DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

Электромеханика и машиностроение

УДК 621.762.824

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМОВАНИЯ НА СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫХ ПРЕССАХ С ПОСЛЕДУЮЩИМ СПЕКАНИЕМ ВЫСОКОПЛОТНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ПОРОШКОВ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ

А.М.ДМИТРИЕВ, Н.В.КОРОБОВА, А.Ж.БАДАЛЯН
Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», Москва, Россия

Создание в деформируемой заготовке сдвигов ее слоев улучшает качество изготавливаемого обработкой давлением изделия. Схемы равноканального углового прессования и осадки цилиндрической заготовки поворачивающимся бойком были разработаны специалистами ранее и стали базовыми для ученых, занимающихся нанотехнологиями. Одной из наиболее современных схем создания наноструктур обработкой на прессах является схема «Cyclic Extrusion Compression» (в России – «Песочные часы»), имеющая существенные недостатки. До настоящего времени исследований по созданию сдвигов слоев в уплотняемых металлических порошках существенно меньше, чем при уплотнении компактных заготовок. В статье разработаны схемы уплотнения на прессах заготовок из порошков на железной основе, имеющие некоторую аналогию с «Песочными часами», при этом лишенные недостатков, присущих названной схеме, и реализуемые на созданных образцах специализированных гидравлических прессов. Описаны результаты проведенных исследований плотности, прочности и микротвердости до спекания образцов, формованных из ряда отечественных и импортных порошков на железной основе, в том числе легированных углеродом и другими легирующими компонентами.

Установлено, что при применении схем формования порошков, обеспечивающих большие сдвиги между частицами, плотность заготовок повышается в среднем на 10-12 %. При среднем напряжении (16,32 МПа) поперечного среза формованного образца до его спекания формование со сдвигами между частицами увеличивает это напряжение на 78 %. Предел прочности после спекания образцов, изготовленных с применением разработанных авторами статьи схем их уплотнения, увеличивается примерно в 2 раза. Магнитно-импульсная обработка (МИО) формованного образца до его спекания увеличивает его прочность на срез до спекания независимо от схемы формования. При проведении МИО как порошка, так и сформованного образца достигается наиболее равномерное распределение микротвердости в образце, а после последующего спекания – наиболее равномерное распределение механических характеристик изделия.

Результаты всех исследований описаны уравнениями регрессии.

Ключевые слова: материалы порошковые; железная основа; формование холодное на прессах; формование со сдвигами слоев; образцы высокоплотные; механические характеристики образцов до спекания; влияние магнитно-импульсной обработки при формовании; исследование

***Как цитировать эту статью*:** Дмитриев А.М. Разработка и исследование технологии формования на специализированных прессах с последующим спеканием высокоплотных деталей из порошков на железной основе / А.М.Дмитриев, Н.В.Коробова, А.Ж.Бадалян // Записки Горного института. 2019. Т. 236. С. 216-228. DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

Введение. Создание в деформируемой заготовке сдвигов ее слоев всегда связано с изменением структуры материала и, как следствие, качества изготавливаемого изделия.

Разрабатывая новые технологические процессы, ученые в области систем пластического деформирования заготовок В.М.Сегал и О.А.Ганаго в начале 1980-х годов опубликовали две основные схемы пластического деформирования заготовок, которые в дальнейших публикациях отечественных и иностранных ученых были названы схемами «интенсивного пластического деформирования» (ИПД).

Такими, реализуемыми на прессах, схемами ИПД являются следующие.

Первая схема – равноканальное угловое (РКУ) прессование, анализ которого был выполнен в работах В.М.Сегала и его последователей [6, 16].

В работах [23, 24] проведено исследование течения материала при РКУ-прессовании с использованием линий течения, касательными к которым являются направления скоростей деформаций сдвига. Считается, что если эти скорости равны вдоль двух взаимно-перпендикулярных направлений, соответствующих линиям течения, то реализуется схема чистого сдвига, а если нет – схема простого сдвига. Как правило, течение материала может быть описано суперпозицией чистого и простого сдвигов.

Помимо анализа РКУ-прессования, В.М.Сегал в своих работах уделил внимание инженерным проблемам реализации схемы РКУ-прессования, в частности, созданию схем штампов, в ко-

DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

торых предусмотрены подвижные элементы оснастки. Они перемещаются для изменения условий контактного трения между заготовкой и инструментом и таким образом влияют на деформирование заготовки [21].

ИПД кручением с открытыми бойками, являющееся промышленным развитием метода наковален Бриджмена, описано в работах О.А.Ганаго [8].

В настоящее время эта схема успешно применяется к различным металлическим материалам [10, 18].

Третья схема «Cyclic Extrusion Compression (CEC)» предложена позже J.Richert и M.Richert [1]. В России этот способ обработки заготовки получил название «Песочные часы» [2]. Русское название настолько точно отражает схему обработки, что ее можно представить себе даже без рисунка. Матрица, в которую помещена деформируемая заготовка, имеет форму рабочей полости, аналогичную форме колбы песочных часов. После проталкивания половины длины заготовки через среднюю часть полости матрицы, суженную по сравнению с боковыми частями, имеющими одинаковые между собой диаметры, к торцам заготовки прикладывают давление встречным перемещением пуансонов. Под давлением со стороны пуансонов заготовка осаживается, и ее материал заполняет без зазора боковые части матрицы. На следующем этапе траверса с закрепленной на ней матрицей, полость которой имеет описанную форму, совершает возвратно-поступательные движения при неподвижных пуансонах, давление на которые сохраняется в процессе обработки заготовки. При возвратно-поступательном движении матрицы материал заготовки выдавливается через ее среднюю суженную часть из одной боковой полости в другую, где он осаживается и заполняет зазор, образующийся вследствие разности диаметров средней и боковых частей полости матрицы.

Однако описанные три схемы деформирования имеют недостатки.

При РКУ-прессовании возможно образование незаполняемой материалом мертвой зоны, прилегающей к внешнему углу пересечения каналов [25]. В результате очаг пластической деформации изменяется от идеальной плоскости сдвига при простом сдвиге до области большого объема с несколькими плоскостями сдвига. Для заполнения мертвой зоны требуется противодавление. При действии противодавления очаг пластической деформации локализуется в единую плоскость сдвига, типичную для абсолютно пластичного твердого тела. Однако необходимость создания противодавления существенно усложняет конструкцию применяемого для деформирования материала штампа или пресса.

Предложенные в работе [21] схемы штампов, в которых предусмотрены подвижные элементы для изменения условий контактного трения между заготовкой и инструментом, далеки от их практической реализации.

При ИПД кручением, как указано в работе [14], образцы подвергались кручению под приложенными давлениями (1-9 ГПа). Было установлено, что давление на торец образца существенно влияет на изменение его структуры.

По нашему мнению, осуществить промышленное производство деталей при указанных приложенных к образцу давлениях нереально. Это связано не только с разрушением инструмента при указанных чрезвычайно больших давлениях. Проблема в том, что штамп или пресс, реализующий поворот деформирующей заготовку плиты, непременно должен содержать пару винт – гайка с несамотормозящей резьбой [7]. При осевой нагрузке на винт, создающей указанные выше давления, смазка будет выдавливаться из резьбы, и контактирующие поверхности винта и гайки в конце деформирования образца будут находиться в условиях «сухого» трения. В результате после изготовления каждого образца потребуется разборка штампа, чтобы разомкнуть контактирующие поверхности пары винт – гайка и покрыть их новой смазкой.

Из-за большого давления на инструмент при осуществлении третьей схемы деформирования в работе [20] рекомендовано такую операцию применять только к мягким материалам. В то же время отмечено, что высокое гидростатическое давление способствует обработке хрупких материалов.

Подчеркнем, что при применении третьей из описанных выше схем не решена проблема извлечения изделия из матрицы.

Среди работ по созданию схем ИПД лишь отдельные из них направлены на исследование обработки порошковых материалов [11].

DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

Постановка проблемы. Цель работы – создание рациональных для применения на практике способов уплотнения порошковых материалов на железной основе, способа экспресс-анализа механических характеристик, удобного в условиях производства деталей, а также построение в результате проведенных экспериментальных исследований математических моделей, позволяющих прогнозировать механические характеристики изготавливаемых деталей.

На практике при изготовлении на прессах деталей из порошковых материалов на железной основе специалисты в области порошковой металлургии не стремились к созданию сдвигов в уплотняемом материале и производили уплотнение порошковой шихты осевым сжатием в закрытой матрице. Ими были разработаны рекомендации, в которых удельная сила, прикладываемая к уплотняющему заготовку инструменту, p = 600-800 МПа. Удельная сила определяется как величина сжимающей заготовку силы P, деленная на площадь перпендикулярного направлению действия силы сечения заготовки.

Если удельная сила более 800 МПа, то в результате уплотнения порошка цельной заготовки не получается. Причиной разрушения заготовки при ее сжатии удельной силой более 800 МПа является сопротивление сжатию со стороны макропор, имеющихся в порошке. Под действием приложенной силы по поверхностям макропор зарождаются трещины. При дальнейшем повышении силы эти трещины разрастаются и заготовка разрушается.

При удельной силе осевого сжатия не более 800 МПа заготовка имеет остаточную пористость 15-18 %. Из-за остаточной пористости в заготовке после ее спекания не получают комплекс механических характеристик: высокие прочность и пластичность.

При такой остаточной пористости легирующие добавки после термообработки также практически не оказывают влияния на механические характеристики изготовленной детали.

Легирующие добавки в виде порошков других металлов вносят в порошковую шихту – смесь основного железного порошка с порошком стеарата цинка, выполняющим роль смазки. Смешение компонентов производится в специальных смесителях.

После формования заготовок партию порошковых деталей подвергают спеканию в методической печи с восстановительной атмосферой. В результате спекания легированная порошковая шихта превращается в порошковую сталь.

Описание решения проблемы. Авторами статьи разработаны схемы изготовления высокоплотных деталей из порошковых материалов на железной основе. В соответствии с этими схемами в уплотняемом материале создаются сдвиги слоев, что приводит к закрытию макропор в уплотняемой заготовке и позволяет осуществлять уплотнение с величиной удельной силы на инструменте, ограниченной только сопротивлением инструмента усталости. В рассматриваемой постановке проблемы речь идет не о прочности инструмента, а о его сопротивлении усталости, поскольку результаты исследований предназначены для их практической реализации в крупносерийном производстве деталей машиностроения.

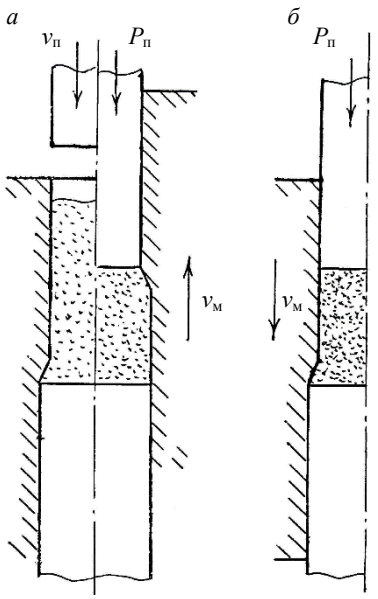


Рис.1. Схемы формования порошковой заготовки осевым сжатием с созданием сдвигов слоев материала

Разработанные авторами статьи схемы формования заготовок приведены на рис.1.

Первая (I) схема – формование образца движением пуансона со скоростью $v_п$ с одновременным увеличением диаметра образца при его перемещении из верхней цилиндрической полости матрицы с меньшим диаметром в нижнюю цилиндрическую полость с большим диаметром (рис. 1, *а*). Указанное перемещение осуществляется движением матрицы в направлении стрелки $v_м$. При этом происходит послойное радиальное выдавливание материала образца в открывающуюся полость матрицы.

Вторая (II) схема – те же операции, что и в первой. Затем, при сохранении силы $P_п$ со стороны пуансона, выдавливание образца из полости матрицы бóльшего диаметра в полость меньшего, осуществляемое перемещением матрицы (рис. 1, *б*) в направлении стрелки $v_м$.

DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

Изменение формы заготовки при обработке давлением всегда сопряжено со сдвигами в материале. Сдвиги создаются как при формовании порошка с использованием I схемы его уплотнения, так и II схемы.

При формовании по описанным схемам достигается средняя плотность деталей 90 % и более.

В результате можно осуществить фрезерование формованной заготовки до ее спекания и изготовить на ее меридиональной поверхности шлиф. Это достижение в порошковой металлургии, поскольку позволяет рассматривать в микроскоп не только исходную порошковую шихту и структуру порошковых образцов после их спекания, но и структуру формованной заготовки до ее спекания.

В статье исследованы достигаемые механические характеристики образцов, изготовленных по приведенным на рис.1 схемам, в зависимости от марки порошкового материала и приложенной к образцу удельной уплотняющей порошок силы. Что касается структуры формованных образцов, то в работе [12] показана возможность установления корреляционных связей их структуры с механическими характеристиками. В нашей статье задача выявления такой корреляции не ставится.

Авторами статьи [4] приведено аналитическое исследование величин накопленных деформаций при измельчении зерен порошковых заготовок их обработкой с использованием схем уплотнения (рис.1). В данной статье основное внимание сосредоточено на измерении показателей твердости и прочности изготовленных образцов до их спекания, что ранее не проводилось из-за недостаточной плотности образцов, а также на описании изменений этих показателей уравнениями регрессии.

Методы исследования, оборудование. Для реализации схемы формования порошковой заготовки осевым сжатием с созданием сдвигов ее слоев применяются разработанные авторами конструкции специализированных прессов [5, 9] (рис.2).

В прессе матрицу, установленную в траверсе, с помощью присоединенных к ней боковых гидроцилиндров принудительно перемещают в направлении, определяемом схемой рис.1.

Функцию ползуна пресса выполняет плунжер главного центрального гидроцилиндра, расположенный ниже траверсы, непосредственно на котором без штамповой плиты размещен продвигающий заготовку пуансон. Второй пуансон расположен на неподвижной опоре, соединенной с верхней поперечиной пресса.

Возврат плунжера главного гидроцилиндра осуществляется дополнительным гидроцилиндром, размещенным под нижней поперечиной пресса.

Отметим, что при уплотнении порошка с использованием схем (рис.1) и пресса (рис.2) реализована идея активного использования сил контактного трения между образцом и инструментом, отмеченная выше при рассмотрении работы [21]. Более весомо эта проблема раскрыта в работе [13].

В описанном ниже исследовании смешивание порошков осуществлялось в смесителе периодического действия сухим способом. Горизонтально расположенный барабан (скорость вращения 50 об/мин) заполняли порошками на 1/2-1/3 объема. Кроме порошков, в барабан загружали шарики от подшипника качения диаметром 15 мм. Время перемешивания составляло 1 ч. После перемешивания шарики извлекали из шихты.

При использовании способа уплотнения (см. рис.1) для построения математических моделей, позволяющих определять плотность, прочность и распределение микротвердости формованных порошковых образцов до их спекания, а также твердость и предел прочности изготовленных из них заготовок после их спекания, выполнены следующие эксперименты.

Спекание заготовок проводили в восстановительной атмосфере. Атмосферой служил водород. Использовали проходную печь, имевшую три зоны: зону выжига стеарата цинка при температуре 600-700 °С, зоны спекания (температура 1100 °С, выдержка 1,5 ч) и охлаждения спеченных образцов до температуры ниже 600 °С. Такой режим в печи позволяет избежать охлаждения образцов на воздухе с образованием окалины.

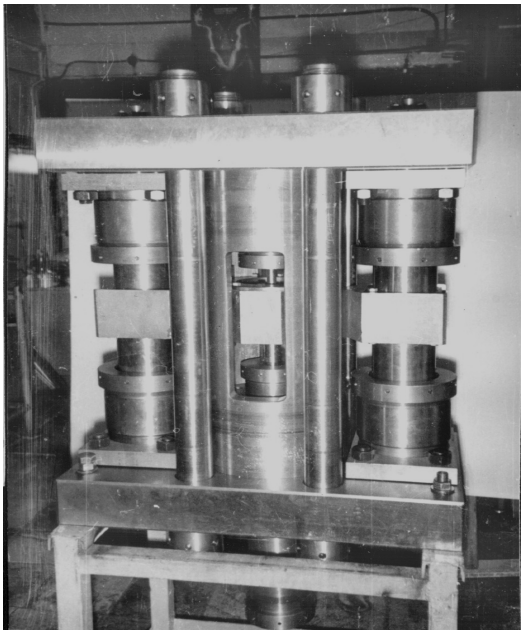


Рис.2. Пресс для формования порошковой заготовки с созданием сдвигов между ее частицами

DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

В эксперименте по формованию высокоплотных образцов исследованы порошки ПЖВ2.160.28, ПЖРВ2.200.26, ПЖРВ3.200.26, ПЖВ4.160.28 (ГОСТ 9849-86), WPL-200, ULTRAPAC-LE (Mannesmann Demag). Отметим, что порошок ULTRAPAC-LE исходно легирован следующими компонентами, %: 1,5 Cu; 4 Ni; 0,5 Mo [15].

Марка порошка принята за фактор X_1. В проведенном исследовании рассмотренным порошкам присвоены условные значения уровней фактора X_1: 0, 1, 2, 3, 4, 5 в соответствии с порядком, в котором они записаны выше.

При реализации схем формования (рис.1) использовали матрицу с участками полости диаметром 32 и 36 мм. Удельная сила p, приложенная к торцу уплотняемой в матрице порошковой заготовки (фактор X_2), в конце формования составляла 300; 340; 380; 420 МПа.

Механическим схемам формования образцов (фактор X_3) присвоены следующие условные значения уровней: 0 – I схема и 1 – II схема. Стеарат цинка (фактор X_4) в шихту добавляли в количестве 0,5 % и 1 % по массе.

План эксперимента выбран из каталога В.З.Бродского (табл. 1). В результате эксперимента по плану, приведенному в табл. 1, для плотности формованных образцов, твердости по Бринеллю и предела прочности заготовок, полученных после спекания этих образцов, строятся математические модели следующего вида:

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^{4} b_i X_i + \sum_{i=1}^{2} b_{ii} X_i^2 + \sum_{i=1}^{2} b_{iii} X_i^3 + b_{1111} X_1^4 + b_{11111} X_1^5 , \quad (1)$$

где i – номер фактора; X_i – значение фактора; b_0, b_i, b_{ii}, b_{iii}, b_{1111}, b_{11111} – коэффициенты математической модели соответственно перед свободным членом и факторами, входящими в модель линейно, квадратично, кубически, в четвертой и пятой степенях.

Таблица 1

План эксперимента в натуральном масштабе и результаты опытов

Номер опыта	Марка порошка	p, МПа	Схема формования	Содержание стеарата цинка, %	γ, г/см^3	НВ	Прочность деталей $\sigma_в$, МПа	
1	2	3	4	5	6	7	8	
1	ПЖВ2.160.28	300	0	0,5	5,7	36,1	65	59
2	ПЖРВ2.200.26	340	0	1	5,77	47,4	77	71
3	ПЖРВ2.200.26	380	0	0,5	5,8	46,5	94	85
4	ПЖВ2.160.28	420	0	1	6,4	50,4	121	119
5	ПЖРВ2.200.26	420	1	0,5	7,15	67,8	211	197
6	ПЖВ2.160.28	380	1	1	7,25	71,6	223	213
7	ПЖВ2.160.28	340	1	0,5	7,05	54,5	193	187
8	ПЖРВ2.200.26	300	1	1	6,9	53,8	168	164
9	ПЖРВ3.200.26	300	0	0,5	5,8	34,6	52	48
10	ПЖВ4.160.28	340	0	1	5,65	30,2	42	36
11	ПЖВ4.160.28	380	0	0,5	5,65	31,0	52	46
12	ПЖРВ3.200.26	420	0	1	6,34	43,2	109	103
13	ПЖВ4.160.28	420	1	0,5	6,5	45,5	171	175
14	ПЖРВ3.200.26	380	1	1	7,15	47,8	196	188
15	ПЖРВ3.200.26	340	1	0,5	6,75	47,1	165	161
16	ПЖВ4.160.28	300	1	1	6,4	33,4	117	107
17	WPL-200	300	0	0,5	5,65	46,7	69	63
18	ULTRAPAC-LE	340	0	1	6,0	82,3	202	186
19	ULTRAPAC-LE	380	0	0,5	6,05	85,6	214	206
20	WPL-200	420	0	1	6,2	45,0	128	126
21	ULTRAPAC-LE	420	1	0,5	7,15	116,0	390	366
22	WPL-200	380	1	1	7,3	68,2	227	223
23	WPL-200	340	1	0,5	7,05	59,1	199	197
24	ULTRAPAC-LE	300	1	1	7,15	88,4	332	320

DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

Плотность определяли как частное от деления массы взвешенного на лабораторных весах образца на его объем. Объем рассчитывали на основании измерений высот участков образца с диаметром 32 и 36 мм.

Твердость по Бринеллю заготовок после спекания измеряли по стандартной методике.

В предшествующих работах авторов данной статьи для отечественных порошков установлена зависимость между твердостью по Бринеллю спеченной порошковой заготовки и ее пределом прочности, описанная уравнением регрессии [9]:

$$\sigma_в = 5{,}449\,\text{HB} - 192{,}7\,. \qquad (2)$$

Для порошков WPL-200 и ULTRAPAC-LE аналогичные зависимости приведены в проспекте фирмы «Mannesmann Demag» [15].

С использованием этих зависимостей по величине твердости спеченной заготовки в каждом из опытов был определен предел прочности.

Во втором эксперименте в штампе исследовалась прочность образцов на срез до их спекания.

Для определения напряжения разрушения при срезе $\tau_{ср}$ применяли два комплекта ножей, отличающиеся друг от друга только диаметрами полостей для разрезки цилиндрических образцов: $d = 36$ мм – реализация I схемы формования (рис. 1, *а*) и $d = 32$ мм – после II схемы формования (рис. 1, *б*).

Опыты проводили на испытательной машине фирмы «Инстрон» (сила 3,5 МН) следующим образом: штамп с заготовкой 1 (рис.3) устанавливался на неподвижную плиту испытательной машины, верхняя плита штампа с пуансоном 3 опускалась, через нее передавалась сила на нож 2, и заготовка разрезалась по двум сечениям. При этом пишущим устройством машины фиксировалась сила среза.

Разрез по двум сечениям необходим, так как нож 2 имеет достаточную для обеспечения его прочности и жесткости толщину. При его опускании из заготовки 1 вырезалась часть в форме «таблетки». Торцы «таблетки» являлись указанными выше двумя сечениями. При этом пишущим устройством машины фиксировалась сила среза.

Касательное напряжение на поверхности среза (в мегапаскалях) определялось по формуле $\tau_{ср} = P/2S$, где P – сила (максимальная), кН; $2S$ – суммарная площадь среза образца по двум сечениям, мм^2.

Поскольку в современных технологических процессах объединяют разные физико-химические технологии, важные задачи современного машиностроения решаются путем сотрудничества специалистов из разных научных областей [16, 17, 19].

В связи с этим среди влияющих на уплотнение порошковой шихты факторов исследовано воздействие магнитно-импульсной обработки (МИО) уплотняемого материала. МИО при формовании порошковых заготовок авторами статьи применялась и ранее [4]. Однако в ранних исследованиях заготовки формовали традиционным уплотнением в закрытой матрице, без создания сдвигов слоев уплотняемой шихты. В прошлых исследованиях был выявлен существенный эффект магнитных импульсов, позволяющих повысить плотность порошковых заготовок. Основываясь на указанном опыте, МИО была применена в описываемом эксперименте.

Оценивалось влияние на плотность формованного образца МИО порошка, предшествующей его уплотнению, а также МИО формованного образца. МИО порошка проводилась по схеме (рис.4) и преследовала ту же цель – повышение плотности заготовок.

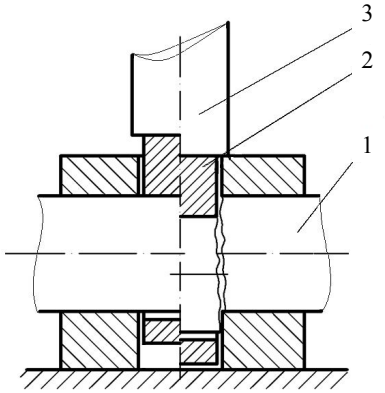


Рис.3. Схема штампа для испытания прочности неспеченных образцов на срез ($\tau_{ср}$)
1 – образец; 2 – нож; 3 – пуансон

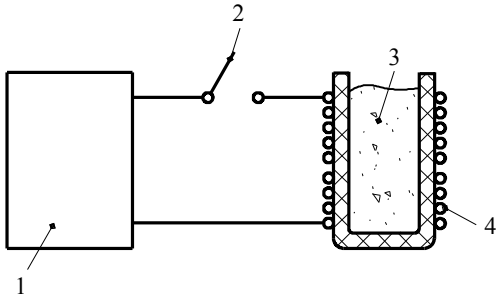


Рис.4. Схема магнитно-импульсной обработки
1 – источник импульсного магнитного поля;
2 – устройство замыкания цепи; 3 – порошок; 4 – индуктор

DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

В наших исследованиях МИО железного порошка и образцов осуществлялась на установке «Импульс-А», созданной в МГТУ им. Н.Э.Баумана.

Навеска 100 г порошковой шихты загружалась в кассету и помещалась в индуктор. При замыкании цепи происходила МИО. Напряженность поля 10^6 А/м, а длительность обработки 0,8 мс. Обработанная партия шихты выдерживалась 24 ч с целью выравнивания остаточных напряжений в частицах. Формованные образцы обрабатывались с теми же режимами, что и шихта.

В исследовании использовали порошковую шихту на основе железного порошка марки ПЖРВ3.200.28. Определяли влияние на величину $\tau_{ср}$ следующих факторов: схема формования – X_1; наличие МИО порошка – X_2; наличие МИО образца – X_3; содержание в шихте стеарата цинка, % – X_4; содержание в шихте углерода, % – X_5.

Авторами статьи на основе предварительных опытов задана форма математической модели:

$$y = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_3 + b_4X_4 + b_5X_5 + b_{12}X_1X_2 . \quad (3)$$

При варьировании схемы деформирования (см.рис.1) схеме I был присвоен уровень фактора $X_1 = 0$, а схеме II – уровень $X_1 = 1$. При наличии МИО шихты $X_2 = 0$, при отсутствии – $X_2 = 1$. При наличии МИО образца $X_3 = 0$, при отсутствии – $X_3 = 1$. Фактор X_4 варьировали на уровнях 1 % по массе и 0,5 %. Фактор X_5 варьировали на уровнях 0 % и 0,6 % по массе.

Опыты были выполнены по приведенному в столбцах 2-6 табл.2 плану эксперимента и продублированы для проведения последующего статистического анализа результатов. План эксперимента выбран из каталога В. З. Бродского.

Таблица 2

План эксперимента и результаты опытов по замерам $\tau_{ср}$

Номер опыта	X_1	X_2	X_3	X_4, %	X_5, %	$\tau_{ср}$, МПа
1	2	3	4	5	6	7
1	0	1	1	1	0	19,2
2	1	1	1	0,5	0,6	26,8
3	0	0	1	0,5	0	17,7
4	1	0	1	1	0,6	30,0
5	0	1	0	1	0,6	13,8
6	1	1	0	0,5	0	28,9
7	0	0	0	0,5	0,6	13,2
8	1	0	0	1	0	29,3

В третьем эксперименте исследовано распределение микротвердости (H_{100}) в формованных со сдвигами слоев порошковых заготовках.

Порошковую шихту на основе ПЖРВ3.200.26 использовали в двух состояниях: без МИО и после МИО. Заготовки формовали по двум схемам (см. рис.1).

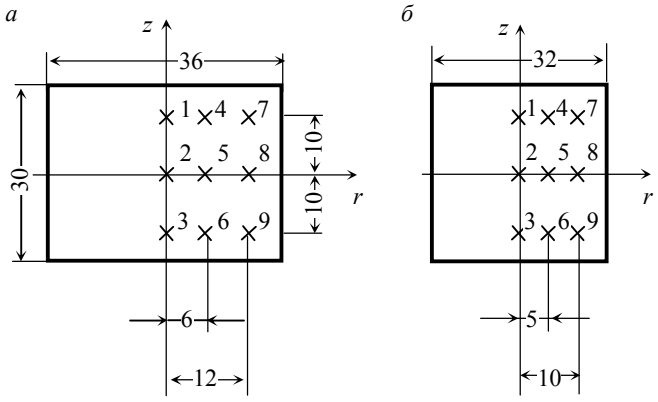


Рис.5. Схема разбивки меридиональных сечений заготовок на области: для деформирования по I схеме (*а*); для деформирования по II схеме *(б)*

У формованных заготовок до их спекания замеряли микротвердость на их меридиональном сечении.

Область плоскости меридионального сечения заготовки была разбита на 9 областей (рис.5).

На основе проведенных предварительных опытов задана следующая форма математической модели:

$$H_{100} = b_0 + b_{11}X_1^2 + b_{22}X_2^2 + b_1X_1 + b_2X_2 + \\ + b_2X_2 + b_3X_3 + b_4X_4 + b_5X_5 . \quad (4)$$

В эксперименте координату центра каждой пронумерованной на рис.5 области по

DOI: 10.31897/ PMI.2019.2.216

радиусу, отнесенную к диаметру формованного образца (фактор X_1) варьировали на уровнях: 0; 0,33; 0,66. Координату центра каждой пронумерованной на рис.5 области по высоте, отнесенную к диаметру формованного образца (фактор X_2), варьировали на уровнях: –0,6; 0; +0,6. При варьировании схемы деформирования схеме I был присвоен уровень фактора $X_3 = 0$, а схеме II – $X_3 = 1$. При наличии МИО шихты $X_4 = 0$, при отсутствии МИО шихты $X_4 = 1$. При наличии МИО образца $X_5 = 0$, при отсутствии – $X_5 = 1$.

Опыты проводили по плану, приведенному в столбцах 2-6 табл.3. План эксперимента выбран из каталога В.З.Бродского.

Таблица 3

План эксперимента и результаты опытов по замерам микротвердости H_{100}

Номер опыта	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	Номер дубля опыта	Микротвердость H_{100} (y)	$\bar{y}_u$	$y_м$
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	0	–0,6	0	0	0	1	99,85	99,85	99,2
						2	99,85		
						3	99,85		
2	0,33	0	0	1	0	1	92,72	94,17	94,48
						2	95,64		
						3	94,46		
3	0,66	0,6	1	0	0	1	84,13	84,14	85,3
						2	85,31		
						3	82,98		
4	0,33	0,6	0	0	0	1	109,47	103,7	100,5
						2	97,18		
						3	104,44		
5	0,66	–0,6	0	1	0	1	99,85	96,6	96,8
						2	99,85		
						3	89,96		
6	0	0	1	0	0	1	98,76	104,6	103,1
						2	107,53		
						3	105,36		
7	0,66	0	0	0	1	1	105,36	99,01	96,5
						2	95,6		
						3	96,08		
8	0	0,6	0	1	1	1	115,18	105,5	109,37
						2	99,85		
						3	101,52		
9	0,33	–0,6	1	0	1	1	99,85	99,85	101,9
						2	99,85		
						3	99,85		

Цель создания математической модели состоит в возможности расчета по ней значений микротвердости в любой точке формованной заготовки, хотя для построения этой модели проведено всего 9 опытов (при трех повторах каждого).

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

Математические модели (1), (3), (4) записаны в общем виде. На основании результатов опытов при реализации планов экспериментов (табл.1, 3, 5) рассчитали их коэффициенты. Отметим, что применение несложной формулы для расчета коэффициентов возможно только, если матрицы планов экспериментов, приведенные в табл.1, 3 и 5, при расчетах были переведены в кодированный масштаб, в котором они отвечают условиям симметрии и ортогональности.

После расчета коэффициентов в этом кодированном масштабе проводили статистический анализ моделей. В результате статистического анализа оценивали (при доверительной вероятности 95 %) значимость рассчитанных коэффициентов, и члены с коэффициентами, значимость которых не подтвердилась, из моделей были исключены. Этим объясняется отсутствие части членов в моделях, приведенных ниже, по сравнению с моделями (1), (3) и (4).

Проверка адекватности всех приведенных ниже моделей осуществлена с помощью критерия Фишера (при доверительной вероятности 95 %). Проверка показала, что основание для непринятия гипотезы об адекватности какой-то из приведенных моделей отсутствует.

DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

После описанного статистического анализа приведенные математические модели были возвращены в тот масштаб, в котором заданы исходные модели (1), (3) и (4).

Результаты исследования. При сочетании факторов для каждого опыта, заданного планом эксперимента (см. табл.1), были сформованы два образца. Приведенные в столбце 6 табл.1 значения плотностей – средние по двум образцам.

Путем обработки результатов опытов получено следующее уравнение модели для плотности (в граммах на кубический сантиметр) изготовленных образцов:

$$\gamma = 4{,}7 - 2{,}38X_1 + 0{,}0031X_2 + 1{,}66X_3 + 0{,}368X_4 + \\ + 3{,}95X_1^2 - 2{,}303X_1^3 + 0{,}5447X_1^4 - 0{,}04455X_1^5. \quad (5)$$

При анализе модели (5), чтобы выявить влияние марки порошка для присвоенных порошкам значений (X_1), рассчитаны значения величины A:

$$A = -2{,}38X_1 + 3{,}95X_1^2 - 2{,}303X_1^3 + 0{,}547X_1^4 - 0{,}04455X_1^5.$$

Результаты расчета следующие. Для порошка ПЖВ2.160.28 $A = 0$, для ПЖРВ2.200.26 $A = -0{,}233$, для ПЖРВ3.200.26 $A = -0{,}094$, для ПЖВ4.160.28 $A = -0{,}476$, для WPL-200 $A = 0{,}112$, для ULTRAPAC-LE $A = 0{,}194$.

Таким образом, наибольшая плотность при остальных равных условиях достигается при порошке ULTRAPAC-LE, наименьшая – при порошке ПЖВ4.160.28.

Анализ модели (5) показывает также, что сила на торце порошковой заготовки (фактор X_2) влияет линейно на ее плотность, поскольку значимость коэффициентов b_{22} и b_{222} [(см. формулу (1)] не подтвердилась. Наибольшее влияние на плотность образца оказывает схема его формования в соответствии с рис.1.

На плотность образца значительно влияет содержание стеарата цинка в шихте: примерно такое же, как и удельной силы сжатия.

Значения твердости для каждого опыта приведены в столбце 7 табл.1.

Приведенные в табл.1 значения твердости – средние по двум заготовкам. При этом для каждой заготовки твердость измеряли трехкратно на каждом из торцов и находили среднее шести измерений.

Уравнение модели для твердости изготовленных образцов:

$$\mathrm{HB} = 271{,}3 - 0{,}486X_1 - 2{,}24X_2 + 14{,}52X_3 + 11{,}06X_1^2 + \\ + 0{,}0069X_2^2 - 13{,}65X_1^3 - 0{,}0000066X_2^3 + 4{,}26X_1^4 - 0{,}38X_1^5. \quad (6)$$

Полученное уравнение показывает, что содержание стеарата цинка в шихте не влияет на твердость спеченной заготовки, поскольку значимость коэффициента перед X_4 не подтвердилась. Стеарат цинка выгорает на стадии спекания образца в первой зоне проходной методической печи.

По величине твердости заготовки в каждом из опытов с использованием формулы (2) была определена ее прочность. Результаты приведены в столбце 8 табл. 1 в соответствии с номерами опытов.

Для каждого опыта в столбце 8 табл.1 приведены два значения прочности, поскольку в каждом опыте было изготовлены по два образца.

Уравнение модели для прочности изготовленных заготовок (в мегапаскалях):

$$\sigma_в = 1115{,}31 - 138{,}31X_1 - 9{,}474X_2 + 112{,}83X_3 + 12X_4 + 236{,}75X_1^2 + \\ + 0{,}0264X_2^2 - 144{,}1545X_1^3 - 0{,}000023X_2^3 + 34{,}45X_1^4 - 2{,}754X_1^5. \quad (7)$$

Влияние типа порошка на прочность детали для присвоенных порошкам условных значений уровней X_1 можно определить по формуле

$$B = -138{,}31X_1 + 236{,}75X_1^2 - 144{,}1545X_1^3 + 34{,}45X_1^4 - 2{,}754X_1^5.$$

Результаты расчета следующие. Для порошка ПЖВ2.160.28 $B = 0$, для ПЖРВ2.200.26 $B = -14$, для ПЖРВ3.200.26 $B = -19{,}9$, для ПЖВ4.160.28 $B = -55{,}5$, для WPL-200 $B = 6{,}64$, для ULTRAPAC-LE $B = 129{,}45$.

DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

Результаты расчета показывают, что наибольшая прочность при остальных равных условиях достигается при порошке ULTRAPAC-LE, наименьшая – при порошке ПЖВ4.160.28.

На рис.6 приведены графики зависимости плотности образцов, сформованных по I схеме (см. рис.1, *а*), твердости и прочности заготовок после спекания этих образцов. Графики построены в зависимости от удельных сил, приложенных к торцам формуемых образцов, при 1 %-ном содержании стеарата цинка в шихте.

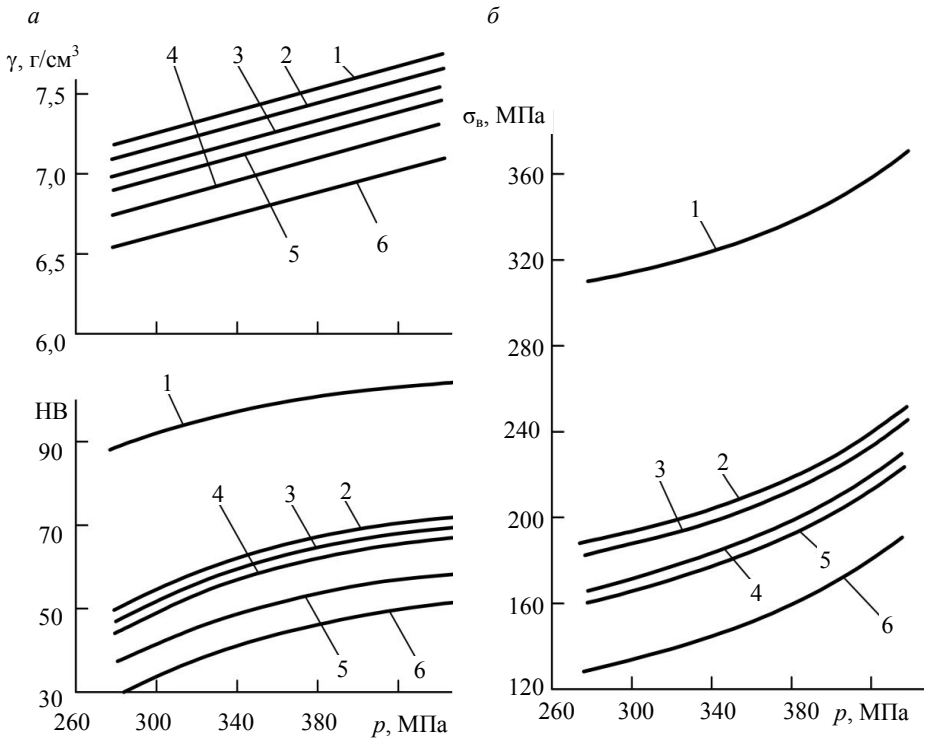


Рис.6. Зависимости плотности γ образцов, изготовленных по I схеме, твердости HB (*а*) и прочности заготовок (после спекания образцов) (*б*) от удельных сил *p* формования образцов

1 – порошок ULTRAPAC-LE; 2 – порошок WPL-200; 3 – ПЖВ2.160.28; 4 – ПЖРВ2.200.26; 5 – ПЖРВ3.200.26; 6 – ПЖВ4.160.28

Твердость и прочность заготовок наиболее зависят от марки порошка: легированный порошок ULTRAPAC-LE имеет существенное преимущество перед нелегированными порошками, однако схема формования (рис. 1) тоже вносит существенный вклад, изменяя достигаемую прочность в среднем на 50 %.

При одинаковых силах формования плотность образцов из порошка ULTRAPAC-LE выше плотности образцов из порошков ПЖВ2.160.28 и WPL-200. Плотность последних на 6-7 % выше плотности образцов из порошка ПЖВ4.160.28 и на 2-3 % выше плотности образцов из порошков ПЖРВ2.200.26 и ПЖРВ3.200.26.

Прочность заготовок из порошка ULTRAPAC-LE соответственно в 2-2,4 раза и в 1,5-1,7 раза выше прочности заготовок из ПЖВ4.160.28 и ПЖВ2.160.28. Заготовки из порошка ПЖВ2.160.28 незначительно уступают по прочности заготовкам из WPL-200. Их прочность превышает на 6-10 % прочность заготовок из ПЖРВ2.200.26 и ПЖРВ3.200.26.

Кривые, приведенные на рис. 6, позволяют провести пересчет результатов исследований по формованию заготовок из порошка одной марки на другие марки железных порошков. Из графиков видно постоянство расстояний между кривыми и углов наклона касательных к ним вне зависимости от удельной силы формования. Следовательно, изменение плотности, твердости и прочности порошковой заготовки, связанное с заменой марки порошка, не зависит от силы формования.

Результаты опытов по измерению прочности, определяемой испытанием на срез (см. рис. 3) формованных неспеченных заготовок, приведены в столбце 7 табл. 2.

Уравнение модели для прочности при испытании изготовленных неспеченных образцов на срез имеет вид

$$\tau_{ср} = 16{,}32 - 12{,}78X_1 + 212X_3 - 4{,}7X_5 . \quad (8)$$

Анализ полученной модели позволил сделать следующее заключение.

Установлено сильное влияние схемы формования образца (X_1) на его прочность. Так, при средней величине $\tau_{ср}$ = 16,32 МПа схема формования изменяет это напряжение на 12,78 МПа.

Влияние МИО порошковой шихты на $\tau_{ср}$ формованного образца незначительно. В то же время МИО образца увеличивает $\tau_{ср}$ вне зависимости от схемы формования. Увеличение $\tau_{ср}$ объясняется тем, что МИО выравнивает остаточные напряжения в образце до некоторого среднего значения.

DOI: 10.31897/PMI.2019.2.216

Увеличение количества углерода в шихте уменьшает $\tau_{ср}$. Это можно объяснить тем, что имеющий пластинчатую структуру порошок углерода, распределенный между зернами железного порошка, при срезе под действием сдвигающих напряжений способствует началу скольжения частей образца друг относительно друга.

Заметим, что отмеченное выше влияние содержания в шихте углерода характерно только при испытаниях образцов, не подвергнутых спеканию. В процессе спекания углерод взаимодействует с частицами железного порошка, осуществляя его легирование.

Результаты замеров микротвердости с трехкратным дублированием в каждом из опытов приведены в столбцах 8 и 9 табл. 3.

После обработки результатов опытов получено следующее уравнение для распределения микротвердости в формованных образцах:

$$y_{м} = 102{,}865 + 59{,}23X_1^2 - 18{,}47X_2^2 - 32{,}211X_1 - 0{,}813X_2 + 2{,}124X_3 - 3{,}2X_4 + 0{,}93X_5 . \qquad (9)$$

Цель создания математической модели – возможность 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 (4) математической модели (в частности, степени, в которой факторы входят в эту модель, отсутствия членов, описывающих взаимное влияние факторов) был достаточно удачным: несмотря на малое количество членов этой модели и, соответственно, всего 9 опытов для определения числовых значений коэффициентов, данные в столбце 9 табл. 3 (полученные экспериментально) и столбце 10 (рассчитанные по модели (9)) близки между собой. Анализ математической модели (9) распределения микротвердостей показал следующее.

Значения микротвердостей по радиусу заготовки, формованной без МИО, распределяются по некой гиперболе с максимальными значениями H_{100} в центре заготовки и вдоль ее боковых поверхностей. В центре заготовки повышение H_{100} происходит под действием максимальных осевых напряжений.

В боковых поверхностях этот максимум обеспечивают касательные напряжения. Минимальные значения H_{100} на расстояниях от оси $\approx \pm 0{,}5R$, где R – радиус заготовки. Такое распределение H_{100} объясняется тем, что на указанных расстояниях давление от осевой силы и касательных напряжений на боковых поверхностях ослабевает.

До проведения эксперимента можно было предполагать, что на заключительной стадии формования 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 равномерность распределения микротвердости по высоте заготовки выше, чем при I схеме, что является одним из преимуществ II схемы формования. Также 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}.

МИО порошка выравнивает показатели H_{100} по радиусу и высоте заготовки как при I, так и при II схемах формования. При МИО формованного образца распределение твердости по его меридиональному сечению при формовании по II схеме такое же равномерное, как и по II схеме при МИО порошка. Однако значения твердостей выше, чем при МИО порошка. При проведении МИО как порошка, так и формуемой заготовки наблюдается наиболее равномерное распределение микротвердости в образце.

Заключение. Проведенные исследования показали, что независимо от марки порошка, для достижения высоких плотности, твердости и прочности изготовленных заготовок деталей целесообразно применять схемы формования порошковой шихты, предусматривающие большие сдвиги между частицами, при этом плотность заготовок повышается в среднем на 10-12 %, а прочность – примерно в 2 раза.

Установлено сильное влияние сдвигов между частицами при формовании на сопротивление неспеченного образца срезу. Так, при среднем значении напряжения поперечного среза образца 16,32 МПа формование со сдвигами между частицами изменяет это напряжение на

12,78 МПа, т.е. на 78 %. Такое увеличение прочности на срез образца до его спекания (при экспресс-анализе) косвенно указывает на повышение его прочности после проведения операции спекания. Увеличение прочности (в сочетании с повышением пластичности) будет еще более существенным при наличии в шихте компонентов, легирующих железный порошок основы и создающих после спекания порошковую сталь.

Магнитно-импульсная обработка формованного образца до его спекания увеличивает его прочность на срез вне зависимости от схемы формования. Увеличение прочности объясняется тем, что МИО выравнивает остаточные напряжения в образце до некоторого среднего значения. Выравнивание остаточных напряжений в неспеченном образце способствует улучшению условий его последующего спекания.

Значения микротвердости по радиусу образца до его спекания, формованного без МИО, распределяются по гиперболе с максимальными значениями в центре заготовки и вдоль ее боковой поверхности.

Проведение МИО порошка выравнивает микротвердость по радиусу и высоте образца до его спекания. При проведении МИО как порошка, так и сформованного образца достигается наиболее равномерное распределение микротвердости в образце, что после последующего спекания приведет к наиболее равномерному распределению механических характеристик изделия.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Валиев Р.З.* Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / Р.З.Валиев, И.В.Александров. М.: Академкнига, 2007. 398 с.

2. *Грешнов В.М.* Новая технологическая схема прессования металлов / В.М.Грешнов, О.В.Голубев, А.В.Ртищев // Кузнечно-штамповочное производство. 1997. № 2. С. 8-12.

3. *Дмитриев А.М.* Повышение плотности порошковых заготовок при формовании на прессах / А.М.Дмитриев, В.П.Ступников // Кузнечно-штамповочное производство. 2001. № 1. С. 24-28.

4. *Коробова Н.В.* Определение накопленных деформаций при измельчении зерен порошковых заготовок обработкой давлением / Н.В.Коробова, А.М.Дмитриев // Металлообработка. 2008. № 6 (48). С. 44-49.

5. Отечественное развитие и решение проблемы штамповки полых деталей цилиндрической формы, имеющих конический придонный участок / А.М.Дмитриев, Н.В.Коробова, Н.С.Толмачев, А.Ю.Аксененко // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. Вып. 10: в 2 ч. Ч. 2. 2014. С. 3-18.

6. Процессы пластического структурообразования металлов / В.М.Сегал, В.И.Резников, И.И.Копылов, Д.А.Павлик, В.Ф.Малышев. Минск: Навука і техніка, 1994. 232 с.

7. *Степанов Б.А.* Специализированное оборудование для штамповки осесимметричных крупногабаритных поковок // Технология металлов. 2012. № 1. С. 41-45.

8. *Субич В.Н.* Штамповка поковок тонкостенных дисков осадкой вращающимся инструментом / В.Н.Субич, О.А.Ганаго, Б.А.Степанов // Кузнечно-штамповочное производство. 1981. № 6. С. 31-34.

9. Технология конструкционных материалов / А.М.Дальский, Т.М.Барсукова, А.Ф.Вязов, В.С.Гаврилюк, А.М.Дмитриев и др. М.: Машиностроение. 2005. 592 с.

10. Alloy Composition, Deformation Temperature, Pressure and Post-Deformation Annealing Effects in Severely Deformed Ti-Ni Based Shape Memory Alloys / S.D.Prokoshkin, I.Yu.Khmelevskaya, S.B.Dobatkin, I.B.Trubisyna, V.V.Stolyarov, E.A.Prokofiev // Acta Materialia. 2005. Vol. 53. N 9. P. 2703-2714.

11. Compaction of Amorphous Aluminum Alloy Powder by Direct Extrusion and Equal Channel Angular Extrusion / O.N.Senkov, S.V.Senkova, J.M.Scott, D.B.Miracle // Materials Science and Engineering: A. 2005. Vol. 393. N 1-2. P.12-21.

12. Correlanion between microstructure and mechanical properties of severely deformed metals / J.Gubicza, N.Q.Chinh, J.L.La′ba′r, Z.Hegedus, S.Dobatkin, T.G.Langdon // Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 483. N 1-2. P. 271-274.

13. *Dmitriev A.M.* Expanding of Application of Cold Die Forging by Inducing Active Contact Friction Forces / A.M.Dmitriev, N.V.Korobova // Journal of Friction and Wear. 2013. Vol. 34. N 3. P. 232-237.

14. Experimental Parameters Influencing Grain Refinement and Microstructural Evolution during High-Pressure Torsion / A.P.Zhilyaev, M.D.Baro′, G.V.Nurislamova, B.-K.Kim, J.A.Szpunar, T.G.Landon // Acta Materialia. 2003. Vol. 51. N 3. P.753-765.

15. Iron and Steel Powders for Sintered Components / Höganäs. URL: https//www.hoganas.com/pmc (дата обращения 15.09.2018).

16. *Macsarov V.V.* Managing the Process of Chip Formation by Preliminary Local Action on the Worcable Surface of the Worcpiece / V.V.Macsarov, J.Olt // Journal of Mechanical Engineering. 2008. N 6. P. 45-49.

17. *Madissoo M.* Testing of the External Tool Holder Equipped with Alternate in its Construction / M.Madissoo, A.Rassner, V.Maksarov // Material Science. 2015. Vol. 21. N 3. P.391-395.

18. Microstructure of Aluminium-Iron Subjected to Severe Plastic Deformation / O.N.Senkov, F.N.Froes, V.V.Stolyarov, R.Z.Valiev, J.Liu // Scripta Materialia. 1998. Vol. 38. N 10. P. 1511-1516.

19. *Olt J.* Dynamic Simylation of Chip Formation in the Process of Cutting / J.Olt, F.Liyvapuu, M.Madissoo // International Journal of Materials & Product Technology. 2016. Vol. 53. N 1. P. 1-14.

20. *Rosochowski A.* Processing Metals by Severe Plastic Deformation // Solid State Phenomena. 2005. Vol. 101-102. P. 13-22.

21. *Segal V.M.* Engineering and Commertialization of Equal Channel Angular Extrusion (ECAE) // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 386. N 1-2. P. 269-276.

22. *Segal V.M.* Materials Processing by Simple Shear // Material Science and Engineering: A. 1995. Vol. 197. N 2. P. 157-164.

23. *Segal V.M.* Severe Plastic Deformation: Simple Shear Versus Pure Shear // Materials Science and Engineering: A. 2002. Vol. 338. N 1-2. P. 331-344.

24. *Segal V.M.* Slip Line Solution, Deformation Mode and Loading History During Equal Channel Angular Extrusion // Materials Science and Engineering: A. 2003. Vol. 345. N 1-2. P. 36-46.

25. *Semiatin S.L.* Effect of Material Properties and Tooling Design on Deformation and Fracture During Equal Channel Angular Extrusion / S.L.Semiatin, D.P.Delo, E.B.Shell // Acta Materialia. 2000. Vol. 48. N 8. P. 1841-1851.

Авторы: **А.М.Дмитриев**, *д-р техн. наук*, *профессор*, *чл.-кор. РАН*, *countess.olga@gmail.com* (*Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»*, *Москва*, *Россия*), **Н.В.Коробова**, *д-р техн. наук*, *заведующая кафедрой*, *эксперт РАН*, *mt-6@yandex.ru* (*Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»*, *Москва*, *Россия*), **А.Ж.Бадалян**, *канд. техн. наук*, *преподаватель*, *p-ooogrin@yandex.ru* (*Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»*, *Москва*, *Россия*).

Статья поступила в редакцию 26.03.2018.
Статья принята к публикации 16.03.2019.