем испытывает значительные трудности. В порошках с более низкой дисперсностью плотность и жесткость формирующегося «каркаса» меньше, ширина полос сдвига больше, а начальная разноплотность меньше. Поэтому из-за малой жесткости «силовой решетки» больший объем материала вне полос скольжения вовлекается при прессовании в пластическую деформацию. Это уменьшает сопротивление пористого материала уплотнению, так как уплотнение материала идет более равномерно по объему. Поэтому при прессовании порошковых материалов средней дисперсности эффект локализации деформации выражен неярко, прочность таких прессовок невелика и их уплотнение с приростом давления идет более интенсивно. Отсюда следует, что процесс прессования развивается аномально не в ультра и нанодисперсных порошковых системах, а в порошках средней дисперсности.

Таким образом, теории прессования, в которых утверждается, что механизмы развития деформаций в порошковых телах при их уплотнении и при их разрушении различаются, а локализация деформации является механизмом только разрушения материала и сопровождается его разрыхлением (разупрочнением) в полосах сдвига, не отвечает реальному механизму развития пластических деформаций в прессуемых порошковых телах и скорее блокируют, чем способствуют прогрессу в разработке новых высокоэффективных технологий прессования порошков.

С другой стороны, сдвиговая природа пластической деформации порошковых материалов естественным образом формирует основные приемы интенсификации процесса уплотнения порошков (под интенсификацией будем понимать достигаемое в результате использования этих приемов снижение давлений прессования).

Последние могут быть сведены к следующим простым правилам:

- все технологические приемы, увеличивающие значения угла внутреннего трения прессовок и снижающие коэффициент сцепления, при прочих равных условиях положительно влияют на процесс их уплотнения;

- в схемах формования, допускающих поэтапное изменение направления прессования, наибольший эффект достигается в том случае, если между двумя последовательными направлениями деформации угол поворота будет лежать в пределах от $\pi/8$ до $\pi/4$.

- любые трансформации схем прессования, вызывающие увеличение получаемых материалом сдвиговых деформаций, ведут к снижению усилий прессования в той мере, в которой инициируются эти деформации.

На рис.7 приведены характерные структуры материалов, которые могут быть получены при холодном прессовании порошков за счет развития в уплотняемом материале больших остаточных деформаций.

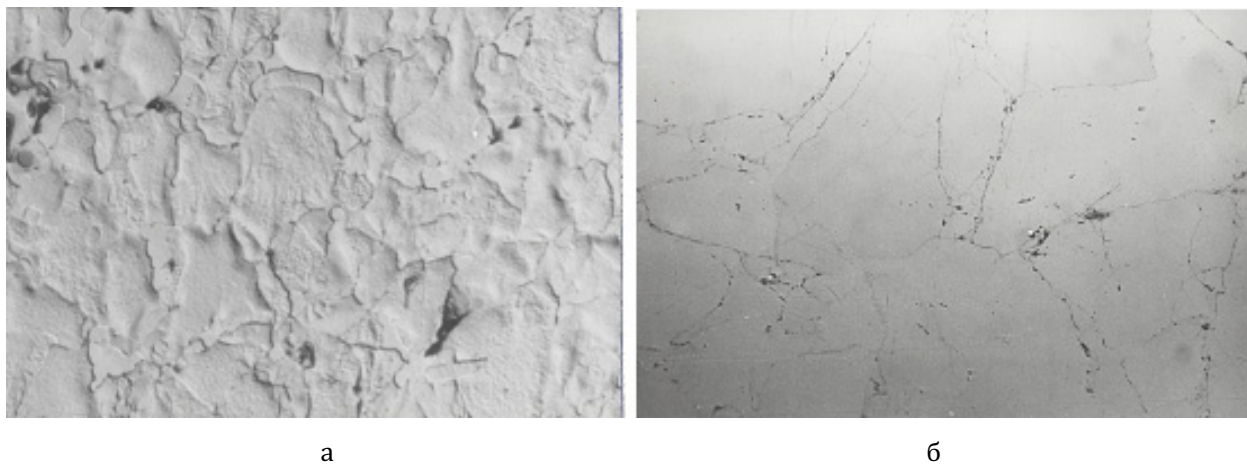


Рис. 7. Микроструктуры спрессованных порошковых материалов: (а) - железо (x200), (б) - электролитический хром (O_2 - 0,5%, x500).

При подборе методов и схем прессования ультра и наноразмерных порошков следует иметь в виду, что:

1. Деформации в упрочняющихся материалах, а также в средах, предельное состояние которых описывается законом сухого трения Мора-Кулона, к которым, как было ранее показано, относятся и прессуемые порошковые материалы, развиваются существенно неоднородным образом и пластические деформации в таких средах локализуются в полосах сдвига, в которых степень накопленной в них деформации и, соответственно, степень уплотнения и упрочнения порошкового материала весьма высоки.
2. Низкая прессуемость и высокое сопротивление прессовок из ультрадисперсных (наноразмерных) порошковых материалов сжатию вызвано тем, что вследствие локализации деформации в полосах сдвига в прессуемом материале формируется структура, состоящая из высокоплотного, высокопрочного и высокомодульного "каркаса", воспринимающего, практически, всю нагрузку, и заключенного внутри ячеек такого "каркаса наполнителя" неуплотненного высокопористого материала.
3. Высокая межчастичная адгезия ультрадисперсных (наноразмерная) порошковых материалов и связанная с ней их низкая насыпная плотность приводят к тому, что эффект упрочнения материала за счет формирования в процессе его прессования высокопрочной «композиционной» структуры в значительно большей степени проявляется при уплотнении этих порошков, чем при уплотнении порошков средней дисперсности.
4. Поскольку формирование полос сдвига, из которых формируется высокопрочный "каркас" в прессуемых ультрадисперсных материалах, происходит вдоль неортогональных поверхностей скольжения, то структура таких прессовок анизотропна по прочности, за-

ТЕОРИЯ ПРЕССОВАНИЯ ПОРОШКОВ В СОЗДАНИИ ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ И В КРУПНОТОННАЖНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

дается направлением и параметрами приложенной нагрузки и при изменении направления прессования может быть разрушена и, соответственно, дополнительно уплотнена при давлениях, значительно меньших, чем те, которыми эта структура была сформирована.

Результаты применения метода поэтапного многократного изменения направления осадки для уплотнения прессовок из ультрадисперсного порошка никеля представлены на рис.8. Как видно из рисунка, эффективность подобного метода достаточно высока. Плотность при сопоставимых давлениях прессования повышается на 20-25%, что существенно уменьшает величину усадок при спекании и, соответственно, в значительной степени блокирует процесс увеличения размеров частиц.

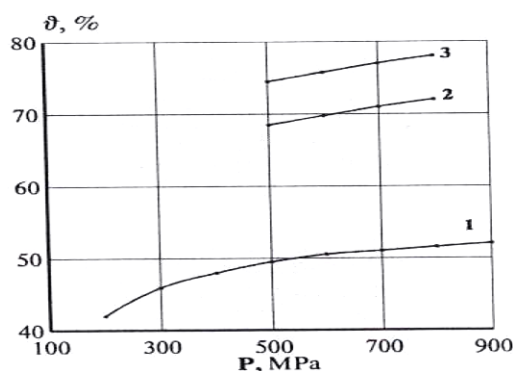


Рис. 8. Компрессионные кривые порошка никеля ($d_{\text{ср}}=60\text{мкм}$): 1 - прессование в матрице, 2 - прессование методом многократного изменения направления сжатия, 3 - прессование методом многократного изменения направления сжатия с дополнительным гранулированием порошка.

Технологии формования, основанные на комбинированном воздействии на материал разнонаправленных деформаций вытяжки и осадки, уже используются в крупнотоннажном производстве керамических материалов. На рис. 9 представлены фотографии структур материалов, вытянутых по этой технологии на прессах диаметром 350 и 500 мм. На рис. 10 приведены фотографии изломов изделий, полученных по стандартной и новой технологиям.



Рис. 9. Структура материала, вытянутого по новой технологии на прессе $\varnothing 350\text{мм}$.



а

б

Рис. 10. Фотографии изломов изделий, полученных по стандартной (а) и новой технологиям (б).

В ООО «АВДТ» разработан шнековый пресс, обеспечивающий за счет использования принципиально новой конструкции шнеков высокую степень деформационной обработки материалов в самом шнековом тракте. В этот тракт встроены также узлы, дающие в плоскостях, ортогональных оси вытяжки, высокие степени деформационной разнознаковой обработки тонких слоев материала. В результате даже из композиционных шихт с низким качеством смешения (высокодисперсный твердый наполнитель с размерами частиц 2 – 10 мкм и частицы мягкой матрицы с размерами до 1 - 2 мм.) получаем плотный материал с однородной структурой. Снимок структуры такого обожженного материала приведен на рис. 11.

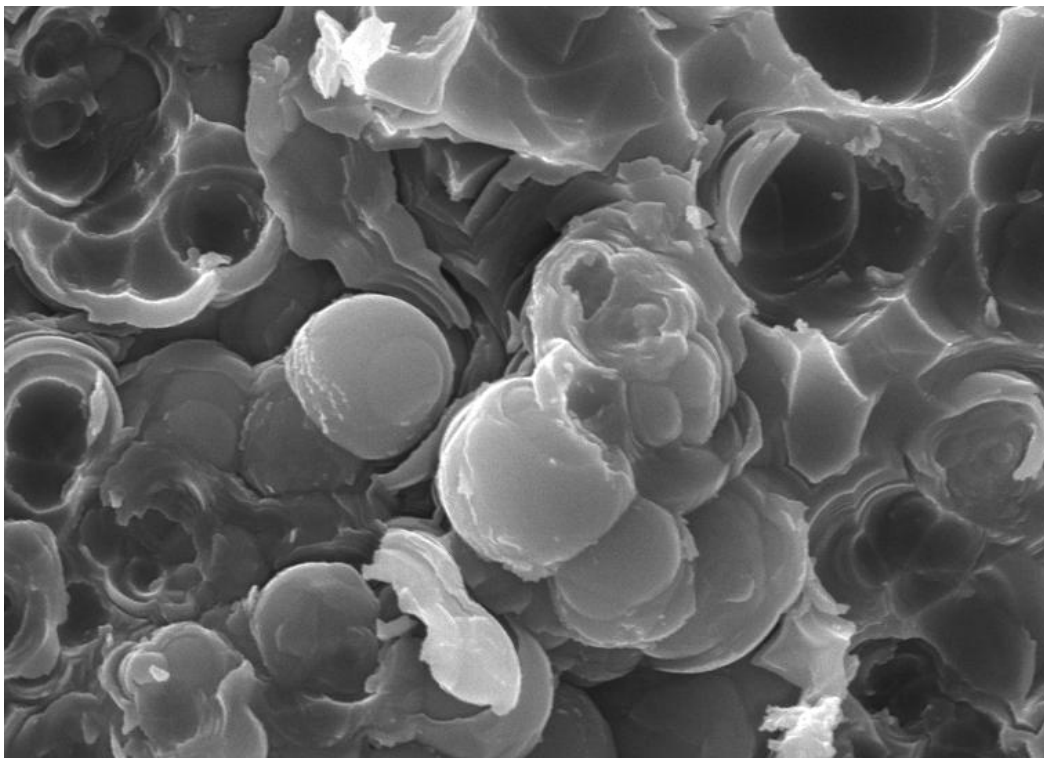


Рис. 11. Структура обожженного композиционного материала (x 7500).