

PACS numbers: 61.43.Gt, 81.20.Ev, 81.20.Ny, 81.40.Ef, 81.40.Vw, 83.50.Uv

Повышение равномерности распределения твёрдости в формованных со сдвигами слоёв порошковых заготовках

С. Н. Григорьев, А. М. Дмитриев, Н. В. Коробова

*ФГБОУ ВПО Московский государственный
технологический университет «СТАНКИН»,
пер. Вадковский, 3а,
127055 Москва, Россия*

Методом многофакторного физического эксперимента построена математическая модель, описывающая распределение микротвёрдости в высокоплотных порошковых заготовках. Заготовки формованы по двум схемам, обеспечивающим сдвиги частиц порошка, при воздействии магнитно-импульсной обработки на порошок и на формуемую заготовку. Приведены графики распределения микротвёрдости в формованных заготовках. Установлен эффект выравнивания распределения микротвёрдости в заготовке под действием магнитно-импульсной обработки.

Методом багатofакторного фізичного експерименту побудовано математичну модель, яка описує розподіл микротвердості у високощільних порошкових заготовках. Заготовки формовано за двома схемами, які забезпечують зсуви частинок порошку, при діянні магнетно-імпульсного оброблення на порошок та на формовану заготовку. Наведено графіки розподілу микротвердості у сформованих заготовках. Встановлено ефект вирівнювання розподілу микротвердості в заготовці під дією магнетно-імпульсного оброблення.

By multivariate method of physical experiment, the mathematical model described the distribution of microhardness in high-density powder preforms is developed. The preforms are formed in two schemes providing the shifts in moulded layers, when a magnetic-pulse treatment on the powder and mouldable piece is used. The graphs of the microhardness distribution within the formed preforms are plotted with use the developed model. Effect of the levelling of the microhardness distribution within the work piece by a magnetic-pulse treatment is revealed.

Ключевые слова: распределение микротвёрдости в заготовках, выравнивание распределения микротвёрдости, сравнение схем формования, заготовки порошковые высокоплотные, порошок железный, формование со

сдвигами частиц.

(Получено 12 июня 2013 г.; окончат. вариант — 25 июля 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

При решении проблем машиностроения недостатком деталей, изготавливаемых из порошков на основе железа, является их высокая остаточная пористость (15–25%). Это объясняется тем, что при формовании заготовки в цилиндрической матрице порошок подвергается только равномерному всестороннему сжатию. Сдвиги частиц порошка относительно друг друга незначительны. В местах контакта частиц действуют нормальные напряжения, значение касательных напряжений невелико.

Для формования высокоплотных порошковых заготовок из порошков на железной основе авторами разработаны две схемы [1], при которых изменяется не только плотность формуемой заготовки, но и производится изменение ее формы. Изменение формы при обработке давлением всегда сопряжено с протеканием сдвигов в заготовке. Сдвиги создаются как при формировании порошка с использованием приведенной ниже первой схемы его уплотнения, так и с использованием второй схемы.

Первая (I) схема деформирования включает формование брикета с одновременной его раздачей при перемещении из верхней цилиндрической полости матрицы диаметром 32 мм в нижнюю цилиндрическую полость диаметром 36 мм (рис. 1, а).

Вторая (II) — те же операции, что и I, а затем обжатие брикета по боковой поверхности с диаметра 36 мм до диаметра 32 мм (рис. 1, б).

В предложенных схемах формования с интенсивными сдвигами частиц материала удельные силы P_1 и P_2 , приложенные к торцу формуемой заготовки, следующие. Удельные силы определяются как силы деформирования, деленные на площадь поперечного сечения пуансона.

При I схеме $P_1 = 850\text{--}900$ МПа; при II схеме $P_2 = 300\text{--}350$ МПа. Выигрыш в снижении удельной силы у II схемы по сравнению с I составляет 2,6–2,8 раза.

При изготовлении заготовок из порошкового материала не только повышают их среднюю плотность, но также повышают равномерность структуры и свойств формованных заготовок. Равномерность структуры после операции формования, перед спеканием формованной заготовки, существенно влияет на качество изделия, так как процесс спекания сильно зависит от перепадов температуры в сечениях заготовки. При неравномерном расположении пор, наличии трещин, неравномерных свойствах, измеренных в направлениях по высоте и радиусу формованной заготовки, спекание

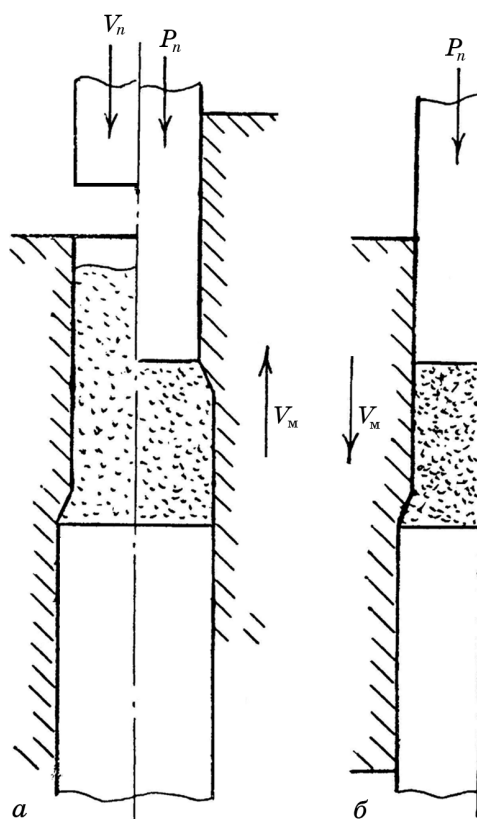


Рис. 1. Последовательность формирования порошковой заготовки осевым сжатием с созданием сдвигов слоев материала.

только усугубит эти неравномерности, что скажется на готовой продукции.

При деформировании порошкового материала с интенсивными сдвигами частиц происходит формоизменение частиц, что ведет к растрескиванию слоя окисной пленки и образованию чистой поверхности частиц. Это улучшает условия последующего спекания заготовок.

К растрескиванию пленок может также привести магнитно-импульсная обработка (МИО) порошка. Это объясняется тем, что в порошке МИО вызывает напряжения и деформации магнито-стрикционного происхождения. Для частиц и окисных пленок на их поверхности магнито-стрикционные деформации могут иметь различные величины и направления, что приводит к растрескиванию и отслаиванию окислов.

С другой стороны, МИО порошка проводится с целью снижения разброса микротвердости частиц. Разброс снижается в результате

введения при МИО в частицы дополнительной энергии и сокращения благодаря этому количества точечных дефектов в частицах: примесных атомов и вакансий. При этом уменьшаются остаточные напряжения III рода (по классификации из книги Я. Б. Фридмана, *Механические свойства металлов*, 3-е изд. (Москва: Машиностроение: 1974), ч. 1). Уменьшения количества дислокаций в частицах под воздействием МИО порошка не происходит, поскольку температура нагрева частиц является недостаточной для начала рекристаллизационных процессов.

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА

В описанных ниже исследованиях проводились как МИО порошка до его засыпки в штамп для формования, так и МИО уже формованных заготовок.

В наших исследованиях МИО железного порошка марки ПЖРВЗ.200.26 осуществлялась на установке «Импульс-А» МГТУ им. Н. Э. Баумана [2].

Навеска 100 г порошка загружалась в кассету и помещалась в индуктор (рис. 2). При замыкании цепи происходила МИО. Напряженность поля 10^6 А/м, а длительность обработки 0,8 мс. Обработанная партия порошка выдерживалась 24 часа с целью снятия остаточных напряжений в частицах. Заготовки из формованных брикетов обрабатывались с теми же режимами, что и порошок.

В результате формования по описанным выше схемам (рис. 1) изготавливали заготовки с плотностью от 7,0 до 7,2 г/см³.

Формованные заготовки были фрезерованы до меридионального сечения пальцевой фрезой без выкрошивания поверхности. Затем по стандартной технологии были приготовлены шлифы по всей по-

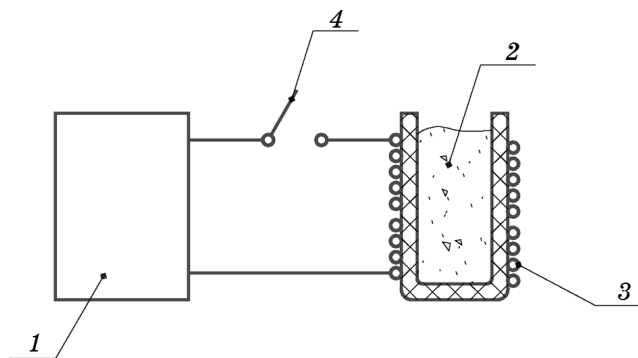


Рис. 2. Схема магнитно-импульсной обработки (МИО): 1 — источник импульсного магнитного поля, 2 — порошок, 3 — индуктор, 4 — устройство замыкания цепи.

верхности меридионального сечения заготовок. После полирования поверхность шлифа была протравлена 5%-ным раствором азотной кислоты в спирте до выявления микроструктуры феррита.

Для замера микротвердости поперечные сечения формованных заготовок были разбиты на 9 областей (рис. 3), которые задавались в эксперименте следующими факторами (табл. 1): X_1 — координата центра области по радиусу, отнесенная к диаметру формованной заготовки, X_2 — координата центра области по высоте, отнесенная к диаметру формованной заготовки. Указанные факторы варьировались на 3-х уровнях. В эксперименте также исследовано влияние схем деформирования (фактор X_3), МИО порошка (фактор X_4) и МИО заготовки (фактор X_5) на микротвердость формованных заготовок (табл. 1).

Значение $X_3 = 0$ присвоено I схеме деформирования, а $X_3 = 1$ — II схеме деформирования. При отсутствии МИО порошка $X_4 = 0$, при наличии — $X_4 = 1$. При отсутствии МИО заготовки $X_5 = 0$, при наличии — $X_5 = 1$. Эксперимент включал в себя 9 опытов (план $3^2 \times 2^3 // 9$).

Замеры микротвердости были проведены не во всех 9 точках у заготовок, формованных по I схеме деформирования (рис. 3, а), и не во всех 9 точках у заготовок, формованных по II схеме деформирования (рис. 3, б). Точки, в которых проводились замеры, были определены матрицей плана эксперимента. На заготовке, формованной по I схеме деформирования, замеры микротвердости были проведены в точках 2, 3, 4, 6, 7, 8 (см. рис. 3, а), а на заготовке, формованной по II схеме деформирования, замеры микротвердости были проведены в точках 1, 5, 9 (см. рис. 3, б).

Замеры проводили прибором ПМТ-3 согласно ГОСТ 9450-76 с равномерным дублированием ($n = 3$) в каждом из опытов (табл. 2).

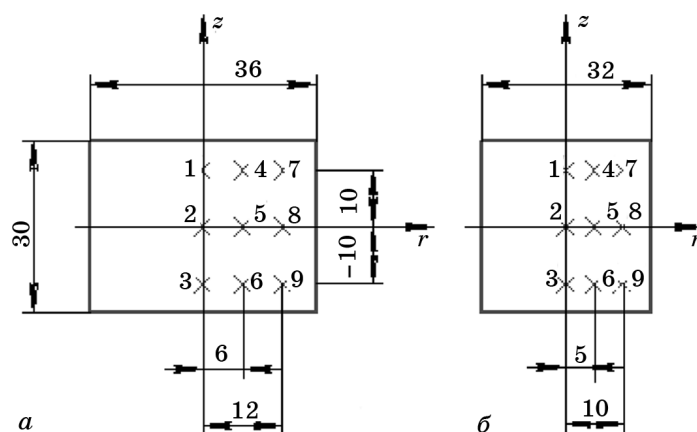


Рис. 3. Схема разбивки меридиональных сечений заготовок на области: после деформирования по схеме I (а) и после деформирования по схеме II (б).

ТАБЛИЦА 1. Факторы и уровни их варьирования.

№ фактора, i	Фактор	Значения фактора X_i
1	Относительная координата центра области по радиусу	0
		0,33
		0,66
2	Относительная координата центра области по высоте	-0,6
		0
		+0,6
3	Схема деформирования	0
		1
4	Наличие магнитно-импульсной обработки порошка	0
		1
5	Наличие магнитно-импульсной обработки заготовки	0
		1

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

После получения и обработки результатов эксперимента предложена следующая математическая модель для микротвердости:

$$y_m = 102,865 + 59,23(X_1)^2 - 18,47(X_2)^2 - 32,211X_1 - 0,813X_2 + 2,124X_3 - 3,2X_4 + 0,93X_5.$$

Расчитанные по этой формуле значения микротвердости для каждого из опытов приведены в крайнем правом столбце табл. 2.

Цель создания математической модели состоит в возможности расчета по ней значений микротвердости в любой точке формованной заготовки, хотя для построения этой модели было проведено всего 9 опытов (при трех повторах каждого). Выбор на стадии планирования эксперимента формы математической модели (в частности, степени, в которой факторы входят в эту модель, отсутствия членов, описывающих взаимное влияние факторов) был достаточно удачным, поскольку, несмотря на малое количество членов этой модели и, соответственно, всего 9 опытов для определения числовых коэффициентов, данные в двух последних колонках табл. 2 близки между собой.

С использованием созданной математической модели уплотнения порошковой заготовки по разработанным схемам построены графики зависимости микротвердости (H_{100}) от факторов описанного выше эксперимента (рис. 4–7).

Координатные сетки на меридиональных сечениях заготовок (см. рис. 4–7) нанесены для определения местоположения на этих сече-

ТАБЛИЦА 2. Результаты каждого замера микротвердости y , среднего измеренного значения \bar{y} и рассчитанного по модели y_m в каждом опыте.

№ опыта u	Номер дубля опыта	Микротвердость $H_{100}(y)$	\bar{y}_u	y_m
1	1	99,85	99,85	99,2
	2	99,85		
	3	99,85		
2	1	92,72	94,17	94,483
	2	95,64		
	3	94,46		
3	1	84,13	84,14	85,3
	2	85,31		
	3	82,98		
4	1	109,47	103,7	100,5
	2	97,18		
	3	104,44		
5	1	99,85	96,6	96,8
	2	99,85		
	3	89,96		
6	1	98,76	104,60	103,1
	2	107,53		
	3	105,36		
7	1	105,36	99,01	96,5
	2	95,6		
	3	96,08		
8	1	115,18	105,5	109,37
	2	99,85		
	3	101,52		
9	1	99,85	99,85	101,9
	2	99,85		
	3	99,85		

ниях осей абсцисс построенных графиков и местоположения на осях абсцисс характерных точек этих графиков. Указанные координаты нанесены в условных величинах, которые понятны при рассмотрении рисунков. Ординатами графиков являются значения микротвердости. Для характерных точек графиков эти значения указаны численно в стандартных единицах микротвердости H_{100} .

Анализ созданной математической модели распределения микротвердости и приведенных на рис. 4–7 графиков показал следующее. Значения микротвердости по радиусу заготовки, формованной без МИО (рис. 4), распределяются по некоей гиперболе с максимальными значениями H_{100} в центре заготовки и вдоль ее боковой по-

верхности. Минимальные значения H_{100} наблюдаются на расстояниях $\cong \pm 0,5R$, где R — радиус заготовки. Снижение H_{100} , согласно кривым, можно объяснить тем, что на указанных расстояниях давление от осевой силы и касательных напряжений на боковых поверхностях ослабевает.

В центре заготовки повышение H_{100} происходит под действием максимальных осевых напряжений. На боковых поверхностях этот максимум обеспечивают касательные напряжения.

До проведения эксперимента можно было предполагать, что на заключительной стадии (обжатии) деформирования по II схеме произойдет перемещение ступенью матрицы порошка вниз, что создаст неравномерность плотности заготовки и распределения в ней микротвердости по высоте. Однако, наоборот, при II схеме симметричность распределения микротвердости по высоте заготовки выше, чем при I схеме, что является одним из преимуществ II схемы деформирования.

Сопоставление I схемы деформирования со II схемой показывает, что характер кривых не меняется, но при II схеме значения H_{100} возрастают, так как в частицах накапливаются деформации, и происходит их упрочнение по сравнению с I схемой, что сказывается на приросте H_{100} .

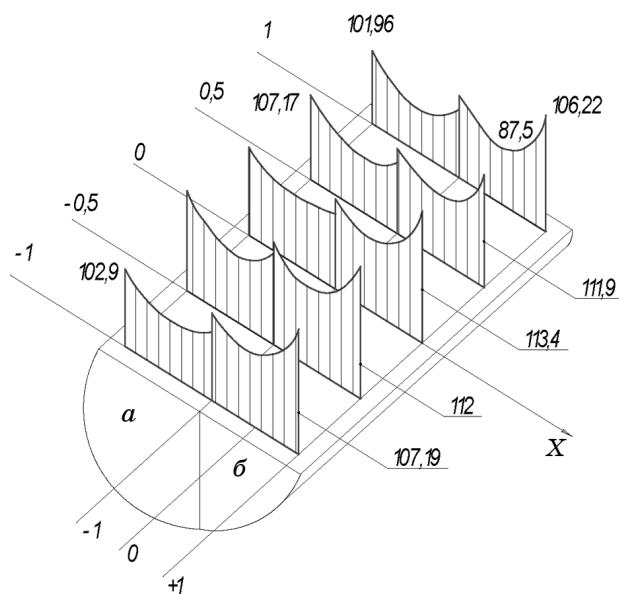


Рис. 4. Распределение микротвердости (H_{100}) на меридиональном сечении заготовки: формирование по I схеме деформирования (a); формирование по II схеме деформирования (б).

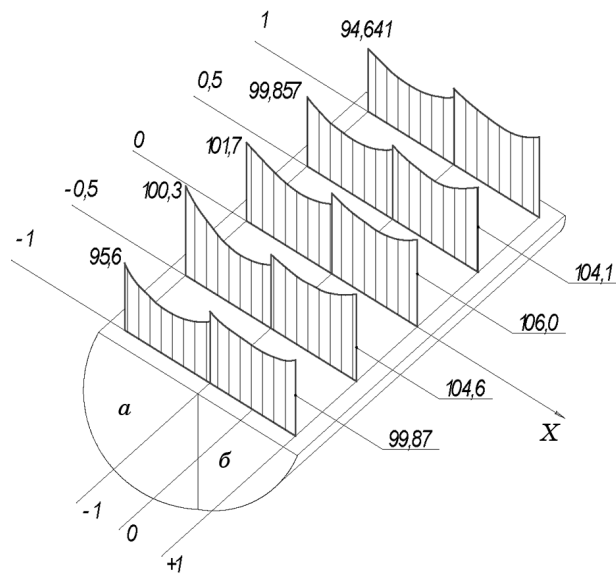


Рис. 5. Распределение микротвердости (H_{100}) на меридиональном сечении заготовки при МИО порошка: формирование по I схеме деформирования (а); формирование по II схеме деформирования (б).

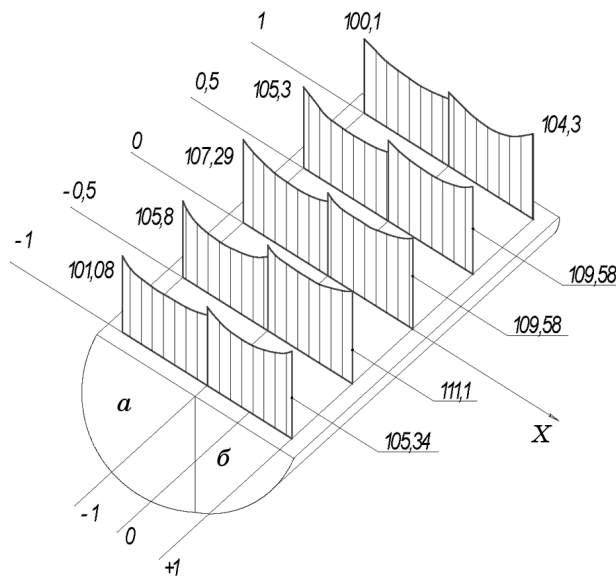


Рис. 6. Распределение микротвердости (H_{100}) на меридиональном сечении заготовки при ее МИО: формирование по I схеме деформирования (а); формирование по II схеме деформирования (б).

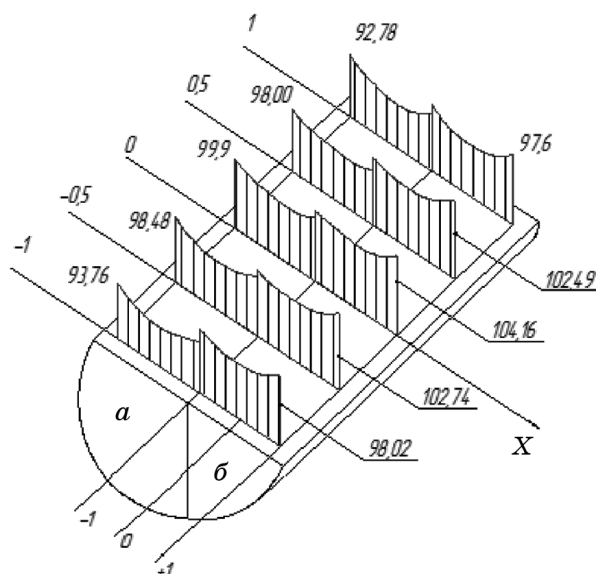


Рис. 7. Распределение микротвердости (H_{100}) на меридиональном сечении заготовки при МИО порошка и МИО заготовки: формирование по I схеме деформирования (а); формирование по II схеме деформирования (б).

МИО порошка (рис. 5) выравнивает показатели H_{100} как по радиусу, так и по высоте заготовки, как при I, так и при II схемах деформирования.

Как видно из рис. 5, крутизна кривых на графиках микротвердости становится очень незначительной, в отличие от заготовок из порошка, не подвергнутого МИО, что положительно сказывается в дальнейшем на качестве изделий после спекания.

Предположительно, снижение H_{100} в частицах порошка можно объяснить с использованием описанной ниже гипотезы.

При МИО порошка передаваемая заготовке энергия уменьшает количество дефектов внутри частиц и приводит к повышению плотности дислокаций и, соответственно, наклепу на поверхности частиц.

Косвенным подтверждением наклепа является то, что при указанных выше давлениях (по первой схеме P_1 , по второй — P_2), обработанные МИО порошки формуются хуже (их плотность становится ниже). Возможно, что при увеличении P_1 и P_2 формирование будет протекать более интенсивно. На этом основании, рекомендуем применять II схему деформирования, поскольку $P_2 < P_1$, и его можно увеличить.

Наклеп на поверхности частиц происходит одновременно с разрушением окружающих частицы окисных пленок. Оба эти явления

приводят к уменьшению остаточных напряжений II рода (по классификации Я. Б. Фридмана), которые уравниваются в объемах одного порядка с размерами зерен и их влияние существеннее, чем влияние остаточных напряжений III рода. Однако уменьшение остаточных напряжений II рода проявляется при обработке уже формованной заготовки, когда частицы находятся в плотном контакте между собой.

При МИО формованной заготовки распределение твердости по ее меридиональному сечению при формовании по II схеме деформирования (рис. 6, *a*), такое же равномерное, как и при формовании по II схеме при МИО порошка (см. рис. 5, *b*). Однако значения твердости выше, чем при МИО порошка. Это подтверждает высказанное нами предположение о наклепе на поверхности частиц при МИО порошка, который ухудшает его формуемость.

Из сравнения кривых на рис. 5, *a* и 6, *a*, отражающих распределение твердости по меридиональному сечению заготовки, формованной по I схеме деформирования, видно, что распределение оказывается более равномерным при МИО уже формованной заготовки. Это также объясняется наклепом поверхности частиц, имеющим место при МИО порошка.

При проведении МИО порошка и формованной заготовки наблюдается (рис. 7) наиболее равномерное распределение твердости, поскольку такая обработка уменьшает остаточные напряжения II и III родов. При этом естественно, что пиковые значения ординат на графиках меньше, чем эти значения на рис. 4–6.

4. ВЫВОДЫ

При применении нашей схемы уплотнения порошковой заготовки с интенсивными сдвигами частиц (рис. 1) деформирование осуществляется на созданных по чертежам авторов статьи и выпускаемых ОАО «Тяжпрессмаш» специализированных прессах, конструкция которых приведена в [1]. В то же время, до описанного в статье исследования считалось, что по равномерности распределения деформаций, и как следствие, свойств в изделии, приведенная на рис. 1 схема уплотнения заготовки уступает равноканальному угловому прессованию (РКУ-прессованию).

Описанное исследование показало, что равномерность распределения свойств в заготовке, формованной по приведенной на рис. 1 схеме, достигается применением МИО формуемого порошка и МИО формованной заготовки.

Поскольку имеется указанное специализированное прессовое оборудование для промышленной реализации предложенной авторами схемы формования заготовок, предложенная схема более конкурентоспособна, чем РКУ-прессование.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. М. Дальский, Т. М. Барсукова, А. Ф. Вязов и др., *Учебник для студентов машиностроительных специальностей вузов. 6-е изд. «Технология конструкционных материалов»* (Москва: Машиностроение: 2005).
2. А. М. Дмитриев, В. П. Ступников, *Кузнечно-штамповочное производство*, № 1: 24 (2001).
3. Н. А. Шестаков, В. Н. Субич, В. А. Демин, *Уплотнение, консолидация и разрушение пористых материалов* (Москва: ФИЗМАТЛИТ: 2009).