

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
ИНСТИТУТ МАШИНОВЕДЕНИЯ
УРАЛЬСКОГО ОТДЕЛЕНИЯ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи

Поляков Павел Андреевич

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК Zn, Cu, Fe-P, С
К ПОРОШКУ ЖЕЛЕЗА НА ПРОЦЕСС ВЫДАВЛИВАНИЯ И
ФОРМИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЗАГОТОВОВОК

05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы

ДИССЕРТАЦИЯ
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
профессор
Залазинский Александр Георгиевич

Екатеринбург – 2019

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1. ПРОЦЕССЫ ПРЕССОВАНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ПОРОШКОВОГО СЫРЬЯ	13
1.1. Современные тенденции производства изделий из порошков на основе железа	13
1.2. Прессование порошков в закрытой пресс-форме	20
1.3. Выдавливание прутков из некомпактного металлического сырья	27
1.4. Математическое моделирование процессов прессования порошков	32
Выводы. Постановка задачи исследования	37
2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	40
2.1. Исходные материалы и образцы для исследований	40
2.2. Оборудование для компактирования и выдавливания	49
2.3. Определение твердости и прочности	51
2.4. Измерение микротвердости	53
3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА КОМПАКТИРОВАНИЯ	56
3.1. Прессование в закрытой пресс-форме	56
3.2 Твердость брикетов до спекания	60
3.3. Определение свойств брикетов после спекания	61
3.3.1. Прочность на сжатие после спекания	61
3.3.2. Твердость брикетов после спекания	64
3.3.3. Микроструктура брикетов после спекания	66
3.3.4. Микротвердость по шкалам Мартенса	73
Выводы	77
4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ВЫДАВЛИВАНИЯ	78

4.1. Влияние начальной плотности брикета и коэффициента вытяжки на процесс выдавливания.....	78
4.2. Влияние состава порошковой композиции на величину сопротивления срезу	81
4.3. Свойства прутков по результатам измерения микротвердости	87
Выводы.....	94
5. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА.....	95
ВЫДАВЛИВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОВОК	95
5.1. Математическая модель процесса и ее экспериментальная проверка	95
5.2. Программный комплекс для моделирования процессов выдавливания	101
и волочения порошковых заготовок	101
5.3. Напряженно-деформированное состояние прутков при выдавливании	105
5.3 Выбор параметров процесса выдавливания порошковых композитов	114
Выводы.....	116
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	118
Список сокращений и условных обозначений	120
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	123
ПРИЛОЖЕНИЕ 1	139

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Современные тенденции в области исследований, касающихся разработки фундаментальных основ технологии деформирования металлических порошков, связаны с получением материалов и изделий с улучшенными или принципиально новыми свойствами, малой неоднородностью свойств, высокой пластичностью. В связи с этим возникает ряд актуальных научно-технических задач, связанных с выбором составов смесей порошков, режимов деформации и последующей термической обработки с целью создания структуры, обеспечивающей повышенные физико-механические свойства материалов.

Для порошковых материалов величина и характер распределения деформаций будут зависеть как от гранулометрического и химического состава исходных порошков и их смесей, так и от технологических параметров их термомеханической обработки. Важную роль играют характер и последовательность указанных операций, определяющие структуру и свойства готовой продукции. Рассмотрим типичную схему получения изделий из порошкового сырья: порошок - прессовка - спеченное порошковое изделие - термообработка - деталь. Каждая последующая операция формирует структуру и свойства с учетом влияния изменений, внесенных на предшествующих этапах. Необходимо учитывать и неоднородность структуры исходного материала, и ее изменение в процессе деформирования.

Преобладающее место в порошковой металлургии занимают детали общемашиностроительного назначения. При этом по данным Европейской ассоциации порошковой металлургии (EPMA) в последние годы 80% и более рынка порошковых деталей в Европе приходилось на машиностроительные изделия на основе железа. Важным технологическим приемом повышения плотности и прочности порошковых деталей на основе железа является рациональное легирование шихты, совершенствование смазок и пластификаторов.

Особое место занимают природно-легированные железные порошки, в которые легирующие элементы дополнительно не вводятся, присутствуя уже в исходном сырье. Каждый природный материал несет в себе определенную долю

примесей, избавиться от которых не всегда возможно и целесообразно. Существенно как количество примесей, так и их качественный состав. Источником сырья для получения природно-легированных железных порошков могут служить отходы цветной металлургии.

Степень разработанности темы исследования. Систематические исследования в области основ теории и технологии процессов прессования и формования изделий из порошков выполнены в работах С.Е. Александрова, В.Н. Анциферова, М.Ю. Бальшина, В.Я. Буланова, А.К. Григорьева, И.С. Дегтярева, Ю.Г. и В.Ю. Дорофеевых, Б.А. Друянова, Г.М. Ждановича, А.Г. Залазинского, С.С. Кипарисова, В.Н. Кокорина, А.М. Лаптева, Г.А. Либенсона, Ю.Н. Логинова, О.В. Михайлова, В.Е. Перельмана, Г.Л. Петросяна, О.В. Романа, А.И. Рудского, В.М. Сегала, В.В. Скорохода, В.Н. Цеменко, Н.А. Шестакова, М.Б. Штерна, A.R. Akisanya, A.C.F. Cocks, O. Coube, P. Doremus, N.A. Fleck, R.G. Green, A.L. Gurson, A.G. Mammalis, M. Oyane, U. Stahlberg, S. Shima, I.C. Sinka и других авторов. Был обобщен и проанализирован обширный экспериментальный и теоретический материал, исследованы различные аспекты процессов формования порошковых материалов.

Следует учесть, что выбор параметров процесса получения заготовок и изделий из порошкового материала с учетом широкой области возможного изменения технологических параметров определяется комплексом требуемых физико-механических и эксплуатационных свойств, причем в большинстве случаев эти требования могут быть противоречивы. Очевидно, что получение заготовок и изделий с заданной плотностью и набором свойств предполагает теоретическое и экспериментальное исследование вопроса о влиянии их состава на их уплотняемость и формирование физико-механических свойств.

Одним из основных технологических процессов порошковой металлургии является выдавливание. Возникающие при выдавливании большие пластические деформации способствуют эффективному закрытию пор и оказывают положительное влияние на формирование структуры заготовки. Процесс выдавливания может осуществляться как в холодном, так и в теплом или горячем состоянии. Выдавливание в холодном состоянии имеет ряд преимуществ: минимум отходов,

высокая размерная точность, сокращение или полное устранение механической обработки, лучшие механические свойства, чем у оригинала, из-за благоприятной структуры зерна. Поскольку холодное выдавливание обычно осуществляется из предварительно спрессованной заготовки, необходимо исследовать процесс прессования брикета из исходного порошка.

Важную роль при разработке параметров технологических процессов производства порошковых изделий играет моделирование, поскольку ориентировка только на опыт производства вызывает высокую себестоимость работы, возникают сложности вследствие многообразия возможных составов порошковых композитов. При этом следует учитывать, что макроскопические механические характеристики порошковых материалов могут существенно зависеть от распределения пор, форма которых влияет на характер уплотнения порошка. Порообразование определяется видом напряженного состояния и влияет на предел текучести несжимаемой твердой фазы (компактного материала). При расчетах реальных процессов желательно, чтобы зависимости характеристик материала от пористости определялись экспериментально.

Также при математическом моделировании важным является вопрос о характере напряженно-деформированного состояния заготовки в процессе прессования. Неоднородная деформация по длине и сечению заготовки и изделия ведет к разбросу свойств, накоплению остаточных напряжений, возможному разуплотнению и появлению трещин. Определение зон вероятного разрушения при моделировании является одним из инструментов выбора рациональных параметров технологических процессов обработки давлением порошковых материалов.

Цели и задачи исследования.

Цель диссертации: Экспериментально и теоретически определить влияние состава порошковой композиции на основе железа (с добавками Zn, Cu, Fe-P, C) и параметров процесса холодного выдавливания неспеченного брикета на формирование физико-механических свойств прутков при обеспечении их пригодности для последующей термомеханической обработки.

Задачи исследования.

1. Экспериментально получить кривые уплотнения заготовок из порошковых композиций на основе железа с добавками Zn, Cu, Fe-P и C.
2. Экспериментально определить условия, позволяющие получить пруток из неспеченной порошковой композитной заготовки на основе железа с добавками Zn, Cu, Fe-P и C после компактирования и выдавливания пригодный для последующей термомеханической обработки.
3. Исследовать физико-механические свойства заготовок из порошковых композитов на основе железа после выдавливания.
4. Осуществить математическое моделирование и определить давление выдавливания и плотность прутков в зависимости от коэффициента вытяжки.
5. Для процесса выдавливания порошковых заготовок осуществить параметрическую идентификацию коэффициентов модели Гэрсона-Твергаарда-Нидлмана.
6. Выполнить анализ напряженно-деформированного состояния и определить вероятные зоны возникновения дефектов и разрушения прутков при выдавливании.

Научная новизна.

1. По результатам испытаний на осевое и радиальное сжатие неспеченных брикетов из порошковых композиций на основе железа определены значения параметров в условии прочности Мора-Кулона и установлена минимальная величина предельного сопротивления срезу, позволяющая получить пруток пригодный для последующей термомеханической обработки.
2. Осуществлена параметрическая идентификация коэффициентов модели Гэрсона-Твергаарда-Нидлмана, что позволило осуществить компьютерное моделирование процесса выдавливания порошковых композиций на основе железа.
3. Определены значения условного показателя пластичности для спеченных брикетов и прутков в зависимости от плотности. Установлено, что условный показатель пластичности для прутков в сравнении со значениями для спеченных брикетов увеличивается для составов с цинком, медью и железо-фосфором на 1-

2% и уменьшается для состава с графитом на 1,5%. Прутки из состава с цинком имеют наиболее высокий условный показатель пластичности.

Теоретическая и практическая значимость работы:

1. Показано, что минимальная величина сопротивления срезу порошковой заготовки на основе железа, обеспечивающая возможность получения прутка, пригодного для последующей термомеханической обработки должна быть не менее 25-30 МПа. При этом минимальная относительная плотность заготовки должна быть не менее 0,82-0,83 для исходного состава, композиций с цинком и медью и 0,88-0,9 для составов с железо-фосфором и графитом.

2. Установлено, что для прутков из исходного состава, композиций с цинком и медью в сравнении со значениями для спеченных брикетов твердость HRB повышается на 5-8% для исходного состава, составов с медью и с цинком, уменьшается на 2-3% для состава с железо-фосфором и на 7-8% для состава с графитом.

3. Предложен алгоритм расчета технологических параметров процесса выдавливания прутков из порошковых композиций и разработан программный комплекс, позволяющий прогнозировать плотность прутков в зависимости от начальной пористости брикета, коэффициента вытяжки, угла конусности матрицы, определять давление выдавливания. Полученные данные предполагается использовать для технологических расчетов.

4. Разработаны методические рекомендации по выбору рациональных технологических параметров процесса выдавливания прутков из порошковых композиций и разработан программный комплекс, позволяющий прогнозировать плотность прутков в зависимости от начальной пористости брикета, коэффициента вытяжки, угла конусности матрицы, определять давление выдавливания.

Рекомендации были апробированы в НПЦ Металлург (г. Екатеринбург) при производстве порошковых деталей типа втулок уплотнений, опорных вкладышей, что позволило снизить потери при производстве на 14% и уменьшить нагрузку на штамповый инструмент на 12% с годовым экономическим эффектом 491 тыс. рублей. Получено заключение о возможности использования заготовок, полученных из порошкового материала выдавливанием к производству комплектующих

буровых установок после проведения дополнительных комплексных испытаний на предприятии ОАО "Уралтурбо" (г.Екатеринбург). Также результаты работы используются в учебном процессе в ФГАУ ВО УрФУ им. Б.Н.Ельцина и в Имет УрО РАН в рамках работ по госбюджетной теме "Развитие фундаментальных основ получения металлических порошков и аддитивных технологий для создания новых композиционных материалов и покрытий".

Диссертационное исследование выполнялось в рамках госбюджетных тем Института машиноведения (ИМАШ) УрО РАН: "Построение математических и компьютерных моделей деформирования и разрушения материалов и конструкций и разработка методов совершенствования процессов изготовления изделий из материалов различной структуры с применением современных вычислительных методов и информационных технологий" (№ гос.регистрация 01201354600); "Экспериментальное исследование и компьютерное моделирование процессов пластического деформирования порошковых и композиционных материалов и разработка на их основе методов совершенствования технологических процессов изготовления изделий из таких материалов с оптимизацией структуры и мониторингом физико-механических свойств" (№ гос.регистрация 01201375907); "Разработка расчетно-экспериментальных методов прогнозирования прочности и поврежденности материалов и элементов конструкций при экстремальных параметрах нагружения с целью обеспечения безопасности технологической обработки и эксплуатации" (программа фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, № гос.регистрация 0391-2014-0003); междисциплинарного проекта УрО РАН №12-М-13-2028 "Разработка фундаментальных основ технологии деформирования металлических порошков методом полунепрерывного выдавливания и волочения прутков"; хозяйственного договора №17/2014 "Разработка пресс-формы для гидромеханического выдавливания прутков".

Методология и методы исследования.

Эксперименты выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН и ЦКП Урал-М Института металлургии (ИМет) УрО РАН. Образцы для исследования прочностных характеристик изготовлены на универсальной гидрав-

лической машине Tinius Olsen Super L60, на этой же установке осуществляли процесс выдавливания. Испытания на осевое и радиальное сжатие образцов проводились на универсальной испытательной машине BT1-FR050THW/A1K.

Микроструктуру образцов после спекания исследовали с помощью оптического микроскопа Neophot-21 и растрового электронного микроскопа TESCAN с энергодисперсионной и волнодисперсионной приставками OXFORD. Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000.

Твердость по Бринеллю измеряли на универсальном твердомере ИТ 5010 и универсальной испытательной машине BT1-FR050THW/A1K. Измерение микротвердости в системе Fisherscope HM 2000 XYt выполнено по шкалам Мартенса в соответствии со стандартом ISO14577.

При расчете усилий прессования и выдавливания и определении величины плотности заготовок и прутков использованы общие подходы механики структурно-неоднородных сред, экстремальные теоремы идеальной пластичности. Численное моделирование осуществлено методом конечных элементов с использованием системы инженерного анализа Abaqus.

Положения, выносимые на защиту.

Результаты экспериментальных исследований процесса выдавливания порошковых композиций на основе железа с добавками Zn, Cu, Fe-P и С и определение условий, позволяющих получить пруток из неспеченного брикета, пригодный для последующей механообработки.

Совокупность экспериментальных данных о влиянии состава порошковой композиции на основе железа на физико-механические свойства прутков после выдавливания.

Результаты математического моделирования и методика прогнозирования давления выдавливания и плотности прутков в зависимости от вытяжки.

Результаты компьютерного моделирования процесса выдавливания порошкового композита и определение зон вероятного разрушения прутка.

Достоверность результатов обеспечена применением комплекса современных методов исследования; использованием современного экспериментального

оборудования и приборов анализа свойств материалов; количественным и качественным совпадением результатов моделирования с результатами экспериментальных исследований и согласованием их с известными из литературы данными; применением известных численных методов расчета, реализованных в системе инженерного анализа Abaqus.

Личный вклад. Основные положения, интерпретация и обобщение полученных результатов, выводы и рекомендации диссертации принадлежат автору, который совместно с руководителем работы выбрал научно-техническое направление и определил задачи исследования. Проведение экспериментальных исследований осуществлялось совместно с сотрудниками ИМАШ УрО РАН и лаборатории порошковых, композиционных и нано-материалов ИМЕТ УрО РАН.

Апробация результатов. Результаты работы докладывались на Всероссийской молодежной научной школе "Химия и технология полимерных и композиционных материалов" (Москва, 2012); Всероссийской молодежной научной конференции с международным участием "Инновации в материаловедении" (Москва, 2013); V международной конференции "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов" (Москва, 2013); VIII Российской научно-технической конференции "Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций" (Екатеринбург, 2014); Международной научно-практической конференции "Материаловедение. Машиностроение. Энергетика" (Екатеринбург, 2015); Международной конференции "Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций" (Екатеринбург, 2017); школе-конференции молодых исследователей "Актуальные проблемы математики, механики, информатики" (Екатеринбург, 2017 г.); Международной конференции "Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций" (Екатеринбург, 2018).

Публикации. Основные результаты диссертации опубликованы в 15 публикациях, в том числе в 10 статьях в рецензируемых научных журналах из перечня ВАК РФ. Получено свидетельство государственной регистрации программы для ЭВМ.

Объем и структура диссертации. Диссертация состоит из введения, 5 глав,

заключения и приложения. Общий объем диссертации 144 страницы, включая 52 рисунка, 14 таблиц и приложение. Список литературы состоит из 148 наименований.

Автор выражает особую благодарность своему научному руководителю г.н.с. Лаборатории системного моделирования д.т.н. Залазинскому А. Г., сотрудникам лабораторий Микромеханики материалов и Технической диагностики ИМАШ УрО РАН, д.т.н. Пугачевой Н.Б., к.т.н. Смирновой Е.О., Мушникову А. Н. за помощь в проведении исследований и анализа результатов микроидентификации и фазового состава материалов. Также автор выражает благодарность заведующему лабораторией Порошковых, композиционных и нано-материалов ИМЕТ УрО РАН д.ф-м.н. Гельчинскому Б. Р., сотрудникам ИМЕТ УрО РАН к.х.н. Долматову А.В., Романовой О.В., Захарову М.Н., за предоставление материалов для исследований и помощь в проведении экспериментов.

1. ПРОЦЕССЫ ПРЕССОВАНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗ ПОРОШКОВОГО СЫРЬЯ

1.1. Современные тенденции производства изделий из порошков на основе железа

Формование изделий из некомпактных материалов является одним из основных технологических процессов порошковой металлургии. Современные тенденции в области исследований, касающейся разработки фундаментальных основ технологии деформирования металлических порошков, связаны с получением материалов и изделий с улучшенными или принципиально новыми свойствами, малой неоднородностью свойств, высокой пластичностью. В связи с этим возникает ряд актуальных научно-технических задач, связанных с выбором составов смесей порошков, режимов деформации и последующей термической обработки с целью создания структуры, обеспечивающей повышенные физико-механические свойства материалов.

Известно, что физико-механические свойства материалов (особенно пористых, композитов) существенным образом зависят от степени деформации тела. Неоднородная деформация по длине и сечению заготовки и изделия ведет к разбросу свойств, накоплению остаточных напряжений, а в ряде случаев и к появлению трещин. Разброс эксплуатационных свойств материала и зависимость прочностных и иных характеристик от координаты точки тела ведет к снижению качества продукции, а если изделие используется как заготовка для последующей обработки, то и к увеличению отходов. Для порошковых материалов величина и характер распределения деформаций будут зависеть как от гранулометрического и химического состава исходных порошков и их смесей, так и от технологических параметров их термомеханической обработки. При этом существенную роль играют характер и последовательность указанных операций, во многом определяющие структуру и свойства готовой продукции. Рассмотрим следующую, достаточно типичную схему получения изделий из порошкового сырья: порошок - прессовка - спеченное порошковое изделие - термообработка - деталь. Очевидно, что каждая последующая операция формирует структуру и свойства с учетом

влияния изменений, внесенных на предшествующих этапах [29]. Поэтому необходимо учитывать как неоднородность структуры исходного материала, так и ее изменение в процессе деформирования.

Основные технологические схемы получения конструкционных порошковых изделий описаны в работах [6,41,80]. Для мало- и умереннонагруженных деталей основными операциями являются холодное прессование (дополнительно возможно выдавливание) и спекание, для средне- и тяжелонагруженных деталей к числу основных операций следует добавить горячую или холодную штамповку и отжиг. При этом согласно данным работ [6,80] указанные детали должны иметь базовые свойства, представленные в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Характеристика порошковых деталей общемашиностроительного назначения

Степень нагружения	Пористость, %	Свойства относительно компактного материала, %	
		прочность	Пластичность, вязкость
Малонагруженные	25-16	30-45	25-35
Умереннонагруженные	15-10	45-65	35-60
Средненагруженные	9-2	65-95	60-90
Тяжелонагруженные	<2	95-100	90-100

Заметим, что детали общемашиностроительного назначения занимают преобладающее место в порошковой металлургии [6,80]. Так в последние годы до 80% и более рынка порошковых деталей в Европе приходилось на машиностроительные изделия на основе железа (см. например работы [13,61,106], рисунок 1.1). Аналогичные показатели в ведущих странах-производителях порошков и изделий из них в Северной Америке (США, Канада) и в Азии (Китай, Япония, Южная Корея, Индия).

Производство деталей методами порошковой
металлургии в Европе 2014
Всего 228 000 т

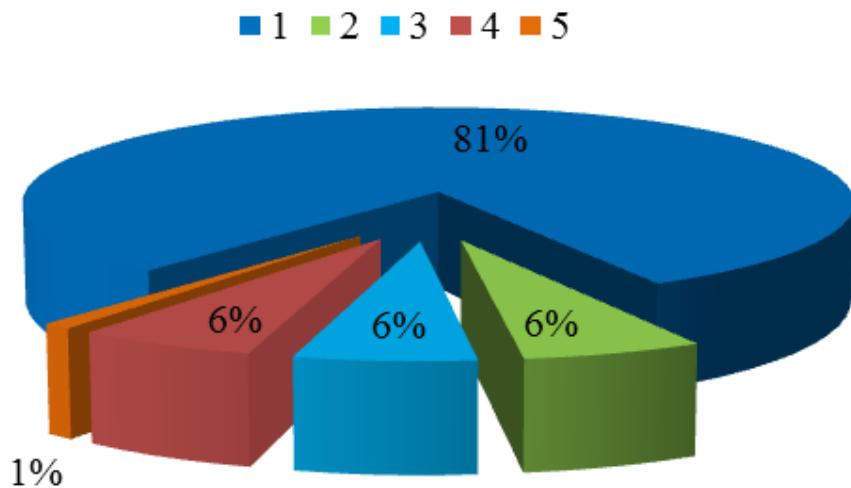


Рисунок 1.1 – Структура рынка порошковых деталей в Европе в 2014 году [106]

1 - конструкционные материалы на основе железа; 2 - конструкционные материалы на основе цветных металлов; 3 - ГИП; 4 - высокопрочные материалы; 5 - МИМ

При этом, как отмечается в работах [61,106,111], одним из главных потребителей порошков железа и сталей, а также изделий из них является автомобильная промышленность развитых стран Европы, Америки и Азии (на автомобильные детали, в том числе элементы двигателя, трансмиссии, клапаны, насосы, втулки и т.п. в общем потреблении изделий из железных порошков и композиций на их основе приходится до 70% и более). Более подробно перечень автомобильных деталей, изготавливаемых методами порошковой металлургии можно увидеть, например, в буклете Metal Powder Industries Federation, объединяющей производителей порошков, изделий из них, оборудования для производства порошков и изделий в основном из стран Северной Америки, а также Европы, Азии (https://www.mpif.org/MarketPM/PM_AutoCat_Parts_Listing.pdf).

Изделия на основе порошков железа используются в транспортном машиностроении, производстве бытовых приборов, инструмента и технологической оснастки, строительном и сельскохозяйственном машиностроении и ряде других

отраслей [13]. Это могут быть малонагруженные детали (из нелегированных порошков): крышки приборов, колпачки, заглушки и т.п.; умеренно- и средненагруженные (из углеродистых и легированных порошков): шестерни, подшипники скольжения, тормозные колодки и т.п. Магнитомягкие изделия из железных порошков применяются в статических полях в качестве магнитопроводов, реле, статоров и роторов, деталей электромагнитных измерительных приборов, полюсных наконечников и т.п. В целом на страны Северной Америки (США, Канада), развитые страны Европы и Азии приходится более 90% общемирового производства порошковых изделий. Доля России в данной отрасли после значительного упадка в период 1990-х и начала 2000-х годов пока достаточно мала. Следует также отметить, что исследования в области создания изделий из порошковых композиций с повышенными физико-механическими свойствами ведутся, как правило, крупными корпорациями - производителями изделий из порошков, не заинтересованных в разглашении подробной информации о своих технологических разработках, что обуславливает актуальность работ в данном направлении и использовании результатов работ на предприятиях Уральского региона и России.

Важным технологическим приемом повышения плотности и прочности порошковых деталей, в том числе из порошка железа и композиций на его основе является рациональное легирование шихты, совершенствование смазок и пластификаторов. Широко применяется горячая штамповка, горячее изостатическое прессование и другие высокоэнергетические методы, при этом сохраняется существенный вклад традиционных методов производства спеченных изделий - холодное или теплое прессование и выдавливание. В данном направлении работают ведущие мировые производители порошковых изделий, в частности: Höganäs AB (Швеция), GKN Sinter Metals, Metaldyne Inc., Federal-Mogul, BorgWarner, Innovative Sintered Metals Inc. (США), Shunk Sintermetal Sa De Cv (Мексика), Stackpole (Канада), Dorst и GKN Sinter Metals GmbH Bad Brückenau (Германия), Zhejiang FORE Machinery & Electronic Co. Ltd, Chinatungsten Group, Shanghai Jiasheng Powder Metallurgy Co. Ltd. и Hangzhou Advance Gearbox Group Company (Китай), Mahindra Group (Индия), Sumitomi Electric industries Ltd., Diamet Corpora-

tion, Porite Corporation, Hitachi Corporation (Япония). На постсоветском пространстве: Казенний завод порошковой металлургии (Бровары, Украина), Белорусский государственный научно-производственный концерн порошковой металлургии, Молодечненский завод порошковой металлургии (Молодечно, Беларусь), Димитровградский завод порошковой металлургии (Димитровград, Ульяновская область), ПАО АвтоВАЗ, Ижевский машиностроительный завод, ГК Новомет (Пермь), ООО ТД "Композит" (Ростов-на-Дону) и ряд других. Научные исследования в области совершенствования технологии изготовления деталей из порошкового сырья ведутся также на базе ФГУП ЦНИИЧермет им. И. П. Бардина, ИМет РАН им. А. А. Байкова, ИМет УрО РАН, в ряде ВУЗов и академических институтов РФ.

В связи с низкой прочностью и твердостью спеченного железа для повышения его механических свойств в железный порошок при приготовлении смеси вводят легирующие добавки (фосфор, медь, хром, никель, молибден), а спеченные изделия подвергают химико-термической обработке: азотированию, сульфидированию, хромированию. Порошки на основе железа часто легируется углеродом, путем введения в железный порошок углерода в виде графита, сажи или чугунного порошка в результате спеченное железо приобретает способность закаливаться, значительно повышается его твердость и прочность [41]. Наиболее распространен метод введения в порошковую смесь графита. Повышение прочности спеченных заготовок при добавке к порошку железа меди, цинка, фосфора, углерода отмечено в [109]. Также известно, что добавки легирующих элементов в порошковые материалы существенно влияют на их микроструктуру и свойства. Было высказано предположение, что добавка углерода позволит получить материал конструкционного назначения с повышенными свойствами по сравнению с материалом на основе железного порошка. Легирующие добавки меди, цинка и фосфора должны улучшить магнитные свойства порошковых материалов, при этом присутствие ванадия может повысить механические свойства и позволит использовать их в качестве материалов антифрикционного или конструкционного назначения. Порошки железа, легированные фосфором, являются основой для магнитомягких мате-

риалов [6,20,67,80,135], которые в настоящее время в основном закупаются за рубежом (фирма-производитель Höganäs AB) [110].

Так, только за счет изменения состава и количества легирующих компонентов, способа их введения (механическая смесь, диффузионное связывание), применения эффективных смазок при уменьшении их процентного содержания, фирме Höganäs AB удалось за последние 25 лет существенно повысить плотность и прочность деталей из таких смесей, принципиально не меняя технологию их изготовления [61,146].

Заметим, что свойства исходных материалов в существенной мере определяются химическим и гранулометрическим составом, а также физико-механическими свойствами составляющих компонентов (порошков). Каждый природный материал несет в себе определенную долю примесей, избавиться от которых не всегда возможно и целесообразно. При этом существенно как количество примесей, так и их качественный состав [3]. Особое место занимают природно-легированные железные порошки, в которые легирующие элементы дополнительно не вводятся, присутствуя уже в исходном сырье. Источником сырья для получения природно-легированных железных порошков могут служить отходы цветной металлургии - отвальные железные кеки. Возможно получение природно-легированных железных порошков из титаномагниевого концентрата или диспергированием железоуглеродистых расплавов [3]. Также в качестве исходного сырья для производства легированных порошков могут быть использованы расплывы чугуна, полупродукта и стали, отходы прокатного производства, окалина, лом [12]. При этом решается важная народнохозяйственная задача утилизации отходов промышленности [131], актуальная для Уральского региона, обладающего запасами сырья для металлургии и развитой металургической промышленностью.

При сравнительном анализе плотности и прочностных свойств прессовок из порошков на основе железа следует учитывать зависимость указанных параметров от состава исходного порошка, способа его получения, размера и формы частиц, распределения их по размерам, при этом известные из литературы данные характеризуются большим разбросом (см. [3,110,128]). При математическом мо-

делировании, в том числе с применением методов планирования эксперимента, характер влияния различных добавок к исходному порошковому материалу часто согласуется скорее с интуитивными представлениями, хотя коэффициентам модели можно придать определенный физико-химический смысл [3,62].

Согласно ГОСТ 9849-86 плотность ρ образцов из железных порошков в зависимости от способа получения и гранулометрического состава при давлении 400 МПа должна быть не менее $\rho = 5,7 \div 6,3 \text{ г} / \text{см}^3$, при давлении 700 МПа не менее $\rho = 6,4 \div 7,1 \text{ г} / \text{см}^3$. Прочность на сжатие неспеченных образцов плотностью $\rho = 6,5 \pm 0,05 \text{ г} / \text{см}^3$ по ГОСТ 26529-85 может меняться от 10 МПа до 40 МПа. Если рассматривать порошковые композиции на основе железа, в зависимости от вида легирующих добавок и их количества, плотность и прочность прессовок из таких материалов могут отличаться от приведенных выше. Поэтому требования ГОСТа следует рассматривать в качестве нижней границы свойств [3].

Выбор параметров процесса получения изделий из порошковых материалов с учетом широкой области возможного изменения технологических параметров определяется комплексом требуемых физико-механических и эксплуатационных свойств, причем в большинстве случаев эти требования могут быть противоречивы [3]. При этом в качестве критериев выбора рациональных составов порошковых материалов и технологических операций получения изделий из них могут рассматриваться следующие: максимальный выход исходных материалов в готовую продукцию, стоимость производства, обеспечение повышенных физико-механических свойств и т.д.

Очевидно, что получение заготовок и изделий из порошковых материалов с заданной плотностью и набором свойств предполагает теоретическое и экспериментальное исследование вопроса о влиянии исходного гранулометрического и химического состава порошковых композиций, операций их термомеханической обработки на их уплотняемость и формирование свойств.

Систематические исследования в области основ теории и технологии процессов прессования и формования изделий из порошков выполнены в работах

С.Е. Александрова, В.Н. Анциферова, М.Ю. Бальшина, В.Я. Буланова, А.К. Григорьева, Р. Грина, И.С. Дегтярева, Ю.Г. и В.Ю. Дорофеевых, Б.А. Друянова, Г.М. Ждановича, А.Г. Залазинского, С.С. Кипарисова, В.Н. Кокорина, А.М. Лаптева, Г.А. Либенсона, Ю.Н. Логинова, О.В. Михайлова, В.Е. Перельмана, Г.Л. Петросяна, О.В. Романа, А.И. Рудского, В.М. Сегала, В.В. Скорохода, В.Н. Цеменко, Н.А. Шестакова, М.Б. Штерна, A.C.F. Cocks, O. Coube, P. Doremus, N.A. Fleck, R.G. Green, A.L. Gurson, M. Oyane, U. Stahlberg, S. Shima, I.C. Sinka и других авторов [8,10,23,27,28,33,38,48,49,68,82,84,96,103,107,123,137,140,141]. Был обобщен и проанализирован обширный экспериментальный и теоретический материал, исследованы процессы формования порошковых материалов, влияние их состава, условий деформирования на плотность прессовок и формирование их свойств. В соответствии с целями и задачами диссертационной работы, указанными во Введении, далее рассмотрены процессы прессования порошков в закрытой цилиндрической пресс-форме и выдавливания.

1.2. Прессование порошков в закрытой пресс-форме

Этап прессования в закрытой цилиндрической пресс-форме является одной из основных технологических операций обработки давлением порошковых материалов, в результате получается заготовка, по форме и размерам соответствующая готовому изделию с припусками, необходимыми для последующих операций (выдавливание, прокатка и т.д.). Он является самым распространенным процессом обработки давлением порошковых материалов и необходимым элементом в технологической цепочке изготовления деталей из порошкового сырья.

Следует отметить, что спекание не всегда гарантирует повышение свойств исследуемых материалов. Причиной низкого уровня свойств спеченных материалов является недостаточное срашивание [63,109], определяемое параметром, называемым в литературе минимальной степенью деформации (МСД). В частности, для срашивания (схватывания) железа при комнатной температуре МСД составляет 81% [63].

При брикетировании и достижении относительной плотности $\rho_{отн}$ - относительная плотность (плотность пористого материала, отнесенная к плотности компакта), $\rho_{отн} = 0,75 \div 0,80$ велика вероятность появления расслойных трещин [23,82]. При этом из имеющегося опыта и экспериментальных данных следует, что дальнейшее повышение плотности брикетов, полученных холодным прессованием, приводит к существенному увеличению свойств изделий и ряда технико-экономических показателей [48].

При прессовании порошков часто используют пластификаторы, что позволяет уменьшить давление выпрессовки, снизить вероятность появления расслойных трещин и разрушения заготовки в процессе выпрессовки. Обусловлено это тем, что применение смазок при прессовании уменьшает величину упругого последействия [62].

Так, добавка в порошок стеарата цинка способствует его большему уплотнению за счет снижения трения заготовки о стенки пресс-формы, а также межчастичного трения. Рекомендуют диапазон содержания стеарата цинка в пределах 0,5-1,5 мас. % [62]. В работе [136] для прессовок на основе порошка железа с добавкой меди в количестве 2,0 мас. % показано, что давление выталкивания растет линейно с увеличением плотности брикета. В работе [38] приведены результаты экспериментов по прессованию порошка ГЖРВ (порошок железный распыленный воздухом) с различным содержанием пластификаторов: стеарата цинка, талька и графита. Наилучшая плотность достигается для заготовок со стеаратом цинка и тальком, а наименьшее усилие выпрессовки для заготовок со стеаратом цинка. Прочность на растяжение выше у прессовок с графитом, меньше у прессовок с тальком. Причем у спеченных прессовок с графитом прочность на растяжение и изгиб возрастают по сравнению с прессовками без графита примерно на 25% при содержании графита до 1,5 мас. %, при дальнейшем увеличении содержания графита убывают, в случае применения других пластификаторов прочностные свойства ухудшаются с ростом содержания пластификатора. В этой связи отметим работу [86], в которой исследована связь "живучести" прессовки в зависимости от давления прессования (и, соответственно, растягивающих напряжений, возника-

ющих при выпрессовке). Последнее важно, поскольку требуется получить цельную заготовку, пригодную для дальнейших операций (выдавливание, спекание и т.д.), высокая плотность сама по себе здесь не так существенна.

Важную роль при прессовании порошков играет внешнее трение. Согласно данным авторов [24,62] работа на преодоление сил внешнего трения может достигать до 30-60% всей работы прессования. Причем известные из литературы данные по коэффициентам трения характеризуются определенным разбросом. Так, в работе [6] приведены значения коэффициента трения для распыленного порошка нержавеющей стали. В зависимости от дисперсности частиц его величина составляет 0,46-0,59. Согласно данным работы [62] коэффициент трения для железного восстановленного порошка равен 0,25-0,3 и 0,45-0,35 для стального восстановленного порошка. Причем обычно коэффициент трения несколько убывает с ростом давления прессования.

Для определения механических свойств брикетов после прессования в закрытой пресс-форме, кроме испытаний на изгиб по ГОСТ 25282-93 (ISO 3995-85) используют измерение твердости, испытания на осевое сжатие и растяжение. Последний вид испытаний трудно реализовать для неспеченных материалов. Поэтому для определения прочности хрупких материалов, в частности неспеченных порошковых заготовок часто используют "Бразильский" тест (Brazilian test или splitting test, стандарт ASTM D3967) по радиальному сжатию цилиндрических образцов [126]. Он может применяться как альтернативный метод по испытаниям на растяжение [128], при этом он более прост в реализации. При этом результаты испытаний на радиальное сжатие по "бразильскому" тесту хорошо коррелируют с испытаниями на одноосное растяжение [113]. Для порошковых материалов указанный тест использован в работах [16,96,109]. Габаритные размеры образцов при испытаниях по "бразильскому" тесту должны удовлетворять следующему соотношению: отношение толщины к диаметру не более 0,25 [127]. При осевом сжатии отношение высоты к диаметру должно быть примерно равно 2 [127].

Данные по прочности неспеченных прессовок из распыленного водой порошка железа при осевом и радиальном сжатии ("бразильский" тест) для различ-

ных значений плотности приведены в работе [14]. Показано, что прочность при радиальном сжатии меняется практически от нуля при $\rho_{omn} = 0,45$ до 29 МПа при $\rho_{omn} = 0,8$. Определены параметры уравнения Даквортса [125], описывающего связь разрушающего напряжения с относительной плотностью в виде $\sigma_{rad/cж} = K \cdot \exp(m\rho_{omn})$, где σ_{rad} - напряжение, при котором возникает трещина при радиальном сжатии; $\sigma_{cж}$ - напряжение, при котором возникает трещина при осевом сжатии; $K = 0,0034$ и $m = 10,84$ для случая осевого сжатия; $K = 0,0398$ и $m = 11,58$ для радиального сжатия [14].

Авторы работы [16] исследовали неспеченные образцы диаметром 25 мм и толщиной 5-10 мм из порошка Distaloy AE (железный порошок с добавками Ni- $4\pm0,4\%$, Cu- $1,5\pm0,15\%$, Mo- $0,5\pm0,05\%$, фирма Höganäs), полученного распылением в воде с добавками 0,6 мас. % С, а также 0,6% DN120 в качестве пластификатора. Напряжение разрушения по "бразильскому" тесту $\sigma_{cж}$ составляет 0,35 МПа при $\rho_{omn} = 0,65$ и 17,5 МПа при $\rho_{omn} = 0,93$ (см. также работу [113]).

Для численной оценки предела прочности при растяжении компактного материала из порошка железа после спекания σ_{e0} в работе [3] предлагается использовать формулы вида:

$$\sigma_e = \sigma_{e0} \cdot (\rho_{omn})^a, \quad \sigma_e = b \cdot HB \quad (1.1)$$

где σ_e - предел прочности при растяжении некомпактного материала, a и b - коэффициенты аппроксимации, HB - твердость по Бринеллю.

В частности, для исследованных в [3] порошков принято $a = 3,4$; $b = 0,23$.

Важной характеристикой свойств материала также является пластичность, которую часто характеризуют удлинением до разрушения при растяжении. Такой подход эффективен для сталей и пластичных металлов. Но новые материалы, в частности, композиты, зачастую малопластичны или хрупки при испытании на растяжение при комнатной температуре. В работе [120] предложено введение нового параметра характеризующего пластичность как долю пластической деформации в общей упруго-пластической деформации. Данный параметр, который в

дальнейшем будем называть условный показатель пластиности φ , может быть определен при индентировании, когда записываются кривые нагрузки и разгрузки в координатах "нагрузка на индентор–перемещение индентора" [43]. В частности, эффективным может быть микроиндентирование, позволяющее определять свойства отдельных структурных составляющих композита, при этом не требуется подготовки образцов установленного ГОСТом размера и формы.

Обзор феноменологических зависимостей, описывающих прочностные характеристики неспеченных прессовок из порошковых материалов, выполнен в работе [66]. Отметим, что указанные зависимости являются эмпирическими, с привязкой к исследуемому порошковому материалу, в каждом конкретном случае необходимо проведение экспериментов по определению численных значений входящих в них параметров.

В целом, как уже отмечено в п.1.1 известные из литературы данные по плотности и прочностным характеристикам порошковых материалов на основе железа характеризуются значительным разбросом, обусловленным, прежде всего, различием в исходном химическом и гранулометрическом составе порошков, способом их получения, а также количественным содержанием и видом пластификатора и легирующих добавок.

Важно отметить, что прочность прессовок неоднородна по объему, она зависит от распределения плотности по высоте и сечению, а также формы и размеров частиц порошка после прессования. В связи с этим представляют интерес результаты работы [117], в которой рассмотрена прочностная анизотропия прессовок из железных порошков Höganäs ABC 100.30 и МН 65.17. В результате исследований на прямоугольных образцах, показано, что прочность на сжатие в направлении вдоль оси прессования независимо от типа используемого пластификатора примерно в 2 раза превышает прочность на сжатие в направлении, перпендикулярном оси прессования.

Известные данные, касающиеся исследования композиций на основе порошка железа, как правило, касались определенного химического состава (применительно к конкретным целям авторов). При этом исследуемые композиции характеризовались различ-

ной формой и гранулометрическим составов частиц (в зависимости от способа получения исходных порошков), а также способом связывания компонент. Поэтому в данном случае скорее можно говорить о качественной оценке характера влияния добавки к исходному железному порошку на формирование комплекса свойств. Это наглядно иллюстрируют данные литературы, касающиеся количественного и качественного влияния некоторых легирующих добавок на плотность и прочность прессовок на основе порошка железа, приведенные ниже.

В работе [92] исследован железный порошок с добавкой углерода (в виде порошка графита) 0,35-0,65 мас. %, при этом показано, что с увеличением количества углерода в смеси порошок лучше уплотняется, приведены зависимости плотности прессовок от соотношения характерных размеров частиц. В работе [45] экспериментально установлено, что добавка графита к железному порошку снижает плотность прессовки, но существенным образом только при содержании графита в смеси в количестве более 3 мас. %. В работе [46] исследованы прессовки из порошка ПЖРВ с добавкой графита в количестве 1-2 мас. %. Показано, что пористость падает с увеличением количества графита. С другой стороны, в работе [3] приведены результаты исследований по прессованию восстановленных ванадий-содержащих порошков железа. Показано, что в зависимости от содержания углерода (0-1,5 мас. %) плотность прессовок при давлении 700 МПа меняется от $\rho = 7,2 \text{ г} / \text{см}^3$ до $\rho = 6,0 \text{ г} / \text{см}^3$, прочность на сжатие σ_c от 25 МПа до 1,4 МПа. Уменьшение прочности на растяжение заготовок из порошков железа при добавке углерода отмечено в работе [21], но количество углерода в смеси не указано. Показано, что добавка меди в исходную смесь и последующая закалка повышают прочность на растяжение по сравнению с исходным составом (рисунок 1.2).

Увеличение твердости НВ заготовок при добавке углерода к порошку железа отмечается также авторами работы [67]. Отмечается, что добавка графита в количестве 0,8-3,0 мас. % несколько уменьшает прочность на растяжение и изгиб, и при этом увеличивает прочность при сжатии [67]. В работе [46] исследована зависимость твердости НВ и прочности на растяжение спеченных брикетов из по-

рошко ПЖРВ с добавкой углерода в количестве 0,5-2 мас. % от времени механического легирования. Показано, что увеличение времени механического легирования, как правило, приводит к повышению указанных свойств, поскольку с увеличением времени легирования содержание углерода в смеси уменьшается [46]. При этом зависимость прочностных свойств от количества углерода в смеси носит достаточно сложный характер, меняясь немонотонно при увеличении содержания углерода и времени легирования.

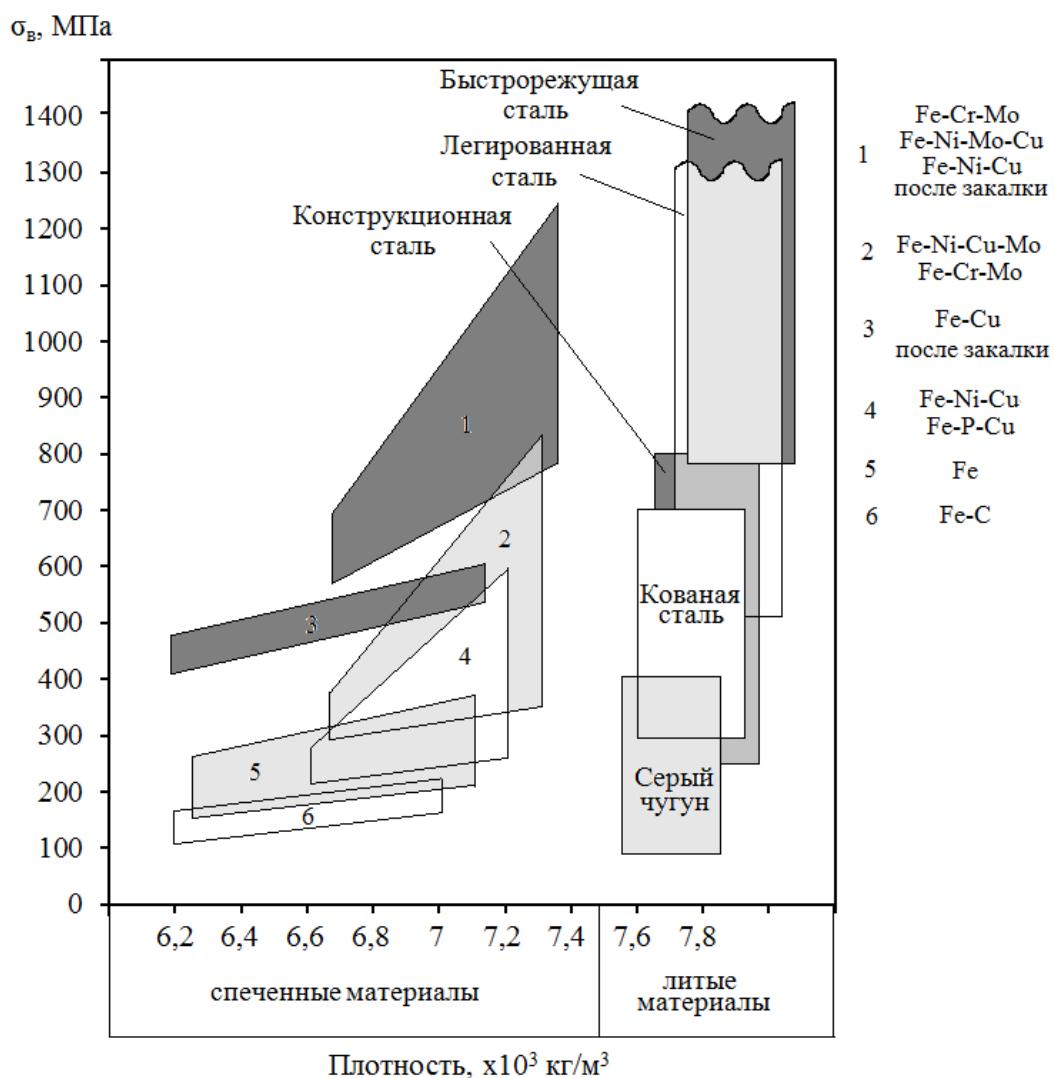


Рисунок 1.2 – Прочность на растяжение порошковых и литых материалов в зависимости от плотности

По данным авторов работы [93] добавка фосфора к железу в количестве 0,3-0,8 мас. % увеличивает плотность и твердость брикетов. Так, при изменении со-

держания фосфора в смеси с 0,3 мас. % до 0,8 мас. % величина твердости НВ увеличивается от 145 до 180.

В работе [108] исследовано влияние пластификаторов на прочностные характеристики прессовок из железного порошка с добавкой углерода и азота по 0,9 мас. %. Прочность брикетов до спекания измеряли путем испытаний на изгиб, после спекания путем испытаний на растяжение, относительное удлинение и сужение. Связь прочности брикетов на растяжение с твердостью и указанных параметров с плотностью аппроксимировали линейной зависимостью. Отметим, что данные по характеру зависимости прочности на растяжение от твердости подтверждают предположение авторов работы [3] (вторая из формул (1.1)).

В целом следует отметить значительный разброс данных по плотности и прочностным характеристикам брикетов из порошков на основе железа (как отмечено выше). Поэтому представляется, что задачу выбора состава, обеспечивающего комплекс требуемых физико-механических и эксплуатационных свойств заготовок и изделий из порошковых материалов, в том числе композиций на основе порошка железа, на данном этапе исследований нельзя считать решенной. Для конкретного исследуемого состава порошковой композиции необходимо экспериментально определять кривые уплотнения и зависимости прочностных характеристик от плотности, а также степень влияния легирующих добавок на формирование структуры брикетов после спекания и связанное с этим изменение физико-механических свойств.

1.3. Выдавливание прутков из некомпактного металлического сырья

Выдавливание является одним из основных технологических процессов порошковой металлургии [8,19,48,49,62]. Возникающие при выдавливании большие пластические деформации способствуют эффективному закрытию пор, при этом выбор степени обжатия осуществляется, как правило, из условия обеспечения беспористой структуры заготовки [9,50,121]. Поскольку максимальной вытяжке соответствуют наибольшие степени деформации сдвига, это оказывает положи-

тельное влияние на формирование структуры выдавленной заготовки [19,27], что обусловлено процессом схватывания частиц [121,139].

Процесс выдавливания может осуществляться как в холодном, так и в теплом или горячем состоянии, с нагревом пресс-оснастки, как из предварительно спрессованной заготовки, так и непосредственно из порошка, минуя стадию компактирования. С повышением давления предварительной подпрессовки увеличивается давление выдавливания, что объясняется увеличением суммарной межконтактной поверхности заготовок и улучшаются характеристики спеченных изделий [62]. Также при этом активизируется усадка при спекании и снижается остаточная пористость прутка [62]. Для уменьшения трения об инструмент рекомендуется применение пластификатора (парафин, стеариновая кислота, крахмал, раствор каучука в бензине, декстрин и др.) обычно в количестве 6-10% [64]. Выдавливание без пластификатора возможно, как правило, если выдавливать предварительно нагретую заготовку [62].

При прессовании часть давления уходит на трение, поэтому при уплотнении материала, предшествующем выдавливанию, слои материала могут иметь различное напряженное состояние и плотность, что служит причиной возникновения дефектов структуры.

При выборе оптимальных параметров процессов формования порошков (в том числе и процесса выдавливания) следует стремиться к уменьшению энергозатрат при обеспечении требуемой плотности и свойств заготовки или изделия.

При горячем прессовании порошков получаются изделия с минимальной пористостью при сравнительно малых давлениях выдавливания. Они, как правило, обладают механическими и физическими свойствами, сравнимыми со свойствами компактных (литых, штампованных) материалов. Однако в этом случае возникают дополнительные энергозатраты, связанные с нагревом собственно заготовки и пресс-оснастки, предъявляются повышенные требования к материалу пресс-оснастки [82].

Выдавливание в холодном состоянии расширяет возможности порошковой металлургии. Появляется возможность получать изделия, изготовление которых

другими способами затруднительно или невозможно [64]. Холодное выдавливание позволяет в ряде случаев исключить из технологической цепочки операцию спекания после компактирования, а также нагрев заготовки и пресс-оснастки перед выдавливанием в теплом или горячем состоянии.

В случае, когда перед холодным выдавливанием предварительно спрессованные заготовки спекают кроме затрат на спекание вследствие изменения размеров заготовок может потребоваться их калибровка. Действительно, относительная плотность $\rho_{отн} \approx 0,8 \div 0,85$ обеспечивает достаточную прочность брикета для транспортировки в нагревательное устройство для спекания или нагрева. Однако если заключительной операцией является спекание, при такой плотности трудно обеспечить размерную точность из-за усадки линейных размеров, а механические свойства уступают изделиям из компактных материалов. В процессе формования некомпактных материалов получают заготовку, состоящую из частиц, находящихся лишь в механическом сцеплении друг с другом, без физической связи между ними [82]. Также при выдавливании для спеченных заготовок требуются большие усилия, чем для неспеченных.

В работах [27,31] приведены результаты экспериментальных исследований процесса теплого ($600\text{-}650^{\circ}\text{C}$) выдавливания прутков из ванадийсодержащих порошков железа. Показано, что прутки из неспечённого материала обладают более высокой прочностью на изгиб, чем из спеченного, поскольку образовавшиеся при спекании дополнительные межзёренные связи недостаточно сильные, чтобы сохранить структуру после отжига, тем не менее, затрудняют процесс декогезии межчастичных границ при выдавливании. В данном случае нельзя однозначно утверждать, что спекание прессовок до и/или после выдавливания является необходимым элементом технологической цепочки.

В работе [115] приведено обоснование холодного выдавливания с точки зрения сокращения себестоимости, производительности и ковкости, экологичности технологии. Штамповка и выдавливание в холодном состоянии имеют ряд преимуществ: минимум отходов, высокая размерная точность, сокращение или полное устранение механической обработки, лучшие механические свойства, чем

у оригинала, из-за благоприятной структуры зерна [124].

Процесс выдавливания металлических порошков при комнатной температуре без последующего спекания в ряде случаев позволяет получать конечный продукт с уникальной микроструктурой и, следовательно, с уникальными механическими свойствами [105] (по результатам экспериментов на прутках из алюминиевого и медного порошков). Холодное выдавливание является эффективным технологическим процессом получения изделия сложной конфигурации, поскольку обеспечивает сокращение расхода металла по сравнению с обработкой резанием в 2-3 раза, более высокую производительность при значительном повышении надежности деталей в эксплуатации [5].

В процессе выдавливания деформации материала по его сечению и вдоль оси распределяются неравномерно. Поэтому при выдавливании возможно разуплотнение (с несплошностями, разрушением) в центральной части вдоль оси заготовки [119], там наблюдается зона пониженной плотности. Неравномерность деформаций может стать причиной появления растягивающих напряжений и, следовательно, возникновения трещин [65]. При выдавливании могут возникать как внутренние трещины, так и поверхностные [101], а также кольцевые трещины, перпендикулярные оси прессования [102]. Различные виды дефектов, возникающих при выдавливании, рассмотрены также в работах [62,82]. Условия достижения максимально однородной деформации при выдавливании рассмотрены в работах [104,118] и других. Неравномерность деформации рассмотрена в работе [44] на основе данных эксперимента на прутках из спеченных порошков железа и меди. Для уменьшения указанной неравномерности рекомендуется применять противодавление.

В работе [70] по результатам экспериментальных исследований процесса выдавливания медных волокновых прессовок показано, что при степени деформации 0,54 (вытяжка $\mu = 3,6$) и в меньшей степени при степени деформации 0,54 (вытяжка $\mu = 7,3$), несмотря на плотность, близкую к плотности компактного материала, на поверхности прутков наблюдаются дефекты в виде раковин и отдельных волокон. Свойства прутков, полученных при меньших степенях деформации,

более низкие, причем указанное различие сохраняется и после отжига [70].

Неравномерность деформаций при выдавливании существенным образом зависит от вытяжки, контактного трения, угла конусности матрицы. При больших углах неравномерное поле деформаций в материале может быть обусловлено образованием застойных зон в области, непосредственно прилегающей к конусной части матрицы. При малых углах конусности неравномерность деформаций также увеличивается, поскольку в этом случае возрастает объем очага деформации [48]. Как указано в работе [82] в этом случае среднее давление становится меньше предела уплотнения, скорость объемной деформации становится отрицательной, наступает разрыхление. При полуугле конусности $\alpha = 30^\circ \div 45^\circ$ обеспечиваются наилучшие энергосиловые параметры процесса выдавливания [27,48,69] и наиболее равномерное распределение деформаций [52,130].

В процессе выдавливания важно обеспечить не только возможно более равномерное распределение деформаций, но и определенный уровень физико-механических свойств прутков. При этом, как отмечено выше, данные по прочностным свойствам прутков характеризуются значительным разбросом, обусловленным различием в составе исходных порошков, количестве и процентном содержании легирующих добавок.

Так, в работе [144] рассмотрен железный порошок и композиции на его основе с добавками Y_2O_3 (0,35 мас.%) и Y_2O_3 (0,2 мас.%) + Ti (0,35 мас.%). Получены данные по твердости ($HV=110$) и прочности на растяжение (355МПа) после выдавливания и отжига и их зависимость от температуры. Авторами работы [31] исследована сталь с никелем (4 мас.%), медью (1,5 мас.%) и молибденом (0,5 мас.%), выдавливали предварительно спеченные заготовки, получены зависимости механических свойств от плотности, при этом $HV=250$, предел прочности до 1500 МПа при $\rho_{отн} = 0,95$. Приведена зависимость усилия выдавливания и предела текучести от плотности. Влияние добавок углерода (0,1-0,7 мас. %) и меди (от 0 до 6 мас. %) на свойства прутков из порошкового железа при выдавливании в горячем состоянии при вытяжке $\mu = 4 \div 5$ и температуре 1150°C рассмотрено в

работе [39]. Показано, что в этом случае предел прочности при растяжении σ_e увеличивается с ростом содержания углерода и меди линейно. В абсолютных значениях для состава Fe – 0,5%С предел прочности 680 МПа, для состава Fe – 3,0%Cu предел прочности 640 МПа, тогда как для исходного железного порошка без легирующих добавок предел прочности 350-400 МПа при $\rho_{omn} \geq 0,98$. В работах [27,31] приведены результаты испытаний на изгибную прочность прутков из порошков железа. При плотности заготовки близкой к теоретической (плотности компактного материала), прочность на изгиб составляет 1100-1200 МПа для спеченных прутков и более 1400 МПа для неспеченных, выдавленных непосредственно из порошка в теплом состоянии. В работе [129] приведены результаты исследований прутков, выдавленных из заготовок, полученных из порошка железа после спекания и гидроэкструзии в горячем состоянии. Показано, что прочность на растяжение брикетов и прутков зависит от размера исходных частиц, уменьшаясь при его возрастании.

В целом при выборе технологических параметров процесса выдавливания заготовки из некомпактного сырья следует стремиться к минимизации затрат при обеспечении требуемой плотности, отсутствия дефектов и физико-механических свойств прутков. Необходимо определить влияние состава порошковой композиции, плотности исходного брикета, степени деформации (вытяжки) на возможность выдавливания прутка из неспеченной заготовки, пригодного для последующей термомеханической обработки.

1.4. Математическое моделирование процессов прессования порошков

Если при разработке параметров технологических процессов производства порошковых изделий ориентироваться только на опыт производства это вызывает высокую себестоимость данной работы, поэтому возникает необходимость моделирования [95]. В настоящее время предложено значительное количество моделей описывающих процессы деформирования некомпактных материалов. Существует

большое количество программных средств, позволяющих определять напряженное состояние и плотность в каждой точке деформируемой заготовки, характер и картину течения материала, рассчитывать необходимые технологические усилия. Особенности реализации метода конечных элементов (МКЭ) для пластически сжимаемых тел рассмотрены в [77]. Модели пластически сжимаемого материала, вопросы их численной реализации, в том числе с применением МКЭ, рассмотрены в работах [27,68,82,87,97,100,103,140] и ряде других (см. обзор в работе [90]).

Особое место занимают процессы уплотнения в незамкнутых объемах, например, при свободной осадке, прокатке, выдавливании и т.п. Они протекают при относительно небольших значениях среднего давления в областях, прилегающих к свободной поверхности или к границе с недеформируемой частью, где вследствие этого возможно разуплотнение материала [82]. Поэтому при сложном напряженно-деформированном состоянии (НДС) тел, имеющих дефекты строения (включения, поры), наиболее подходящими являются модели, учитывающие как процесс уплотнения, так и возможность разуплотнения, такие как Cam-Clay Plasticity [89,138], модель Гэрсона (Gurson A.L.), модифицированная Твергаардом (Tvergaard V.) и Нидлманом (Needleman A.) или GTN-модель [107,142,143], Modified Drucker-Prager Cap [90,97], используемые в пакетах ABAQUS, ANSYS, DEFORM, LS-Dyna и других для моделирования процессов деформирования некомпактных материалов. Представляют также интерес результаты работы [132], в которой модель Гэрсона обобщена на случай композиционных материалов. В работе [35] с использованием программного комплекса ABAQUS выполнено моделирование процесса уплотнения медного порошка при условии текучести Гэрсона. Выявлены закономерности распределения компонентов вектора перемещений, плотности, гидростатического напряжения при уплотнении материала.

При выборе расчетной модели порошкового материала и ее реализации в том или ином пакете следует учитывать, насколько адекватно она описывает процесс уплотнения. Ряд моделей хорошо работает в областях с высокой плотностью, занижая результаты в областях с низкой плотностью и наоборот [90]. Необходимо также учитывать особенности поведения конкретного материала в процессе

уплотнения. Так, GTN-модель адекватно описывает процессы деформирования только при достаточно высокой плотности порошкового материала, $\rho_{omn} \geq 0,8$. Она позволяет учесть изменение пористости материала в процессе деформирования, обусловленное ростом существующих и возникновением новых дефектов сплошности (пор).

Заметим, что при моделировании процессов прессования порошков предположение работы [40] о том, что материал основы обладает свойствами соответствующего компакта, нуждается в обосновании. Разделение упрочнения на упрочнение от изменения плотности и упрочнения основы подходит скорее для качественного анализа [82]. Макроскопические механические характеристики порошковых материалов могут существенно зависеть не только от пористости, но и от распределения пор [7]. В работах [17,51,68] показано влияние формы пор на характер уплотнения порошкового материала. Порообразование определяется видом напряженного состояния и влияет на предел текучести несжимаемой твердой фазы (компактного материала) [83]. При расчетах реальных процессов желательно, чтобы зависимости пределов текучести (и других термомеханических параметров) от плотности определялись экспериментально [23,81,82]. Обзор зависимостей пределов текучести от плотности приведен в [23,27,82] и других работах.

При моделировании процесса выдавливания некомпактного материала рядом авторов на основе данных, полученных из эксперимента, отмечается, что уплотнение в основном заканчивается до входа материала в формирующую часть матрицы [22,25,36,65]. Полагают, что сначала порошок уплотняется, а далее полученный брикет выдавливается как несжимаемый материал. Подобный подход при моделировании использован авторами работ [34,37,69] и другими исследователями. В работе [82] отмечается, что скорость уплотнения при выдавливании становится малой уже при $\rho_{omn} \approx 0,8$ и поведение уплотняемого материала мало отличается от поведения несжимаемых тел. В работе [23] по результатам моделирования процесса выдавливания некомпактного материала делается вывод, что на начальной стадии процесса выдавливания пористых заготовок происходит их ин-

тенсивное уплотнение без значительного формоизменения. При достижении некоторых критических значений плотности уплотнение заготовки резко замедляется, ее последующая деформация осуществляется в основном за счет изменения формы.

Процесс выдавливания исследован в работе [114] методом верхней и нижней оценки. В работе [88] рассмотрено радиальное течение на основе жесткопластической модели материала. Автором работы [79] при расчете давления выдавливания заготовок из легированных железных порошков рассмотрен предел текучести композита, определяемый по правилу смесей. В работе [23] приведена формула для определения минимальной плотности, при которой начинается выдавливание при данной вытяжке, при этом для расчета плотности не учитывается внешнее трение, отсутствует сравнение с экспериментальными данными (верификация). Авторами работы [76] рассмотрены зависимости (достаточно громоздкие), позволяющие определить давление выдавливания в зависимости от величины вытяжки и пористости заготовки. Аналитические модели процесса выдавливания рассмотрены также в работах [4,18,52,118]. Следует отметить, что в перечисленных работах не рассматривался широкий спектр геометрии и граничных условий. В целом данный подход позволяет определять усилие, необходимое для реализации процесса выдавливания и определять остаточную пористость выдавленных прутков. Однако при этом невозможно прогнозировать появление различного рода дефектов при выдавливании, для этого при моделировании необходимо использование численных методов.

Компьютерное моделирование процесса выдавливания рассмотрено в работах [11,69,95,99,141,144,148] и ряде других исследований отечественных и зарубежных авторов, выявлены характерные особенности возникающего при этом напряженно-деформированного состояния. Так, автором работы [111] выполнен обзор известных математических моделей и осуществлено математическое моделирование процесса выдавливания в пакете ABAQUS для различных моделей материала, параметров инструмента, условий на контакте материала и пресс-оснастки. В работах [47,49] по результатам математического моделирования про-

цесса выдавливания методом конечных элементов показано, что остаточная пористость менее 0,01 может быть получена при вытяжке $\mu = 5 \div 6$. Авторами работы [33] по результатам математического моделирования делается вывод, что для достижения пористости меньше 0,005 вытяжка должна быть не менее 10. В работе [1] осуществлено моделирование процесса горячего выдавливания материала со свойствами, соответствующими мартенситностареющей стали. Показано, что уже при вытяжке $\mu = 3$ пористость прутков достаточно мала и составляет порядка 0,04. Предложены формулы для оценки величины остаточной пористости прутка в зависимости от исходной пористости заготовки, температуры, величины вытяжки. В работе [75] на основе уравнения баланса энергии получено выражение для расчета давления выдавливания прутков, выполнена верификация модели путем сравнения результатов расчета с данными эксперимента по холодному выдавливанию прутков из порошка ПЖ4М при полууглах конусности ($\alpha = 20^\circ$) и малых вытяжках ($\mu \leq 1,7$).

Поскольку неравномерность деформаций при выдавливании может стать причиной возникновения трещин рядом авторов рассматривается коэффициент неравномерности эффективной деформации как отношение разности деформаций на поверхности и в центре к деформации на поверхности [147] или как отношение максимальной деформации к минимальной [130]. Его величина растет с ростом полуугла и коэффициентом трения, убывая с ростом вытяжки и начальной плотности (деформации меньше в центральной части заготовки) [147]. Аналогичный вывод (минимум деформации по оси, на выходе из формующей части) сделан в работе [73]. В работе [69] по результатам моделирования процесса выдавливания прутков из медного порошка рекомендуется применять противодавление. Вводится коэффициент неравномерности деформации как отношение максимальной интенсивности деформации к минимальной. Показано, что использование противодавления приводит к существенному увеличению давления выдавливания. Так при противодавлении 95 МПа давление выдавливания составляет 820 МПа, тогда как при противодавлении 120 МПа давление выдавливания уже 950 МПа. Моде-

лирование процесса холодного выдавливания порошка алюминия в пакете DEFORM осуществлено в работе [94]. В результате выявлены характерные особенности формирования НДС заготовки, определены зоны вероятного разрушения в зависимости от вытяжки, угла и коэффициента трения. Указанные зоны располагаются вблизи оси заготовки на выходе из формующей части, при этом вероятность разрушения возрастает с увеличением вытяжки. В работе [139] по результатам математического моделирования процесса выдавливания показано, что максимальная степень использования ресурса пластичности достигается по оси заготовки на выходе из формующей части, убывая по мере удалении от оси.

Отметим, что в перечисленных работах вопросы, связанные с вероятностью возникновения дефектов и определением зон вероятного разрушения при выдавливании рассматривались на основе расчета накопления поврежденности или распределения интенсивности пластических деформаций (и степени ее неравномерности) в различных областях заготовки.

Очевидно, что при моделировании процесса выдавливания порошковой композиции на основе железа определенного состава требуется разработать методику прогнозирования плотности выдавленных прутков, исследовать вероятность появления различного рода дефектов, зависящих от величины вытяжки, условий контактного трения и т.д. На основе компьютерного моделирования процесса прямого выдавливания пористых заготовок необходимо выполнить анализ НДС прутков для определения местоположения и объяснения причин возникновения вероятных дефектов.

Выводы. Постановка задачи исследования

Анализ существующего состояния теории и технологии формования заготовок и прутков из порошков железа и композиций на их основе показал, что в данной области существует ряд вопросов требующих решения.

Задача получения материалов и изделий с улучшенными или принципиально новыми свойствами из порошкового сырья связана с созданием структуры,

обеспечивающей повышенные физико-механические и иные свойства материалов. При изготовлении изделий из порошковых материалов существенную роль играют характер и последовательность операций термомеханической обработки, во многом определяющие структуру и свойства готовой продукции. При сравнительном анализе прочностных свойств прессовок следует учитывать, что они существенно зависят не только от плотности, но и от способа получения исходного порошка, размера и формы частиц, распределения их по размерам. При математическом моделировании реальных процессов желательно, чтобы зависимости предела текучести несжимаемой твердой фазы (компактного материала) от плотности и других термомеханических параметров определялись экспериментально, поскольку схема деформирования может существенно влиять на величину теоретического предела текучести компактного (беспористого) материала.

Штамповка и выдавливание в холодном состоянии позволяют обеспечить минимум отходов, высокую размерную точность, сокращение или полное устранение механической обработки, повышенные механические свойства вследствие благоприятной структуры зерна. Однако при выдавливании возможно разуплотнение в центральной части вдоль оси заготовки, возникновение кольцевых трещин, перпендикулярных к оси прессования. При выборе технологических параметров процесса выдавливания порошковых заготовок следует стремиться к минимизации затрат при обеспечении требуемых прочностных свойств прутков и достижении необходимой плотности. Требуется экспериментально определить влияние состава порошковых материалов на процесс уплотняемости и формирование физико-механических свойств прутков, основываясь на исследовании физико-технологических свойств порошков и их смесей. Необходимо с применением методов компьютерного моделирования исследовать процесс выдавливания заготовки из некомпактного металлического сырья, определить степень неоднородности распределения деформаций по длине и сечению заготовки, зоны возникновения дефектов сплошности и последующего вероятного разрушения прутка.

Исходя из вышеизложенного сформулирована цель диссертации:

Экспериментально и теоретически определить влияние состава порошковой композиции на основе железа (с добавками Zn, Cu, Fe-P, C) и параметров процесса холодного выдавливания неспеченного брикета на формирование физико-механических свойств прутков при обеспечении их пригодности для последующей термомеханической обработки.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие научно-технические задачи:

1. Экспериментально получить кривые уплотнения заготовок из порошковых композиций на основе железа с добавками Zn, Cu, Fe-P и C.
2. Экспериментально определить условия, позволяющие получить пруток, из неспеченной порошковой композитной заготовки на основе железа с добавками Zn, Cu, Fe-P и C после компактирования и выдавливания, пригодный для последующей механообработки.
3. Выполнить анализ физико-механических свойств заготовок из порошковых композитов на основе железа после выдавливания.
4. Для процессов компактирования и выдавливания порошковых заготовок определить предел текучести несжимаемой твердой фазы (компактного материала) в зависимости от схемы деформирования.
5. Осуществить математическое моделирование и определить давление выдавливания и плотность прутков в зависимости от коэффициента вытяжки.
6. Осуществить компьютерное моделирование процесса выдавливания порошкового композита, на основе анализа напряженно-деформированного состояния прутков определить вероятные зоны возникновения дефектов и возможного разрушения.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.

2.1. Исходные материалы и образцы для исследований

Для исследований были выбраны порошковые композиции, полученные механическим смещиванием природно-легированных ванадийсодержащих порошков железа в смеси с Zn, Cu, P, C в количестве 1,5 мас. % на измельчителе вибрационном ИВ-микро в ИМет УрО РАН в течение 2-х часов.

Выбор добавок обусловлен следующим. Такие элементы как Zn, Cu, C можно рассматривать как твердые смазки при выдавливании, добавки ферро-фосфора и графита увеличивают прочность материала. Также эти добавки являются традиционными для легирования железа (кроме цинка).

При выборе конкретного количества легирующих добавок (1,5 мас. %) использованы данные из литературы. Так, добавка более 1,5-2 мас. % Cu к порошку железа практически не увеличивает плотность прессовки и твердость НВ [30,98]. При содержании меди в смеси не более 2–3 % спекание происходит практически без изменения размеров изделия, что позволяет избежать или существенно снизить объем его последующей механической обработки [41]. Добавление 1,5 мас. % графита является наилучшим с точки зрения прочностных свойств спеченных антифрикционных материалов [80]. Аналогичные данные по количеству графита в композиции на основе порошка железа приведены в работе [38]. Кроме того анализ литературных данных позволяет предположить, что при изменении содержания легирующих добавок в смеси в диапазоне от 0 до 1,5-2 % прочностные характеристики прессовок из исследуемых композиций изменяются монотонно (см. работы [38,46] по композициям с графитом, [20,74] по фосфору).

Для исследований в качестве основы выбран ванадийсодержащий порошок железа ПРЖФ: на основе порошка фракция < 315 мкм; на основе порошка фракция < 160 мкм. В качестве добавок использовали:

- порошок меди электролитической ПМС-1 (ГОСТ 4960-2009) фракция < 50 мкм;
- порошок цинка распыленный ПЦ 6 (ГОСТ 12601-76) фракция < 45 мкм;

- порошок железо-фосфор (распыленный, фракция от 1400 до 1600 мкм) измельчен на истирателе ИВ-микро, фракция < 50 мкм (химический состав, мас. %: 25,0 P; 4,1 Si; 6,1 Mn; Fe – основа) (отходы металлургического производства);
- порошок графита карандашного (ГОСТ 4404-78).

Химический состав исходного порошка железа приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав порошка железа ПРЖФ

Массовая доля, мас. %					
C	Si	Mn	V	O ₂	Fe
0,027	0,160	0,144	0,266	0,530	остальное

Данные о гранулометрическом составе и морфологии исходных порошков получены в Институте металлургии УрО РАН на анализаторе частиц CAMSIZER-XT (Retsch Technology, Германия), погрешность измерений ±10%, для частиц графита использован лазерный анализатор размеров частиц HORIBA LB5 550 (HORIBA JOBIN YVON, Япония) и приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Данные о гранулометрическом составе и морфологии порошков

порошок	d_{cp} , мкм	$SPHT_{cp}$	$Symm_{cp}$	b_{cp} / l_{cp}
железо фракция менее 315мкм	142	0,61	0,84	0,70
железо фракция менее 160мкм	108	0,57	0,85	0,71
медь электролитическая	39	0,60	0,86	0,66
цинк распыленный	9	0,84	0,88	0,74
железо-фосфор распыленный	24	0,74	0,89	0,73
графит карандашный	44	-	-	-

где d_{cp} - медианный диаметр частиц порошка, $SPHT_{cp}$ - среднее значение коэффициента сферичности частиц, $Symm_{cp}$ - среднее значение коэффициента симметричности частиц, b_{cp}/l_{cp} - среднее значение соотношения ширины и длины частиц.

После механического смешивания фазовый и химический состав частиц ма-

териала основы (Fe) не изменился, окисные пленки частично разрушились, на отдельных частицах зафиксировано адгезионное схватывание с легирующими добавками.

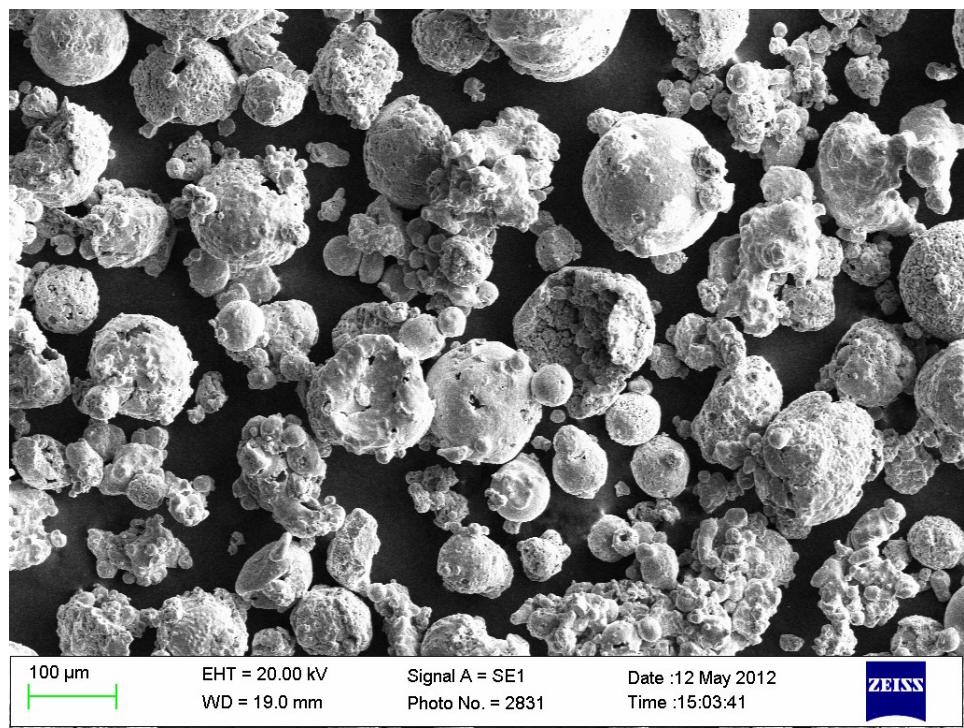
Также проведены исследования гранулометрического состава полученных порошковых композиций. В результате получено, что параметры, характеризующие геометрию частиц ($SPHT_{cp}$, $Symm_{cp}$, b_{cp}/l_{cp}) и медианный диаметр частиц порошка отличаются от значений для основного материала (природно-легированного ванадийсодержащего порошка железа) не более чем на $\pm 3\text{-}5\%$ в зависимости от пробы (для медианного диаметра до 8-10%).

Морфология исходных порошков и композиций, полученных в результате механического смешивания показана на рисунках 2.1-2.5. Для порошка железа приведены изображения только для фракции < 160 мкм, для порошка фракции < 315 мкм картина аналогична.

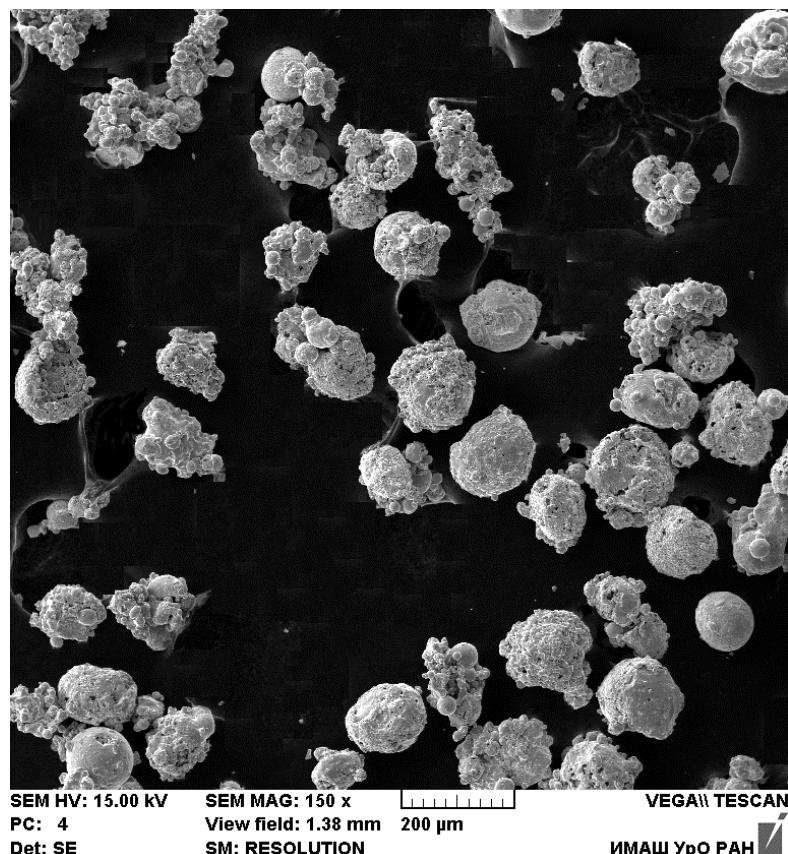
Образцы для исследования прочностных характеристик изготовлены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН, на универсальной гидравлической машине Tinius Olsen Super L60, имеющей следующие характеристики: максимальное усилие 300 кН; размеры рабочей зоны: высота - 737 мм, ширина - 356 мм; скорость подвижной траверсы от 0 до 76 мм/мин.

Навески порошка массой 8 г и 1,7 г брикетировали односторонним прессованием в пресс-форме диаметром 9,6мм при комнатной температуре. В результате получены брикеты высотой 15,5-18 мм (партия 1) и высотой 3,0-3,3 мм (партия 2) с относительной плотностью $\rho_{omn} \approx 0,77 \div 0,91$ (партия 1) и $\rho_{omn} \approx 0,84 \div 0,94$ (партия 2), где ρ_{omn} - относительная плотность (плотность пористого материала, отнесенная к плотности компактного материала).

Вес насыпок порошка определяли по результатам взвешивания на электронных весах Adventurer фирмы OHAUS, точность измерения 0,001 г. Плотность образцов определяли по стандартной методике (ГОСТ 18898-89). Относительную плотность ρ_{omn} определяли как отношение фактической плотности брикетов к теоретической, которую вычисляли исходя из состава порошковой композиции по правилу смесей.

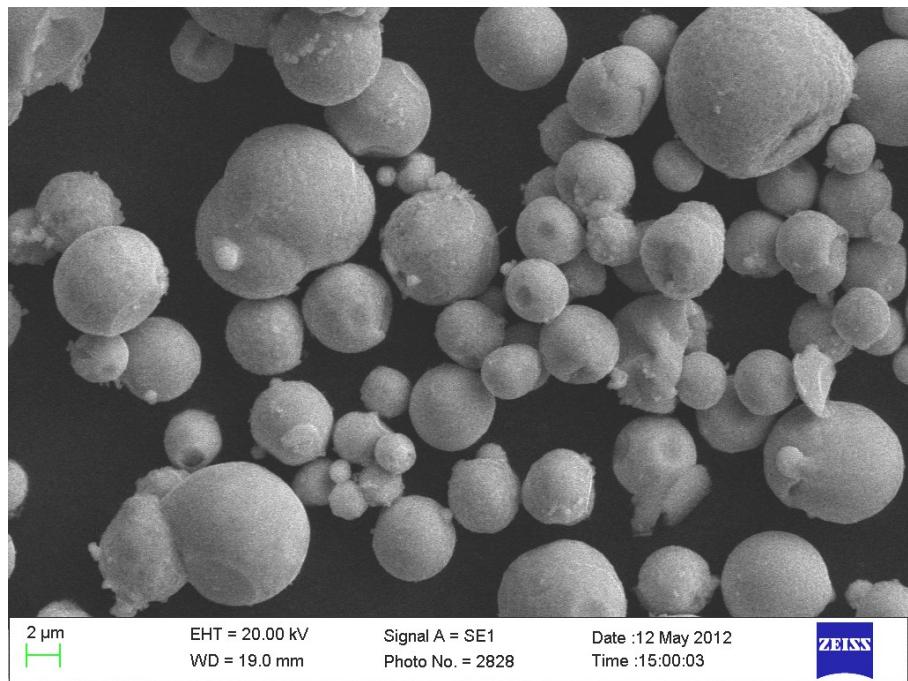


a

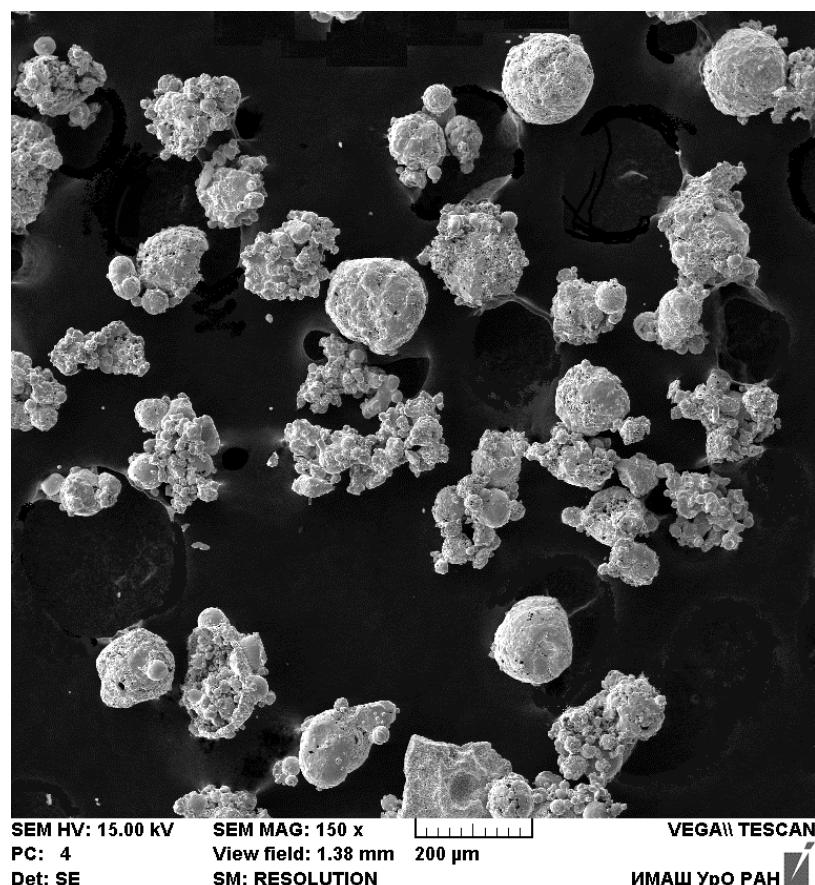


б

Рисунок 2.1 – Морфология порошка железа фракции менее 160 мкм до (а) и после механического смещивания (б)

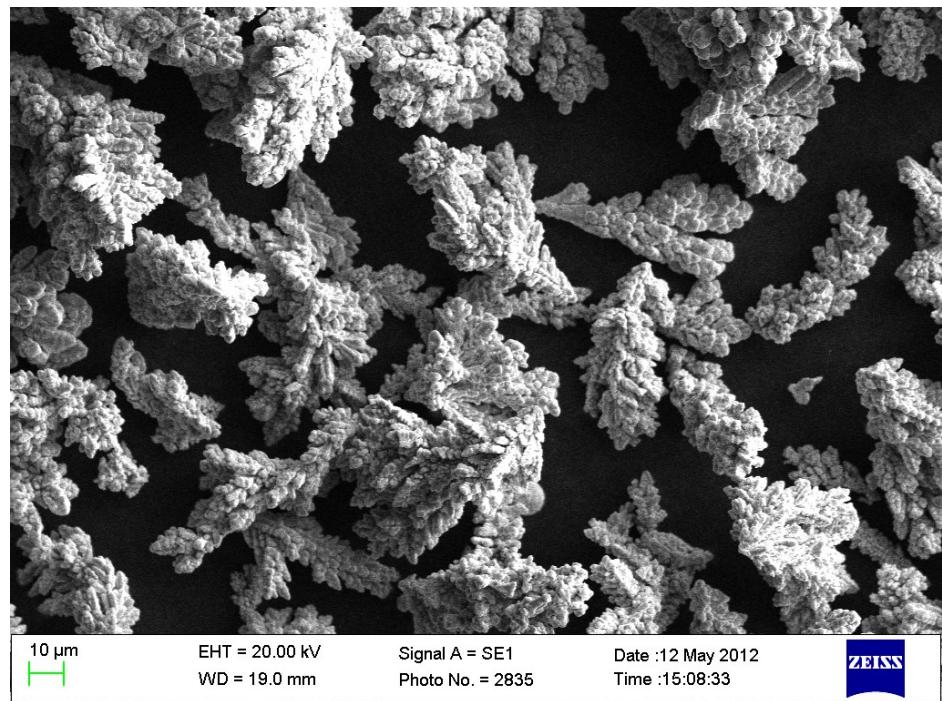


Zn

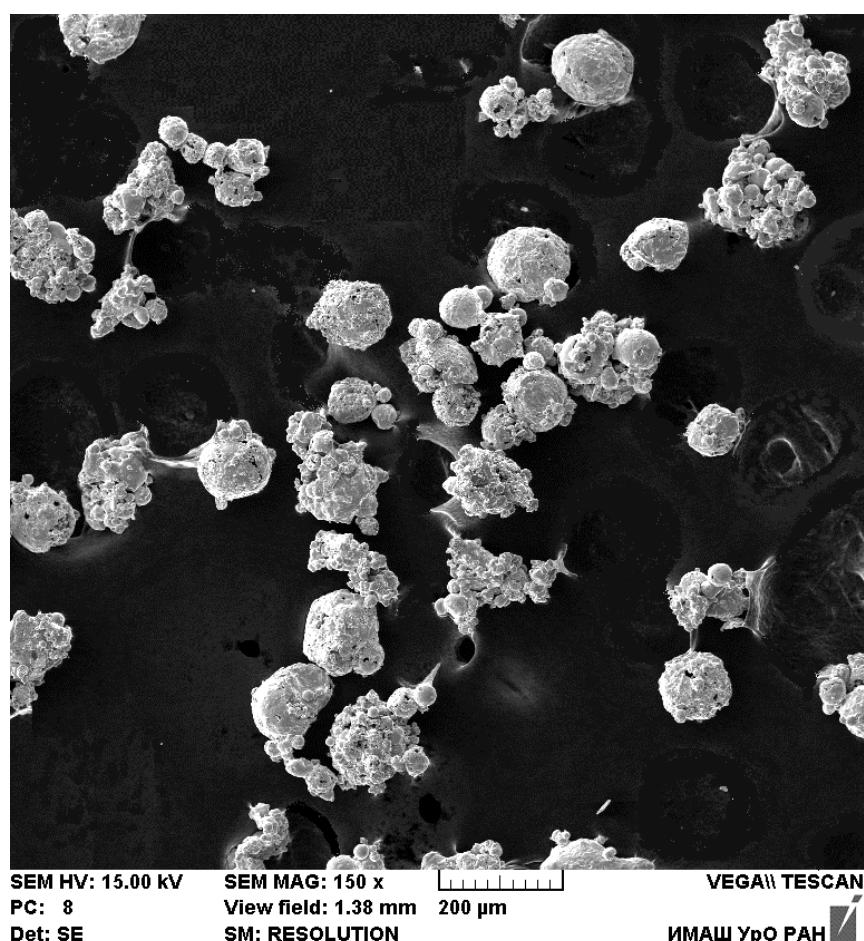


Fe-Zn

Рисунок 2.2 – Морфология порошка цинка распыленного и состава Fe-Zn после механического смешивания

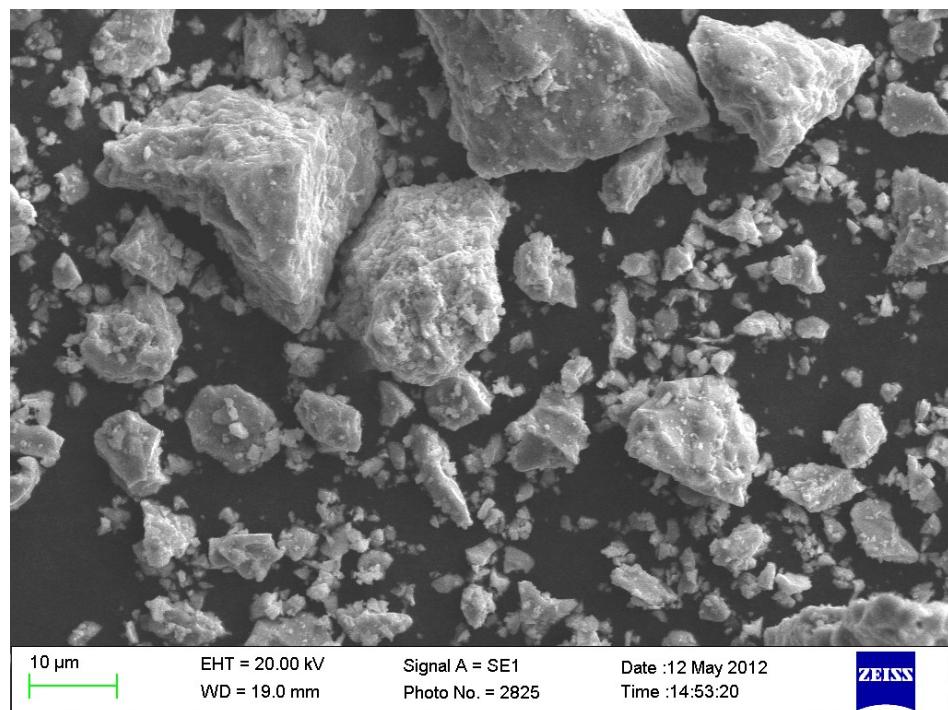


Cu

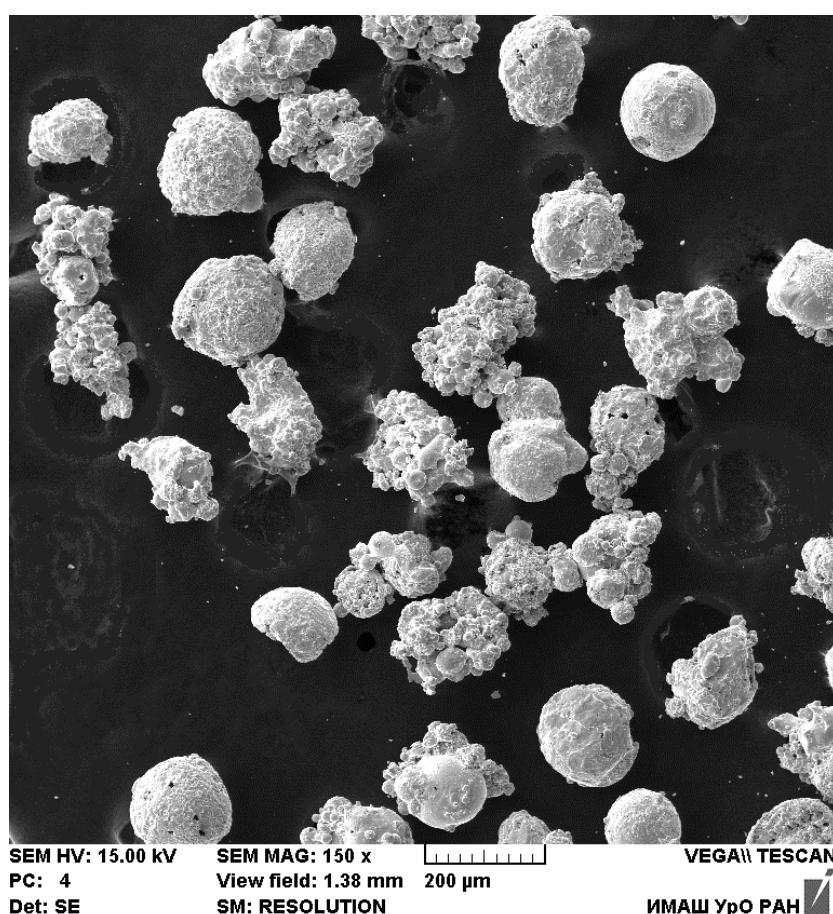


Fe-Cu

Рисунок 2.3 – Морфология порошка меди электролитической и состава Fe-Cu после механического смешивания



Fe-P



Fe-(Fe-P)

Рисунок 2.4 – Морфология порошка железо-фосфор и состава Fe-(Fe-P) после механического смещивания

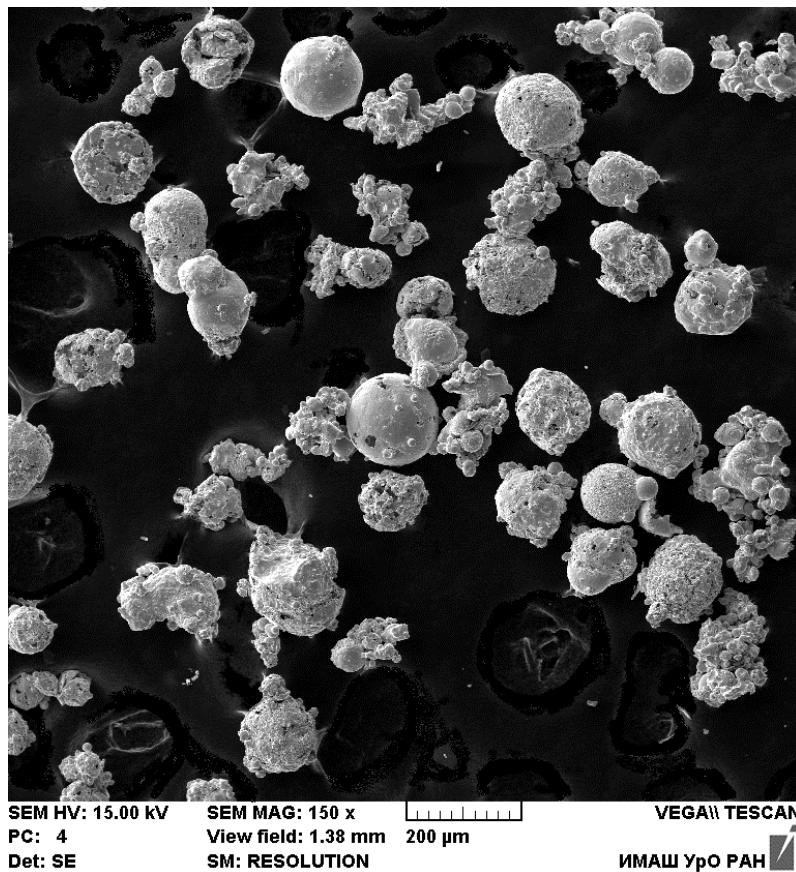


Рисунок 2.5 – Морфология состава Fe–C после механического смещивания

Для экспериментальных исследований процесса выдавливания, реализованного на универсальной гидравлической машине Tinius Olsen Super L60 использованы брикеты, соответствующие по размерам и плотности партии 1.

Спекание проводили в вакууме 10^{-3} МПа в вакуумной электропечи сопротивления камерного типа СНВЭ–2.4.2/16И2 в Имет УрО РАН по режиму: нагрев в течение 1 часа, выдержка при температуре 1150°C в течении 2-х часов, охлаждение с печью до температуры 200°C. Выбор температуры спекания исходного порошка железа обусловлен рекомендациями из литературы по режимам спекания заготовок из железных порошков [65,80]. Режим спекания для порошковых композиций с Zn, Cu, P, C вследствие малого содержания указанных добавок принят таким же, как и для исходного состава.

Микроструктуру образцов партии 1 после спекания исследовали с помощью оптического микроскопа Neophot-21 и растрового электронного микроскопа TESCAN с энергодисперсионной и волнодисперсионной приставками OXFORD

для проведения локального микрорентгеноспектрального анализа фаз и включений. Точность определения концентрации химических элементов составляла не более 2 % от измеряемой величины. Фазовый состав образцов определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в монохроматизированном K_{α} -излучении хромового анода в интервале двойных углов дифракции 50 – 85.

На каждое испытание при данной плотности брикета и прутка ($\pm 1\%$) приходилось не менее 4-5 образцов. Далее значения исследуемых параметров усреднялись и рассчитывался коэффициент вариации v по формуле (2.1):

$$v = \left(\frac{s}{\bar{x}} 100 \right) \% \quad (2.1)$$

где \bar{x} - среднее арифметическое из n измерений параметра x_i , n - количество опытов, s - среднее квадратичное отклонение:

$$s = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad (2.2)$$

По критерию Стьюдента $t = (\bar{x} - M) \sqrt{n-1} / s$ определяли доверительный интервал математического ожидания M с вероятностью 95%. Результаты представляли отношением ширины доверительного интервала к условной средней:

$$I(\bar{x}) = \frac{(2ts / \sqrt{n-1})}{\bar{x}} \quad (2.3)$$

Общая схема проведения исследований представлена на рисунке 2.5.

На неспеченных брикетах (*) определялись следующие параметры: плотность, прочность на радиальное и осевое сжатие, твердость НВ. После спекания брикетов определяли (**): плотность, прочность, предел текучести при осевом сжатии, твердость НВ. Также измеряли микротвердость и исследовали микроструктуру образцов. На прутках после выдавливания и спекания (***) определялась плотность, и выполнялись измерения микротвердости. При разрушении прутка выполнялась корректировка условий процесса, а именно: увеличение начальной плотности образца и/или увеличение коэффициента вытяжки. При этом измерялась только плотность образца, механические испытания не проводились.

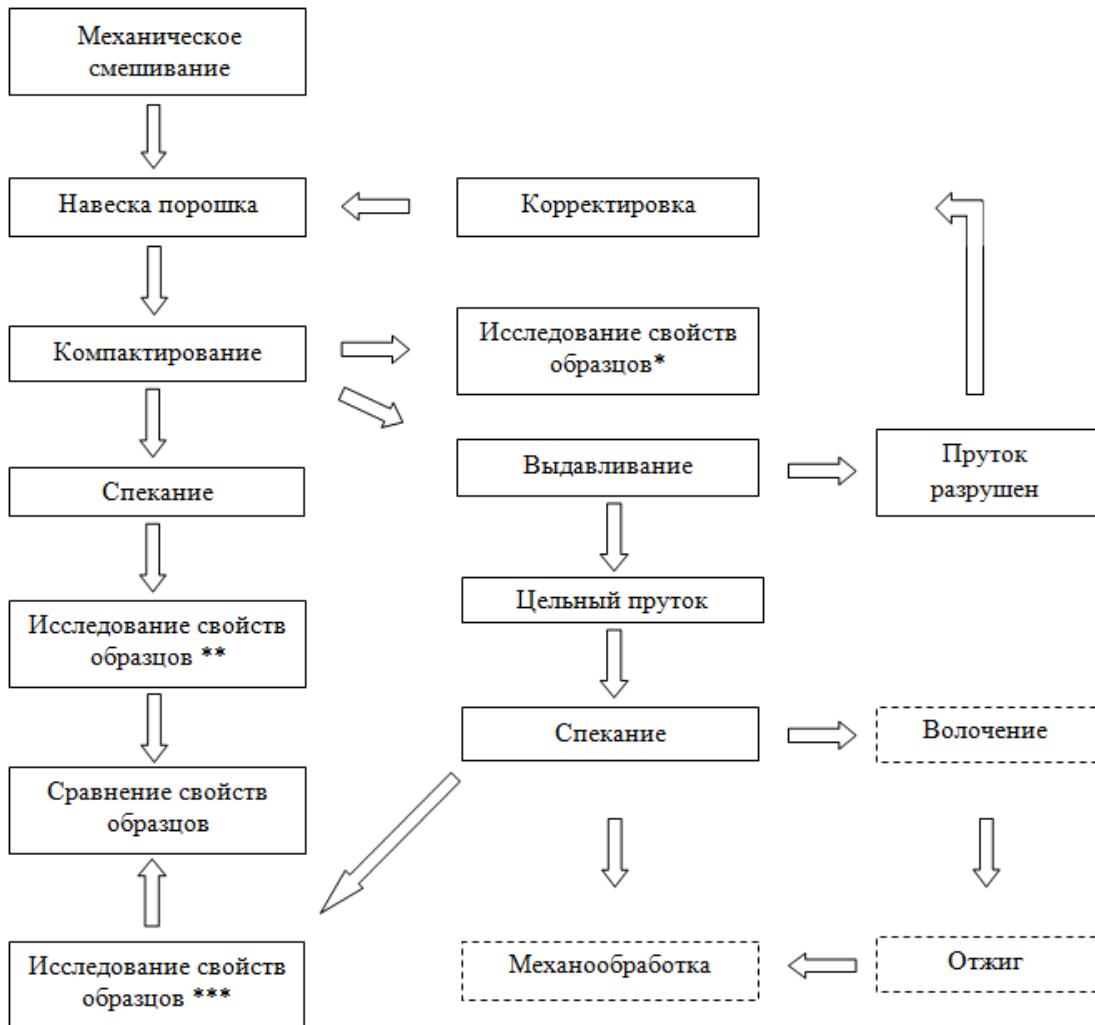


Рисунок 2.6 – Схема проведения исследований

2.2. Оборудование для компактирования и выдавливания

Экспериментальные исследования процессов компактирования и выдавливания выполнены в (ИМАШ УрО РАН). Для процессов компактирования и выдавливания использовали пресс-оснастку, представленную на рисунке 2.7.

Контейнеры для выдавливания имели входной диаметр 10 мм, выходной диаметр варьировался в диапазоне 7,5-6,0 мм, угол конусности формующей части $2\alpha = 60^\circ$. Выдавливание осуществляли при скорости движения инструмента 2 - 6 мм/мин.

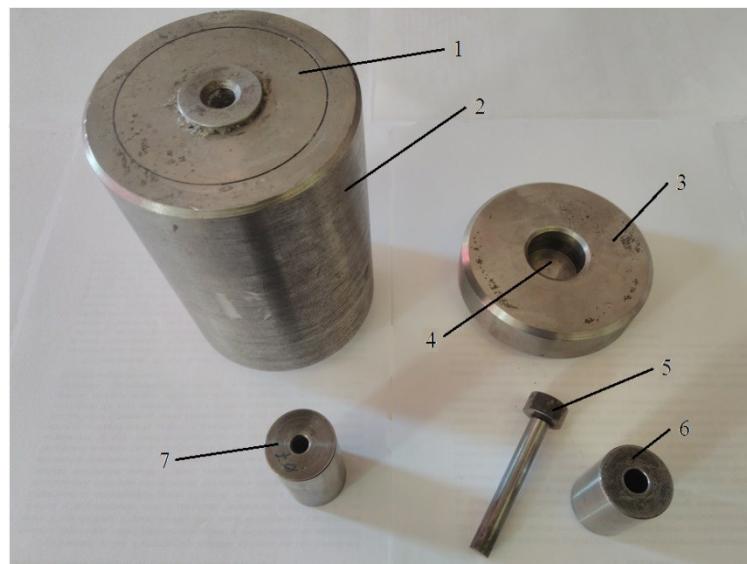


Рисунок 2.7 – Пресс-оснастка для компактирования и выдавливания

1 – контейнер, 2 – корпус, 3 – плита, 4 – заглушка, 5 – пуансон, 6 – контейнер для компактирования, 7 – контейнер для выдавливания

При проведении исследований процессов компактирования и выдавливания автоматически фиксировалось усилие, действующее на пуансон, и перемещение пуансона. По полученным данным определялась текущая плотность брикетов в зависимости от давления прессования.

Пресс-оснастка для выдавливания, установленная на машине Tinius Olsen SUPER "L" 60 показана на рисунке 2.8.



Рисунок 2.8 – Пресс-оснастка для выдавливания в установленном виде на машине Tinius Olsen SUPER "L" 60

2.3. Определение твердости и прочности

Испытания на осевое и радиальное сжатие и частично измерение твердости проводили в центре коллективного пользования (ЦКП) Урал-М ИМет УрО РАН, на универсальной машине для испытаний BT1-FR050THW/A1K (ZWICK, Германия). Машина предназначена для испытания со статическим, плавно нарастающим или знакопеременным, механическим нагружением. Возможно определение твердости по методу Бринелля с определением временного сопротивления, физического и условного пределов текучести, относительного удлинения, модуля упругости, с возможностью испытания образцов по различным стандартам (ГОСТ, DIN, ASTM и др.), с графической регистрацией диаграммы нагрузки. Максимальная нагрузка 50 кН.

Также твердость по Бринеллю измеряли в ИМАШ УрО РАН на универсальном твердомере ИТ 5010. Во всех случаях для измерения твердости использовали шарик $\varnothing 2,5$ мм при нагрузке 613 Н и выдержке 30 с согласно ГОСТ 9012-59. Измерение твердости проводилось на образцах соответствующих партии 1.

При испытаниях на радиальное сжатие горизонтальное напряжение в центре диска σ_{rad} , при котором возникает трещина [78,90]:

$$\sigma_{rad} = 2P/\pi D t_{ob} \quad (2.4)$$

где σ_{rad} – напряжение, при котором возникает трещина при радиальном сжатии, P – усилие к моменту начала разрушения образца при испытаниях на сжатие, D – диаметр образца при испытаниях на сжатие, t_{ob} - толщина образца при испытаниях на сжатие.

При осевом сжатии напряжение, при котором в образце возникает трещина, определяется по формуле:

$$\sigma_{cж} = 4P/\pi D^2. \quad (2.5)$$

где $\sigma_{cж}$ – напряжение, при котором возникает трещина при осевом сжатии

Схема проведения экспериментов на осевое и радиальное сжатие показана на рисунке 2.9.

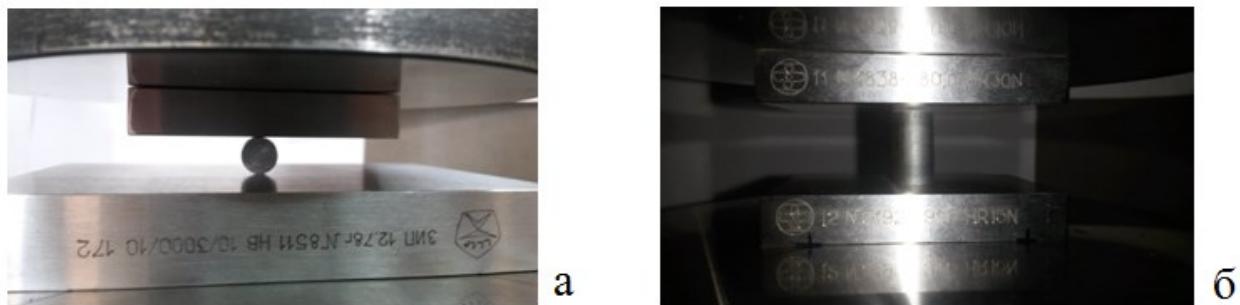


Рисунок 2.9 – Схема экспериментов по радиальному и осевому сжатию:

а – радиальное сжатие; б – осевое сжатие

Эксперименты по осевому сжатию (стандарт ASTM D3967) и измерению твердости по Бринеллю (ГОСТ 9012-59) проводили на образцах партии 1, по радиальному сжатию на образцах партии 2.

Схема измерения твердости НВ на универсальной машине для испытаний BT1-FR050THW/A1K представлена на рисунке 2.10.



Рисунок 2.10 – Схема измерения твердости НВ на установке BT1-FR050THW/A1K

В экспериментах на сжатие образцы партии 1 испытывали с предварительной нагрузкой 5 кг до максимального усилия разрушения, скорость движения траверсы испытательной машины 2 мм/мин. Образцы партии 2 испытывали с предварительной нагрузкой 1 кг, скорость движения траверсы 2 мм/мин. В момент разрушения образца - возникновения и начала роста центральной трещины фиксировали усилие пресса и степень деформации заготовки [59].

Результаты испытаний на осевое и радиальное сжатие использовали для

определения параметров в критерии прочности Мора-Кулона [90]:

$$\tau = p_\sigma \cdot \operatorname{tg}\beta + d , \quad (2.6)$$

где $p_\sigma = -\sigma$ и величины p_σ - гидростатическое давление и τ - интенсивность касательных напряжений определяются по формулам [90]:

$$p_\sigma = \sigma_{cyc} / 3, \quad \tau = \sigma_{cyc} \text{ при осевом сжатии;}$$

$$p_\sigma = 2\sigma_{rad} / 3, \quad \tau = \sqrt{13} \cdot \sigma_{rad} \text{ при радиальном сжатии.}$$

Значения параметров $\operatorname{tg}\beta, d$ определяются по формулам [134]:

$$d = \frac{\sigma_{cyc} \cdot \sigma_{rad} \cdot (\sqrt{13} - 2)}{\sigma_{cyc} - 2\sigma_{rad}}, \quad \operatorname{tg}\beta = \frac{3\sigma_{cyc} - d}{\sigma_{cyc}} \quad (2.7)$$

где β - угол внутреннего трения (угол наклона образующей предельной поверхности в плоскости $\sigma - \tau$ к гидростатической оси), d - сопротивление срезу (сцепление, когезия)

Твердость НВ рассчитывали по формуле:

$$HB = \frac{2P}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d_o^2} \right)} \quad (2.8)$$

где d_o - диаметр отпечатка при измерении твердости по Бринеллю.

2.4. Измерение микротвердости

Дополнительно прочностные свойства брикетов и прутков после выдавливания определяли путем измерения микротвердости.

Измерение микротвердости на установке Fisherscope HM 2000 XYm выполнено по шкалам Мартенса в соответствии со стандартом ISO14577-1:2002 в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН, в результате определялась твердость на поверхности брикета из исследованных порошковых композиций после спекания. Контактный модуль упругости определяли с помощью методики Оливера–Фарра [122] по начальному наклону кривой "усилие – глубина внедрения индентора" на стадии разгрузки. Кинетическое микроиндентирование проводилось при максимуме

мальной нагрузке на индентор Виккерса 2 Н и выдержке 20 с. Первичную обработку результатов испытаний осуществляли с помощью программного обеспечения прибора WIN-HCU. В качестве индентора использовали четырехгранную алмазную пирамиду Виккерса с ужесточенными требованиями к геометрии.

По кривым индентирования устанавливались следующие параметры: максимальная глубина вдавливания индентора h_{max} ; остаточная глубина вдавливания индентора после снятия нагрузки h_{rest} ; твердость по Виккерсу HV, определяемую через твердость вдавливания H_{it} ; контактный модуль упругости E_k ; упругое восстановление. Общий вид кривой индентирования показан на рисунке 2.11.

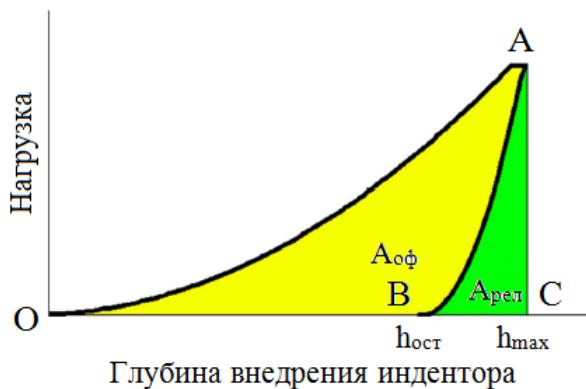


Рисунок 2.11 – Кривая кинематического микроиндентирования

По результатам измерений по кривым "усилие – глубина внедрения индентора" (рисунок 2.11) была определена полная работа вдавливания индентора A (соответствует площади под кривой нагружения ОАС), работа сил релаксации A_{rel} (соответствует площади под кривой ВАС) и остаточного формоизменения $A_{оф}$ (соответствует площади под кривой ОАВ). Условный показатель пластичности φ и модуль нормальной упругости E исследованных порошковых композиций рассчитывали по формулам:

$$\varphi = \left(A_{оф} / A \right) \times 100\% , E = E_k \times (1 - \eta u^2) \quad (2.9)$$

где φ – условный показатель пластичности при микроиндентировании, E_k - контактный модуль упругости при измерении микротвердости, η - коэффициент Пуассона.

Также осуществили пересчет значений HV, полученных при измерениях микротвердости в твердость по Роквеллу HRB. Для этого использовали таблицу сравнительных значений твердости согласно Японскому промышленному стандарту Z2245:2005 и рекомендациям работы [43], касающимся соотношения значений твердости HV, полученных при различной нагрузке P. Для этого использовали формулу: $HV = HV_1(P/P_1)^{1-2/n}$, значение n для железа составляет $n \sim 1,8$.

На каждый образец приходилось 15-20 точек измерений. Точки распределялись равномерно по диаметру и длине образца. Далее значения исследуемых параметров усреднялись.

Схема измерения микротвердости на установке Fisherscope HM 2000 XYm показана на рисунке 2.12.



Рисунок 2.12 – Измерение микротвердости на установке
Fisherscope HM 2000 XYm

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА КОМПАКТИРОВАНИЯ

В данной главе представлены результаты экспериментальных исследований процесса компактирования порошковых заготовок и результаты исследования их свойств в зависимости от состава композита. Результаты данной главы носят вспомогательный характер: кривые уплотнения в дальнейшем будут использованы при математическом моделировании процесса выдавливания, а данные по прочности и пластичности при анализе влияния схемы нагружения (компактирование, выдавливание) на формирование физико-механических свойств.

3.1. Прессование в закрытой пресс-форме

Для исследований процесса уплотняемости композиций на основе ванадий-содержащего порошка железа выбраны навески массой 8 г, в результате получены образцы, соответствующие партии 1 (п. 2.1). Результаты предварительных исследований показали, что плотности брикетов, полученных из композиций на основе железного порошка фракции менее 315 мкм и фракции менее 160 мкм, отличаются незначительно (в пределах 1,0-1,5%), поэтому далее рассмотрены композиции на основе порошка фракции менее 315 мкм.

На рисунке 3.1 представлены графики зависимости относительной плотности $\rho_{отн}$ исследованных порошковых композиций от давления прессования p . Графики на рисунке 3.1 построены по усредненным значениям, поскольку плотности брикетов каждого состава при фиксированной величине давления прессования отличались не более чем на $\pm 1\%$ (коэффициент вариации $< 1\%$). Поэтому в дальнейшем значения всех исследованных физико-механических характеристик, полученные при данной плотности ($\pm 1\%$) также усреднялись. Максимальная интенсивность уплотнения наблюдается на начальной стадии прессования, минимальная - на заключительной [6,62]. При этом различие в величине плотности порошков невелико (2-3% при одном и том же давлении прессования), что очевидно

объясняется малым количеством добавок цинка, меди, порошка железо-фосфор и графита к исходному порошку. Однако есть особенности процесса уплотнения каждого конкретного состава порошка. Так, при $p = 400 \text{ MPa}$ величина $\rho_{\text{отн}}$ не превышает 0,77-0,8 (рисунок 3.1) и уплотнение происходит в основном за счет лучшей укладки частиц и, следовательно, определяется параметрами межчастичного трения [6]. В этом случае силы, действующие на частицу достаточны для осуществления межчастичного сдвига, но не достигают величины, необходимой для пластического деформирования частицы (исключая смятие в зонах контакта).

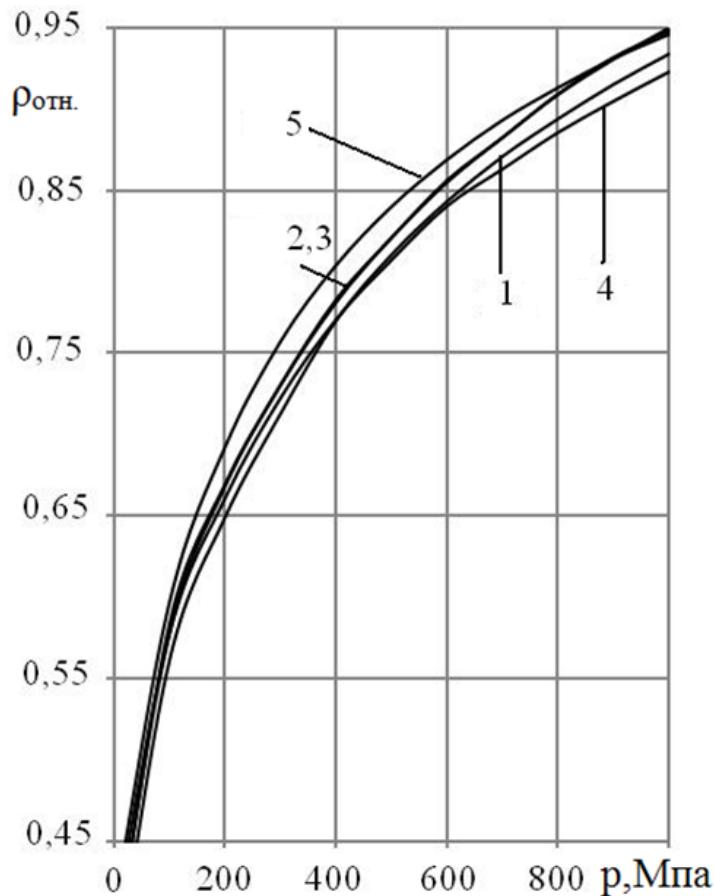


Рисунок 3.1 – Графики уплотнения порошков:
1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

С ростом давления основную роль в процессе уплотнения начинает играть пластическая деформация частиц, сначала в приконтактных областях, затем охватывающая объем всей частицы [62]. Характер уплотнения порошков в зависимости от

добавок меняется, лучше уплотняются более пластичные материалы. Таким образом, степень уплотнения при изменении давления от 400 МПа до 1000 МПа характеризует пластичность порошковой композиции. На рисунке 3.2 представлены графики отношения плотности брикетов $\rho_{отн}$ при $p = 700 \text{ MPa}$ и $p = 1000 \text{ MPa}$ к плотности при $p = 400 \text{ MPa}$, т.е. величины $\rho_{отн700} / \rho_{отн400}$ и $\rho_{отн1000} / \rho_{отн400}$. Видим, что максимальное изменение плотности при увеличении давления от 400 МПа до 1000 МПа наблюдается для составов Fe, Fe+Zn, Fe+Cu, меньше для состава Fe+(Fe-P), минимальное для состава с углеродом (Fe+C), наименее пластичного.

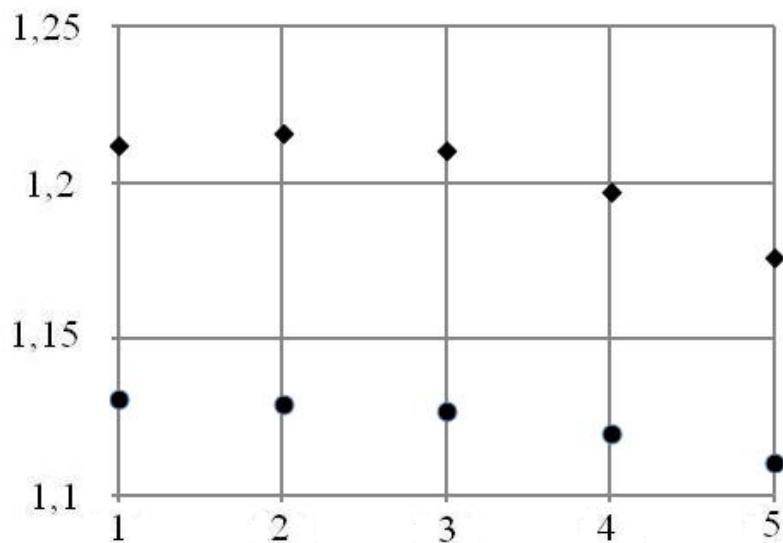


Рисунок 3.2 – Отношение плотности брикетов при $p = 700 \text{ MPa}$ и $p = 1000 \text{ MPa}$ к плотности при $p = 400 \text{ MPa}$

● – $\rho_{отн700} / \rho_{отн400}$; ♦ – $\rho_{отн1000} / \rho_{отн400}$
1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

Сравнение с результатами других авторов показывает следующее. При $p = 400 \text{ MPa}$ плотность брикетов $\rho \approx 6,1 \text{ г/cm}^3$, что близко к плотности порошков производства Индии при таком же давлении ($\rho = 6,12 \div 6,26 \text{ г/cm}^3$ [32]), но ниже, чем для порошка Höganäs NC.100.24 ($\rho = 6,27 \text{ г/cm}^3$) и порошка ПЖВ1-3 ($\rho = 7,0 \text{ г/cm}^3$ при $p = 400 \text{ MPa}$ и $\rho = 7,0 \text{ г/cm}^3$ при $p = 700 \text{ MPa}$ [2]). Плот-

ность брикетов при $p = 700 \text{ MPa}$ ($\rho = 6,7 \div 6,85 \text{ г/cm}^3$) близка к плотности брикетов из природно-легированных порошков, полученных из кеков по обжиг-восстановительной схеме ($\rho = 6,6 \div 6,8 \text{ г/cm}^3$) и выше, чем для порошков, полученных по хлоридной схеме ($\rho = 6,4 \div 6,6 \text{ г/cm}^3$) [3]. Для распыленного водой монофракционных порошков ASC 100.29 Höganäs с добавкой стеарата цинка 0,8 мас. % плотность при размере частиц от -44 мкм до +150 мкм составляет $\rho = 7,05 \div 7,19 \text{ г/cm}^3$ при $p = 600 \text{ MPa}$ и $\rho = 7,22 \div 7,34 \text{ г/cm}^3$ при $p = 800 \text{ MPa}$, возрастая с размером частиц. Это можно объяснить различием в способе получения и гранулометрическом составе исходных порошков (глава 1).

Аналогичные данным автора результаты исследования уплотняемости порошков железа ПЖР (полупродукт углеродистый распыленный) и ПРЖФ - со средним диаметром частиц от 40 мкм до 260 мкм получены в работе [71]. В целом плотность брикетов из порошков ($\rho = 5,7 \div 6,3 \text{ г/cm}^3$ при $p = 400 \text{ MPa}$ и $\rho = 6,4 \div 7,1 \text{ г/cm}^3$ при $p = 700 \text{ MPa}$) соответствует ГОСТ 9849-86.

Зависимость плотности от давления (рисунок 3.1), представим в виде:

$$\rho_{omn} = 1 - a \cdot \exp(b \cdot p) \quad (3.1)$$

где p - давление компактирования, a и b - коэффициенты аппроксимации.

Значения коэффициентов a и b даны в таблице 3.1 (R^2 - коэффициент достоверности аппроксимации в Microsoft Excel). Они позволяют определять плотность брикетов по формуле (3.1) при $\rho_{omn} \in [0,55; 0,95]$.

Таблица 3.1 – Коэффициенты аппроксимации по формуле (3.1)

порошок	a	b	R^2
Fe	0,563	-0,00213	0,995
Fe+Zn	0,564	-0,00234	0,994
Fe+Cu	0,562	-0,00232	0,996
Fe+ (Fe-P)	0,521	-0,00192	0,993
Fe+C	0,511	-0,00226	0,994

3.2 Твердость брикетов до спекания

Твердость по Бринеллю измеряли на образцах, оборудовании и по методике в соответствии с главой 2. Поскольку плотность по высоте брикета (а значит и твердость) распределена неравномерно [57,58], в качестве результатов измерений рассматривали средние величины между значениями НВ для верхней и нижней части брикета (отклонение крайних значений от среднего в пределах 5%), на рисунке 3.3 приведены усредненные значения, коэффициент вариации величин НВ менялся в диапазоне 2,7-6,8%. Величина $I(\bar{x})$ менялась в диапазоне 4,0-10,1%. Показано, что максимальные значения НВ получаются для состава Fe+(Fe-P), минимальные у состава Fe+C (примерно на 10% до уровня $\rho_{отн} < 0,88$, рисунок 3.3).

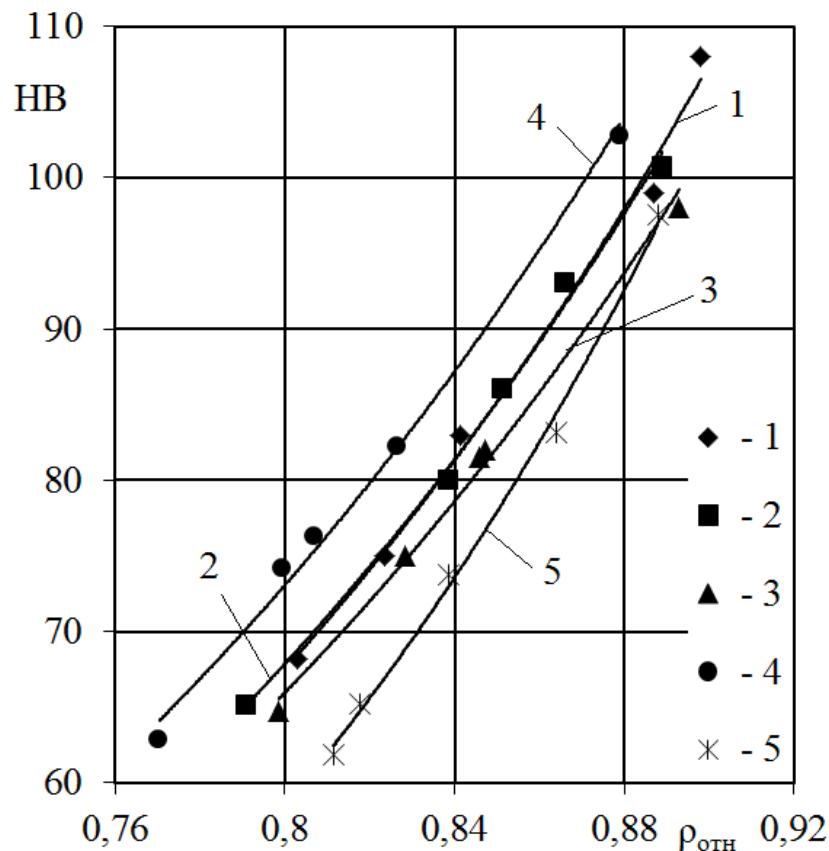


Рисунок 3.3 – Зависимость твердости НВ неспеченных брикетов
от относительной плотности

1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

Результаты аппроксимации экспериментальных данных зависимостью вида 3.2 приведены в таблице 3.2:

$$HB = K \cdot \exp(m \rho_{omn}), \quad (3.2)$$

где K и m - коэффициенты аппроксимации.

Таблица 3.2 – Коэффициенты формулы (3.2) для неспеченных брикетов

порошок	K	m	R^2
Fe	1,6357	4, 650	0,994
Fe+Zn	1,7922	4,543	0,996
Fe+Cu	1,9745	4,386	0,994
Fe+ (Fe-P)	2,1348	4,416	0,993
Fe+C	0,5938	5,737	0,996

где R^2 - коэффициент достоверности аппроксимации в Microsoft Excel.

Оценка величины твердости для исследованных составов в беспористом состоянии ($\rho_{omn} \rightarrow 1$) по формуле (3.2) дает значения $HB = 160 \div 180$.

3.3. Определение свойств брикетов после спекания

3.3.1. Прочность на сжатие после спекания

Исследования прочности на сжатие после спекания выполнены на образцах, соответствующих партии 1, спрессованных при давлениях 600 МПа, 700 МПа и 800 МПа на машине BT1-FR050THW/A1K, возможное максимальное усилие 50кН (глава 2), ход траверсы не более 7,5-8,0 мм [55]. Процесс прекращался при достижении хотя бы одним из этих показателей предельного значения. Для образцов из исходного порошка, составов Fe+Zn, Fe+Cu процесс заканчивался при достижении предельного перемещения траверсы. Для образцов из состава Fe+C, а также образцов из состава Fe+(Fe-P) с наибольшей исходной плотностью процесс пре-

кращался при достижении максимальной нагрузки, при этом перемещение траперсы составляло около 2мм. Образцы из исходного порошка, составов Fe+Zn, Fe+Cu с ростом давления меняли форму с цилиндрической на бочкообразную (рисунок 3.4). Часть образцов из состава Fe+(Fe-P) разрушилась. При этом образцы из состава Fe+C при сжатии практически не меняли цилиндрическую форму независимо от исходной плотности (рисунок 3.5).



Рисунок 3.4 – Спеченный образец из порошка Fe+Cu после сжатия



Рисунок 3.5 – спеченный образец из порошка Fe+C после сжатия

Данные по пределу текучести $\sigma_{0,2}$ представлены на рисунке 3.6. Наименьшие значения $\sigma_{0,2}$ получены для состава Fe+Zn. При этом для состава Fe+C с увеличением плотности даже при максимальном усилии 50 кН пластическая деформация не достигала уровня 0,2%, и ее невозможно было зафиксировать, образцы деформировались практически упруго (поэтому на рисунке 3.6 по усред-

ненным данным представлена только одна экспериментальная точка). В то же время образцы из состава Fe+(Fe-P), имея гораздо более высокое значение $\sigma_{0,2}$ по сравнению с образцами из исходного порошка, составов Fe+Zn, Fe+Cu (примерно в 3 раза, рисунок 3.6) частично разрушились. Вероятно, это связано с тем, что и после спекания данный состав являлся менее пластичным по сравнению с исходным составом и композициями Fe+Zn, Fe+Cu.

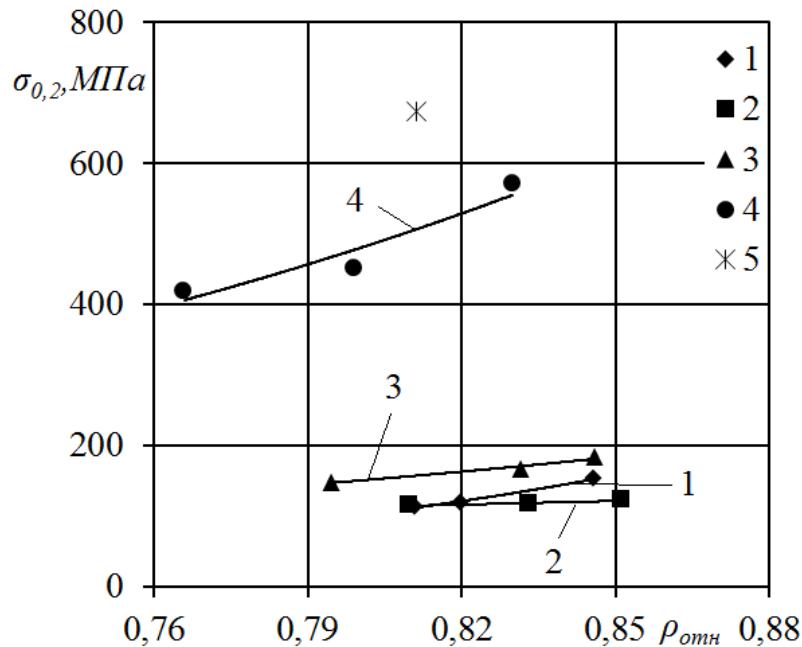


Рисунок 3.6 – Зависимость $\sigma_{0,2}$ спеченных брикетов от относительной плотности
1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

Коэффициенты аппроксимации для зависимости $\sigma_{0,2} = K \cdot \exp(m\rho_{отн})$ представлены в таблице 3.3.

Таблица 3.3 – Коэффициенты для расчета $\sigma_{0,2}$ спеченных брикетов

порошок	$K, MПa$	m	R^2
Fe	0,0833	8,878	0,996
Fe+Zn	34,685	1,472	0,938
Fe+Cu	5,899	4,045	0,973
Fe+(Fe-P)	9,614	4,886	0,913

Заметим, что максимальное усилие при испытаниях на машине ВТ1-FR050THW/A1K, равное 50 кН для исследованных образцов соответствует давлению порядка 700 МПа, что говорит о высоком уровне сопротивления сжатию исследованных композиций.

3.3.2. Твердость брикетов после спекания

После спекания величина твердости НВ для всех исследованных композиций меняется по сравнению с результатами, полученными для неспеченных брикетов. Зависимость твердости спеченных брикетов от относительной плотности представлены на рисунке 3.7, где приведены усредненные значения, коэффициент вариации величин НВ менялся в диапазоне 3,1-6,7 %. Величина $I(\bar{x})$ менялась в диапазоне 5,0-9,9 %.

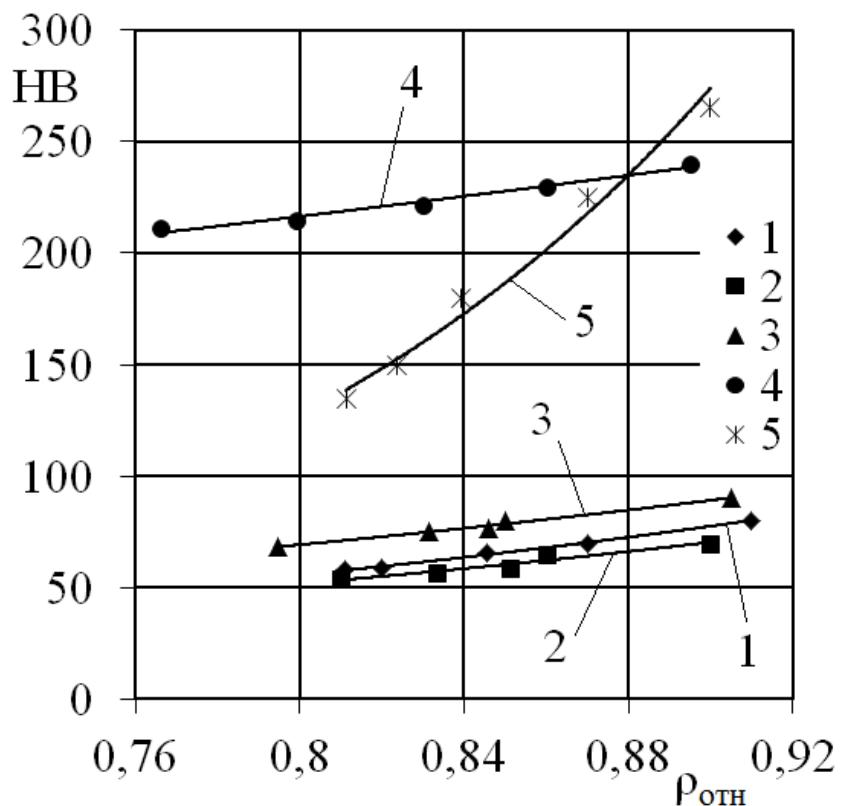


Рисунок 3.7 – Зависимость твердости НВ спеченных брикетов от плотности
1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

Что касается влияния добавок цинка, меди, фосфора и графита к порошку железа, картина следующая. Для составов Fe, Fe+Zn, Fe+Cu видим уменьшение величины твердости после спекания (в 1,5-1,9 раза). Аналогичный результат получен в работе [71], твердость HB брикетов из монофракционных порошков железа после спекания уменьшается. Это, по мнению авторов, обусловлено снижением напряжений и рекристаллизацией. Для составов Fe+(Fe-P) и Fe+C, наоборот, наблюдается увеличение HB, причем существенное, для состава Fe+(Fe-P) примерно в 2 раза, для состава Fe+C с графитом (примерно в 3 раза, рисунки 3.3 и 3.7). Коэффициенты для расчета твердости HB по формуле (3.2) приведены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Коэффициенты для расчета HB спеченных брикетов

порошок	K	m	R^2
Fe	2,5588	3,836	0,960
Fe+Zn	10,319	2,041	0,999
Fe+Cu	10,205	2,392	0,993
Fe+(Fe-P)	119,3	0,742	0,982
Fe+C	0,2729	7,68	0,983

В целом все исследованные составы удовлетворяют требованиям по твердости для мало-, умеренно и средненагруженных деталей (пористых и плотных) в зависимости от плотности в соответствии с ГОСТ 28378-89. Так, твердость HB исходного состава примерно на 15% выше, чем для состава ПК10 (менее 0,3 мас. % углерода). Твердость HB состава с медью на 10% выше, чем у состава ПК10Д3 (1-4 мас. % Cu).

Сравнение с данными литературы показывает, что величина HB для исходного состава и композиции Fe+C выше, чем у аналогичных составов по данным работы [65]. Твердость HB исходного состава и композиции Fe+Cu соответствует уровню HB аналогичных составов работы [41], для образцов из состава Fe+(Fe+P)

НВ выше, чем у аналогичного состава [41]. Значительное увеличение твердости НВ при добавлении к порошку железа ПЖ4М3 графита в количестве 0,8-3,0 мас. % отмечается в работе [67]. В работе [46] приведены зависимости в железном порошке твердости НВ для спеченных заготовок из порошка ПЖРВ в зависимости от добавки углерода 0,5-2%. Связь твердости с количеством углерода немонотонна, максимальное значение достигается при содержании углерода 1 мас. %.

3.3.3. Микроструктура брикетов после спекания

Изменение твердости составов после спекания объясняется особенностями микроструктуры [53]. Металлографический и микрорентгеноспектральный анализа показали, что после спекания в образце из исходного порошка по границам зерен на основе Fe располагаются частицы оксидов (рисунок 3.8, таблица 3.5).

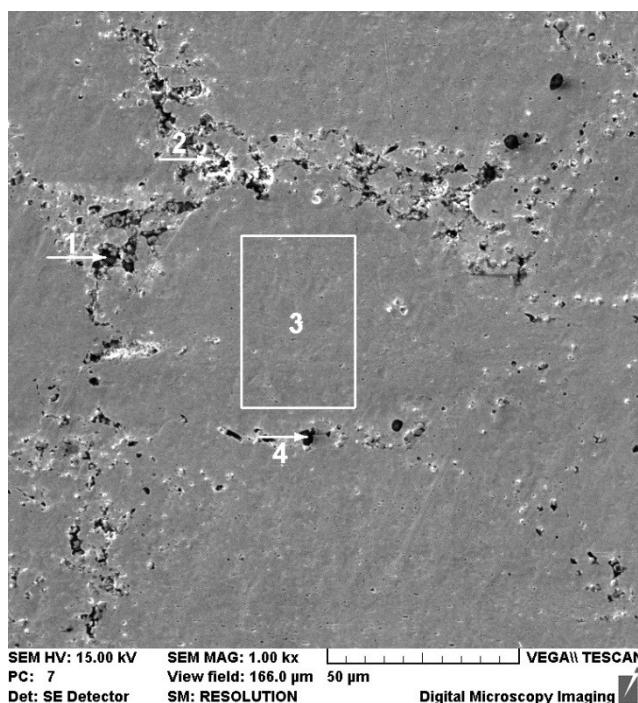


Рисунок 3.8 – Микроструктура состава Fe с участками микроанализа

Таблица 3.5 – Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа поверхности шлифа состава Fe на участках, отмеченных на рисунке 3.8, мас. %

№ участка	O	Si	V	Mn	Fe	Примечания
1	34,15	23,24	8,06	3,39	Осталь- ное	SiO ₂ , VO, MnO
2	20,28	3,61	22,81	8,11		VO, MnO, SiO ₂
3	0,01	0,0	0,0	0,0		матрица
4	24,62	25,34	2,19	1,32		SiO ₂ , VO, MnO

Более светлые представляют собой оксиды VO и MnO, а более темные – SiO₂. Железная матрица не содержит легирующих элементов, что свидетельствует о протекании интенсивного окисления ванадия, марганца и кремния в ходе спекания (таблица 3.5).

В составе Fe+Zn наблюдается поверхность шлифа в виде монолитной однородной матрицы с единичными участками, ограниченными частицами оксидов SiO₂ и MnO (рисунок 3.9).

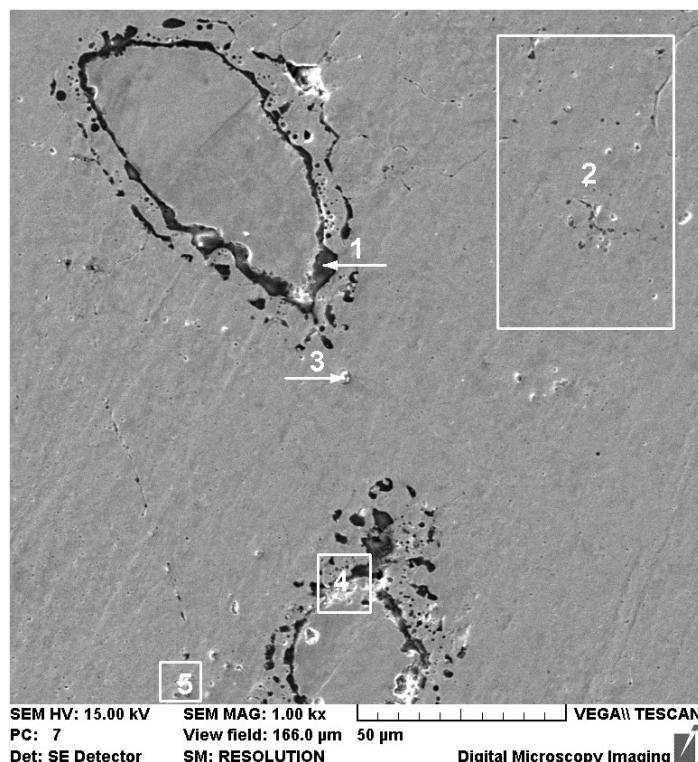


Рисунок 3.9 – Микроструктура состава Fe+Zn с участками микроанализа

Цинк в матрице не зафиксирован и обнаружен только вблизи частиц оксидов (таблица 3.6). Очевидно, что добавки порошка цинка в количестве 1,5 мас. % недостаточны для легирования состава, поскольку цинк не только легко окисляется в атмосфере воздуха, но и может испаряться при температуре спекания.

Таблица 3.6 – Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа поверхности шлифа состава Fe+Zn на участках, отмеченных на рисунке 3.9, мас. %

№ участка	O	Si	V	Mn	Fe	Zn	Примечание
1	33,34	30,96	0,00	0,37	Осталь- ное	0,00	SiO ₂
2	0,54	0,09	0,00	0,00		0,00	матрица
3	11,98	5,96	0,12	12,74		0,26	MnO, SiO ₂ , Zn
4	5,99	7,10	0,00			0,36	SiO ₂ , Zn
5	0,57	0,16	0,16			0,00	матрица

Результаты исследования состава Fe+Cu представлены на рисунке 3.10 и в таблице 3.7.

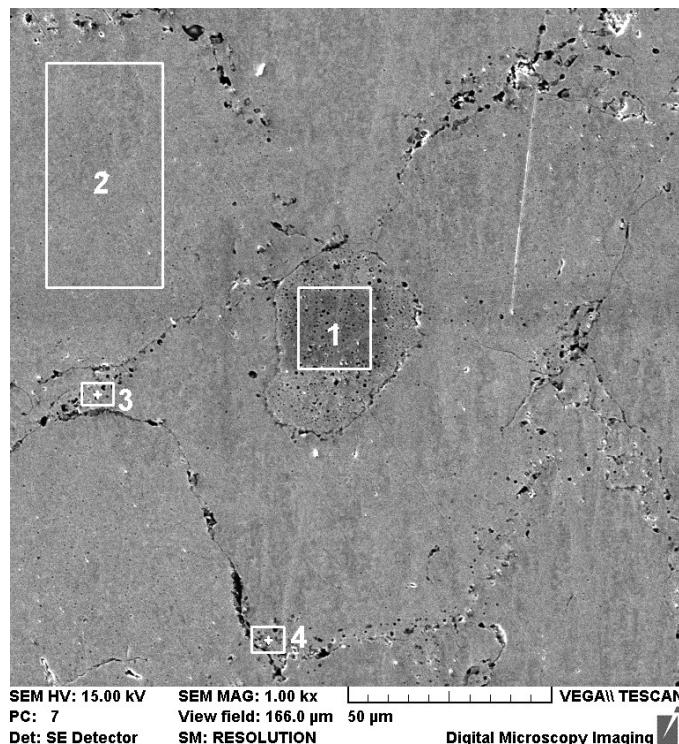


Рисунок 3.10 – Микроструктура состава Fe+Cu с участками микроанализа

Таблица 3.7 – Результаты локального химического анализа участков поверхности, отмеченных на рисунке 3.10, мас. %

№ участка	O	Si	V	Mn	Fe	Cu	Примечания
1	1,17	0,78	0,79	0,26	Осталь- ное	0,88	Fe, Cu, SiO ₂ , VO, MnO
2	0,36	0,08	0	0		0,00	Матрица
3	1,20	0,71	1,09	0,38		0,62	Fe, Cu, SiO ₂ , VO, MnO
4	1,77	1,29	2,30	0,84		0,57	Fe, Cu, SiO ₂ , VO, MnO

В железной основе уменьшается содержание легирующих элементов за счет перехода их в оксиды, которые располагаются в основном по поверхности раздела первичных гранул железа. Медь расположена по объему заготовок неравномерно и обнаружена в отдельных матричных зернах в виде дисперсных включений (рисунок 3.10, участок 1), а также в приграничных объемах рядом с частицами оксидов (участки 3 и 4).

Результаты исследования состава Fe+(Fe-P) представлены в таблице 3.8 и на рисунке 3.11.

Таблица 3.8 – Химический состав частиц и металлической матрицы состава Fe+(Fe-P) на участках, мас. %

Участок анализа	O	Si	P	V	Mn	Fe
Фосфидная эвтектика	0,74	0,17	10,45	0,16	0,14	Остальное
Частицы по границам матричных зерен	0,38		3,77	0,37	0,41	
Частица в центре матричного зерна SiO ₂ и MnO	22,48	16,80	0,68	0,20	34,28	
Матрица	0,30	0	1,92	0,32	0,10	

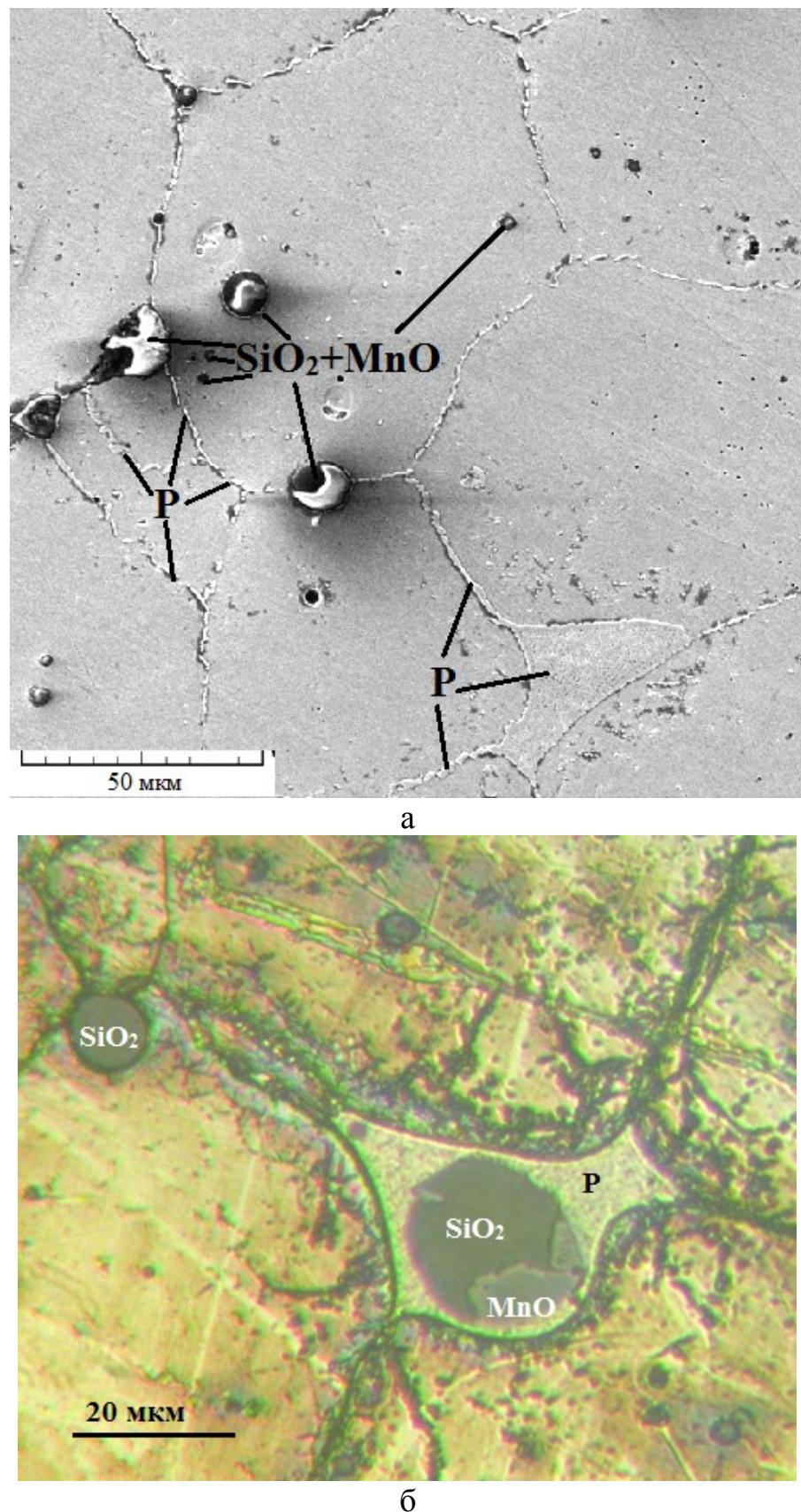


Рисунок 3.11 – Микроструктура состава Fe+(Fe-P): а – изображение во вторичных электронах; б – оптическое изображение

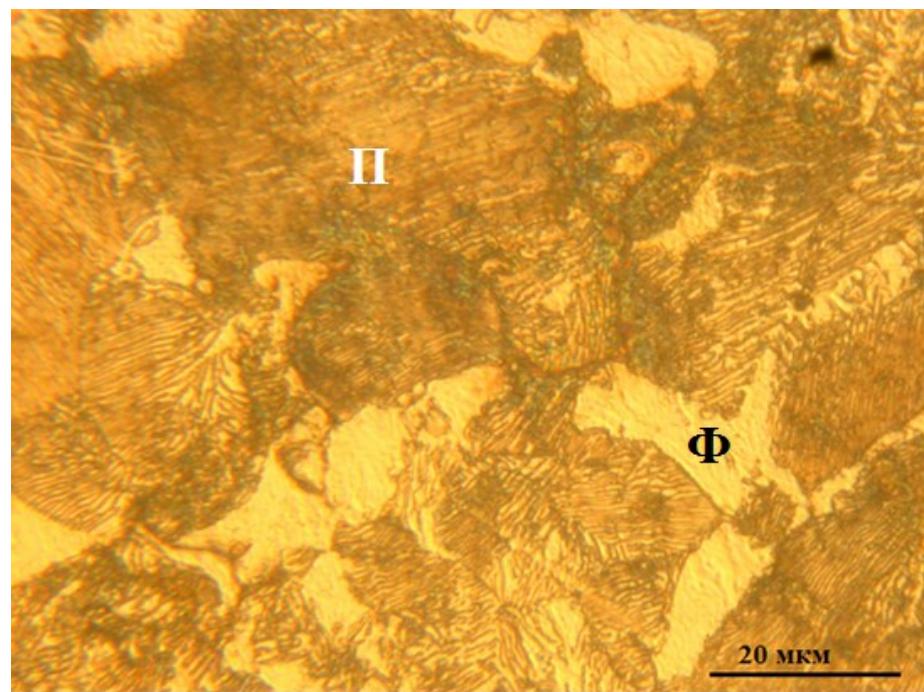
Как и в составе Fe, в процессе спекания происходит образование оксидов кремния и марганца, в меньшей степени оксидов ванадия, частицы которых расположены как в теле зерен матрицы, так и по границам матричных зерен. При этом отличие от других исследованных составов по границам матричных зерен в процессе спекания зерен образуется фосфидная эвтектика $\alpha\text{-Fe}+\text{Fe}_3\text{P}$ с содержанием фосфора до 10 мас. %, снижающая интенсивность окисления легирующих элементов. Отдельные дисперсные частицы фосфора размерами 0,2 – 0,5 мкм обнаружены в теле зерен матрицы, поэтому при химическом анализе в матрице зафиксировано небольшое количество этого элемента. Матрица сохраняет практически исходное содержание ванадия, количество кремния и марганца немного уменьшилось по сравнению с исходным железным порошком.

Добавки углерода в порошковую смесь привели к науглероживанию железной матрицы в процессе спекания состава Fe+C (таблица 3.9, рисунок 3.12).

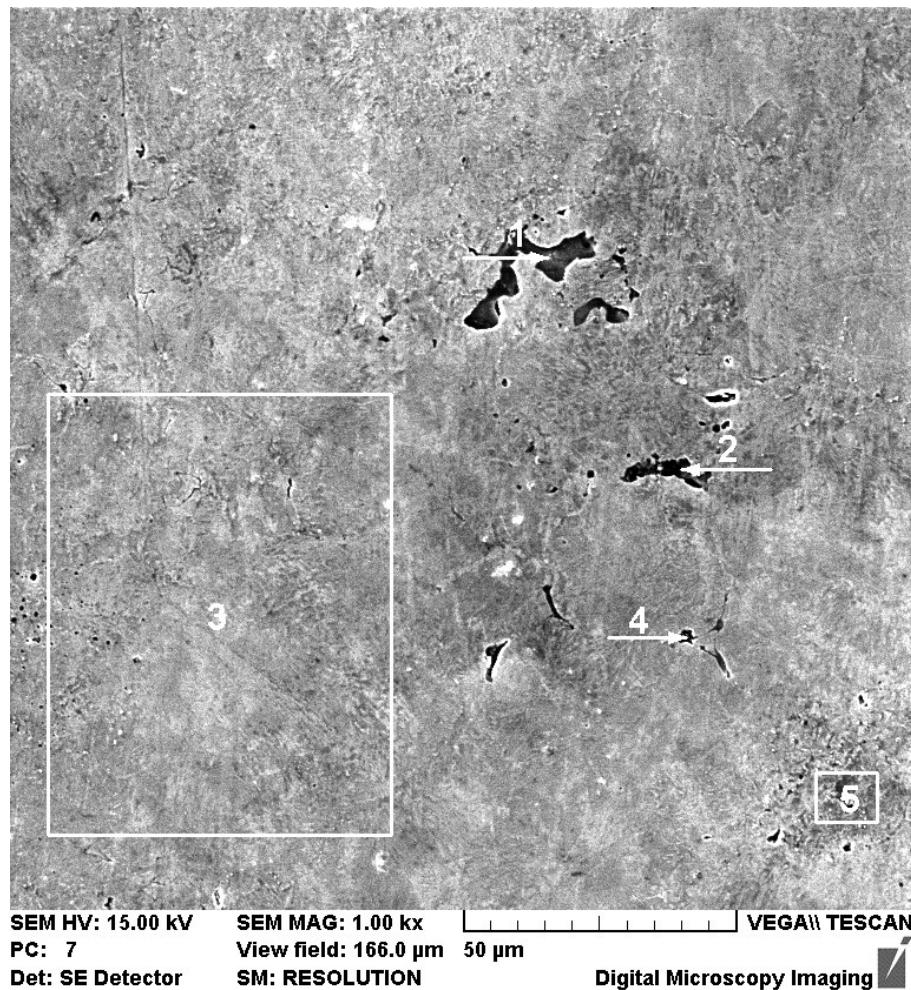
Таблица 3.9 – Химический состав состава Fe+C на участках, отмеченных на рисунке 3.12

№ участка	C	O	Si	V	Mn	Fe	Примечание
1	7,00	22,77	1,80	0,17	0,22	Осталь- ное	FeO, SiO ₂ , C
2	12,00	8,91	12,43	0,42	0,37		SiO ₂ , MnO, C
3	1,18	0,58	0,26	0,17	0,00		Матрица
4	3,76	3,08	0,70	0,54	0,23		SiO ₂ , MnO, VO, C
5	3,47	0,52	0,43	0,56	0,27		Матрица с частицами SiO ₂ , MnO, VO, C

В структуре появляются характерные пластинчатые частицы карбida железа Fe_3C (цементит), входящие в состав перлита (рисунок 3.12а), увеличивается средняя концентрация углерода в металлической матрице от 0,03 мас. % в исходном порошке на основе железа (Fe) до 1,2 мас. %. (участок 3 на рисунке 3.12б и в таблице 3.9).



a



б

Рисунок 3.12 – Микроструктура состава Fe+C: а) структура матрицы (Π – перлит, Φ – феррит); б) участки микроанализа, результаты приведены в таблице 3.9

Металлическая матрица состава Fe+C имеет в основном перлитную, в некоторых участках феррито-перлитную структуру с максимальным содержанием феррита всего 5 об. % (рисунок 3.12а). Поскольку углерод является интенсивным восстановителем, в полученном составе гораздо меньше частиц оксидов, по сравнению с другими исследованными материалами. Единичные частицы состоят преимущественно из оксида кремния SiO_2 (рисунок 3.12б, таблица 3.9 участок 2). Рядом с ними зафиксировано присутствие частиц углерода. Оксидов ванадия и марганца практически нет, зато в некоторых крупных частицах рядом с оксидами кремния обнаружены оксиды железа (таблица 3.9 участок 1).

Таким образом, введение порошков Zn, Cu, P и C по-разному влияет на структурообразование композитов при спекании. Порошки Fe+Cu и Fe+Zn незначительно уменьшают процесс окисления матрицы, не устранив полностью образование оксидов и обеднение по легирующим элементам (Si, V, Mn), участвующим в оксиообразовании. После спекания в структуре композита сформировались фосфиды и фосфидная эвтектика, что привело к охрупчиванию границ зерен и снижению прочности. Углерод как сильный восстановитель, практически полностью подавил процессы окисления железной матрицы, однако произошло ее науглераживание, приведшее к переходу структуры матрицы от ферритной к практически полностью перлитной. Это неизбежно привело к повышению твердости и прочности композита в целом.

3.3.4. Микротвердость по шкалам Мартенса

Измерение микротвердости на установке Fisherscope HM 2000 XYt выполнено на спеченных образцах плотности, $\rho_{omn} \approx 0,84 \div 0,94$. Коэффициенты вариации исследуемых параметров E_k , h_{max} , A , $A_{o\phi}$, H_{it} (п.2.4) менялись в диапазоне 2,4-10%. Величина $I(\bar{x})$ менялась в диапазоне 2,5-10,5%. Несколько значений, полученных при наименьших значениях плотности менялись в интервале 13-16%

($I(\bar{x})$ менялась в диапазоне 13,7-16,9%). Это связано с тем, что при меньшей плотности в материале наибольшие количества и размер пор и он более неоднороден.

Результаты исследований представлены на рисунках 3.13-3.16.

В соответствии с рисунком 3.13 видим, что модуль упругости по сравнению с исходным составом Fe увеличивается для составов Fe+(Fe-P) и Fe+C (на 30-40%), а для составов Fe+Zn и Fe+Cu уменьшается (на 10-20%), что коррелирует с данными по пределу текучести $\sigma_{0,2}$ (рисунок 3.6).

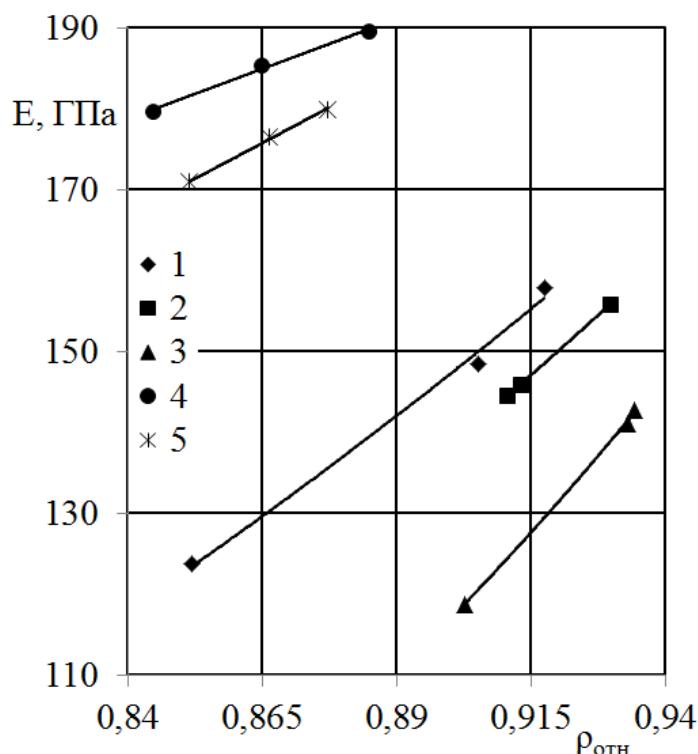


Рисунок 3.13 – Зависимость модуля упругости от относительной плотности
1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

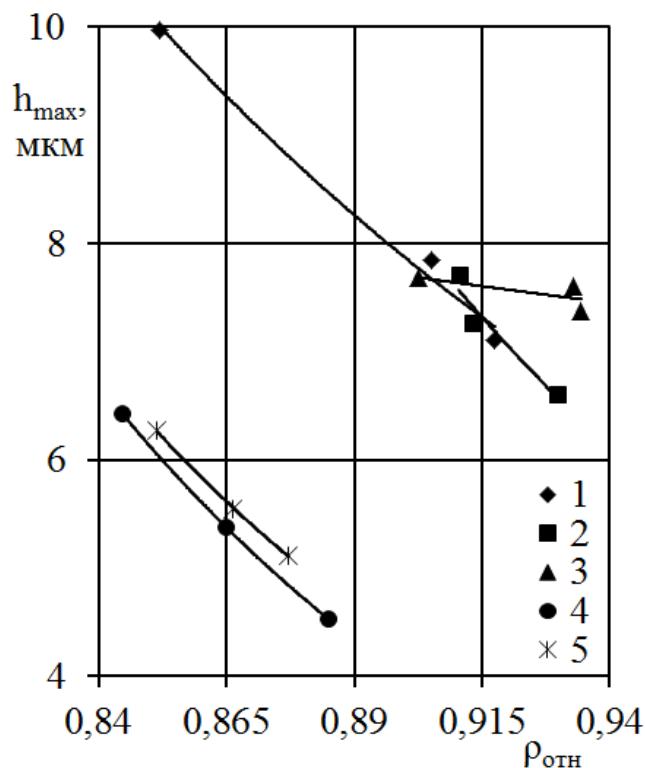


Рисунок 3.14 – Зависимость глубины вдавливания индентора от относительной плотности

1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

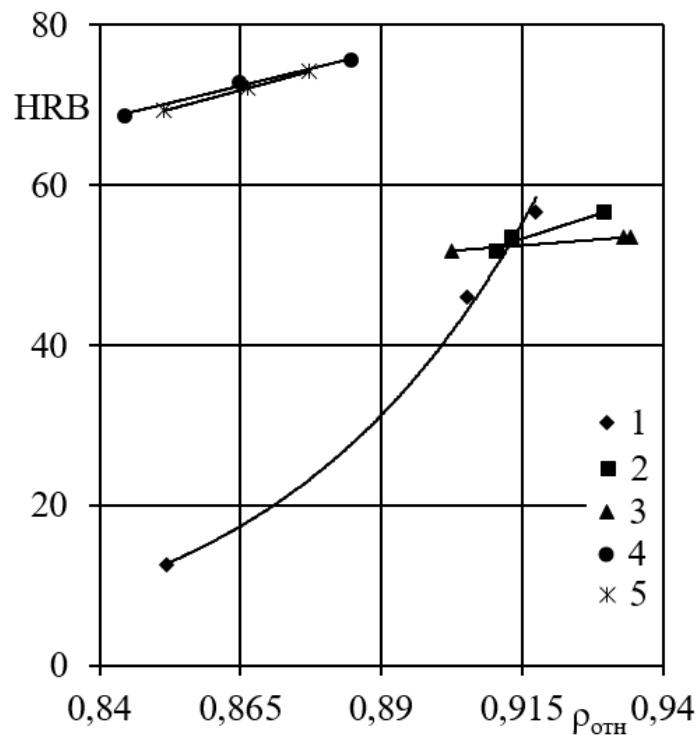


Рисунок 3.15 – Зависимость твердости HRB от относительной плотности

1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

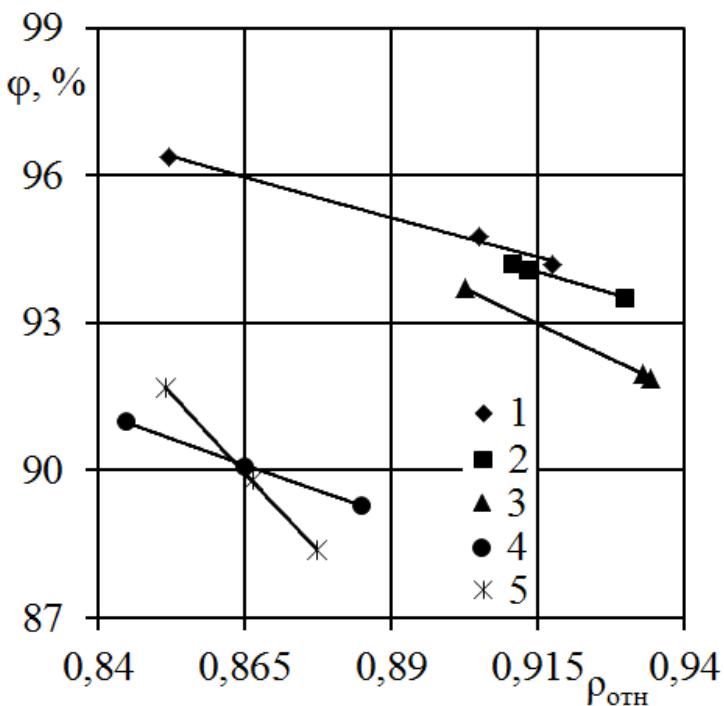


Рисунок 3.16 – Зависимость условного показателя пластиичности φ от относительной плотности
1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

Глубина внедрения индентора h_{max} для составов Fe, Fe+Zn, Fe+Cu примерно на одном уровне (рисунок 3.14). Наименьшие значения h_{max} достигаются для составов Fe+(Fe-P) и Fe+C (примерно в 1,5 раза меньше, чем у Fe), что соответствует результатам измерения твердости на рисунках 3.7 и 3.15.

Наибольшие значения твердости HRB достигаются у состава Fe+(Fe-P), несколько меньше у состава Fe+C (на 10%) (в обоих случаях примерно в 3 раза выше, чем у исходного состава (Fe) - в данном случае их соотношение иное, чем по результатам измерения твердости HB. Возможно, это связано с тем, что твердости HB и HRB измерялись в различных диапазонах плотности (рисунки 3.7 и 3.15) и по различным методикам. Величина твердости HRB у состава Fe+Zn несколько выше (на 2-5%), чем у исходного состава (рисунок 3.15).

Условный показатель пластиичности φ для всех составов уменьшается с ростом плотности (рисунок 3.16). Вероятно, это связано с тем, что с увеличением давления прессования растет плотность, уменьшается средний размер и количе-

ство пор и, следовательно, материал становится более однородным. Кроме того, с увеличением плотности образца возрастает, и доля упругой составляющей в суммарной деформации (формула 2.9). Можно видеть корреляцию между значениями φ и $\sigma_{0,2}$ (чем больше φ , тем ниже предел текучести при сжатии, рисунки 3.6 и 3.16). Наименее пластичны брикеты из композиций Fe+(Fe-P) и Fe+C (меньше примерно на 6% по сравнению с исходным составом Fe).

Выводы

1. Получены кривые уплотнения заготовок из ванадийсодержащего порошка железа с добавками порошков цинка, меди, железо-фосфора, графита в количестве 1,5 мас. % и зависимости прочностных свойств брикетов от плотности. Все исследованные составы по твердости удовлетворяют требованиям ГОСТ 28378-89 для мало-, умеренно и средненагруженных деталей (пористых и плотных).

2. Определены численные значения твердости НВ до и после спекания и предела текучести $\sigma_{0,2}$ при сжатии после спекания в зависимости от плотности брикета. После спекания наиболее высокие значения твердости по Бринеллю имеют образцы с графитом, при испытаниях на осевое сжатие с максимальным усилием 50 кН они деформировались упруго, что связано с науглероживанием железной матрицы и формированием перлитной структуры. Образование фосфидной эвтектики состава с добавками фосфора после спекания охрупчивает границы зерен, что приводит к быстрому его разрушению при сжатии.

3. По результатам микроиндентирования спеченных брикетов показано, что условный показатель пластичности φ всех составов уменьшается с ростом плотности. Наибольший условный показатель пластичности имеют исходный состав и композиция с цинком. Наименее пластичны составы с железо-фосфором и углеродом, характеризующиеся наибольшей твердостью по Виккерсу и наименьшей глубиной вдавливания индентора.

4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ВЫДАВЛИВАНИЯ

В данной главе представлены результаты экспериментальных исследований процесса выдавливания порошковых заготовок. Выявлены закономерности формирования свойств прутков в зависимости от состава порошковой композиции.

4.1. Влияние начальной плотности брикета и коэффициента вытяжки на процесс выдавливания

В соответствии с задачами исследования необходимо определить минимальную плотность, позволяющую получить после холодного выдавливания цельную заготовку (без расслоя, трещин и т.д.), пригодную для дальнейшей термообработки.

При проведении экспериментальных исследований величина коэффициента вытяжки при выдавливании выбиралась исходя из параметров используемого оборудования, а также прочностных свойств материала оснастки (глава 2).

На первом этапе выдавливали заготовки плотностью $\rho_{omn} \approx 0,77 \div 0,78$ из порошка (Fe) при коэффициенте вытяжки $\mu = 1,8$. Эксперименты выполнены с добавкой стеарата цинка $ZnSt_2$ в количестве до 1 мас. %. Прутки плотностью $\rho_{omn} \approx 0,8$ после выдавливания частично осыпались. В данном случае, по-видимому, образовавшиеся после компактирования межчастичные связи оказались недостаточными прочными и под воздействием сдвиговых деформаций на этапе выдавливания частично разрушились. Что касается добавки стеарата цинка в исходную порошковую смесь, в данном случае максимально допустимое его содержание, позволяющее обеспечить целостность прутка хотя бы частично, составляет порядка 0,5 мас. %. При этом количество стеарата практически не влияет на плотность прутка. Также при вытяжке $\mu = 1,8$ выдавливали заготовки плотностью $\rho_{omn} \approx 0,82$, используя в качестве смазки порошок мыла. Плотность прутков

составила $\rho_{omn} \approx 0,825 \pm 0,005$. На прутках из порошков Fe, Fe+Zn, Fe+Cu наблюдаются поверхностные дефекты в виде кольцевых трещин. Данная картина соответствует известным из литературы данным, согласно которым характерным видом брака при выдавливании являются кольцевые трещины, перпендикулярные осям прессования [82,101] (глава 1). На одном из прутков из порошка железо-фосфор (Fe+(Fe-P)) по такой трещине произошел откол. Часть заготовок из порошка с графитом (Fe+C) при выдавливании разрушились. Заметим, что при данной вытяжке ($\mu = 1,8$) уплотнения заготовок при выдавливании практически не произошло.

На следующем этапе выдавливали заготовки плотностью $\rho_{omn} \approx 0,83 \pm 0,01$ и $\rho_{omn} \approx 0,89 \pm 0,01$ при коэффициентах вытяжки $\mu = 2,05$ и $\mu = 2,78$.

При коэффициенте вытяжки $\mu = 2,05$ получены прутки плотностью $\rho_{omn} \approx 0,855 \pm 0,01$ (начальная плотность $\rho_{omn} \approx 0,83 \pm 0,01$) и $\rho_{omn} \approx 0,89 \pm 0,01$ (начальная плотность $\rho_{omn} \approx 0,89 \pm 0,01$ - в данном случае плотность практически не изменилась, при этом часть заготовок из состава Fe+C, как и при меньшей вытяжке, при выдавливании разрушилась) также с кольцевыми трещинами. Увеличение плотности в первом случае по сравнению с исходными заготовками составило не более 3-4%, во втором случае выдавливание происходило без уплотнения. При вытяжке $\mu = 2,78$ выдавленные прутки имели плотность $\rho_{omn} \approx 0,96 \pm 0,01$.

Заметим, что давление выдавливания для всех исследованных составов было примерно одинаковым (отличие в пределах 2-3%).

Прутки, полученные при вытяжке $\mu = 2,78$ показаны на рисунке 4.1.

Полученные результаты позволили определить необходимую минимальную плотность заготовки, позволяющую выдавить пруток пригодный для последующей механообработки. Относительная плотность брикета ρ_{omn} должна быть не менее 0,82-0,83 для исходного порошка, составов с цинком и медью. Для составов с железо-фосфором и графитом величина ρ_{omn} должна быть не менее 0,88-0,9.



Рисунок 4.1 – Выдавленные прутки (слева направо прутки из составов 1-5 соответственно)
1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

Отметим, что для исследованных составов малые коэффициенты вытяжки ($\mu < 2$) не всегда позволяют получить холодным выдавливанием пруток пригодный для последующей механообработки.

Представленные результаты в целом коррелируют с экспериментальными данными работы [118], авторами которой исследован процесс холодного выдавливания прутков из железного порошка. Также интересны результаты математического моделирования процесса горячей экструзии работы [37]. В соответствии с [5] при $\alpha = 30 \div 60^\circ$ (α - полуугол конусности матрицы для выдавливания) и вытяжке $\mu = 2$ не обеспечивается достаточное уплотнение заготовки, при коэффициенте вытяжки $\mu = 4$ достигается состояние, близкое к беспористому.

Важно также отметить результаты экспериментов работы [70] по выдавливанию медных прутков. Показано, что при степени деформации 0,54 (коэффициент вытяжки 3,6) и в меньшей степени при степени деформации 0,8 (коэффициент вытяжки 7,3) при плотности, близкой к плотности компактного материала, на поверхности прутков наблюдаются дефекты в виде раковин и отдельных волокон.

4.2. Влияние состава порошковой композиции на величину сопротивления срезу

Как показано в п.4.1 минимальная относительная плотность брикета $\rho_{отн}$, обеспечивающая целостность прутка после выдавливания, зависит от состава порошковой композиции. Для того чтобы объяснить указанное обстоятельство были определены численные параметры в условии прочности Мора-Кулона, путем проведения испытаний образцов на осевое и радиальное сжатие.

Испытания на радиальное и осевое сжатие выполнены по методике, представленной в главе 2 [60,90]. На рисунках 4.2-4.3 представлены результаты экспериментов в зависимости от $\rho_{отн}$ (маркерами показаны экспериментальные точки, линиями - кривые аппроксимации). На рисунке 4.2 приведены усредненные значения (условные средние), коэффициенты вариации величин $\sigma_{рад}$ и $\sigma_{сж}$ менялись в диапазоне 2,9-7,2 %. Отношение ширины доверительного интервала к условной средней $I(\bar{x})$ менялось в диапазоне 4,5-10,5%. Здесь и далее вследствие большого количества экспериментальных данных для значений коэффициента вариации v и параметра $I(\bar{x})$ приведены верхняя и нижняя границы.

Заметим, что для образцов партий 1 и 2 при одном и том же давлении прессования плотность получается различной, что обусловлено соотношением их размеров (см. выше). Поэтому для определения параметров β, d использован следующий подход. Связь прочности на сжатие с плотностью, представленную на рисунке 4.2, по аналогии с работой [14] аппроксимируем зависимостью:

$$\sigma_{рад/сж} = K \cdot \exp(m\rho_{отн}), \quad (4.1)$$

где $\sigma_{рад}$ - напряжение, при котором возникает трещина при радиальном сжатии, $\sigma_{сж}$ - напряжение, при котором возникает трещина при осевом сжатии, K и m - коэффициенты аппроксимации, $\rho_{отн}$ - относительная плотность (плотность пористого материала, отнесенная к плотности компакта).

Результаты аппроксимации по формуле (4.1) представлены в таблице 4.1.

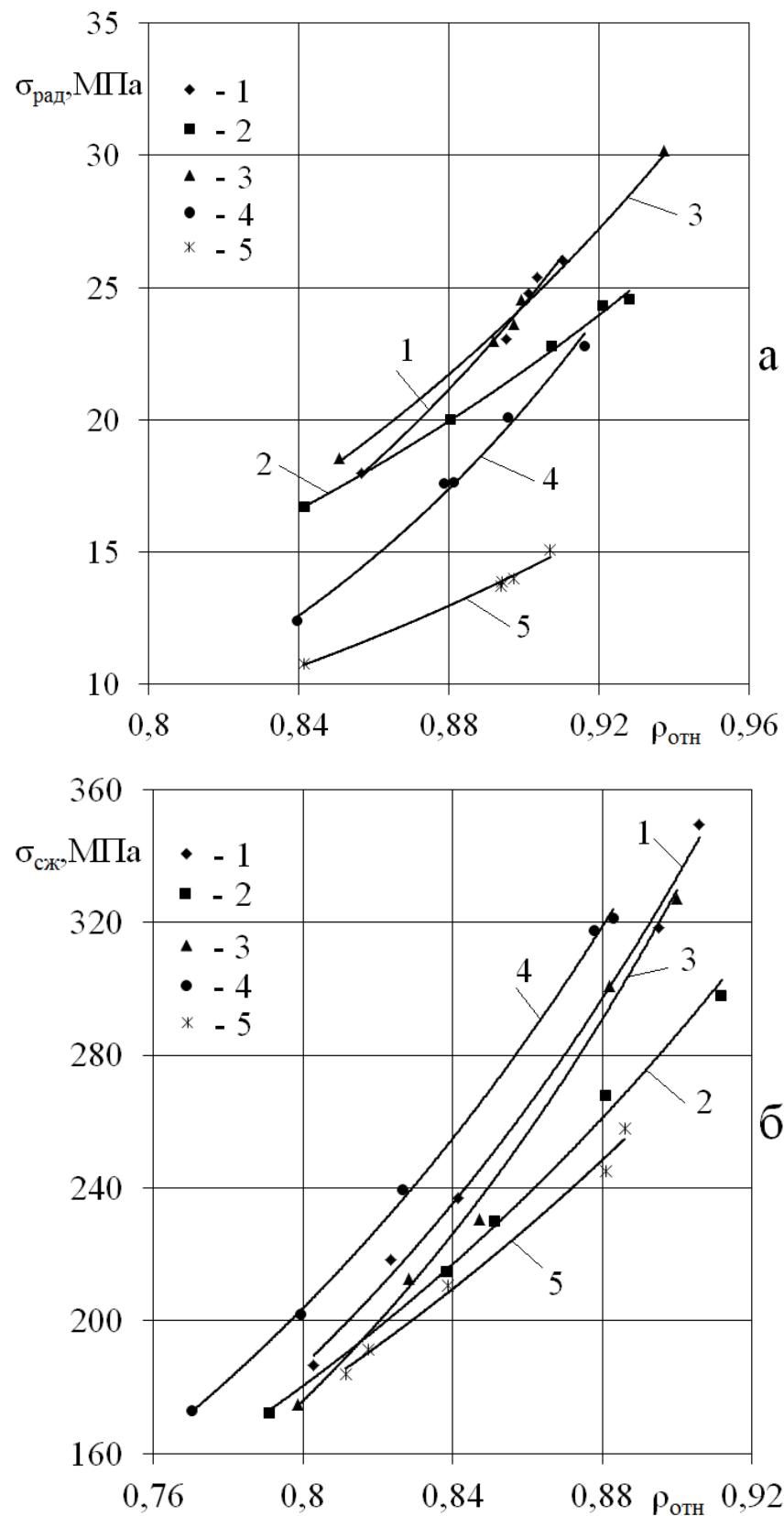


Рисунок 4.2 – Зависимость напряжений, при которых возникают трещины от относительной плотности:

а - радиальное сжатие; б - осевое сжатие.

1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

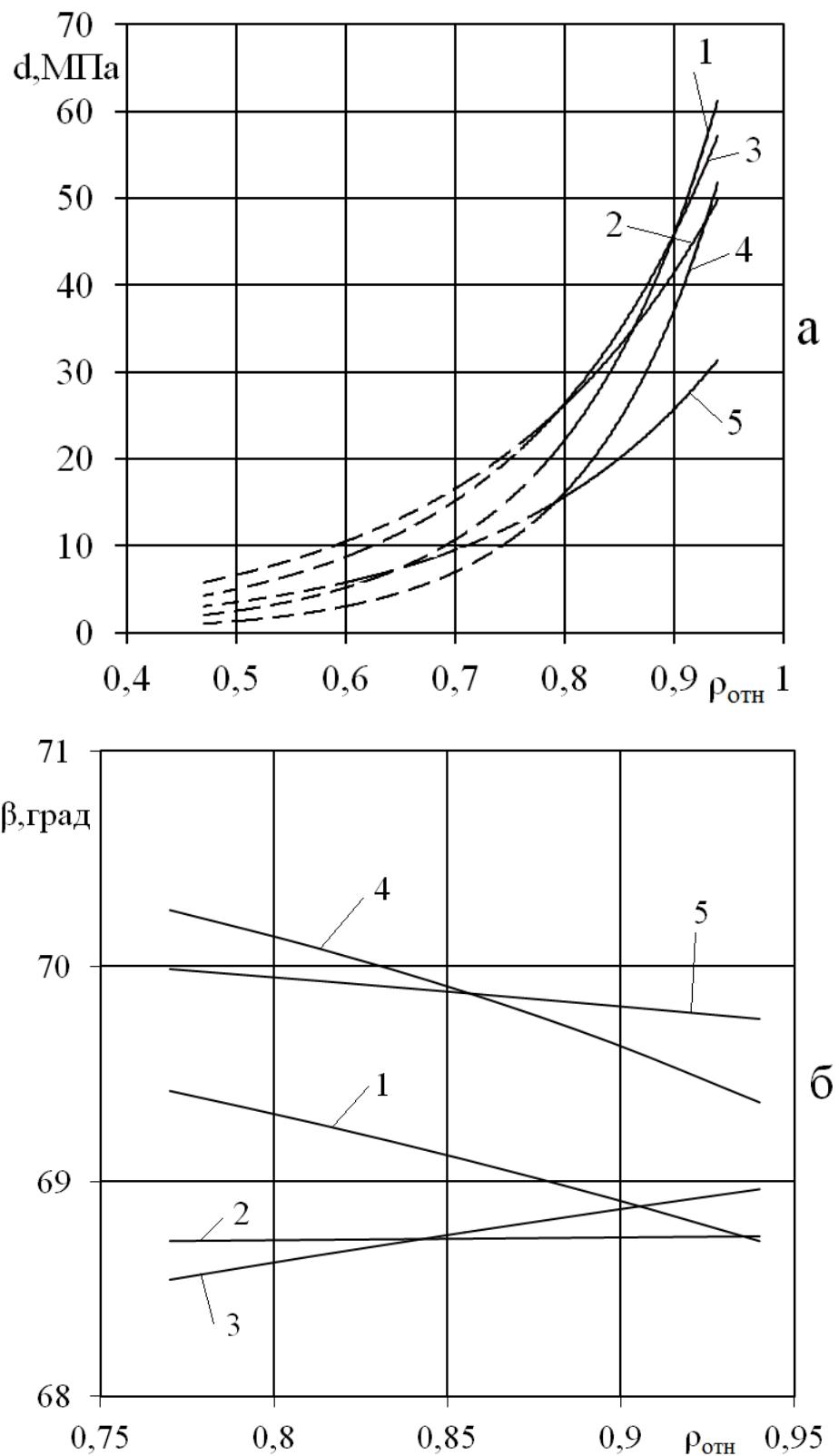


Рисунок 4.3 – Зависимость сцепления и угла внутреннего трения от относительной плотности: а - сцепление; б - угол внутреннего трения.

1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

Таблица 4.1 – Коэффициенты аппроксимации по формуле (4.1)

порошок	сжатие	K, MPa	m	R^2
Fe	радиальное	0,0422	7,065	0,990
Fe	осевое	1,7715	5,820	0,996
Fe+Zn	радиальное	0,3530	4,585	0,997
Fe+Zn	осевое	4,4861	4,618	0,996
Fe+Cu	радиальное	0,1516	5,643	0,996
Fe+Cu	осевое	1,1518	6,286	0,995
Fe+(Fe-P)	радиальное	0,0145	8,057	0,993
Fe+(Fe-P)	осевое	2,3333	5,588	0,999
Fe+C	радиальное	0,1746	4,897	0,991
Fe+C	осевое	5,9132	4,248	0,992

Используя формулу (4.1) и значения коэффициентов аппроксимации K, m из таблицы 4.1, выполнили расчет параметров β, d по формуле (2.7) в зависимости от ρ_{omn} . Штриховыми линиями на рисунке 4.3а показана экстраполяция зависимостей параметра d от ρ_{omn} . В таблице 4.2 представлены результаты аппроксимации зависимости d от ρ_{omn} по формуле $d = K \cdot \exp(m\rho_{omn})$.

Анализируя результаты, представленные на рисунке 4.2 видим, что наибольшей прочностью при осевом сжатии обладает порошок Fe+(Fe-P). Несколько менее прочными являются исходный состав Fe и состав с медью Fe+Cu (на 6-7%). У составов Fe+Zn и Fe+C, при $\rho_{omn} \approx 0,8 \div 0,82$ прочность при осевом сжатии незначительно отличается от прочности остальных композиций, но с увеличением плотности величина $\sigma_{cж}$ для указанных составов растет медленнее, чем для Fe, Fe+Cu и Fe+(Fe-P) (меньше чем у Fe+(Fe-P) на 15-17%).

При испытаниях на радиальное сжатие существенно менее прочным является состав Fe+C (примерно в 1,7 раза чем Fe) и частично состав Fe+(Fe-P) (на 15% при $\rho_{omn} \approx 0,84 \div 0,88$), что объясняется меньшей величиной их предельного сопротивления срезу d по сравнению с остальными образцами (рисунок 4.3а).

Таблица 4.2 – Коэффициенты аппроксимации для параметра d

порошок	K, MPa	m
Fe	0,0663	7,265
Fe+Zn	0,6726	4,579
Fe+Cu	0,3168	5,527
Fe+(Fe-P)	0,0204	8,341
Fe+C	0,2932	4, 971

При этом параметр d возрастает с увеличением плотности брикета, что обусловлено увеличением степени схватывания частиц порошка [14,90]. Экстраполяция кривых на рисунке 4.3а показывает, что d существенно уменьшается при $\rho_{omn} < 0,45$, что согласуется с результатами работы [14]. Заметим, что как и при осевом сжатии, для составов Fe+Zn и Fe+C σ_{rad} с увеличением плотности растет медленнее, чем для других составов. Также видим, что величина d зависит от σ_{rad} практически линейно, т.е. характер изменения d качественно повторяет результаты испытаний на радиальное сжатие. Угол внутреннего трения для исследованных порошков примерно одинаков, и составляет $\beta = 68,7 \div 70,3^\circ$ (рисунок 4.3б), что соответствует известным данным для металлических порошков [14,90].

Результаты экспериментов, представленные на рисунках 4.2-4.3, в целом коррелируют с данными других авторов для неспеченных образцов. Так, результаты по напряжению σ_{rad} для исходного состава (рисунок 4.2а) практически совпадают с теми, что получены для распыленных порошков железа АТОМЕТ (Rio Tinto Metal Powders) [91]. В работе [16] исследовали образцы из порошка Distaloy AE (Höganäs) с добавками углерода (0,6 мас. %) и DN120 (0,6 мас. %, пластификатор). Напряжение σ_{rad} меняется от 0,35 МПа при $\rho_{omn} = 0,65$ до 17,5 МПа при $\rho_{omn} = 0,93$. В работе [14] исследованы брикеты из порошка марки ПЖМ. Напряжение σ_{rad} меняется практически от нуля при $\rho_{omn} = 0,45$ до 29 МПа при

$\rho_{отн} = 0,8$. Отметим работы [2,3], в которых исследована прочность на сжатие по ГОСТ 26529-85 на полых цилиндрических образцах. Согласно [2] для порошка ПЖВ1-3 прочность брикетов на сжатие $\sigma_c = 27 - 33 \text{ MPa}$ при $\rho_{отн} = 0,83$. По данным авторов [3] прочность на сжатие брикетов σ_c , полученных из кеков, при $\rho_{отн} = 0,8$ составляет 32 МПа (обжиг-восстановительная схема) и 18-20 МПа (хлоридная схема). Для ванадийсодержащих порошков железа в зависимости от содержания углерода (0-1,5 мас. %) σ_c меняется от 25 МПа до 1,4 МПа.

Количественное различие результатов указанных работ и данных автора объясняется различием в способе получения и составе порошков и методом проведения испытаний, т.к. использование стандарта ASTM D3967 (работы [14,16]) и ГОСТ 26529-85 (работы [2,3]) приводит к близким, но не идентичным результатам. При этом возможно проводить сравнение прочностных показателей полученных по указанным методикам [2].

На рисунке 4.4 показаны разрушенные образцы после испытаний на сжатие. Видим, что при осевом сжатии разрушение образца происходит от верхнего торца к нижнему по поверхности, расположенной под углом к оси приложения усилия, при радиальном сжатии - вдоль диаметра образца по центру [59]. Данная картина соответствует результатам экспериментов работ [90,113].

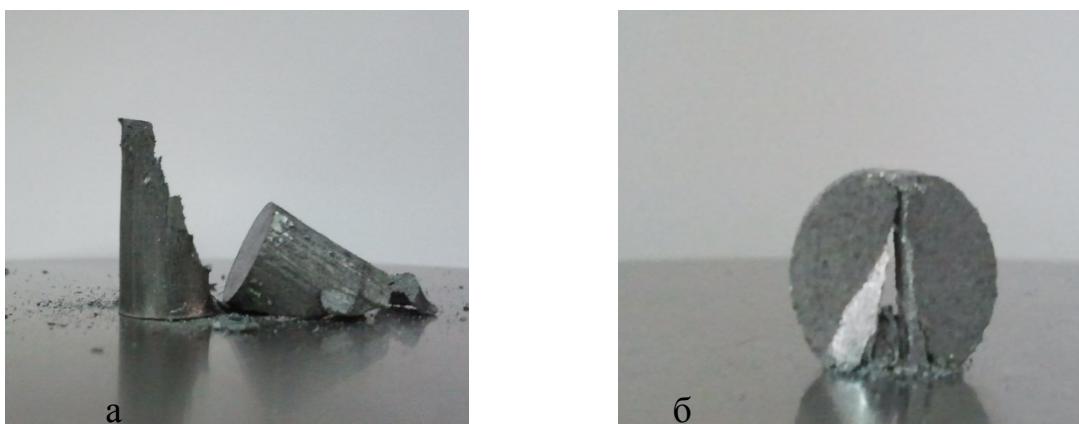


Рисунок 4.4 – Разрушенные образцы (а - осевое сжатие; б - радиальное сжатие)

Заметим, что полученные зависимости, связывающие прочностные свойства

неспеченных брикетов с их плотностью справедливы при $\rho_{omn} \approx 0,8 \div 0,94$, что соответствует диапазону требований к плотности мало- и умереннонагруженных деталей машиностроительного назначения, представленных в главе 1.

Представленные результаты исследований по определению численных значений в условии прочности Мора-Кулона позволили определить связь величины сопротивления срезу d с возможностью получить после выдавливания пруток пригодный для последующей механообработки. Действительно, из результатов экспериментов по выдавливанию следует, что минимальная относительная плотность брикета, обеспечивающая целостность прутка должна быть не менее 0,82-0,83 для исходного состава, композиций с цинком и медью, а для составов с железо-фосфором и графитом она должна быть не менее 0,88-0,9. Указанное различие легко объяснить исходя из данных, представленных на рисунке 4.3а. Видим, что минимальная величина сопротивления срезу, при которой возможно выдавить пруток пригодный для последующей механообработки для всех составов находится в диапазоне 25-30 МПа. При этом для композиций с железо-фосфором и графитом начальная плотность брикета должна быть больше, чем для остальных составов вследствие их меньшего сопротивления срезу (рисунок 4.3а).

4.3. Свойства прутков по результатам измерения микротвердости

На прутках, полученных при коэффициентах вытяжки $\mu = 2,05$ и $\mu = 2,78$ после спекания, измеряли микротвердость при плотностях $\rho_{omn} \approx 0,89 \pm 0,01$ и $\rho_{omn} \approx 0,96 \pm 0,01$ (п. 4.1). Результаты представлены на рисунках 4.5-4.7. Сплошные линии соответствуют данным рисунков 3.14-3.16, полученным на брикетах, штриховые линии показывают экстраполяцию этих данных в область более высоких значений плотности, точечные линии относятся к данным, полученным на прутках после спекания. Для прутков коэффициенты вариации исследуемых параметров менялись от 2,8% до 7,5%. Величина $I(\bar{x})$ менялась в диапазоне 2,9-7,9%.

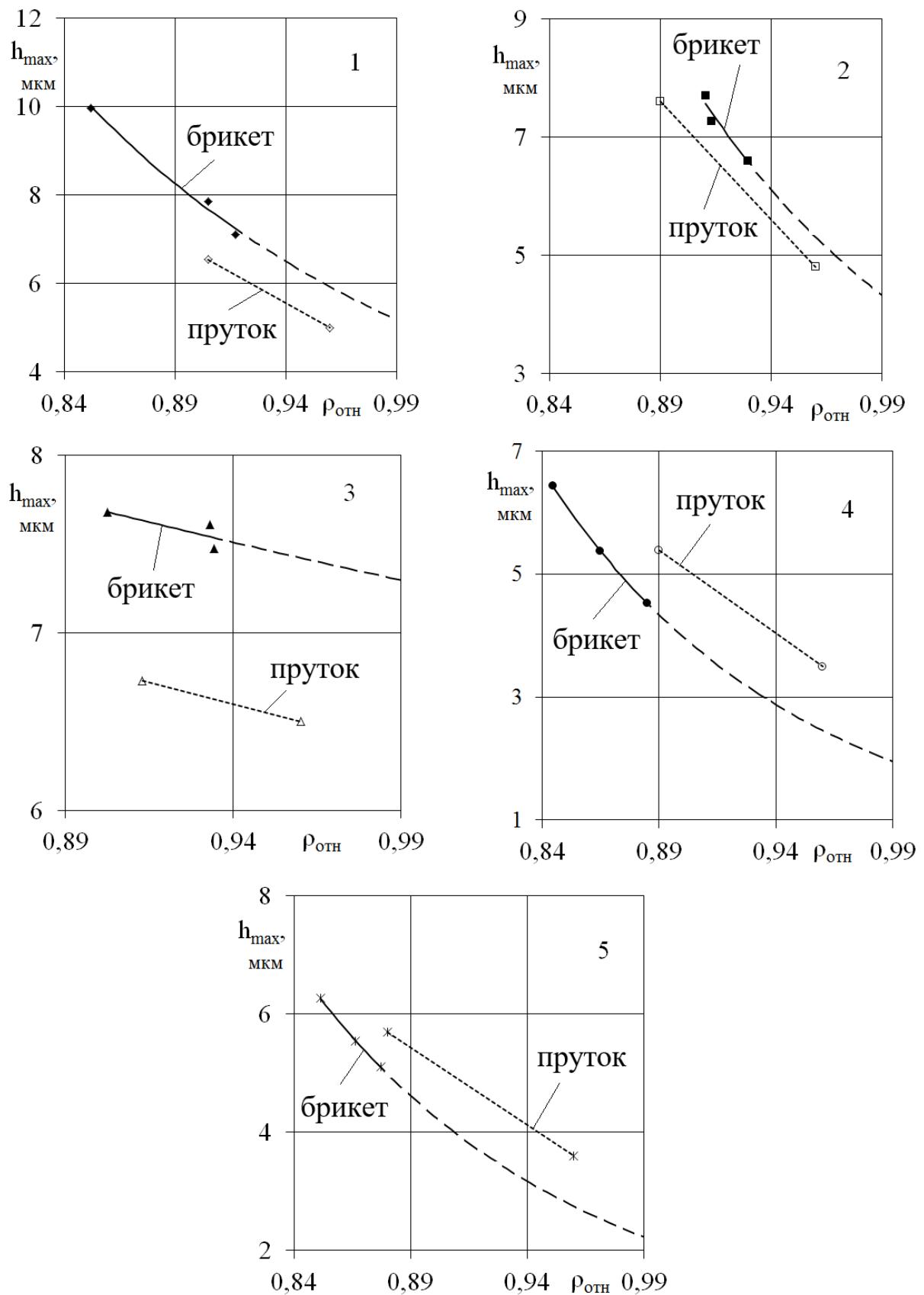


Рисунок 4.5 – Зависимость глубины внедрения индентора h_{max} брикетов и прутков от относительной плотности
 1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

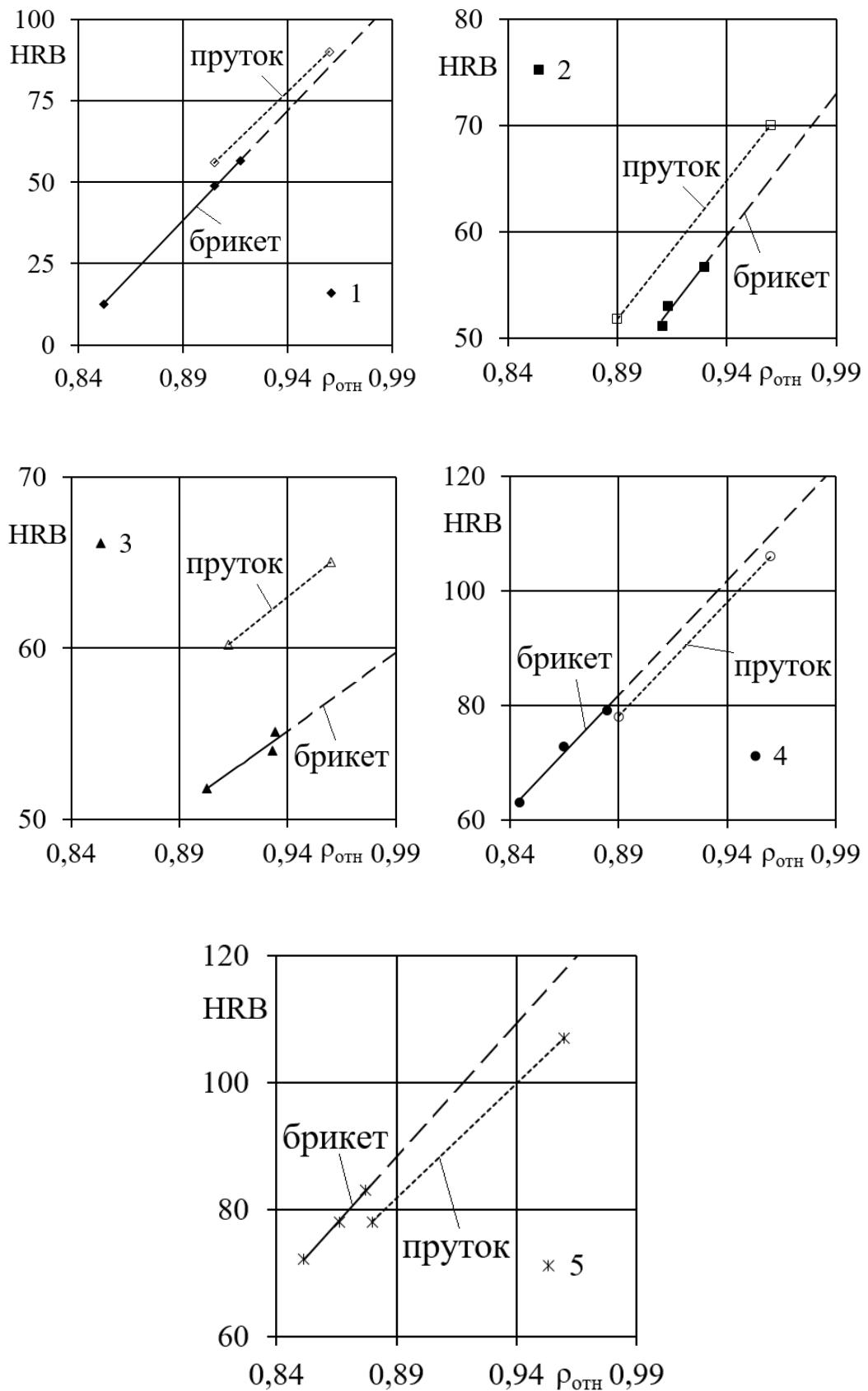


Рисунок 4.6 – Зависимость твердости HRB брикетов и прутков от относительной плотности

1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+ (Fe-P); 5 - Fe+C

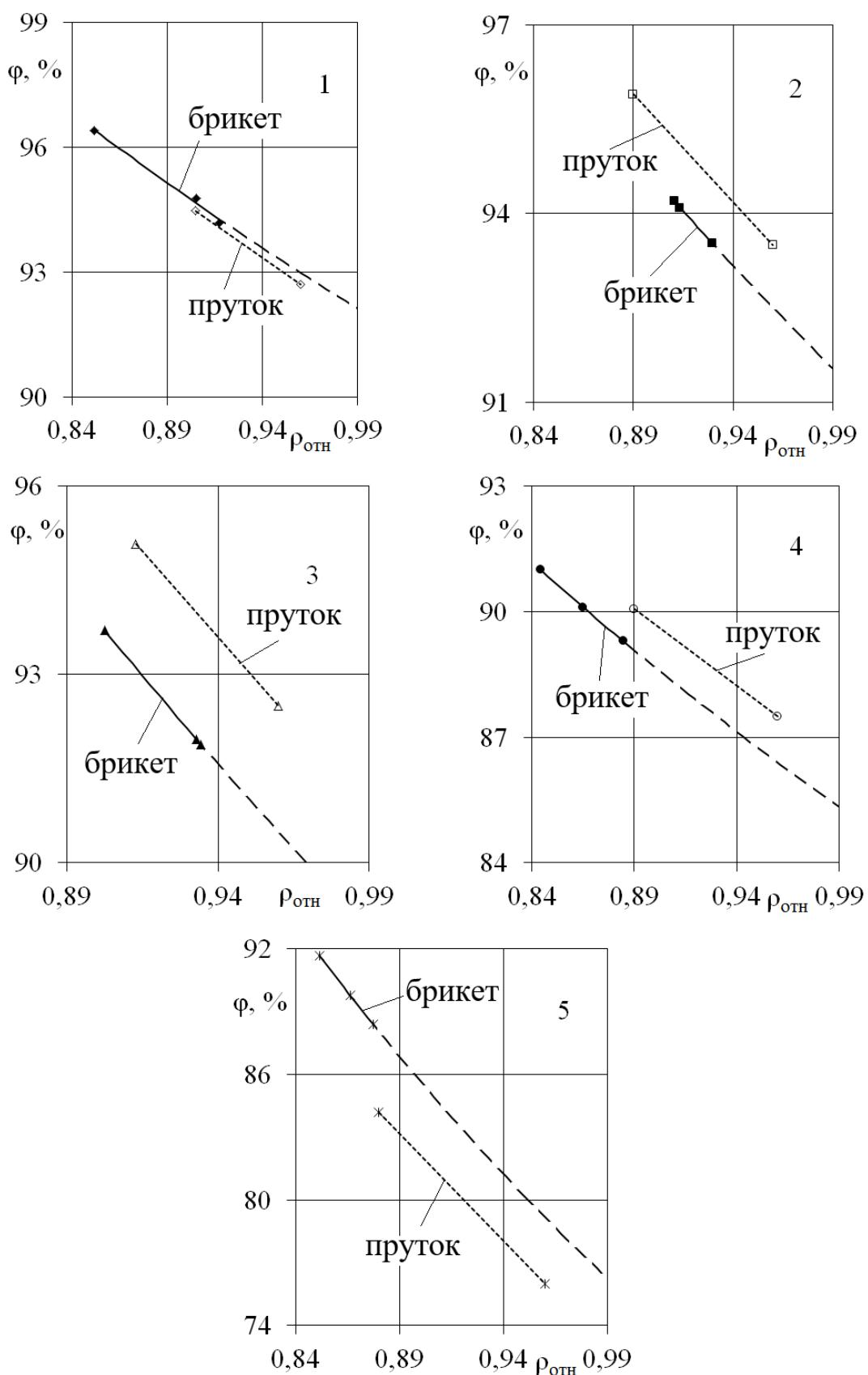


Рисунок 4.7 – Зависимость среднего значения условного показателя пластичности φ брикетов и прутков от относительной плотности $\rho_{\text{отн}}$

1 - Fe; 2 - Fe+Zn; 3 - Fe+Cu; 4 - Fe+(Fe-P); 5 - Fe+C

Для исходного состава, композиций Fe+Zn, Fe+Cu значения глубины вдавливания индентора h_{max} для прутков меньше, чем значения для брикетов при той же плотности ρ_{omn} (на 10-15%, рисунок 4.5). Соответственно твердость HRB для прутков выше, чем для брикетов (на 5-8%, рисунок 4.6). Это обусловлено процессом схватывания частиц вследствие наличия сдвиговых деформаций при выдавливании [121,139] (глава 1). В то же время для составов Fe+(Fe-P) и Fe+C значения глубины вдавливания индентора h_{max} для прутков увеличиваются по сравнению с аналогичными значениями для брикетов (до 15-17%) и, соответственно, уменьшается твердость HRB (на 2-3% для состава Fe+(Fe-P) и на 7-8% для состава Fe+C, рисунки 4.5-4.6). Это связано с недостаточным схватыванием частиц данных составов, характеризуемым параметром d (рисунок 4.3а), что приводит, в частности, к разрушению части прутков (п.4.1).

Условный показатель пластичности φ исходного состава для брикетов и прутков для одной и той же плотности практически не меняется (рисунок 4.7).

Для составов Fe+Cu, Fe+Zn, Fe+(Fe-P) условный показатель пластичности φ увеличивается относительно значений, полученных для брикетов из данных композиций, причем для состава Fe+Zn начиная с плотности $\rho_{omn} = 0,9$ (рисунок 4.7).

Заметим, что для прутков из составов Fe+Cu и Fe+Zn условный показатель пластичности φ увеличивается не только относительно значений для брикетов из данных композиций такой же плотности, но также и относительно значений параметра φ , полученных для прутков из исходного порошка железа, до 1% для состава Fe+Zn и на 0,5-1% для состава Fe+Cu, при этом у состава с цинком наиболее высокий условный показатель пластичности). Это свидетельствует о положительном влиянии добавок цинка и меди на пластичность прутков из порошковых композиций с указанными добавками после выдавливания.

Повышение пластических свойств прутков из состава с железо-фосфором по сравнению с брикетами такой же плотности связано с достаточно резким (по сравнению с остальными составами) увеличением величины сцепления, характеризуемой параметром d начиная со значений плотности $\rho_{omn} \approx 0,9$ (рисунок 4.3а).

Для состава Fe+C условный показатель пластичности φ уменьшается по сравнению со значениями, полученными для брикетов той же плотности (рисунок 4.7), что подтверждается результатами экспериментов, описанных в п.4.1, согласно которым часть прутков из порошка с графитом при выдавливании разрушились.

Различие в твердости HRB и значениях условного показателя пластичности φ для брикетов и прутков можно также объяснить исходя из анализа их микроструктуры. Для исходного состава, композиций с цинком и медью после выдавливания и спекания размер частиц уменьшается, они частично становятся вытянутыми. Это приводит к увеличению площади межчастичных контактов и, соответственно, к повышению твердости.

В то же время для прутков из составов с ферро-фосфором и графитом форма частиц по сравнению с брикетами практически не меняется. Это связано с достаточно малой величиной коэффициента вытяжки. При этом размер может даже несколько увеличиваться (в частности для состава с графитом). Это приводит к уменьшению площади межчастичных контактов и снижению прочности.

Микроструктура брикетов и прутков после спекания представлена на рисунке 4.8.

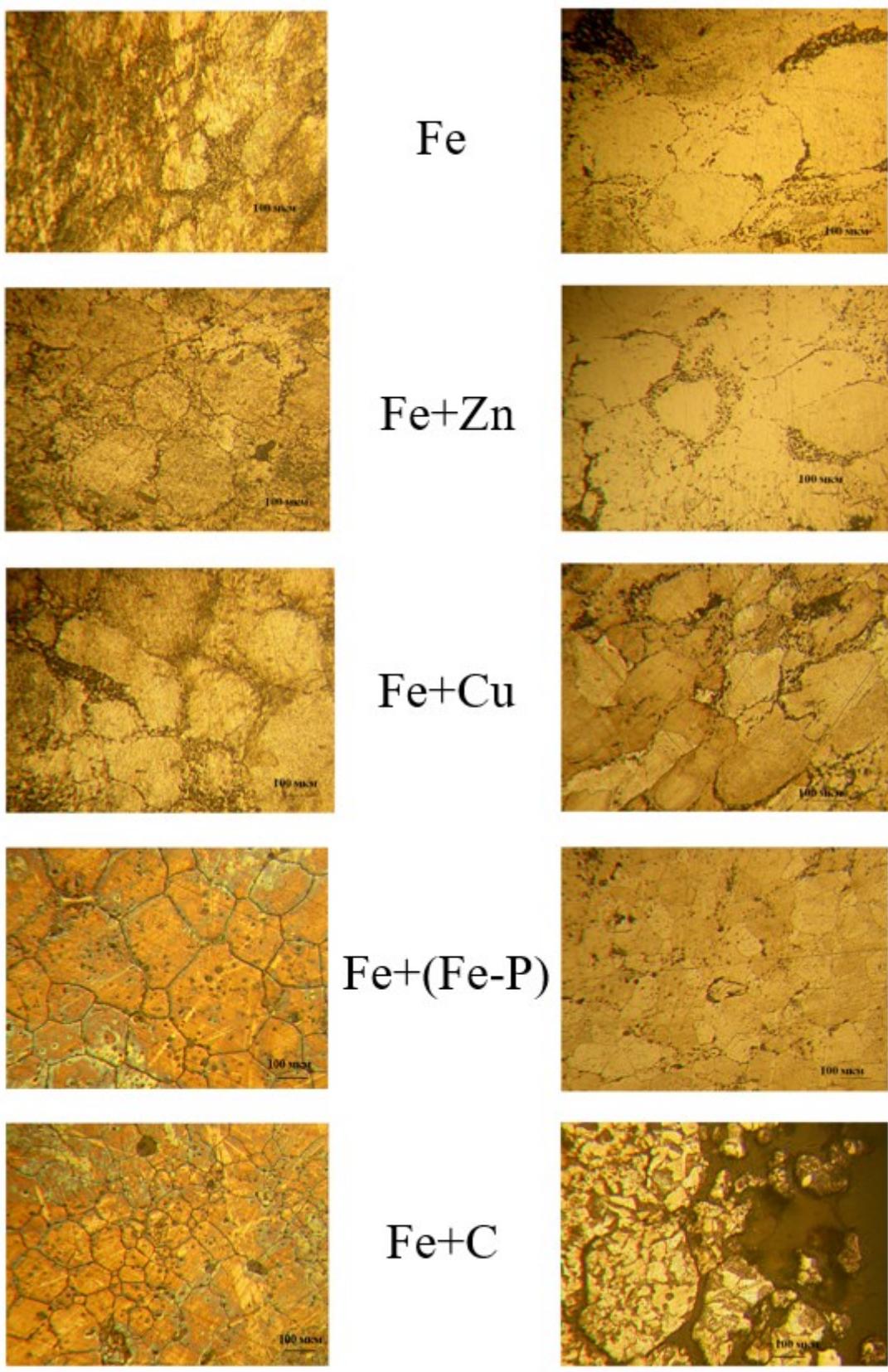


Рисунок 4.8 – Микроструктура брикетов и прутков после спекания

Выводы

1. Экспериментально определена минимальная относительная плотность брикета, обеспечивающая получение прутка после выдавливания, пригодного для последующей термомеханической обработки. Она должна быть не менее 0,82-0,83 для исходного состава, композиций с цинком и медью. Для составов с железо-фосфором и графитом она должна быть не менее 0,88-0,9 вследствие их меньшего сопротивления срезу.

2. Определены численные значения параметров в критерии прочности Мора-Кулона и определена связь величины сопротивления срезу d с возможностью получить после выдавливания пруток пригодный для последующей механообработки. Показано, что минимальная величина сопротивления срезу, при которой возможно выдавить пруток пригодный для последующей механообработки для всех составов находится в диапазоне 25-30 МПа. При этом для композиций с железо-фосфором и графитом начальная плотность брикета должна быть больше, чем для остальных составов вследствие их меньшего сопротивления срезу.

3. По результатам микроиндентирования прутков после спекания показано, что для исходного состава, композиций с цинком и медью твердость HRB выше, чем у спеченных брикетов, для прутков из составов с железо-фосфором и графитом HRB уменьшается. У прутков из состава с цинком наиболее высокий условный показатель пластичности.

5. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ВЫДАВЛИВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЗАГОТОВОВОК

В данной главе представлены результаты моделирования процесса выдавливания порошковых заготовок. Выявлены закономерности формирования плотности и напряженно-деформированного состояния прутков.

5.1. Математическая модель процесса и ее экспериментальная проверка

Для теоретического определения плотности прутков осуществили математическое моделирование процесса выдавливания заготовки из порошкового сырья по формулам работы [56]. При этом полагали, что на начальной стадии процесса порошок уплотняется, далее полученный брикет выдавливается уже как несжимаемый материал. Данная схема соответствует модели процесса выдавливания, в которой заготовка первоначально уплотняется до плотности пресс-остатка, а далее происходит выдавливание при постоянной плотности. Подобный подход при моделировании использован авторами работ [34,37] и рядом других исследователей. В работе [82] отмечается, что при выдавливании скорость уплотнения становится малой уже при относительной плотности порядка 0,8 и поведение уплотняемого материала мало отличается от поведения несжимаемых тел. Правомерность описанного подхода подтверждается экспериментальными данными, показано, что уплотнение при выдавливании заготовки в основном заканчивается до входа материала в формующую часть матрицы [22,25].

Концепция рассматриваемой ниже модели была предложена А.Г. Залазинским [27]. Однако не было сделано следующее: не учтено трение о стенки контейнера, что может существенно повлиять на величину расчётного усилия выдавливания [24]; сравнение расчетных и экспериментальных данных было выполнено только для частного случая выдавливания прутков из титановой губки, с плотностью, близкой к плотности компактного материала.

Схема процесса представлена на рисунке 5.1 (p - давление выдавливания,

R_0, R_1 - начальный и конечный радиус заготовки/прутка при выдавливании соответственно, α - полуугол конусности матрицы для выдавливания, L_1, L_2 - длина цилиндрической и конусной части матрицы соответственно).

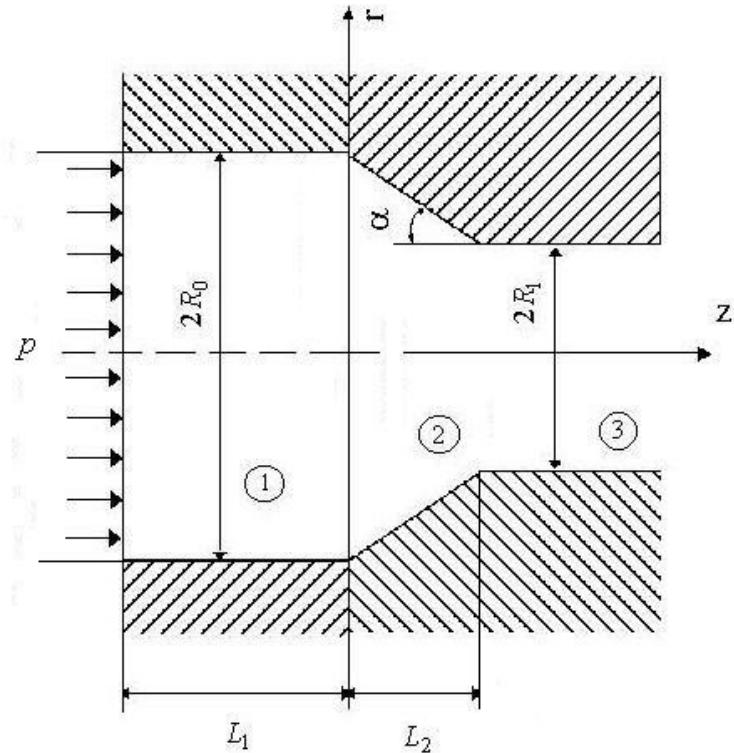


Рисунок 5.1 – Расчетная схема процесса выдавливания

Запишем уравнение баланса энергии:

$$\int_{\Omega} (\sigma^{ij} \xi_{ij}) d\Omega - \int_{S_s} (\sigma^{rz} v_z) \Big|_{r=R} dS - \int_{S_v} (\sigma^{zz} v_z) \Big|_{z=-L} dS = 0, \quad (5.1)$$

где σ^{ij} – компоненты тензора напряжений, ξ_{ij} – компоненты тензора скоростей деформации, v – скорость течения материала.

В области "2" деформируемые частицы при выдавливании пресс-остатка испытывают сжатие в поперечном направлении (координаты φ, r) и растяжение вдоль оси z . В областях "1" и "3" материал движется вдоль оси z как абсолютно твердое тело. На поверхностяхстыка областей "1" - "2" и "2" - "3" возможен разрыв касательной компоненты вектора скорости. Принятые допущения позволяют записать поле скоростей в следующем виде:

для области 1:

$$\nu_1^{(\varphi)} = 0; \quad \nu_1^{(r)} = 0; \quad \nu_1^{(z)} = \nu_0, \quad \xi_{ij}^{(1)} = 0 \quad (i, j = r, \varphi, z); \quad H^{(1)} = 0$$

для области 2:

$$\begin{aligned} \nu_2^{(r)} &= -\nu_1 \left(R_1^2 / R_z^3 \right) r \operatorname{tg} \alpha; \quad \nu_2^{(z)} = \nu_1 \left(R_1 / R_z \right)^2; \quad R_z = R_0 - z \operatorname{tg} \alpha; \\ \xi_{r\varphi}^{(2)} &= \xi_{\varphi z}^{(2)} = 0; \quad \xi_{rz}^{(2)} = -1,5 \cdot \nu_1 \left(R_1^2 / R_z^4 \right) r \operatorname{tg}^2 \alpha; \quad \xi_{rr}^{(2)} = \xi_{\varphi\varphi}^{(2)} = -\nu_1 \left(R_1^2 / R_z^3 \right) \operatorname{tg} \alpha; \\ \xi_{zz}^{(2)} &= 2\nu_1 \left(R_1^2 / R_z^3 \right) g \alpha; \quad H^{(2)} = 2\sqrt{3}\nu_1 \operatorname{tg} \alpha \cdot \left(R_1^2 / R_z^3 \right) \sqrt{1 + 0,75 \cdot \left(r^2 / R_z^2 \right) \operatorname{tg}^2 \alpha}; \end{aligned}$$

для области 3:

$$\nu_3^{(\varphi)} = 0; \quad \nu_3^{(r)} = 0; \quad \nu_3^{(z)} = \nu_3 = \mu \nu_0; \quad \xi_{ij}^{(3)} = 0 \quad (i, j = r, \varphi, z); \quad H^{(3)} = 0.$$

Отсюда имеем:

$$p_2^+ = -\frac{1}{\pi R^2 \nu_0} \left\{ \sum_{k=1}^3 \int_{\Omega_k} \left(\tau_s H^k + \sigma \xi^i \right) d\omega + \sum_{n=1}^2 \int_{S_n} \left[v^\tau \right]_n ds + \sum_{m=1}^3 \int_{S_m} \left| v_m^\tau \right| ds \right\}, \quad (5.2)$$

где $\left[v^\tau \right]_n$ - скачок скорости на поверхности разрыва S_n ; v_m^τ - скорость скольжения материала заготовки по матрице на участке контактной поверхности с номером m ; τ_{sn} - предел текучести при сдвиге на поверхности S_n ; τ_m - касательное напряжение на поверхности S_m контакта заготовки с инструментом; k - номер зоны, H – интенсивность скоростей деформации.

Формулу (5.2) можно представить в виде:

$$p_2^+ / \sqrt{3} \tau_s = J_2 + J_{2-1} + J_{3-2} + J_{2-0} + J_{1-0}. \quad (5.3)$$

Вычислим значения интегралов, входящих в (4.44):

для диссипации мощности в областях "2" - "3" очага деформации:

$$J_2 = \left(8 / 9 \operatorname{tg}^2 \alpha \right) \left[\left(1 + 0,75 \cdot \operatorname{tg}^2 \alpha \right)^{3/2} - 1 \right] \ln \mu;$$

для диссипации мощности на поверхностях разрывов поля скоростей:

$$J_{2-1} = \left(2 / 3 \sqrt{3} \right) \operatorname{tg} \alpha'; \quad J_{3-2} = \left(2 / 3 \sqrt{3} \right) \operatorname{tg} \alpha';$$

для мощности сил контактного трения:

$$J_{2-0} = \left(f / \sqrt{3} \right) \ln \mu \left(\operatorname{ctg} \alpha' + \operatorname{tg} \alpha' \right), \quad J_{1-0} = \left(2f / \sqrt{3} \right) \cdot \left(L_1 / R_0 \right)$$

где $\alpha' = \arctg[(R_0 - R_1) \cdot \tg{\alpha} / ((R_0 - R_1) + (L_1 + L_2) \cdot \tg{\alpha})]$ - приведенный угол конусности; f - коэффициент пропорциональности в законе трения Зибеля.

В результате имеем:

Стадия компактирования:

$$p_1^+ / \sqrt{3}\tau_s = (2/3)[1 - k \cdot \theta^{2/3} - \ln(\theta/\eta)] + p_{mp} \quad (5.4)$$

где p^+ - верхняя оценка давления прессования, τ_s - предел текучести материала основы (твердой фазы) при сдвиге, k, η - коэффициенты в выражениях, связывающих пределы текучести на сжатие и сдвиг с пористостью, p_{mp} - потери давления на преодоление внешнего трения, θ - пористость.

Стадия выдавливания:

$$\begin{aligned} p_2^+ / \sqrt{3}\tau_s &= 8 / (9 \tg^2 \alpha) \cdot (1 - k \cdot \theta^{2/3}) \left[\left(1 + 0,75 \cdot \tg^2 \alpha \right)^{\frac{3}{2}} - 1 \right] \ln \mu +, \\ &+ (4/3\sqrt{3}) \cdot (1 - k \cdot \theta^{2/3}) \tg{\alpha}' + (f / \sqrt{3}) \cdot \ln \mu (\ctg{\alpha}' + \tg{\alpha}') + p_{mp} \end{aligned} \quad (5.5)$$

где $p_{mp} = (2/3)[1 - k \cdot \theta^{2/3} - \ln(\theta/\eta)] \cdot (\xi L_1 / R_0)$ - потери давления на преодоление внешнего трения по Г.М. Ждановичу [24], $k \geq 1$ и $\eta = [0,48 \div 1,0]$ в соответствии с работой [27], $\alpha' = \arctg[(R_0 - R_1) \cdot \tg{\alpha} / ((R_0 - R_1) + (L_1 + L_2) \cdot \tg{\alpha})]$.

В соответствии с принятым подходом из значений $p_1^+ / \sqrt{3}\tau_s$ и $p_2^+ / \sqrt{3}\tau_s$ выбирается наименьшее:

$$p^+ / \sqrt{3}\tau_s = \min_i (p_i^+ / \sqrt{3}\tau_s), i = 1, 2 \quad (5.3)$$

Зависимости вида (5.4) - (5.5) описывают качественную картину процесса. Действительно, как указано в работе [82], исследование процессов деформирования некомпактных материалов с учетом зависимости предела текучести τ_s только от текущей плотности во многих случаях оправдано. Однако степень соответствия свойств материала основы в некомпактном материале и свойств компакта аналогичного химического состава может существенным образом зависеть от схемы деформирования. При расчетах реальных процессов в зависимостях пределов текучести некомпактного материала на всестороннее сжатие и сдвиг от текущей

плотности величину τ_s по возможности следует определять экспериментально [23,82]. Поэтому осуществили идентификацию зависимостей (5.4) - (5.5) по результатам экспериментов, представленным в главе 3 (рисунок 3.1) и в п.4.1. Для расчетов приняли $k = 1,63$; $\eta = 0,48$ [27] и $\xi = 0,39$; $f = 0,25$ (ξ - коэффициент бокового давления, f - коэффициент пропорциональности в законе трения Зибеля) [24]. Полуугол $\alpha = 30^\circ$, что соответствует параметрам матрицы для выдавливания. Также при $\alpha = 30^\circ \div 45^\circ$ обеспечиваются наилучшие энергосиловые параметры процесса выдавливания [27,48] и наиболее равномерное распределение деформаций [52].

Результаты сравнения расчетных и экспериментальных данных частично представлены на рисунке 5.2. В соответствии с принятым подходом к описанию процесса выдавливания точка пересечения кривой 1 с кривыми 2-4 определяет значение плотности, при которой прекращается уплотнение порошка в зоне "1" (рисунок 5.1) и начинается выдавливание.

Удовлетворительное совпадение зависимостей, описываемых формулами (5.4) - (5.5) достигается, если принять значение предела текучести τ_s равным 230 МПа для стадии компактирования и 265 МПа для стадии выдавливания. Таким образом, подтверждается тезис работы [82] о том, что величина τ_s может существенно зависеть от схемы напряженного состояния.

В целом представленная модель адекватно описывает результаты экспериментальных исследований главы 4 (рисунок 5.2). Также выполнено сравнение результатов расчета остаточной пористости и давления выдавливания с использованием указанной модели с данными других авторов. Следует отметить, что в литературе мало данных, содержащих необходимую информацию для сравнительного анализа (начальная и конечная плотность прутка, усилие/давление выдавливания, конкретный состав порошка, угол конусности матрицы).

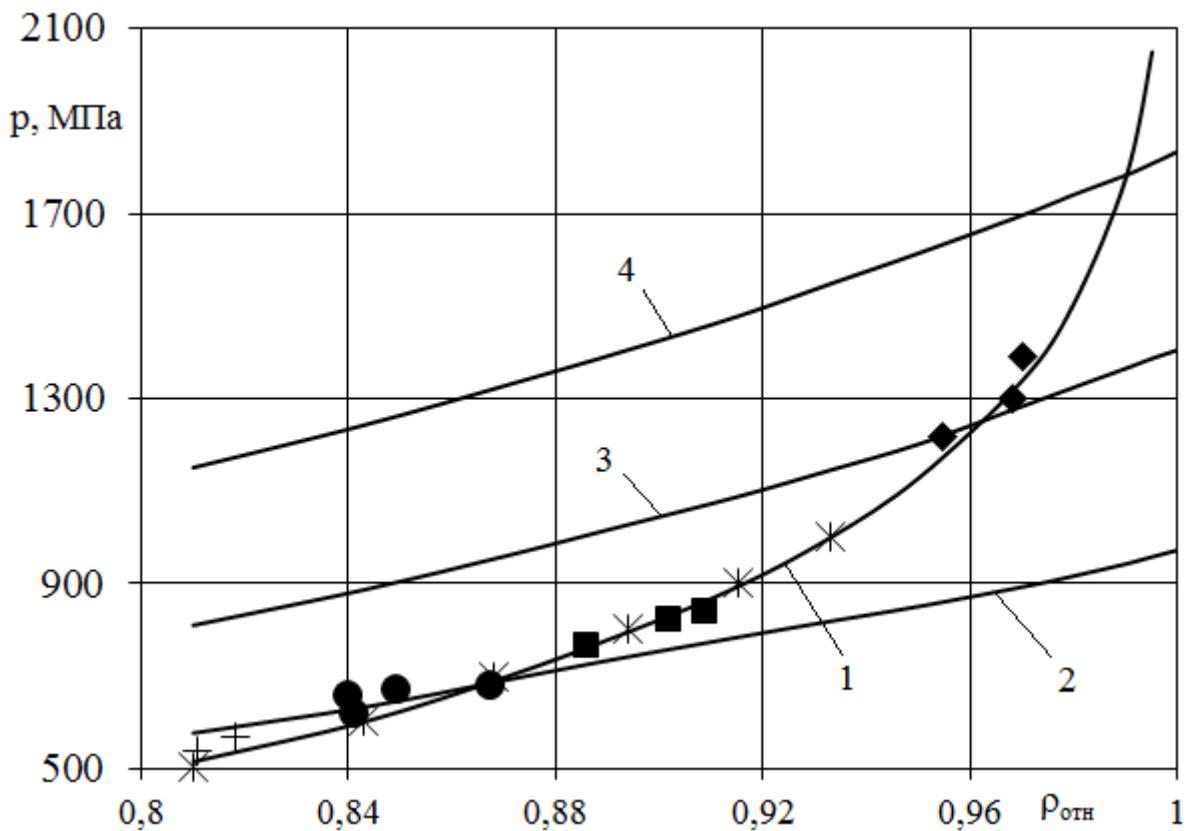


Рисунок 5.2 – Зависимость давления компактирования и выдавливания от плотности

1...4 – расчет: 1 - уплотнение; 2...4 - выдавливание при $\mu = 2$; $\mu = 3$; $\mu = 5$ соответственно;

* , + , ● , ■ , ◆ - эксперимент: * - компактирование; + , ● , ■ , ◆ - выдавливание при $\mu = 1,8$; $\mu = 2,05$ ($\rho_{\text{отн}} \approx 0,83 \div 0,91$); $\mu = 2,05$ ($\rho_{\text{отн}} \approx 0,89 \pm 0,1$); $\mu = 2,78$ соответственно.

Достоверность модели, касающаяся стадии компактирования (формула (5.1)) ранее проверена в работах [27,51].

Что касается стадии выдавливания, в работе [75] приведены данные по выдавливанию прутков из порошка ПЖ4М. При коэффициенте вытяжки $\mu=1,64$ остаточная пористость $\theta=0,05$ достигается при давлении 695 МПа. Расчетное значение давления по формулам (5.4) – (5.5) составляет 682 МПа (отличие 2%).

Авторы работы [11] выполнили компьютерное моделирование и экспериментальные исследования процесса выдавливания заготовки из порошка ПМС-1. Получено, что при относительном давлении выдавливания $p / \sqrt{3}\tau_s = 2,7$ и $\mu=4$

остаточная пористость составляет $\theta=0,025$. Поскольку в [11] расчетное значение τ_s не указано, в формуле (5.5) для сравнительной оценки принято $\tau_s = 265 \text{ MPa}$, что при $\theta=0,025$ и $\mu=4$ дает $p / \sqrt{3}\tau_s = 3,02$. Различие составляет 11%. В работе [121] приведены результаты экспериментов по выдавливанию медного порошка (производства Корея). Получены зависимости безразмерной величины "давление выдавливания/среднее эффективное напряжение в формующей части" от пористости заготовки. Из анализа указанных зависимостей следует, что соотношение между величинами давления при различных значениях коэффициента вытяжки $\mu = 1,67; 2,0; 4,0$ составляет примерно 1:1,6:2,5 и с погрешностью 5-7% соответствует аналогичному соотношению, подсчитанному по формулам (5.4) – (5.6).

Также результаты, представленные на рисунке 5.2 хорошо коррелируют с результатами расчетов, представленными в работах [27,33,47,49,121,123], согласно которым остаточную пористость в пределах 1% можно получить при вытяжке 5-6 независимо от начальной плотности заготовки.

Таким образом, представленная в данном разделе модель расчета давления выдавливания и остаточной пористости прутков адекватно описывает реальные процессы и может быть использована на практике.

5.2. Программный комплекс для моделирования процессов выдавливания и волочения порошковых заготовок

Для реализации описанной методики определения плотности выдавленных прутков разработан программный комплекс для моделирования процессов выдавливания и волочения порошковых композитов [28,72]. Он позволяет прогнозировать плотность выдавленных прутков в зависимости от начальной пористости брикета, вытяжки, угла конусности матрицы и определять необходимое для реализации процесса давление выдавливания.

Для разработки программного комплекса была выбрана система MATLAB. Система имеет мощные средства диалога, графики и комплексной визуализации, имеет возможности построения графического пользовательского интерфейса.

Программа состоит из четырех функциональных блоков (рисунок 5.3).



Рисунок 5.3 – Общая структура программы моделирования

На рисунке 5.4 показана структура программного комплекса.

В результате моделирования на экран выводятся исходные данные и основные результаты расчета: конечный диаметр прутка; верхняя оценка напряжения и усилия выдавливания; величина поврежденности. Головное окно программного комплекса и окно программного модуля Extrusion, предназначенного для моделирования процесса прямого выдавливания, показаны на рисунках 5.5-5.6.

Структура программного комплекса

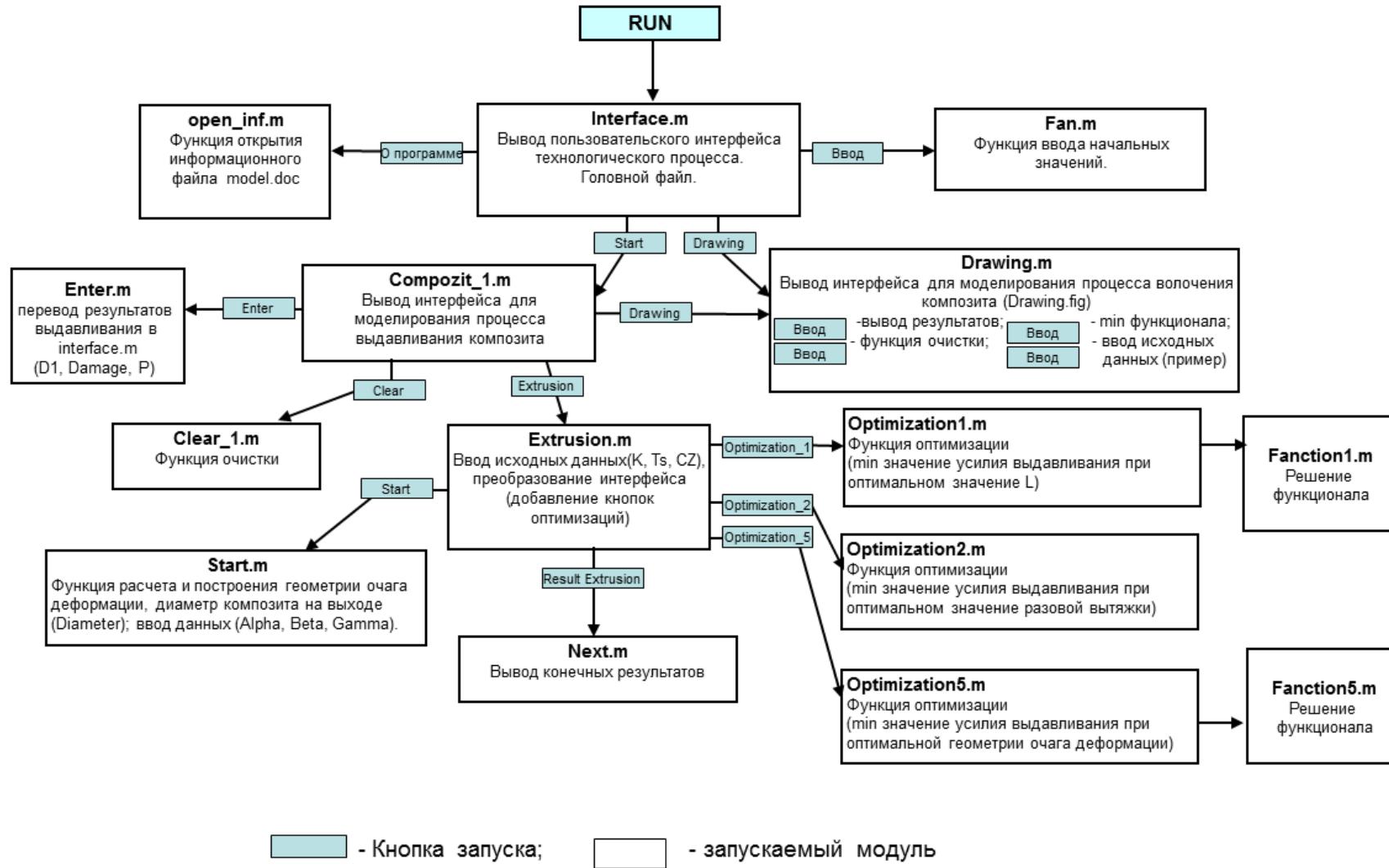


Рисунок 5.4 – Структура программного комплекса

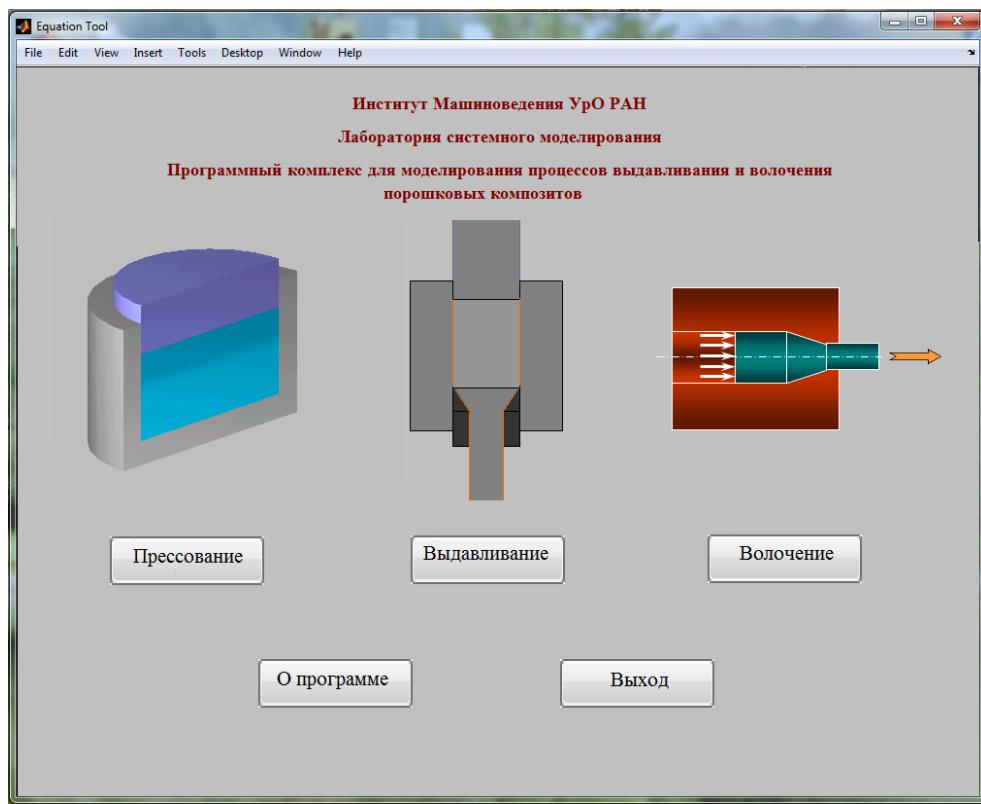


Рисунок 5.5 – Головное окно программного комплекса

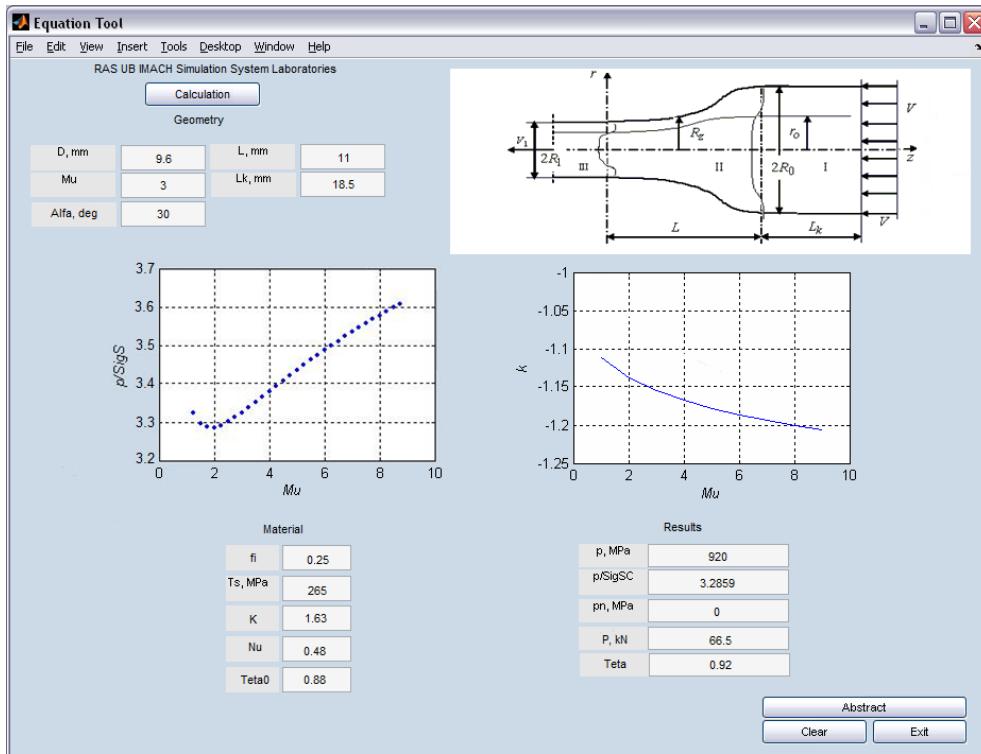


Рисунок 5.6 – Окно программного модуля Extrusion

5.3. Напряженно-деформированное состояние прутков при выдавливании

Как указано в главе 1 при сложном напряженно-деформированном состоянии тел, имеющих дефекты строения (поры), наиболее подходящими являются модели, учитывающие и уплотнение, и разуплотнение (разрушение). В работе для математического моделирования процесса выдавливания выбрана модель Гэрсона [107,143] или (с учетом поправок, введенных Твергаардом и Нидлманом) GTN-модель в программном комплексе ABAQUS [85]. При выборе модели учтено, что она хорошо описывает процессы прессования некомпактных материалов в области высокой плотности, при $\rho_{отн} \geq 0,8$ что соответствует плотности заготовок при выдавливании (п. 4.1). Условие текучести выражается уравнением [107,143]:

$$F = (\sigma_i / \sigma_s)^2 + 2q_1 \cdot \theta \cdot \operatorname{ch}(-1,5 \cdot q_2 \cdot (\sigma / \sigma_s)) - q_3 \cdot (\theta)^2 - 1 = 0, \quad (5.7)$$

где $0 \leq \theta \leq 0,2$; $\sigma / \sigma_s = (2/3) \ln \theta$, $\tau / \sigma_s = (1 - \theta^{2/3}) / \sqrt{3}$ F - усилие пресса при выдавливании, σ - среднее нормальное напряжение, σ_i - интенсивность нормальных напряжений, σ_s - предел текучести материала основы при всестороннем сжатии [83], θ – пористость, q_i - феноменологические коэффициенты условия текучести Гэрсона [27].

Геометрическая интерпретация поверхности текучести Гэрсона в плоскости $\sigma - \tau$ для различных значений пористости показана на рисунке 5.7.

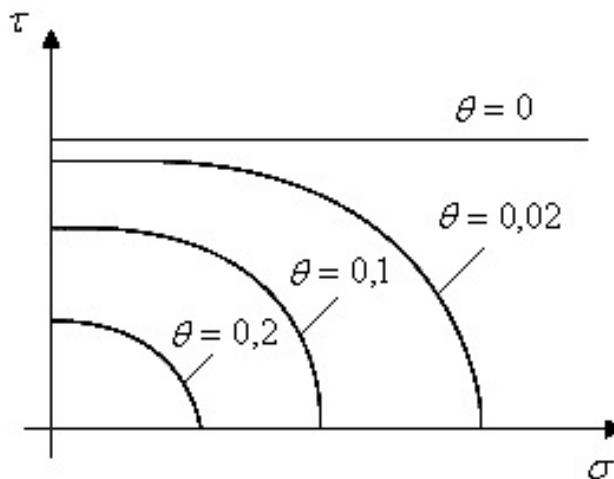


Рисунок 5.7 – Вид поверхности текучести Гэрсона в плоскости $\sigma - \tau$ для различных значений пористости

Для расчетов использована модель сплошной изотропной упругопластической упрочняющейся среды с учетом возможности разупрочнения при возникновении и/или росте пор [107]. В оригинальной GTN-модели обычно принимают $q_1 = 1,0 \div 1,5$; $q_2 = 1,0$; $q_3 = (q_1)^2 = 1,0 \div 2,25$ (q_i - феноменологические коэффициенты условия текучести Гэрсона). Данные значения параметров адекватно описывают поведение материала при схемах деформирования с преобладающими растягивающими напряжениями.

Поскольку при выдавливании реализуется несколько иная схема напряженного состояния, характеризуемая значительными деформациями всестороннего сжатия и сдвига [124], значения параметров q_1, q_2, q_3 выбирались исходя из соответствия расчетных и экспериментальных данных. В частности, использование при моделировании значений $q_1, q_2, q_3 \geq 1$ приводило к тому, что выдавленные прутки достигали плотности компактного материала уже при вытяжке $\mu = 3$, что противоречит многочисленным теоретическим и экспериментальным данным [27, 33, 47, 49, 123]. Поэтому значения параметров q_1, q_2, q_3 выбирались исходя из соответствия расчетных и экспериментальных данных. В результате для расчетов принято: $q_1 = 0,5$; $q_2 = 0,5$; $q_3 = 0,25$. Для расчета изменения пористости применялись стандартные средства пакета ABAQUS, являющиеся составной частью указанной модели [85].

Схема процесса выдавливания, принятая при моделировании, та же, что и на рисунке 4.1. Задача решалась в цилиндрической системе координат r, φ, z в осесимметричной постановке. Численное моделирование осуществлялось методом конечных элементов с помощью системы инженерного анализа ABAQUS/Stanard. Использовалась равномерная сетка четырехузловых конечных элементов CAX4R, общее их количество составляло 1000.

Величина $\sigma_s = \sqrt{3}\tau_s$ выбрана с учетом значения τ_s , полученного в п. 5.1 в результате расчета энергосиловых параметров процесса выдавливания и идентификации расчетных зависимостей по результатам эксперимента. Использованы

данные эксперимента по остаточной пористости прутков при различной вытяжке из п. 4.1. и зависимости "усилие выдавливания – перемещение инструмента". В результате предел текучести на всестороннее сжатие компактного материала принят равным $\sigma_s = 433 \text{ MPa}$. Материал описан упругопластической моделью: модуль упругости компактного материала $E = 190 \text{ ГПа}$, коэффициент Пуассона $\eta_u = 0,27$. Для некомпактного материала $E^* = E \cdot (1 - \theta)^3$, $\eta^* = \eta_u \cdot (1 - \theta)^{1,5}$ (E - модуль упругости материала, η_u - коэффициент Пуассона, символ * относится к некомпактному материалу). Принятый закон изменения упругих характеристик соответствует работе [6].

Модель внешнего трения принята по закону Зибеля и имеет вид:

$$\tau_k^* = f \tau_s (1 - \theta) \quad (5.8)$$

где τ_k^* - контактное касательное напряжение, τ_s - предел текучести материала основы при сдвиге, f - коэффициент пропорциональности в законе трения Зибеля.

При выборе коэффициента трения использованы данные работы [15], в которой приведены результаты исследования триботехнических характеристик порошковых заготовок на основе железа. В работе принято значение $f = 0,3$.

Расчеты выполнены при исходном диаметре заготовки 10 мм и коэффициентах вытяжки $\mu = 2,04; 2,78; 4,0$. Начальная пористость $\theta = 0,12$, полуугол конусности $\alpha = 30^\circ$, что соответствует условиям эксперимента (глава 2, п.4.1).

Результаты расчетов напряженного состояния выдавленных прутков, величина и характер распределения остаточной пористости по сечению, распределение эквивалентной пластической деформации для различных значений вытяжки представлены на рисунках 5.8-5.14. При анализе результатов установлено следующее [89].

На рисунке 5.8 представлена зависимость усилия выдавливания от перемещения пуансона для коэффициента вытяжки $\mu = 2,04$. Видим, что процесс выдавливания разделяется на две основные стадии. В начальной стадии процесса (I) происходит распрессовка заготовки в контейнере и заполнение выдавливаемым

материалом канала матрицы. На второй стадии процесса (II) наблюдается устанавливющееся течение металла. Характер расчетной кривой количественно и качественно совпадает с экспериментальными результатами. После достижения максимального значения усилия выдавливания падающая ветвь расчетной кривой лежит несколько выше экспериментальных значений, что связано с особенностями условий реального взаимодействия материала заготовки и пресс-оснастки.

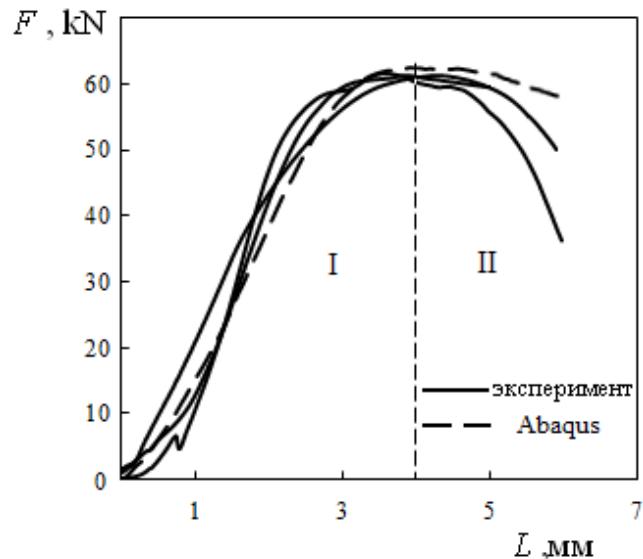


Рисунок 5.8 – Зависимость усилия выдавливания от перемещения пуансона

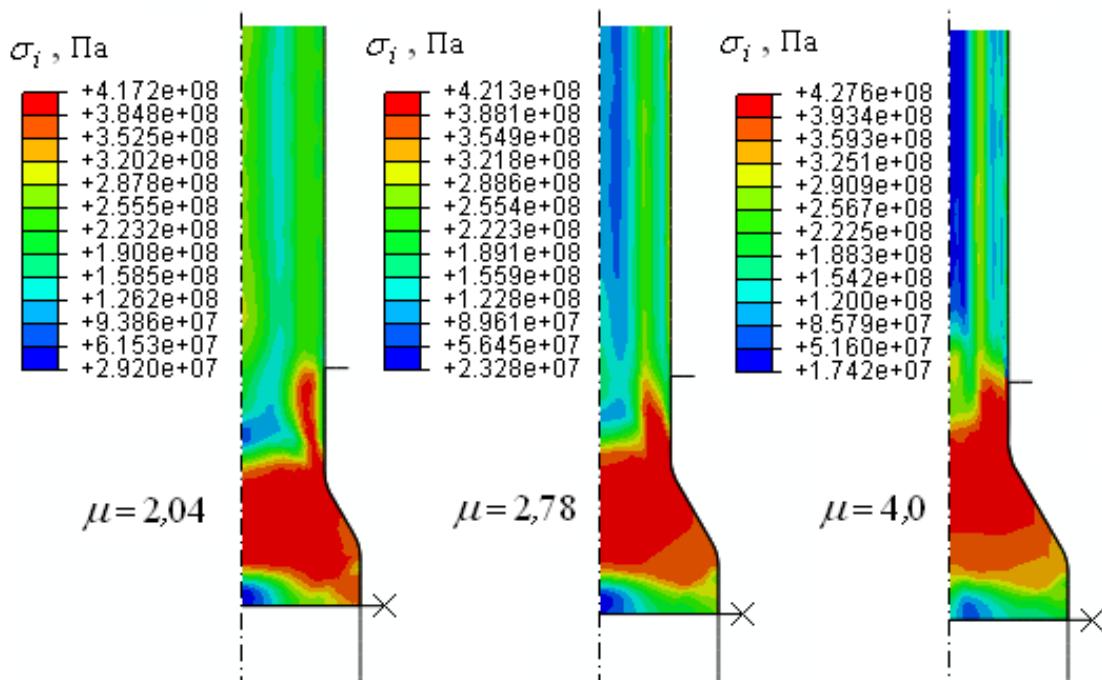


Рисунок 5.9 – Распределение интенсивности напряжений по сечению прутка при различных коэффициентах вытяжки

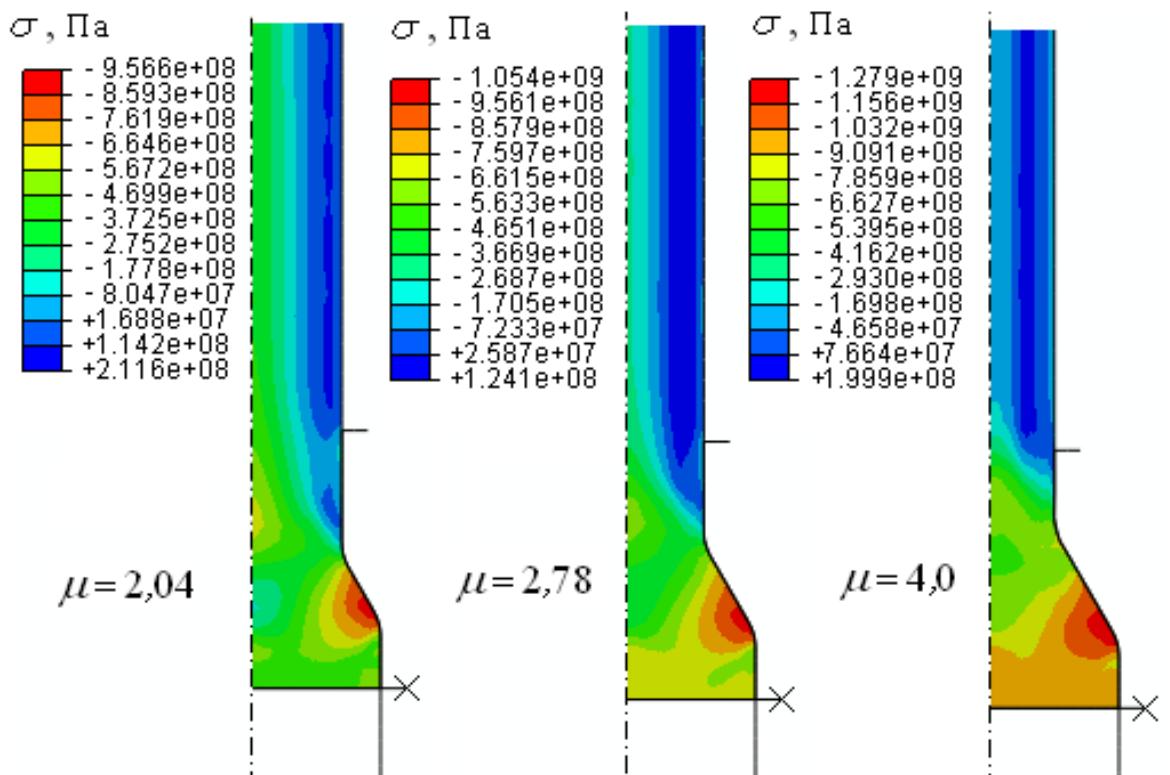


Рисунок 5.10 – Распределение среднего нормального напряжения по сечению прутка при различных коэффициентах вытяжки

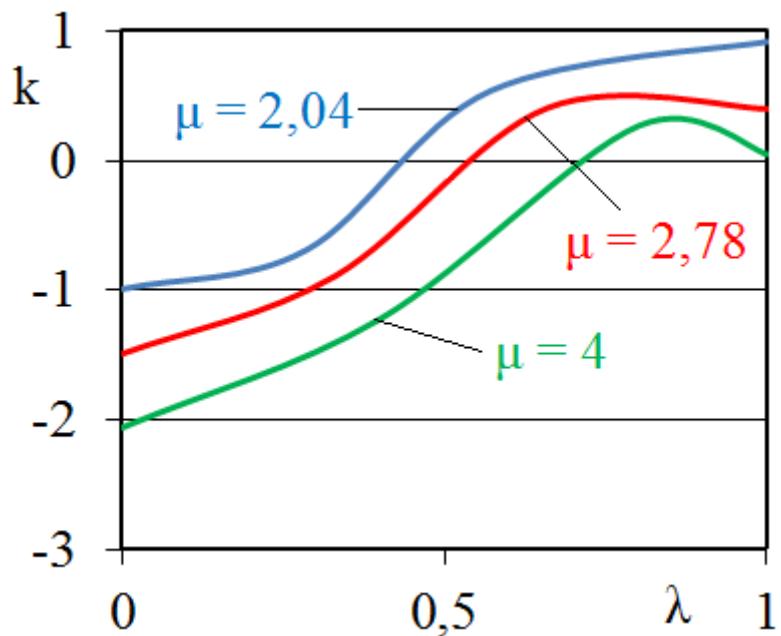


Рисунок 5.11 – Распределение показателя напряженного состояния k_σ в зависимости от коэффициента вытяжки μ и параметра λ

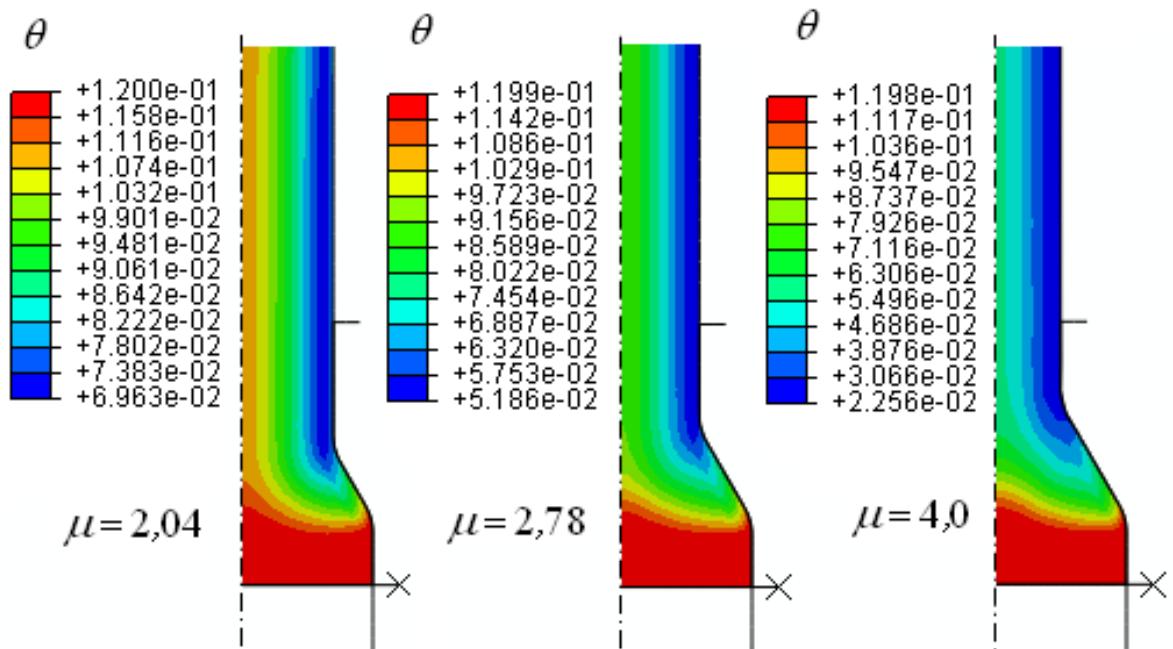


Рисунок 5.12 – Распределение пористости по сечению прутков при различных коэффициентах вытяжки

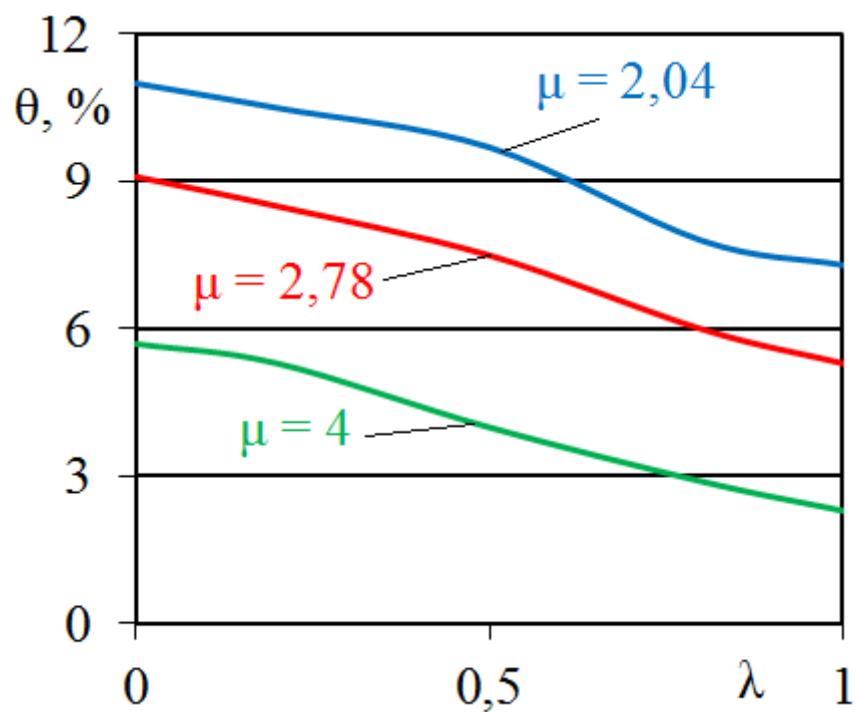


Рисунок 5.13 – Распределение пористости прутка в зависимости от коэффициента вытяжки μ и параметра λ

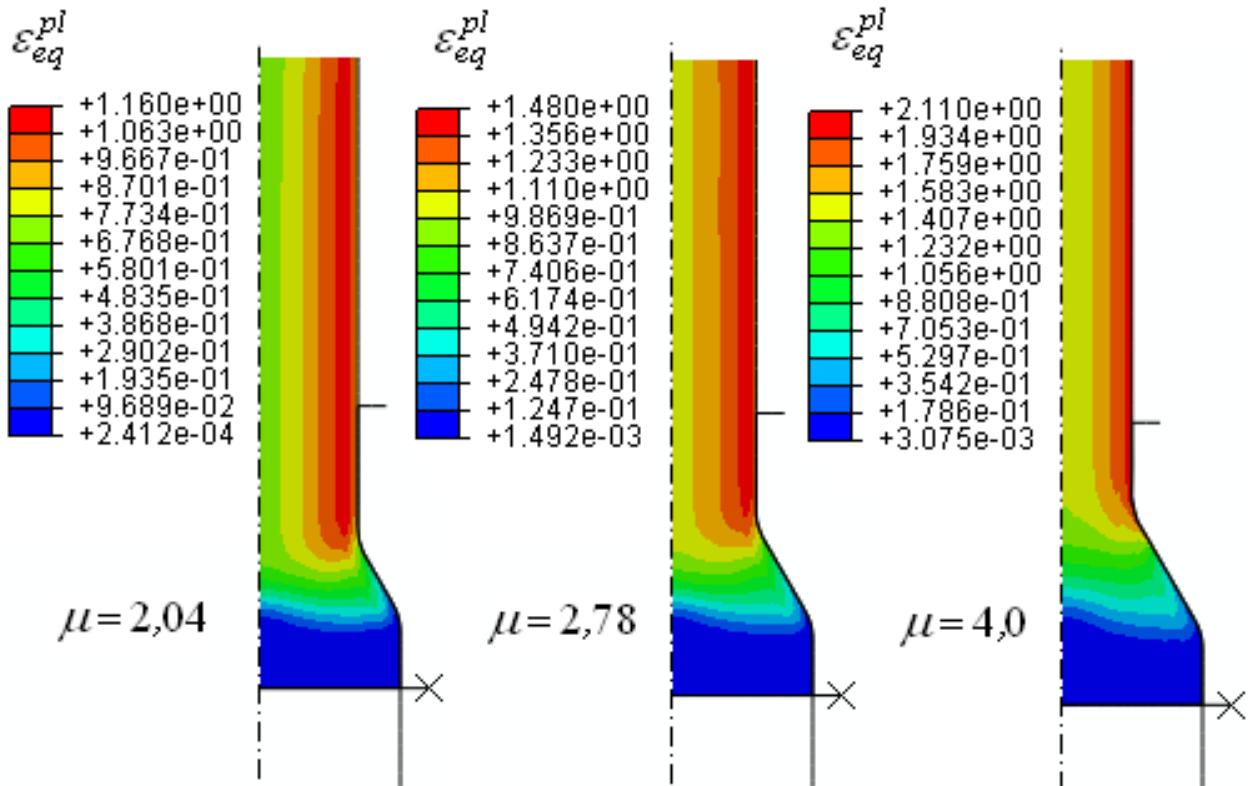


Рисунок 5.14 – Распределение эквивалентной пластической деформации по сечению прутков при различных коэффициентах вытяжки

Максимальные значения интенсивности напряжений σ_i и среднего нормального напряжения σ для всех рассмотренных значений коэффициента вытяжки достигается внутри очага деформации (рисунки 5.9-5.10). Процесс уплотнения сосредоточен в основном в области действия комбинации максимальных значений сдвиговых и объемных деформаций. С увеличением коэффициента вытяжки зона интенсивных сдвиговых напряжений уменьшается, происходит их релаксация. С увеличением коэффициента вытяжки происходит уплотнение заготовки в основном в области до входа в формующую (конусную) часть матрицы, при этом подтверждается предположение авторов работ [52,56,65] о том, что уплотнение при выдавливании в целом заканчивается до входа в формующую часть.

После выхода прутка из калибрующего пояска матрицы по мере увеличения коэффициента вытяжки величина среднего нормального давления на выходе из

формующей части в зоне контакта с инструментом уменьшается (рисунок 5.10). При этом по оси заготовки преобладают отрицательные средние нормальные напряжения σ , уменьшающиеся по абсолютному значению с увеличением вытяжки μ . Эффективные напряжения по Мизесу σ_i на оси прутка также уменьшаются по мере увеличения значения коэффициента вытяжки.

Значения показателя напряженного состояния $k_\sigma = \sigma / \tau$ (рисунок 5.11) в различных зонах сечения прутка могут быть как положительными (жесткая схема напряженного состояния), так и отрицательными (мягкая схема напряженного состояния). Неравномерность напряженного состояния по сечению прутка возрастает с увеличением коэффициента вытяжки. Причем, чем он больше, тем больше область отрицательных значений среднего нормального напряжения (рисунок 5.11). На периферийных участках величина k_σ при изменении коэффициента вытяжки практически не меняется, при этом на оси заготовки с увеличением коэффициента вытяжки величина показателя k_σ меняется более чем в 3 раза в сторону уменьшения (рисунок 5.11). Также заметим, что в слоях материала, прилегающих к внешней поверхности прутков ($\lambda = 0,7 \div 0,8$, где $\lambda = r / R_1$ - параметр, характеризующий расстояние от оси прутка) наблюдается локализация растягивающих напряжений ($\sigma > 0$), на внешней поверхности прутков и на оси вращения преобладает мягкая схема напряженного состояния, $k_\sigma < 0$ (рисунок 5.11). Заметим, что неблагоприятная картина напряженного состояния ($k_\sigma > 0$) может стать причиной возникновения дефектов сплошности.

Распределение пористости в сечении прутка неравномерное, слои вблизи оси прессования являются наименее плотными (рисунки 5.12-5.13). Указанная неравномерность уменьшается с увеличением коэффициента вытяжки и уменьшением при этом средней пористости, что коррелирует с результатами, полученными в работе [147].

Таким образом, в рассматриваемом случае наиболее опасная с точки зрения вероятного разрушения зона вблизи центральной оси после выхода из формующей части, где плотность минимальна (рисунки 5.12-5.13, см. также работу [119]).

Указанное обстоятельство подтверждается и данными работы [139], в которой по результатам математического моделирования процесса выдавливания показано, что максимальная степень использования ресурса пластичности достигается по оси заготовки, на выходе из формующей части и убывает с увеличением радиуса (при удалении от оси). Следует также отметить работу [94], в которой по результатам моделирования в пакете DEFORM процесса холодного выдавливания порошкового материала выявлены характерные особенности НДС заготовки и определены зоны вероятного разрушения в зависимости от величины коэффициента вытяжки, угла конусности матрицы и коэффициента трения. Указанные зоны располагаются вблизи оси заготовки на выходе из формующей части, вероятность разрушения возрастает с увеличением коэффициента вытяжки.

Кроме того, с точки зрения возможности возникновения дефектов сплошности неблагоприятными являются области на периферии выдавленного прутка, где возникают значительные растягивающие напряжения (рисунки 5.10-5.11) и, вследствие этого, возможно появление и развитие кольцевых трещин. Указанный результат соответствует экспериментальным данным, приведенным в работе [56] и данным экспериментальных исследований, представленными в п.4.1 и на рисунке 4.1.

Интерес также представляют результаты расчета эквивалентной пластической деформации ε_{eq}^{pl} (интенсивность пластической деформации), представленные на рисунке 5.14. Видим, что указанная величина после выхода из формующей части распределяется существенно неравномерно, резко возрастая вблизи контакта с матрицей (рисунок 5.14), что соответствует результатам расчета, представленным в работе [119].

Полученные результаты хорошо соотносятся с известными экспериментальными данными. Так, рядом авторов рассматривается коэффициент неравномерности эффективной деформации как отношение разности деформаций на поверхности и в центре к деформации на поверхности [73,147] или отношение максимальной деформации к минимальной [130].

Как указывается в работе [119], при выдавливании возможно разуплотнение (с несплошностями, разрушением) в центральной части вдоль оси заготовки, где зона пониженной плотности, что соответствует результатам, полученным в диссертационной работе (рисунок 5.12). Авторами работы [70] по результатам экспериментов по выдавливанию медных прутков показано, что при степени деформации $\varepsilon = [(R_0)^2 - (R_1)^2]/(R_0)^2$, равной 0,54 (коэффициент вытяжки 3,6) и в меньшей степени при степени деформации 0,8 (коэффициент вытяжки 7,3) несмотря на плотность близкую к компакту, на поверхности прутков наблюдаются дефекты в виде раковин и отдельных волокон.

5.4 Выбор параметров процесса выдавливания порошковых композитов

При разработке технологических параметров процесса выдавливания заготовок из некомпактного сырья решается ряд задач, в числе которых определение давления выдавливания и величина остаточной пористости в зависимости от коэффициента вытяжки, угла конусности матрицы, начальной пористости заготовки. При этом следует учитывать, что чем меньше давление прессования брикета перед выдавливанием (и соответственно его плотность), тем меньше нагрузка на штамповый инструмент и энергозатраты. С другой стороны плотность брикета должна быть такой, чтобы пруток после выдавливания не разрушился. Поэтому также желательно определять минимальную плотность заготовки, позволяющую получить после выдавливания пруток, пригодный для последующей механообработки.

Задача расчета давления выдавливания и остаточной пористости может быть решена с использованием зависимостей (5.4)-(5.6). Для определения минимальной пористости брикета, обеспечивающей целостность прутка, следует использовать результаты экспериментальных исследований и данные о величине сопротивления срезу d , как это показано в п. 4.2.

Поэтому при выборе количественного и качественного состава легирующих добавок в порошковом композите с долей содержания основного компонента ориентировано не менее 93-95%, предназначенного для получения заготовок и изделий выдавливанием, может быть предложен следующий подход:

1. Расчет давления выдавливания и остаточной пористости осуществляется с использованием зависимостей (5.4)-(5.6). Для того чтобы определить давление выдавливания реального материала необходимо знать величину предела текучести τ_s твердой фазы, которая имеет различные значения для стадии компактирования и стадии выдавливания (п.5.1). Поэтому необходимо получить кривые уплотнения при компактировании и зависимости "давление – относительная плотность" в зависимости от коэффициента вытяжки на стадии выдавливания. Для этого выполняются экспериментальные исследования процессов компактирования и выдавливания для материала основы порошкового композита. Вследствие небольшого количества легирующих добавок (мас. %, см. выше) указанные зависимости для "чистого" порошка и композиций на его основе с содержанием легирующих компонентов в пределах 5-7 мас. % будут незначительно отличаться друг от друга.
2. В результате экспериментов по выдавливанию для материала основы следует определить не только зависимость "давление – относительная плотность", но и минимальную плотность брикета при которой пруток не разрушился. По результатам испытаний на осевое и радиальное сжатие неспеченных брикетов определяем численные значения в условии прочности Мора-Кулона и минимальную величину сопротивления срезу d (и соответствующую этому значению плотность заготовки) при которой получается пруток, пригодный для последующей механообработки.
3. При выборе параметров процесса выдавливания новой порошковой композиции следует выполнить для данного состава испытания на осевое и радиальное сжатие определить численные значения в условии прочности Мора-Кулона, зависимость величины сопротивления срезу d от относительной плотности. Зная минимальную величину сопротивления срезу материала

основы, обеспечивающую целостность прутка, используем это значение d для определения минимальной необходимой плотности брикета уже исследуемой композиции, при которой пруток не разрушится.

4. Расчетные зависимости (5.4)-(5.6) позволяют определить реальную среднюю остаточную пористость и давление выдавливания для конкретного материала, при данном коэффициенте вытяжки и угле конусности матрицы. По этим данным, а также зная начальную пористость заготовки и зависимости "усилие выдавливания – перемещение инструмента" можно осуществить математическое моделирование процесса выдавливания в одном из программных комплексов (ABAQUS, ANSYS, DEFORM и т.д.). В результате получаем распределение остаточной пористости и напряженно-деформированного состояния в различных сечениях прутка.

После практической реализации процесса выдавливания по описанному алгоритму определяются необходимые физико-механические и иные свойства прутков и полученные значения сравниваются с требованиями ГОСТа, условиями заказчика т.д. При необходимости производится корректировка условий реализации процесса (изменение коэффициента вытяжки, добавление пластификатора и т.д.).

Указанный подход также может быть применен для процессов обратного выдавливания, РКУП (равноканального углового прессования).

Выводы

1. Для процессов компактирования и выдавливания определена величина предела текучести несжимаемой твердой фазы (компактного материала). Для расчета технологических параметров процесса выдавливания прутков из порошковых композиций разработан программный комплекс, позволяющий прогнозировать плотность прутков в зависимости от начальной пористости брикета, коэффициента вытяжки, угла конусности матрицы, определять давление выдавливания.

2. По результатам компьютерного моделирования показано, что остаточная пористость по сечению прутка распределяется неравномерно, слои вблизи оси

прессования являются наименее плотными, что свидетельствует о корректности применения GTN-модели к расчету процесса некомпактного материала. Наиболее вероятно появление необратимых дефектов при выдавливании в зоне, прилегающей к оси заготовки. Неравномерность распределения пористости уменьшается с увеличением вытяжки.

3. Эквивалентная пластическая деформация при выдавливании после выхода из формующей части распределяется неравномерно, резко возрастая вблизи контакта с матрицей. Показатель напряженного состояния уменьшается с увеличением коэффициента вытяжки, что свидетельствует о повышении пластических свойств материала.

4. Результаты работы, касающиеся методики выбора параметров процесса выдавливания порошковых композитов используются в рамках модуля "Технология металлов и конструкционные материалы" образовательной программы подготовки бакалавров по направлению 15.03.01 "Машиностроение" в школе базового инженерного образования Института новых материалов и технологий ФГАУ ВО УрФУ им. Б.Н.Ельцина и в Имет УрО РАН при проектировании технологических процессов обработки давлением порошковых материалов и оценке их прочности с целью получения заготовок и изделий с заданными или улучшенными эксплуатационными свойствами в рамках работ по госбюджетной теме "Развитие фундаментальных основ получения металлических порошков и аддитивных технологий для создания новых композиционных материалов и покрытий".

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Получены кривые уплотнения заготовок из ванадийсодержащего порошка железа с добавками порошков цинка, меди, железо-фосфора, графита в количестве 1,5 мас. % и зависимости их прочностных свойств от плотности. После спекания наиболее высокие значения твердости по Бринеллю имеют образцы с графитом, при испытаниях на осевое сжатие с максимальным усилием 50 кН они деформировались упруго, что связано с науглероживанием железной матрицы и формированием перлитной структуры. Образование фосфидной эвтектики состава с добавками фосфора после спекания охрупчивает границы зерен, что приводит к быстрому его разрушению при сжатии. Все составы удовлетворяют требованиям ГОСТ 28378-89 по твердости для мало-, умеренно и средненагруженных деталей.

2. Экспериментально определены численные значения параметров в критерии прочности Мора-Кулона и определена связь величины сопротивления срезу d с возможностью получить после выдавливания пруток, пригодный для последующей термомеханической обработки. Для этого минимальная величина сопротивления срезу должна быть не менее 25-30 МПа. Соответствующая минимальная относительная плотность брикета должна быть не менее 0,82-0,83 для исходного состава, композиций с цинком и медью. Для составов с железо-фосфором и графитом она должна быть не менее 0,88-0,9 вследствие их меньшего сопротивления срезу.

3. По результатам микроиндентирования спеченных прутков показано, что наибольший условный показатель пластичности имеют прутки из состава с цинком, при относительной плотности 0,93 и более они имеют твердость HRB выше, чем прутки из состава с медью.

4. Осуществлена параметрическая идентификация коэффициентов модели Гэрсона-Твергаарда-Нидлмана и выполнено компьютерное моделирование процесса выдавливания порошкового материала.

5. По результатам компьютерного моделирования процесса выдавливания прутка установлено, что показатель напряженного состояния уменьшается с уве-

личением коэффициента вытяжки, что свидетельствует о повышении пластических свойств материала.

6. Разработаны методические рекомендации по выбору рациональных технологических параметров процесса выдавливания прутков из порошковых композиций и разработан программный комплекс, позволяющий прогнозировать плотность прутков в зависимости от начальной пористости брикета, коэффициента вытяжки, угла конусности матрицы, определять давление выдавливания.

Рекомендации были апробированы в НПЦ Металлург (г. Екатеринбург) при производстве порошковых деталей типа втулок уплотнений, опорных вкладышей, что позволило снизить потери при производстве на 14% и уменьшить нагрузку на штамповый инструмент на 12% с годовым экономическим эффектом 491 тыс. рублей. Получено заключение о возможности использования заготовок, полученных из порошкового материала выдавливанием к производству комплектующих буровых установок после проведения дополнительных комплексных испытаний на предприятии ОАО "Уралтурбо" (г.Екатеринбург). Также результаты работы используются в учебном процессе в ФГАУ ВО УрФУ им. Б.Н.Ельцина и в Имет УрО РАН в рамках работ по госбюджетной теме "Развитие фундаментальных основ получения металлических порошков и аддитивных технологий для создания новых композиционных материалов и покрытий".

Перспективы дальнейшей разработки темы. Проведение экспериментальных исследований для определения оптимального структурно-фазового состава порошковых композиций на основе железа за счет варьирования количественного и качественного состава легирующих добавок. В результате планируется создание математической модели, позволяющей прогнозировать физико-механические свойства получаемых заготовок.

Список сокращений и условных обозначений

- A - полная работа вдавливания индентора при микроиндентировании;
- A_{rel} - работа сил релаксации при микроиндентировании;
- A_{off} - работа сил остаточного формоизменения при микроиндентировании;
- a, b, K, m - коэффициенты аппроксимации (глава 1, глава 3);
- b_{cp} / l_{cp} - среднее значение соотношения ширины и длины частиц (глава 2);
- d - сопротивление срезу (сцепление, когезия);
- d_o - диаметр отпечатка при измерении твердости по Бринеллю;
- d_{cp} - медианный диаметр частиц порошка;
- D - диаметр образца при испытаниях на сжатие;
- E - модуль упругости материала;
- E_k - контактный модуль упругости при измерении микротвердости;
- f - коэффициент пропорциональности в законе трения Зибеля;
- F - усилие пресса при выдавливании;
- H – интенсивность скоростей деформации;
- НВ – твердость по Бринеллю;
- HRB – твердость по Роквеллу;
- HV – твердость по Виккерсу при микроиндентировании;
- H_{it} - твердость вдавливания;
- h_{max} - глубина вдавливания индентора при измерении микротвердости;
- h_{ocm} - остаточная глубина вдавливания индентора после снятия нагрузки;
- k, η - коэффициенты в выражениях, связывающих пределы текучести на сжатие и сдвиг с пористостью;
- k_σ - показатель напряженного состояния;
- L - перемещение инструмента при выдавливании;
- M - математическое ожидание;

p - давление прессования/выдавливания;

p_{mp} - потери давления на преодоление внешнего трения;

P - усилие к моменту начала разрушения образца при испытаниях на сжатие;

p^+ - верхняя оценка давления прессования;

p_s - предел текучести на всестороннее сжатие;

p_σ - гидростатическое давление;

q_i - феноменологические коэффициенты условия текучести Гэрсона;

R_0, R_1 - начальный и конечный радиус заготовки/прутка при выдавливании соответственно;

r - радиальная координата, отсчитываемая от оси прутка;

R^2 - коэффициент достоверности аппроксимации в Microsoft Excel;

Re - упругое восстановление при измерении микротвердости;

s - среднее квадратичное отклонение;

$SPHT_{cp}$ - среднее значение коэффициента сферичности частиц;

$Symm_{cp}$ - среднее значение коэффициента симметричности частиц;

t - критерий Стьюдента;

t_{ob} - толщина образца при испытаниях на сжатие;

v – скорость;

\bar{X} - средняя арифметическая из n измерений (условное среднее);

α - полуугол конусности матрицы для выдавливания;

β - угол внутреннего трения (угол наклона образующей предельной поверхности в плоскости $\sigma - \tau$ к гидростатической оси);

ε_{eq}^{pl} - эквивалентная пластическая деформация (интенсивность пластической деформации);

φ - условный показатель пластичности при микроиндентировании;

$\lambda = r / R_1$ - параметр, характеризующий расстояние от оси прутка;

$\mu = (R_0 / R_1)^2$ - вытяжка при выдавливании;

η_i - коэффициент Пуассона;

v - коэффициент вариации;

θ - пористость;

ρ - плотность;

ρ_{omn} - относительная плотность (плотность пористого материала, отнесенная к плотности компакта);

σ - среднее нормальное напряжение;

$\sigma_{0,2}$ - условный предел текучести;

σ_e - предел прочности при растяжении некомпактного материала;

σ_u - прочность на изгиб;

σ_c - прочность на сжатие при испытаниях по ГОСТ 25282-93;

σ_i - интенсивность нормальных напряжений;

σ_s - предел текучести материала основы при всестороннем сжатии;

σ_i^k - предел прочности компактного материала при соответствующем виде испытаний;

σ^{ij} – компоненты тензора напряжений,

σ_{rad} - напряжение, при котором возникает трещина при радиальном сжатии;

$\sigma_{cж}$ - напряжение, при котором возникает трещина при осевом сжатии;

τ - интенсивность касательных напряжений;

τ_k^* - контактное касательное напряжение;

τ_s - предел текучести материала основы при сдвиге;

ξ - коэффициент бокового давления.

ξ_{ij} – компоненты тензора скоростей деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Агбалян, С. Г.** Формирование структуры и свойств порошковых мартенситных сталей полученных выдавливанием / С. Г. Агбалян [и др.] // Порошковая металлургия. – 1994. – № 11/12. – С. 85-88.
2. **Акименко, В. Б.** Отечественные восстановленные железные порошки: проблемы и перспективы производства / В. Б. Акименко, И. А. Гуляев, М. А. Секачев [и др.] // Сталь. – 2011. - № 7. – С. 96-100.
3. **Акименко, В. Б.** Состав, структура и свойства железных и легированных порошков / В. Б. Акименко, В. Я. Буланов, И. А. Гуляев [и др.] – Екатеринбург: УИФ "Наука", 1996. – 351 с.
4. **Александров, С. Е.** Общий подход к анализу процессов выдавливания и волочения в условиях плоской деформации методом верхней оценки / С. Е. Александров, А. Р. Пирумов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2014. – № 5. – С. 15-19.
5. **Алиев, И. С.** Новые технологические процессы холодного выдавливания сложнопрофильных деталей / И. С. Алиев // Физика и техника высоких давлений. – 2000. – Т. 10. – № 4. – С. 62-67.
6. **Андреевский, Р. А.** Порошковое материаловедение / Р.А. Андреевский. – М. : Металлургия, 1991. – 205 с.
7. **Анциферов, В. Н.** Геометрия поровой структуры порошковых материалов / В. Н. Анциферов, В. Н. Пещеренко // Физическая мезомеханика. – 1999. – Т. 2. – № 4. – С. 55-59.
8. **Анциферов, В. Н.** Механика процессов прессования пористых и композиционных материалов / В. Н. Анциферов, В. Е. Перельман. – М. : Наука, 2001. – 631 с.
9. **Баглюк, Г.А.** Применение схем деформации со сдвиговой составляющей в процессах уплотнения и формоизменения пористых материалов / Г. А. Баглюк, М. Б. Штерн // Вестник КПИ. – 2007. – вып. 52. – С. 112-120.
10. **Бальшин, М. Ю.** Научные основы порошковой металлургии и метал-

лургии волокна / М. Ю. Бальшин. – М. : Металлургия, 1972. – 336 с.

11. **Березин, И. М.** Моделирование процесса полунепрерывного выдавливания пористой заготовки / И. М. Березин, А. Г. Залазинский, А. В. Долматов // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2015. – № 1. – С. 39-44.

12. **Буланов, В.Я.** Научные основы и технология легированных порошков и композиционных материалов / В. Я. Буланов, Г. Г. Залазинский, Т. Л. Щенникова [и др.] // Физическая химия и технология в металлургии: Сб. трудов конференции. – Екатеринбург: УрО РАН. – 2005. – С. 310-316.

13. **Буланов, В. Я.** Порошковая металлургия в России / В. Я. Буланов, Г. С. Рукавишникова // Вестник ОГУ. – 2003. – № 1. – С. 115-118.

14. **Вяль, Е. Ю.** Исследование прочности неспеченных порошковых пресовок при осевом и радиальном нагружении / Е. Ю. Вяль, А. М. Лаптев // Порошковая металлургия. – 2002. – № 5/6. – С. 28-32.

15. **Григорьев, С. Н.** Исследование триботехнических характеристик ультрадисперсных композиционных порошковых материалов / С. Н. Григорьев, А. Н. Красновский // Трение и износ. – 2011. – Т. 32. – № 3. – С. 229-232.

16. **Горохов, В. М.** Влияние температуры прессования и относительной плотности прессовок из порошков диффузионно-легированных сталей на разрушающее напряжение при различных видах испытаний / В. М. Горохов, В. А. Прокхоров, И. Н. Тарусов // в сб. : Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка. 2011 г. Часть 1: /ред.кол. : П.А. Витязь [и др.]. – Мин. : ГНУ «Институт порошковой металлургии», 2011. – С. 92-96.

17. **Горохов, В. М.** Теоретические основы моделирования упругопластического поведения металлических порошков при прессовании в жесткой матрице [Текст] / В. М. Горохов, Е. А. Дорошкевич, Е. В. Звонарев // в кн. : 50 лет порошковой металлургии Беларуси. История, достижения, перспективы. Минск, 2010. – С. 151-170.

18. **Дегтярев, И. С.** Прессование некомпактного материала через коническую матрицу / И. С. Дегтярев, Ю. Н. Логинов // Бюллетень ВИЛС "Технология легких сплавов". – 1975. – № 6. – С. 24-27.

19. **Дмитриев, А. М.** Технология ковки и объемной штамповки. Часть 1. Объемная штамповка выдавливанием. Учебник для вузов с грифом Минобразования РФ / А. М. Дмитриев, А. Л. Воронцов. – М. : Высшая школа, 2002. – 400 с.
20. **Дорогина, Г. А.** Физико-химический анализ и технологии получения порошковых магнитомягких материалов на основе железа / Г. А. Дорогина, В. Ф. Балакирев, Э. С. Горкунов. – Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. – 183 с.
21. **Дорофеев, В. Ю.** Горячая штамповка порошковых заготовок: ее сегодня и завтра / В. Ю. Дорофеев, Ю. Г. Дорофеев // Порошковая металлургия. – 2013. – № 7/8. – С. 27-36.
22. **Дорофеев, В. Ю.** Деформация пористых материалов при совмещенных процессах горячей штамповки и экструзии / В. Ю. Дорофеев, И. А. Кособоков // Порошковая металлургия. – 1986. – № 6. – С. 15-19.
23. **Друянов, Б. А.** Прикладная теория пластичности пористых тел / Б. А. Друянов. – М. : Машиностроение, 1989. – 168 с.
24. **Жданович, Г. М.** Теория прессования металлических порошков / Г. М. Жданович. – М. : Металлургия, 1969. – 264 с.
25. **Живов, Л. И.** Технологические режимы горячей экструзии порошкового титана / Л. И. Живов, В. А. Павлов, В. И. Макагон, Ю. Г. Оресов // Теория и практика прессования порошков. – Киев: Наук. думка. – 1975. – С. 146-150.
26. **Залазинский, А. Г.** Исследование периодичности структуры проволочных заготовок из порошков на основе железа методом вейвлетного анализа / А. Г. Залазинский, В. И. Новожонов, А. П. Поляков // Металлы. – 2005. – № 1. – С. 104-109.
27. **Залазинский, А. Г.** Пластическое деформирование структурно-неоднородных материалов / А. Г. Залазинский. – Екатеринбург: УрО РАН, 2000. – 490 с.
28. **Залазинский, А. Г.** Системное моделирование технологического комплекса изготовления композитов электротехнического назначения / А. Г. Залазинский, А. П. Поляков, П. А. Поляков // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. – 2009. –

№ 3. – С. 64-70.

29. **Залазинский, Г. Г.** Физико-химические основы получения ванадийсодержащего порошка железа и свойства порошковых материалов на его основе / Г. Г. Залазинский, Т. Л. Щенникова, А. Г. Залазинский, А. П. Поляков // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2013. – № 1. – С. 13-17.

30. **Залазинский, Г. Г.** Свойства порошковых смесей и материалов на основе железа с добавкой порошка железо-фосфор / Г. Г. Залазинский, Т. Л. Щенникова, Г. Г. Залазинский (мл.), В. Я. Митрофанов // Перспективные материалы. – 2013. – № 10. – С. 41-46.

31. **Калашникова, О. Ю.** Возможность снижения пористости сталей из частично легированного железного порошка / О. Ю. Калашникова, И. А. Гуляев, Е. И. Довгань // Металлург. – 2004. – № 1. – С. 46-49.

32. **Катрус, О. А.** Изменение свойств железных порошков при их обкатке в валках / О. А. Катрус, А. К. Радченко, Д. Н. Федоров [и др.] // Порошковая металлургия. – 2005. – № 3/4. – С. 12-16.

33. **Колмогоров, В. Л.** К расчету плотности и прочности изделий, получаемых прессованием некомпактного материала / В. Л. Колмогоров, Ю. Н. Логинов // Межвуз. сб. науч. тр. "Обработка металлов давлением". – Свердловск : Изд-во УПИ. – 1977. – вып. 4. – С. 84-87.

34. **Коробова, Н. В.** Научное обоснование и реализация технологических решений для производства высокоплотных заготовок из металлических порошков обработкой давлением на прессах: автореф. дис. ... д-ра техн. наук : 05.03.05 / Коробова Наталья Васильевна. – М., 2009. – 30 с.

35. **Логинов, Ю. Н.** Моделирование в программном комплексе ABAQUS процесса компактирования пористого материала / Ю. Н. Логинов, Н. А. Бабайлов, Д. Н. Первухина // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2015. – № 6. – С. 45-48.

36. **Ложечников, Е. Б.** Выдавливание длинномерных заготовок из порошковых материалов [Текст] / Е. Б. Ложечников, А. В. Толстик. – Минск : БелНИ-

ИНТИ, 1999. – 48 с.

37. **Мазуров, С. А.** Совершенствование технологии получения заготовок из порошковой быстрорежущей стали на основе исследования и моделирования основных этапов производства : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.06 / Мазуров Сергей Александрович. – СПб., 2013. – 22 с.
38. **Мамедов, А. Т.** Свойства высокоплотных порошковых материалов на основе железа, спрессованных без стеарата цинка / А. Т. Мамедов, В. А. Мамедов // Порошковая металлургия. – 2003. – № 5/6. – С. 32-36.
39. **Манукян, Н. В.** Исследование процессов получения конструкционных порошковых материалов. 2. Формирование структуры и свойств медьсодержащих порошковых сталей / Н. В. Манукян, М. М. Нубари // Изв. НАН РА и ГИУА. - 2001. – № 2. – С. 179-188.
40. **Мартынова, И. Ф.** Уравнение пластичности пористого тела, учитывающее истинные деформации материала основы / И. Ф. Мартынова, М. Б. Штерн // Порошковая металлургия. – 1978. – № 1. – С. 23-29.
41. **Металлы и сплавы. Справочник** / В. К. Афонин, Б. С. Ермаков, Е. Л. Лебедев [и др.]: Под ред. Ю. П. Солнцева. СПб. : Профессионал, 2003. – 1062 с.
42. Мейлах, А.Г. Стальной композит на основе омедненного железного порошка / А.Г. Мейлах, Ю. В. Концевой, А.Б. Шубин, Э.А. Пастухов // Сталь. – 2015. –№ 9. –С. 63-66.
43. **Мильман, Ю.В.** Индентирование материалов как новый метод микромеханических испытаний / Ю.В. Мильман // Порошковаяметаллургия. –1999. – №7/8. –С.85-93.
44. **Михайлов, О. В.** Исследование течения материала при экструзии порошковых изделий / О. В. Михайлов, Г. Г. Сердюк, Т. А. Епифанцева, Е. В. Штевфан // Техника машиностроения. – 2006. – № 2. – С. 52-54.
45. **Мурашова, Н. А.** Особенности уплотняемости двухфазных порошковых композиций / Н. А. Мурашова // Успехи современного естествознания. – 2004. – № 4. – С. 12-16.
46. **Оглезнева, С. А.** Влияние углерода на формирование структуры при

механическом легировании и спекании порошковых сталей / С. А. Оглезнева, А. О. Михайлов, И. Ю. Зубко // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2008. – № 1. – С. 9-16.

47. **Осадчий, В. А.** Расчет процесса экструзии порошковой заготовки через коническую матрицу / В. А. Осадчий, В. Т. Жадан, Н. Л. Гаврилов-Кузьмичев [и др.] // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1985. – № 11. – С. 81-84.

48. **Перельман, В. Е.** Формование порошковых материалов / В. Е. Перельман. – М. : Металлургия, 1979. – 232 с.

49. **Петросян, Г. Л.** Пластическое деформирование порошковых материалов / Г. Л. Петросян. – М. : Металлургия, 1988. – 225 с.

50. **Петросян, Г. Л.** Пластиность порошковых материалов в технологических процессах их уплотнения и формоизменения : автореф. дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.06 / Петросян Геворг Людикович. – Киев, 1983. – 36 с.

51. **Поляков, А. П.** О модели пористого материала, учитывающей геометрию пор / А. П. Поляков // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. – 2005. – № 4. – С. 35-40.

52. **Поляков, А. П.** Расчет неоднородности деформаций при выдавливании пористого материала / А. П. Поляков // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. – 2008. – № 2. – С. 44-48.

53. **Поляков, П. А.** Влияние добавок на структуру и прочность спеченных композитов на основе ванадийсодержащего порошка железа / П. А. Поляков, Н. Б. Пугачева, А. П. Поляков // Вопросы материаловедения. – 2017. – Т. 91. – № 3. – С. 53-63.

54. **Поляков, П. А.** Влияние малых легирующих добавок на прочность прессовок из порошка железа / П. А. Поляков, А. В. Долматов // Материаловедение. Машиностроение. Энергетика [Электронный ресурс] : [сб. науч. тр.] / под рук. В. В. Кружкова ; М-во образования и науки Рос. Федерации, Урал. федер. ун-т. - Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2015. – С. 123-132.

55. **Поляков, П. А.** Влияние спекания на прочность порошковых композиций на основе железа / П. А. Поляков, А. В. Долматов, В. Л. Колмыков, О. В. Ро-

манова, М. Н. Захаров // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – вып. 1. – С. 13-23. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.1.013-023. URL: http://dream-journal.org/issues/2017-1/2017-1_115.html (accessed: 16.03.2017).

56. **Поляков, П. А.** Исследование процесса выдавливания заготовок из ванадийсодержащего порошка железа / П. А. Поляков, А. Г. Залазинский, А. П. Поляков // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2014. – № 12. – С. 10-14.

57. **Поляков, П. А.** Исследование процесса прессования композиционных материалов на основе ванадийсодержащего порошка железа / П. А. Поляков, В. Л. Колмыков, А. П. Поляков // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2013. – № 5. – С. 14-18.

58. **Поляков, П. А.** Исследование процесса прессования порошковых композитов на основе железа / П. А. Поляков, А. В. Долматов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2014. – № 6. – С. 23-26.

59. **Поляков, П. А.** Прочность на сжатие прессовок из ванадийсодержащего порошка железа с малыми легирующими добавками / П. А. Поляков, А. В. Долматов, А. П. Поляков // Фундаментальные исследования. – 2015. – № 12. Ч.4 – С. 713-717.

60. **Поляков, П. А.** Прочность неспеченных брикетов из порошковых композитов на основе железа / П. А. Поляков, В. Л. Колмыков, А. В. Долматов [и др.] // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2017. – № 1. – С. 40-45.

61. **Порошковая** металлургия в мире и в Беларуси: 1990-2010. Состояние, проблемы, перспективы / П. А. Витязь, А. Ф. Ильющенко, В. В. Савич // Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка. 2011 г. Часть 1:/ ред. кол. : П. А. Витязь [и др.]. – Мин. : ГНУ "Институт порошковой металлургии", 2011. – С. 22-54.

62. **Процессы** порошковой металлургии. В 2-х т. Т.2. Формование и спекание: Учебник для вузов / Г. А. Либенсон, В. Ю. Лопатин, Г. В. Комарницкий. – М. : "МИСИС", 2002. – 320 с.

63. **Процессы сращивания в порошковой металлургии** : учеб. пособие / В. Ю. Дорофеев, И. А. Кособоков, В. И. Лозовой, В. И. Мирошников. – Новочеркасск: НПИ, 1990. – 88 с.
64. **Пятов, В. В.** Теоретические и технологические основы холодной экструзии порошковых материалов / В. В. Пятов. – Витебск: УО "ВГТУ", 2002. – 237 с.
65. **Радомысельский, И. Д.** Конструкционные порошковые материалы / И. Д. Радомысельский, Г. Г. Сердюк, Н. И. Щербань. – Киев : Техника, 1985. – 152 с.
66. **Радченко, А. К.** Механические свойства неспеченных прессовок. 1. Анализ зависимостей, описывающих прочность неспеченных прессовок / А. К. Радченко // Порошковая металлургия. – 2004. – № 9/10. – С. 12-27.
67. **Роман, О. В.** Справочник по порошковой металлургии: порошки, материалы, процессы / О. В. Роман, И. П. Габриелов. – Минск : Беларусь, 1988. – 175 с.
68. **Рыбин, Ю. И.** Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением / Ю. И. Рыбин, А. И. Рудской, А. М. Золотов. – СПб. : Наука, 2004. – 644 с.
69. **Рябичева, Л. А.** Напряженно-деформированное состояние при прямом выдавливании порошковых пористых заготовок / Л. А. Рябичева, Д. А. Усатюк, Н. В. Белошицкий // Вестник Национального технического университета Украины «Киевский политехнический институт», Серия Машиностроение. – 2012. – № 64. – С. 208-213.
70. **Рябичева, Л. А.** Экспериментальное исследование прямого выдавливания медной волокновой прессовки / Л. А. Рябичева, А. П. Склляр // Вестник Восточноукраинского Национального Университета имени Владимира Даля. – 2008. – № 6. – ч. 1. – С. 39-43.
71. **Савинцев, П. П.** Влияние размера частиц распыленных железных порошков и давления формования на свойства порошковых материалов / П. П. Савинцев, Р. Ф. Рябова // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 2. – С. 78-83.
72. **Свид.** 2016660263 Российская Федерация. Программный комплекс для моделирования процессов выдавливания и волочения порошковых композитов /

П.А. Поляков, А.Г. Залазинский; заявители и патентообладатели: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук. – № 2016617645 заявл. 12.07.2016; опубл. 20.10.2016, Бюл.№10 – 1 с.

73. Сивак, Р. И. Исследование процесса прямого выдавливания пористой заготовки / Р. И. Сивак, О.В. Карватко // Вестник ВПИ. – 2005. – № 1. – С. 82-85.

74. Спеченные материалы для электротехники и электроники. Справочник / Г. Г. Гнесин, В. А. Дубок, Г. Н. Братерская [и др.]: Под ред. Г. Г. Гнесина. М. : Металлургия, 1981. – 344 с.

75. Степаненко, А. В. Теоретическое исследование процесса холодного выдавливания прутков из непластифицированных металлических порошков. III Давление выдавливания / А. В. Степаненко, Л. А. Исаевич, А. А. Веремейчик, Т. А. Медведева // Порошковая металлургия. – 1987. – № 7. – С. 6-11.

76. Степаненко, А. В. Теоретическое исследование процесса холодного выдавливания из непластифицированных металлических порошков. I. Распределение пористости и напряжений в коническом очаге пластической деформации / А. В. Степаненко, Л. А. Исаевич, А. А. Веремейчик, Т. А. Медведева // Порошковая металлургия. – 1987. – № 7. – С. 117-142.

77. Теория ковки и штамповки / Е. П. Унксов, У. Джонсон, В. Л. Колмогоров [и др.]: Под ред. Е. П. Унксова, А. Г. Овчинникова. М. : Машиностроение, 1992. – 720 с.

78. Тимошенко, С. П. Теория упругости / С. П. Тимошенко, Дж. Гудьер. – М. : Наука, 1975. – 576 с.

79. Туманян, Г. А. Закономерности напряженно-деформированного состояния пористых тел при экструзии / Г. А. Туманян // Изв. НАН РА и ГИУА. – 2003. – Т. 56. – № 2. – С. 263-271.

80. Федорченко, И. М. Порошковая металлургия: материалы, технология, свойства, обл. применения: Справ. / И. М. Федорченко, И. Н. Францевич, И. Д. Радомысельский [и др.] – Киев : Наук. думка, 1985. – 624 с.

81. Цеменко, В. Н. Разработка процессов прокатки пористых изделий на

основе теоретического и экспериментального исследования уплотняемых порошковых сред х : автореф. дис. д-ра техн. наук : 05.16.06 / Цеменко Валерий Николаевич. – СПб., 2001. – 36 с.

82. **Шестаков, Н. А.** Уплотнение, консолидация и разрушение пористых материалов / Н. А. Шестаков, В. Н. Субич, В. А. Демин – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 272 с.

83. **Штерн, М. Б.** Модель процессов деформирования сжимаемых материалов с учетом порообразования. I. Определяющие уравнения и поверхность нагружения / М. Б. Штерн // Порошковая металлургия. – 1989. – № 5. – С. 28-34.

84. **Штерн, М. Б.** Феноменологические теории прессования порошков / М. Б. Штерн, Г. Г. Сердюк, Л. Л. Максименко [и др.]. – Киев: Наукова думка, 1982. – 140 с.

85. **Abaqus 6.12 Online Documentation** [Электронный ресурс]. – Dassault Systèmes, 2012. – Режим доступа: <http://127.0.0.1:2080/v6.12/>

86. **Ahi, P.** A survivability model for ejection of green compacts in powder metallurgy technology / P. Ahi, K. Jenab, A. Ghasempoor, M. Rajai // International Journal of Industrial Engineering Computations. – 2012. – № 3. – P. 15-24.

87. **Aravamadhu Balaji, P.** Viscoplastic deformation analysis and extrusion die design by FEM / P. Aravamadhu Balaji, T. Sundararajan, G. K. Lal // Transactions of the ASME, Series E (Journal of Applied Mechanics). – 1991. – Vol. 58. – P. 644-650.

88. **Avitzur, B.** Analysis of wire drawing and extrusion through conical dies of large cone angle / B. Avitzur // Transactions of the ASME, Series B (Journal of Engineering for Industry). – 1964. – Vol. 86. – P. 305-316.

89. **Berezin, I. M.** Research of the stress-strain state of rods obtained by porous blank extrusion / I. M. Berezin, A. P. Polyakov, P. A. Polyakov // AIP Conf. Proc. 2017. Vol. 1915. – 030003. – <https://doi.org/10.1063/1.5017323>.

90. **Brewin, P. R.** Modeling of powder die compaction / P.R. Brewin [et al.]. – Springer, 2008. – 329 p.

91. **Chagnon, F.** New Iron Powder for Low Density Applications / F. Chagnon // PM2010 World Congress – Water Atomized Powders. – 2010. – Режим доступа :

<http://www.epma.com/world-pm2010-proceedings/421-world-pm2010-powder-manufacturing-and-processing>.

92. **Chandramouli, R.** Influence of material flow constraints during cold forming on the deformation and densification behavior of hypoeutectoid P/M steel ring performs / R. Chandramouli, K. S. Pandey, T. K. Kandavel [et. al.] // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2007. – Vol. 31. – P. 926-932.
93. **Chaurasia, S. K.** Development of P/M Fe–P soft magnetic materials / S. K. Chaurasia, U. Prakash, P. S. Misra, K. Chandra // Bull. Mater. Sci. – 2012. – Vol. 35. – № 2. – P. 191-196.
94. **Chen, D.-C.** Finite element simulation on high extrusion-ratio hydrostatic extrusion of porous material / D.-C. Chen and C.-S. You // The Arabian Journal for Science and Engineering. – 2009. – V. 34. – № 1C. – P. 11-19.
95. **Cho, H. Y.** Process design of the cold forging of a billet by forward and backward extrusion / H. Y. Cho, G. S. Min, C. Y. Jo, M. H. Kim // J. Mater. Process. Technol. – 2003. – Vol. 81. – P. 375-381.
96. **Coube, O.** Modelling and Numerical Simulation of Powder Die Compaction with consideration of Cracking : Ph. D. Dissertation / Fraunhofer Institut. Werkstoffmechanik, Freiburg Germany, 1998. – 259 p.
97. **Coube, O.** Numerical simulation of metal powder die compaction with special consideration of cracking / O. Coube, H. Riedel // Powder Metallurgy. – 2000. – Vol. 43. – P. 123-131.
98. **Cristofolini, I.** Study of the Influence of Material and Geometry on the Anisotropy of Dimensional Change on Sintering of Powder Metallurgy Parts / I. Cristofolini, N. Corsentino, A. Molinari, M. Larsson // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. –2014. –Vol. 15. – No. 9. – P. 1865-1873.
99. **Da Silva, G. C.** Experimental and numerical simulation of the backward extrusion process for annealed steel aisi 1010 / G. C. da Silva, J. R. G. Carneiro, A. B. C. França, S. A. R. Pulecio // Mecânica Experimental. – 2013. – Vol. 22. – P. 15-22.
100. **DiMaggio, F. L.** Material Model for Granular Soils / F. L. DiMaggio, I. S. Sandler // Journal of the Engineering Mechanics Division, Proceedings of the American

Society of Civil Engineers. – 1971. – Vol. 97. – P. 935-950.

101. **Domanti, A. T. J.** An investigation of fracture criteria for predicting surface fracture in paste extrusion / A. T. J. Domanti, D. J. Horrobin, J. Bridgwater // Int. J. Mech. Sci. – 2002. – Vol. 44. – P. 1381-1410.
102. **Domanti, A. T. J.** Surface fracture in axisymmetric paste extrusion: An experimental study / A. T. J. Domanti, J. Bridgwater // Chem. Eng. Res. Des. – 2000. – Vol. 78. – P. 68-78.
103. **Fleck, N. A.** On the cold compaction of powders / N. A. Fleck // Journal of the mechanics and physics of solids. – 1995. – V. 43. – P. 1409-1431.
104. **Friedman, G.** Properties of extruded Metal Powder / Friedman G. // The International journal of Powder metallurgy and Powder Technology. – 1980. – Vol. 16. – № 1. – P. 29-36.
105. **Galanty, M.** Consolidation of metal powders during the extrusion process / M. Galanty, P. Kazanowski, P. Kansuwan [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2002. – V. 125-126. – № 9. – P. 491-496.
106. **Gundermann, P.** Overview of the status and trends in the European PM Industry / P. Gundermann // EURO PM 2015 REIMS. – Reims, France. – 2015. – Режим доступа : <http://www.europm2015.com/post-event/plenary-presentations/103-the-european-pm-industry-current-status-and-roadmapping-the-future/file>.
107. **Gurson, A. L.** Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I - Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Materials / A. L. Gurson // Journal of Engineering Materials and Technology. – 1977. – Vol. 99. – P. 2-15.
108. **Hens, K. F.** The Effects of Binder on the Mechanical Properties of Carbonyl Iron Products / K. F. Hens, S. T. Lin, R. M. German, D. Lee // JOM. – 1989. – August. – P. 17-21.
109. **Hernández, J.A.** Numerical modeling of crack formation in powder compaction processes / J. A. Hernández, J. Oliver, J. Cante. – Universitat Politècnica de Catalunya. Centre Internacional de Mètodes Numèrics en Enginyeria, 2009. – 247 p.
110. **Höganäs** Handbook for Sintered Components 2013.

111. **Horrobin, D. J.** Theoretical Aspects of Paste Extrusion : Ph. D. Dissertation / University of Cambridge, Cambridge UK, 1999. – 259 p.
112. **James, W. B.** High performance ferrous P/M materials for automotive applications [Текст] / W. B. James // Metal Powder Report. – 1991. – Vol. 46. – № 9. – P. 9-32.
113. **Jonsén, P.** Fracture and Stress in Powder Compacts : Ph. D. Dissertation / Lulea University of Technology, Sweden, 2006. – 163 p.
114. **Kobayashi, S.** Upper- and lower-bound solutions to axisymmetric compression and extrusion problems / S. Kobayashi, E. G. Thomsen // International Journal of Mechanical Sciences. – 1965. – Vol. 7. – P. 127-143.
115. **Ku, T.-W.** Tool Design and Experimental Verification for Multi-Stage Cold Forging Process of the Outer Race / T. – W. Ku, B. –S. Kang // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. – 2014. – Vol. 15. – № 9. – P. 1995-2004.
116. **Larsson, M.** High Performance Mixes with New Lubricant System / M. Larsson, Å. Ahlin, K. Olsson // Euro PM2009 Congress Proceedings. - Copenhagen, Denmark. – 2009. – Режим доступа : <http://www.epma.com/euro-pm2009-proceedings>.
117. **Lotfi, B.** High Performance Mixes with New Lubricant System / B. Lotfi, A. Tausend, P. Beiss // Euro PM2009 Congress Proceedings. - Copenhagen, Denmark. – 2009. – Режим доступа : <http://www.epma.com/euro-pm2009-proceedings>.
118. **Mamalis, A. G.** Defects in cold-hydrostatically extruded aluminium, iron and nickel-base powder products / A. G. Mamalis, A. Kandeil, M. C. de Malherbe, W. Johnson // J. Mech. Working Technol. – 1980. – Vol. 4. – P. 327-340.
119. **McVeigh, C.** Prediction of Central Bursting during Axisymmetric Cold Extrusion of a Metal Alloy containing Particles / C. McVeigh, W. K. Liu // International Journal of Solids and Structures. – 2006. – V. 43. – №10. – P. 3087-3105.
120. **Milman, Yu. V.** Plasticity characteristic obtained trough hardness measurement (overview N 107) [Текст] / Yu. V. Milman, B. A. Galanov, S. I. Chugunova // Acta Met. and Mater. – 1993. – Vol. 41. – № 9. – P. 2523-2532.
121. **Oh, H.-K.** A study of the extrusion of sintered porous metal / H.-K. Oh, J.-

K. Lee // J. Mech. Technol. – 1985. – V. 11. – № 1. – P. 53-69.

122. **Oliver, W. C.** An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments / W. C. Oliver, G. M. Pharr // J. Mater. Res. – 1992. – Vol. 7. – № 6. – P. 1554-1583.

123. **Oyane, M.** Slip-Line Field Theory and Upper-Bound Analysis Theory for Porous Materials / M. Oyane, T. Tabata // J. Japan Society Mech. Eng. – 1974. – V. 15. – P. 43-51.

124. **Plancak, M.** Non-conventional cold extrusion / M. Plancak, A. Brameley, F. Osman // J. Mater. Process. Technol. – 1992. – Vol. 34. – P. 465-472.

125. **Portal, G.** Relationship between compaction pressure, green density, and green strength of powder compacts used in thermal batteries / G. Portal, E. Euvrard, P. Telhades, A. Rousset // Powder Met. – 1999. – Vol. 42. – № 1. – P. 34-40.

126. **Procopio A. P.** Analysis of the diametrical compression test and the applicability to plastically deforming materials / A. P. Procopio, A. Zavaliangos, J. C. Cunningham // Journal of Materials Science. – 2003. – V. 38. – P. 3629-3639.

127. **Proveti, J. R. C.** The Brazilian test: a tool for measuring the toughness of a material and its brittle to ductile transition / J. R. C. Proveti, G. Michot // International Journal of Fracture. – 2006. – V. 139. – № 3-4. – P. 455-460.

128. **Rodríguez, J.** Splitting tests: an alternative to determine the dynamic tensile strength of ceramic materials / J. Rodríguez, C. Navarro, V. Sánchez-Gálvez // Journal de Physique IV. – 1994. – № 4. – P. 101-106.

129. **Romelczyk, B.** Microstructure and mechanical properties of fine-grained iron processed by hydroextrusion / B. Romelczyk, M. Kulczyk, Z. Pakieła // Archives of metallurgy and materials. – 2012. – Vol. 57. – Issue 3. – P. 883-887.

130. **Ryabicheva, L.** Computer Modelling of Radial-Direct Extrusion of Porous Powder Billets / L. Ryabicheva, D. Usatyuk // in: Computational and Numerical Simulations. Edited by Jan Awrejcewicz. – Publisher: InTech, 2014, 475 p.

131. **Ryabicheva, L. A.** Wastes of industry – source of raw materials for powder metallurgy / L. A. Ryabicheva, Yu. N. Nikitin, N. V. Beloshitskij, A. G. Baranov // MTM'07 Conference proceedings. – Bulgaria, Sofia. – 2007. – P. 434-438.

132. **Salih, A.** On the numerical integration of a poroelastoplasticity model. Application to the composite material / A. Salih, O. Fassi Fehri, S. Charif D'Ouazzane [et. al.] // Composite mechanics and design. – 2000. – V. 6. – № 4. – P. 521-540.
133. **Sánchez, F.** Relationship between particle size and manufacturing processing and sintered characteristics of iron powders / F. Sánchez, A. M. Bolarín, P. Molera [et. al.] // Rev. LatinAm. Met. Mat. – 2003. – Vol. 23. – № 1. – P. 35-40.
134. **Shang, C.** Constitutive Model Calibration for Powder Compaction Using Instrumented Die Testing / C. Shang, I. C. Sinka, J. Pan // Experimental Mechanics. – 2012. – Vol. 52. – P. 903-916.
135. **Sharma, D.** Pure Iron and Low Carbon Steels - Soft Magnetic P/M Materials / D. Sharma // Journal of Chemical and Pharmaceutical Research. – 2017. – Vol. 9. – № 1. – P. 225-229.
136. **Shigeyuki, S.** Iron Powder Products and Technical Trends in Powder Metallurgy / S. Shigeyuki, O. Jun-ichi, F. Masashi // JFE GIHO. – 2010. – № 26. – P. 43-47.
137. **Shima, S.** Finite element simulation of compaction / S. Shima // International Journal of Powder Metallurgy. – 2002. – V. 38. – №2. – P. 41-47.
138. **Sinha, T.** A study on the sensitivity of Drucker–Prager Cap model parameters during the decompression phase of powder compaction simulations / T. Sinha, J. S. Curtis, B. C. Hancock [et al.] // Powder Technology. – 2010. – №198. – P. 315–324.
139. **Sjöberg, G.** Die-Filling and Densification in Hot Extrusion Forging of Porous Preforms / G. Sjöberg, V. Mironov, H. E. Fischmeister // Powder Metallurgy Int. – 1977. – V. 9. – № 9. – P. 160-163.
140. **Stahlberg, U.** A powder-compaction model and its application to extrusion / U. Stahlberg, H. Keife // J. Math. Proc. Technol. – 1992. – Vol. 30. – P. 143-157.
141. **Tiernan, P.** Modelling of cold extrusion with experimental verification / P. Tiernan, M. T. Hillery, B. Graganescu, M. Gheorghe // J. Materials Processing Technology. – 2005. – Vol. 168. – P. 360-366.
142. **Tvergaard, V.** Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar / V. Tvergaard, A. Needleman // Acta Metall. – 1984. – Vol. 32. – P. 157-169.
143. **Tvergaard, V.** Influence of Voids on Shear Band Instabilities under Plane

Strain Condition / V. Tvergaard // International Journal of Fracture Mechanics. – 1981. – Vol. 17. – P. 389-407.

144. **Venkata Reddy, N.** Die design for axisymmetric extrusion / N. Venkata Reddy, P. M. Dixit, G. K. Lal // Journal of Materials Processing Technology. – 1995. – Vol. – P. 331-339.

145. **Vijay, R.** Structure and Properties of Nano-Scale Oxide-Dispersed Iron / R. Vijay, M. Nagini, S.S. Sarma [et. al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2014. – February. – P. 777-784.

146. **Wittaker, D.** Production of Structural PM Parts / D. Wittaker // International Powder Metallurgy Directory & Yearbook. 11th Edition. – New York, NY, 2004/2005. – P. 31-47.

147. **Yang, T.-S.** Investigation into the Extrusion of Porous Metal Using Finite Element Method / T.-S. Yang, S.-Y. Chang // Transactions of FAMENA XXXVI-3, 2012 – P. 13-22.

148. **Yanran, Z.** Numerical solutions for extrusion and ironing and die-angle optimization / Z. Yanran, Z. R. Wang, C. Weimin // Journal of Materials Processing Technology. – 1995. – Vol. – P. 488-52.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

Документы об использовании результатов работы



**Уральский
федеральный
университет**

имени первого Президента
России Б.Н. Ельцина

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» (УрФУ)

ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002,
факс: +7 (343) 375-97-78; тел.: +7 (343) 374-38-84
контакт-центр: +7 (343) 375-44-44, 8-800-100-50-44 (звонок бесплатный)
e-mail: rector@urfu.ru, www.urfu.ru
ОКПО 02069208, ОГРН 1026604939855, ИНН/КПП 6660003190/667001001

16. 04. 2018 № 01.03-07/181

На № _____ от _____



УТВЕРЖДАЮ

Директор по учебной работе
Профессор д.т.н.

С.Т. Князев

16 » апреля 2018 г.

АКТ

внедрения результатов научно-исследовательской работы
в учебный процесс

Настоящий акт составлен о том, что методика прогнозирования
энергосиловых параметров и остаточной пористости заготовок из
порошкового сырья при выдавливании, определения условий, позволяющих
получить пруток из порошкового материала без существенных дефектов
сплошности, разработанная в диссертационной работе Полякова Павла
Андреевича, используется в рамках модуля «Технология металлов и
конструкционные материалы» основной образовательной программы
подготовки бакалавров по направлению 15.03.01 «Машиностроение» в школе
базового инженерного образования (ШБИО) Института новых материалов и
технологий (ИНМТ) Уральского федерального университета имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина.

Директор ШБИО ИНМТ
Доцент, к.т.н.

Д.В. Куреннов

УТВЕРЖДАЮ

Зам. директора по научной работе
Института металлургии УрО РАН

к.х.н. Лисин В.Л.

«16 апреля 2018 г.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

Комиссия в составе:

1. д.ф.-м.н. Гельчинского Бориса Рафаиловича,
2. к.ф.-м.н. Крашанинин Владимир Александрович,
3. инженер Романова Ольга Владимировна,

составила настоящий акт о том, что - методика определения условий, позволяющих получить пруток из порошкового материала после брикетирования и выдавливания без существенных дефектов сплошности, а также кривые уплотнения и зависимости прочностных характеристик от плотности для порошковых композиций на основе железа, разработанные в Институте машиноведения Уральского отделения РАН (исполнитель: младший научный сотрудник Поляков П.А.), использовались при проектировании технологических процессов обработки давлением порошковых материалов и оценке их прочности с целью получения заготовок и изделий с заданными или улучшенными эксплуатационными свойствами в Институте металлургии УрО РАН (госбюджетная тема «Развитие фундаментальных основ получения металлических порошков и аддитивных технологий для создания новых композиционных материалов и покрытий», рег.№ 0396-2015-0080).

Подписи членов комиссии:

/ Б.Р. Гельчинский /

/ В.А. Крашанинин /

/ О.В. Романова /

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



СВИДЕТЕЛЬСТВО

о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2016660263

**Программный комплекс для моделирования процессов
выдавливания и волочения порошковых композитов**

Правообладатель: **Федеральное государственное бюджетное
учреждение науки Институт машиноведения Уральского
отделения Российской академии наук (ИМАШ УрО РАН) (RU)**

Авторы: **Поляков Павел Андреевич (RU),
Залазинский Александр Георгиевич (RU)**

Заявка № 2016617645

Дата поступления 12 июля 2016 г.

Дата государственной регистрации

в Реестре программ для ЭВМ 09 сентября 2016 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Г.П. Ивченко





620088, Россия, Екатеринбург, ул. 40-летия Октября, 15 А
Телефон: (343) 360-46-50, 360-46-51
Телекс: (343) 360-46-48, 360-46-47
mail@metallurg.bz
http://www.metallurg.bz



УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор
НПЦ Металлург
С.В. Пудов
«19» марта 2019 г.

СПРАВКА
об использовании результатов диссертационной работы

Комиссия в составе:

От ООО НПЦ Металлург: Финансовый консультант к.т.н. Ренжин И.П.

Главный специалист по ремонту оборудования Ибрагимов Ш.И.

От ИМАШ УрО РАН: г.н.с., д.т.н. Залазинский А.Г.

составила настоящий акт о том, что в Институте машиноведения Уральского отделения Российской Академии Наук (ИМАШ УрО РАН) была проведена научно-исследовательская работа (ответственный исполнитель м.и.с. П.А. Поляков).

Настоящим подтверждаем, что результаты диссертационной работы младшего научного сотрудника лаборатории системного моделирования Института машиноведения Уральского отделения Российской академии Наук (ИМАШ УрО РАН) Полякова П.А., касающиеся выбора рациональных режимов процесса выдавливания порошковых деталей на основе методики прогнозирования давления выдавливания и остаточной пористости заготовок из порошкового сырья, реализованной в виде программы моделирования процесса выдавливания порошковых композитов были опробованы в ООО НПЦ Металлург в период с 09.01.2019г. по 15.03.2019г. при производстве следующих деталей: втулки уплотнений, вкладыш опорный.

В результате улучшения технологических параметров процесса отходы и потери при производстве снизились на 14%, уменьшилась нагрузка на штамповый инструмент на 12%.

Экономический эффект, достигнутый за счет уменьшения отходов и потерь в процессе производства, составляет 982 000 рублей *

На долю Полякова П.А. должно быть отнесено 50% от указанного экономического эффекта, что составляет 491 000 рублей.

Подписи членов комиссии:

Ренжин И.П.

Ибрагимов Ш.И.

Залазинский А.Г.

*Расчет экономического эффекта не приводится, поскольку является коммерческой тайной предприятия.

ф. № 16/13-03



qualityaustria
SYSTEMZERTIFIZIERT
ISO 9001:2015
NR.05841/0



620141, г. Екатеринбург,
ул. Артинская, 17
тел.: /343/ 310-31-71
310-31-81
310-31-91
E-mail: uralturbo@inbox.ru

№ УТ- 11801

“15” марта 2019г.

**Справка
об использовании результатов диссертационной работы**

младшего научного сотрудника лаборатории системного моделирования Института машиноведения Уральского отделения Российской академии наук (ИМАШ УрО РАН) Полякова Павла Андреевича на предприятии ОАО «Уралтурбо».

Настоящим подтверждаем, что ознакомившись с основными положениями и результатами, полученными в диссертационной работе Полякова Павла Андреевича, считаем возможным применение заготовок, полученных из порошкового материала методом выдавливания, к производству деталей и элементов буровых установок, при удовлетворительных комплексных результатах испытаний, значения которых будут не хуже чем заготовок, предусмотренных конструкторской документацией разработчика.

Главный металлург

М.А. Чесноков

