

МИНИСТЕРСТВО СЕЛЬСКОГО ХОЗЯЙСТВА
И ПРОДОВОЛЬСТВИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ

Учреждение образования
«БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АГРАРНЫЙ
ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

**ФЕРРОАБРАЗИВНЫЕ ПОРОШКИ
ДЛЯ МАГНИТНО-АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ**

Минск
БГАТУ
2015

УДК 621.923

Акулович, Л. М. Ферроабразивные порошки для магнитно-абразивной обработки металлических поверхностей / Л. М. Акулович, Л. Е. Сергеев, А. И. Покровский, Е. В. Сенчуров. – Минск : БГАТУ, 2015. – 284 с. : ил. – ISBN 978-985-519-766-0.

В монографии приведены технологические основы изготовления ферроабразивных порошков из сплавов на основе железа, титана, хрома и никеля, устанавливающие взаимосвязь между физико-химическими процессами, протекающими при формировании выше указанных сплавов, их химическим составом, температурой и другими параметрами. Изложены результаты экспериментальных исследований по взаимодействию и контактированию рабочей технологической среды с обрабатываемой поверхностью. Выявлены основные закономерности формирования геометрических параметров качества поверхностей при магнитно-абразивной обработке ферроабразивными порошками с учетом диффузионных и тепловых процессов.

Для научно-технических работников, занимающихся разработкой технологий финишной обработки поверхностей деталей машин. Будет полезна аспирантам, студентам и магистрантам машиностроительных специальностей высших учебных заведений.

Табл. 27. Ил. 101. Библиогр.: 146 назв.

Печатается по решению научно-технического совета БГАТУ
(протокол № 1 от 21 января 2015 г.)

Авторы:

доктор технических наук, профессор *Л. М. Акулович*,
кандидат технических наук, доцент *Л. Е. Сергеев*,
кандидат технических наук, доцент *А. И. Покровский*,
Е. В. Сенчуров

Рецензенты:

профессор кафедры «Технология машиностроения»
Белорусского национального технического университета,
доктор технических наук, профессор *И. А. Каштальян*;
ведущий научный сотрудник НИИ МЭСХ
Белорусского государственного аграрного технического университета,
кандидат технических наук, доцент *Г. Ф. Бетенья*

ISBN 978-985-519-766-0

© БГАТУ, 2015

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
1 ОСОБЕННОСТИ ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ.....	9
1.1 Материалы, используемые для изготовления ферроабразивных порошков.....	9
1.2 Технологии изготовления ферроабразивных порошков.....	11
1.3 Структура и свойства ферроабразивных зерен.....	13
1.3.1 Методика исследований.....	15
1.3.2 Структура ферроабразивных зерен.....	25
1.3.3 Оценка морфологии и микроструктуры ферроабразивных порошков.....	75
1.3.4 Режущие свойства ферроабразивных зерен.....	84
1.4 Тенденции повышения режущих свойств ферроабразивных порошков.....	92
2 СИНЕРГИЗМ ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ И ЭЛЕМЕНТОВ РАБОЧЕЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДЫ.....	101
2.1 Процесс микрорезания при магнитно-абразивной обработке и условия стружкообразования.....	101
2.2 Понятие рабочей технологической среды при магнитно-абразивной обработке.....	121
2.3 Закономерности формирования режущего инструмента из ферроабразивного порошка.....	136
2.4 Профилирование полюсных наконечников.....	154
2.4.1 Аппроксимация контура обрабатываемой поверхности.....	155
2.4.2 Расчет эквидистанты к аппроксимированному контуру.....	162
2.4.3 Расчет контура рабочей поверхности полюсного наконечника.....	165
3 МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ С НОВЫМИ СВОЙСТВАМИ.....	173
3.1 Магнитная проницаемость и насыпная плотность ферроабразивных порошков.....	173
3.2 Диффузионные и тепловые процессы в многокомпонентной системе.....	184
3.3 Технологические методы повышения эксплуатационных свойств ферроабразивных порошков.....	192
3.4 Производственная апробация ферроабразивных порошков.....	196

3.4.1 Магнитно-абразивная обработка лезвийного режущего инструмента.....	196
3.4.2 Магнитно-абразивная обработка поверхностей сложного профиля.....	202
4 ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ.....	211
4.1 Технологические процессы изготовления ферроабразивных порошков и оборудование для их производства.....	211
4.2 Оборудование и технологическая оснастка для изготовления ферроабразивных порошков.....	250
4.3 Техничко-экономические показатели использования ферроабразивных порошков.....	259
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	267
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	270

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что от свойств и состояния поверхностных слоев деталей, которые наиболее подвержены внешним воздействиям, зависит надежность и ресурс работы машин и механизмов. Основные свойства поверхности формируются в процессе ее изготовления или ремонта и, особенно, на отделочных операциях, поэтому им в технологических процессах уделяется особое внимание. Возрастающие требования к надежности машин в сельском хозяйстве вызывают необходимость совершенствования технологического процесса их изготовления и ремонта, на базе применения новых отделочных методов обработки. Обеспечение высокого качества поверхностей деталей машин простыми технологическими способами является одной из актуальных задач современного машиностроительного производства. Большую роль в обеспечении эксплуатационных характеристик поверхностей играют процессы формирования ее топографии. Так, величина и форма микронеровностей на рабочих поверхностях деталей оказывают существенное влияние на износостойкость трущихся поверхностей. Уменьшение микронеровностей обеспечивает более благоприятный микропрофиль, облегчающий приработку сопрягаемых поверхностей при трении и снижающий их износ. Решающее влияние на формирование геометрических и физико-механических свойств поверхностей деталей оказывает технология их финишной обработки. Поэтому главной задачей при разработке новых способов финишной обработки поверхностей и совершенствования известных является возможность формировать поверхности с оптимальными свойствами.

Современное машиностроение располагает достаточно большим числом методов и способов формирования рабочих поверхностей деталей машин с обеспечением заданных шероховатости и физико-механических свойств. Существующие методы финишной обработки деталей машин достаточно эффективны при обработке поверхностей различной геометрической формы: цилиндрических, конических, сферических, сложнопрофильных.

Среди них можно выделить следующие группы: обработка лезвийными инструментами, связанным и свободным абразивом и методы, основанные на пластическом деформировании поверхностного слоя.

Для финишной обработки сложнопрофильных поверхностей деталей из труднообрабатываемых материалов и нежестких деталей предпочтительны электрохимические, либо комбинированные (электроабразивные и электроалмазные) способы обработки. Среди них наиболее перспективным является электроимпульсное полирование [1], отличающееся высокой производительностью обработки. Процессы, протекающие при использовании этого способа обработки, не вызывают деформации обрабатываемой заготовки и имеют принципиальные отличия от традиционной теории обработки резанием. Однако в производстве доминирующим отделочным методом является механическая абразивная обработка, которая нередко является единственно возможным методом обеспечения требуемого качества поверхности.

По виду режущего инструмента существующие методы финишной абразивной обработки поверхностей можно разделить на обработку закрепленным, свободным и подвижно-координированным абразивным зерном.

При любом способе финишной абразивной обработки важнейшим фактором является возможность изменять давление частиц абразивного порошка на обрабатываемую поверхность заготовки. В незакрепленном состоянии частицы абразива более полно используют свои режущие способности, так как происходит нивелирование их рабочих кромок относительно обрабатываемой поверхности, а также переориентация и перемещение частиц абразивного порошка в процессе обработки. Наличие у частиц абразивного порошка отрицательных передних углов и скругленных вершин вызывает при высоких скоростях и малых глубинах микрорезания интенсивное скольжение частиц порошка по материалу заготовки.

Наиболее технологичными являются способы, основанные на использовании эластичной связки. К одному из перспективных способов финишной обработки эластичным инструментом относится магнитно-абразивная обработка (МАО). При обработке в магнитном поле переориентация абразивных частиц порошка

наиболее острой кромкой к обрабатываемой поверхности осуществляется с помощью энергии магнитного поля. В процессе МАО ферроабразивные порошки в свободном состоянии помещают в магнитное поле, под действием которого абразивные частицы порошка ориентируются так, что к обрабатываемой поверхности обращены их наиболее острые кромки. В результате этого на протяжении всего цикла обработки имеет место процесс ориентированного абразивного резания эластичным инструментом. Под действием магнитного поля в процессе обработки происходит переориентация незакрепленных ферроабразивных частиц, которые стремятся сориентироваться наибольшей осью перпендикулярно обрабатываемой поверхности. Процесс микрорезания производится постоянно обновляющимися острыми кромками. Поэтому для реализации МАО не требуется изготавливать профилирующий абразивный инструмент, а также периодически его править, что в 2...3 раза снижает затраты на инструмент. МАО обеспечивает шероховатость поверхности по параметру $Ra = 0,01 \dots 0,40$ мкм, снижение температуры резания по сравнению с традиционными методами абразивной обработки, что способствует образованию нового качества поверхности и структуры поверхностного слоя.

Решающее влияние на процесс резания при МАО оказывают свойства ферроабразивного порошка, главными из которых являются его форма и размеры, топография поверхности, структура, магнитная проницаемость, режущая способность. Многие закономерности влияния указанных параметров на процесс резания при МАО недостаточно изучены и дальнейшие исследования в этом направлении являются актуальными.

В монографии приведены результаты исследований процесса МАО, выполненных в течение последних 5 лет в Белорусском государственном аграрном техническом университете и Физико-техническом институте НАН Беларуси под научным руководством авторов. При подготовке монографии авторы ставили задачу на основе обобщения достигнутых результатов исследований МАО выработать основные подходы формирования поверхностей ферроабразивных порошков в технологии их производства.

Участие авторов в написании монографии: Л. М. Акулович – введение, структура и общее редактирование, главы 1, 2, 4;

Л. Е. Сергеев – главы 1, 3, 4; А. И. Покровский – глава 1, Е. В. Сенчуков – главы 3, 4.

Авторы выражают благодарность научным сотрудникам лабораторий, аспирантам и магистрантам БГАТУ и ФТИ НАН Беларуси, принимавшим участие в проведении экспериментальных исследований.

Авторы считают своим долгом выразить признательность доктору технических наук, профессору И. А. Каштальяну и кандидату технических наук, доценту Г. Ф. Бетени за рецензирование рукописи и полезные замечания, которые способствовали улучшению качества монографии.

1 ОСОБЕННОСТИ ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ

1.1 Материалы, используемые для изготовления ферроабразивных порошков

Правильный подбор материалов является одним из важнейших факторов, влияющих на основные характеристики ферроабразивных порошков, таких как магнитные свойства, твердость, реакционная способность по отношению к обрабатываемому материалу, прочность, структура частиц [2].

Для изготовления ферроабразивных порошков (ФАП) в качестве материалов используют ниже перечисленные компоненты.

Железные частицы в составе механической смеси используют при работе в постоянных магнитных полях. Они легко намагничиваются и размагничиваются, чему соответствует малое значение коэрцитивной силы H_c и большое значение магнитной проницаемости μ (особенно начальной и максимальной). Например, технически чистое железо характеризуется $\mu_{нач} = 250$, $\mu_{max} = 3500...4500$, $H_c = 40...100$ А/м. Получают железные частицы различными методами порошковой металлургии.

Магнитно-твердые материалы в составе механической смеси используют в переменных магнитных полях. Они характеризуются высокими значениями коэрцитивной силы и остаточной индукции. Намагничиваются эти материалы до насыщения и перемагничиваются в сравнительно сильных магнитных полях напряженностью $(8 \cdot 10^3)... (8 \cdot 10^4)$ А/м.

Ферриты – химические соединения оксида железа Fe_2O_3 с оксидами других металлов. Получают ферриты в основном по керметной технологии: смешивание исходных оксидов → формирование заготовки → спекание. В механических смесях для МАО чаще используют гексаферрит бария ($BaO - 6Fe_2O_3$), коэрцитивная сила которого $H_c = (1,35 \cdot 10^5)... (1,6 \cdot 10^5)$ А/м, остаточная индукция $B = 0,2...0,37$ Т.

Магнитно-твердые материалы на основе сплавов Fe – Ni – Al и Fe – Ni – Al – Co получают выплавкой или методами порошковой

металлургии. Эти сплавы характеризуются сравнительно высокой коэрцитивной силой и остаточной индукцией. Например, относящийся к этой группе сплав ЮНД4 ГОСТ 17809–72, который содержит 25 % Ni, 12 % Al, 4 % Cu и остальное Fe, имеет $H_c = 0,4 \cdot 10^5$ А/м и $B_r = 6,1 \cdot 10^{-3}$ Т.

Алмаз – материал, который обладает рекордной твердостью из всех абразивных материалов: по шкале Мооса она равна 10; микротвердость 98 ГПа. В технике используют как природные, так и искусственные алмазы, которые синтезируют чаще всего из графита при высоких давлениях и температурах. Наибольшее распространение получили шлифпорошки из синтетических алмазов марок АСО, АСР, АСВ, АСК, АСС и микropорошки марок АСМ и АСН. Их зернистость охватывает диапазон от 400/250 до 1/0 мкм. При 973 К на воздухе алмаз начинает окисляться, а при 1073...1093 К – графитизироваться и терять твердость. При обработке сталей алмаз действует как карбюризатор и сильно изнашивается, в связи с чем, его применение в этой области неэкономично. Предпочтительная область применения его в качестве абразива – обработка керамических материалов, твердых сплавов, напыленных твердых покрытий и т. п.

Эльбор (кубический нитрид бора) – материал, имеющий строение кристаллической решетки, аналогичное строению решетки алмаза, но несколько уступающий ему по микротвердости (91 ГПа). Получают эльбор путем синтеза гексагонального нитрида бора при высоких давлениях и температурах. При 1643 К эльбор начинает терять твердость и становится непригодным. По сравнению с алмазом он отличается низкой реакционной способностью по отношению к железосодержащим сплавам. Предпочтительная область применения эльбора в качестве абразива обработка быстрорежущих сталей и т. п.

Карбид бора – материал, представляющий собой соединение бора с углеродом. По твердости он уступает лишь алмазу и эльбору. По шкале Мооса его твердость составляет 9,32; микротвердость – 40...45 ГПа. Получают карбид бора в электропечи при взаимодействии бора или борного ангидрида с углем. Полученный таким образом продукт кроме кристаллического карбида бора содержит примеси бора, графита и других элементов. При температурах выше 973 К карбид бора на воздухе окисляется, весьма хрупок. Применяется в виде порошков и паст. Предпочтительная область применения – обработка твердых сплавов (карбидовольфрамовых и карбидотитановых), доводка инструмента.

Карборунд (карбид кремния) – материал, представляющий собой соединение кремния с углеродом. Его твердость по шкале Мооса составляет 9,1; микротвердость – 33...36 ГПа. Получают карборунд в электропечах из смеси кварцевого песка, кокса и добавок. Для абразивной обработки используют два вида кремния: зеленый и черный. Первый имеет более высокую абразивную способность, но стоит дороже. Как и алмаз, карборунд вступает в адгезионное взаимодействие с веществами, которые насыщены по углеродной фазе. Предпочтительная область применения – обработка нержавеющей стали, чугунов, меди, латуни, алюминия, хрупких бронз и др.

Корунд – материал на основе оксида алюминия. По твердости он уступает алмазу, эльбору, карбидам бора и кремния, по шкале Мооса она составляет 9,0; микротвердость – 18,0...27,8 ГПа. Для абразивной обработки используются чаще всего синтетические корунды, которые получают в результате плавления боксита в электропечах с железными опилками в качестве восстановителя. Промышленностью выпускается несколько видов корунда: электрокорунд нормальный или белый, монокорунд, сфорокорунд, легированные корунды. Корунд активно реагирует с диоксидом кремния с образованием низкоплавких алюмосиликатов, в результате чего его износ происходит более интенсивно. Область применения: обработка сталей от мягких до легированных.

1.2 Технологии изготовления ферроабразивных порошков

Прочность связи между компонентами обрабатываемого инструмента – одно из определяющих качеств композиционного ФАП, благодаря которому удерживаются вместе абразивные зерна и магнитная матрица. Рассмотрим типовую технологию изготовления композиционных ФАП на примерах МАМ-40 и Ж15КТ (в скобках будет указана информация для Ж15КТ). Исходными материалами для изготовления ФАП МАМ-40 являются порошок железный марки ПЖ1М ГОСТ 9849–74 или порошок электрокорунда нормального, электрокорунда белого или монокорунда зернистостью

40/28 мкм (для изготовления ФАП Ж15КТ являются порошок железный марки ПЖ1М ГОСТ 9849–74 и порошок карбида титана зернистостью 100/63 мкм).

Технология включает в себя следующие основные операции:

1. Просеивание порошка железа ПЖ1М с насыпным весом 2,2...2,6 г/см³ через сито № 250 (размер ячейки 25 мкм). Операция производится с целью удаления различных загрязнений и комков, имеющихся в порошке в состоянии поставки.

2. Смешивание порошка ПЖ1М и шлифпорошка в весовом соотношении 4:1 (9:1) с добавкой 2 % по весу машинного масла. Для смесителя типа «пьяная бочка» длительность операции три часа. Машинное масло добавляется с целью предотвращения сегрегации смеси, улучшения ее однородности и условий последующей операции прессования.

3. Прессование брикетов полученной порошковой шихты в пресс-формах при давлении 300...400 МПа. Размеры брикетов устанавливаются исходя из технологических возможностей процессов прессования и спекания. В процессе прессования происходит заполнение пустот между частицами смеси, их более плотная укладка, упругое и пластическое формирование мягких частиц и дробление крупных.

4. Спекание брикетов в защитной среде водорода или аммиака при температуре 1300 °С с выдержкой при этой температуре в течение 30 мин. Скорость охлаждения брикетов должна быть невысокой, лучший вариант – охлаждение с печью. Спекание брикетов производится с целью значительного увеличения прочности соединения гранул железа и абразива, зарастивания внутренних пор, увеличение плотности и восстановления окислов на границе раздела металлических зерен, по сравнению с механическими соединениями, полученными в процессе прессования за счет протекания при высоких температурах самодиффузионных процессов.

5. Дробление брикетов и размол их в порошок. Объем отдельных кусков брикета после дробления должен быть не более 1 см³.

6. Рассев полученного ФАП на фракции: 200/160; 160/125; 125/100; 100/80; 80/63 мкм. Пригодными для применения при МАО являются только указанные первые четыре фракции ФАП.

7. Упаковка ФАП. Упаковка ФАП должна производиться в сухом помещении во влагонепроницаемую тару с герметичной крышкой.

1.3 Структура и свойства ферроабразивных зерен

Свойства порошковых материалов в первую очередь определяются структурой, которая зависит от химического состава материала и «предыстории» его изготовления. Под «предысторией» понимаются все звенья технологической цепи от получения частиц порошка до изготовления изделия прессованием, спеканием и последующих обработок. Структура порошковых материалов состоит из металлических фаз, неметаллических включений (графита, оксидов, карбидов, сульфидов, нитридов) и пор. По сравнению с литыми сталями порошковые материалы отличаются значительной загрязненностью неметаллическими включениями. Последнее связано с особенностью технологии порошковой металлургии, при которой изделие изготавливают, минуя плавление и рафинирующую обработку расплава с целью удаления вредных примесей.

Широко распространенный в порошковой металлургии способ холодного прессования и спекания из смесей порошков железа, углерода и легирующих элементов приводит к значительной пористости и гетерогенности структуры порошковых изделий. Поры, их форма, размер и количество оказывают существенное влияние на процессы структурообразования. В настоящее время в промышленности находят применение порошковые материалы, представляющие собой многокомпонентные системы, содержащие большое количество легирующих элементов. Структурообразование таких систем находится в сложной зависимости от значительного количества параметров технологического процесса, включая все его стадии термической и химико-термической обработки. Отклонение какого-либо технологического фактора от его оптимального значения проявляется в формировании дефектных, аномальных структур и характеризуется повышенной загрязненностью неметаллическими включениями, выделением карбидных и интерметаллидных фаз по границам зерен, ростом зерна, структурной гетерогенностью.

Гетерогенность, степень которой определяется диффузионными процессами и зависит от температуры и времени спекания, а также от типа легирующих добавок и способов их ввода, ведет к образованию промежуточных структур, нередко ухудшающих прочностные и пластические свойства порошковых материалов. Таким

образом, порошковые материалы отличаются значительным многообразием структур, характер которых определяет работоспособность материала и поведение его в конкретных условиях эксплуатации. При массовом выпуске порошков необходимы простые и надежные критерии контроля качества продукции, среди них структура является наиболее важным звеном. Изучение структуры необходимо также при разработке новых порошковых материалов для понимания процессов, протекающих на разных стадиях формирования порошкового материала, и прогнозирования свойств изделий при эксплуатации.

Несмотря на то, что порошковые материалы получили широкое распространение в промышленности, можно указать лишь несколько работ [3–5], где затрагиваются вопросы структурообразования порошковых материалов. За последние 20 лет появилось много новых порошковых материалов, расширилось количество применяемых методов исследования. Наряду с металлографическим анализом и методом световой микроскопии, дающими лишь общее представление о структуре, широкое распространение получили методы просвечивающей и растровой электронной микроскопии, позволяющие обнаруживать тонкие детали структурных составляющих.

В настоящей монографии показаны структуры порошковых материалов, полученные в совокупности дополняющими друг друга методами световой, просвечивающей, растровой электронной микроскопии. Приведены также примеры дефектных, аномальных структур, возникающих при нарушениях технологических режимов изготовления изделий. При этом описаны методы исследования структуры порошковых материалов, даны рекомендации по изготовлению шлифов частиц порошков, подготовке реплик для просвечивающей электронной микроскопии с помощью растровой электронной микроскопии и приведены методики микрорентгеноспектрального анализа. Отмечены достоинства и недостатки каждого из применяемых методов исследования.

Показаны морфология, характерные формы и микроструктура отдельных частиц порошков, полученных разными методами – распылением, восстановлением и др. Проиллюстрирована зависимость морфологии и структуры отдельных частиц, определяющих в дальнейшем структуру и свойства порошковых изделий, от способа производства порошка.

1.3.1 Методика исследований

Структура порошков в отличие от литых компактных сталей имеет ряд особенностей. К ним относятся: наличие пористости, большее по сравнению с литыми сталями количество неметаллических включений (графита, оксидов, сульфидов и др.), гетерогенность микроструктуры. Эти особенности структуры определяются спецификой технологии изготовления порошковых изделий.

Технологическая схема процесса изготовления порошков активно воздействует на структуру и свойства изделий. Порошки, изготовленные различными методами, отличаются по размеру, форме частиц, плотности, внутренней пористости, степени чистоты и наклепа, удельной поверхности и др. Различие свойств порошков сказывается на всех последующих операциях. При таком большом числе факторов, влияющих на структуру порошков, становятся актуальными методы исследования и контроля порошков. Изучение поверхностной геометрической структуры порошковых материалов наиболее эффективно при совместном использовании методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ). Основным методом микроскопии порошковых материалов является метод светлого поля в отраженном свете. Освещаемый сверху или под некоторым углом к поверхности объект отражает или рассеивает падающий на него свет. Различные участки образца, фазы, включения и прочие детали структуры поверхности различным образом отражают и рассеивают свет, за счет чего и образуется контраст соответствующих деталей изображения – различие между ними в яркости и цвете. Формируемое таким образом в световом микроскопе изображение дает человеческому глазу привычную информацию. Для изучения неметаллических включений используют метод темного поля.

Металлографический анализ с помощью светового оптического микроскопа позволяет наблюдать структуру специально подготовленных образцов (микрошлифов) при увеличениях от 30...50 до 1500...1800 [2]. Метод металлографического анализа дает возможность: обнаруживать пористость, изучать количество, размеры, форму и распределение пор и структурных составляющих в материале, исследовать дефекты изделий – трещины, расслоения,

раковины, проявления коррозии; давать качественное и количественное определение неметаллических включений в материале – графита, оксидов, сульфидов, карбидов, нитридов, оценивать результаты спекания (восстановление оксидов, диффузионные процессы, рекристаллизацию и др.), изучать изменение микроструктуры после термической обработки; выявлять зоны обезуглероживания, цементации, окисления.

Микроструктура отдельных порошковых частиц несет информацию об условиях формирования порошкового тела. Исследуемые порошки смешиваются с каким-либо цементирующим материалом (цементом АКР, бакелитом, шеллаком и т. п.). Смесь помещается в цилиндрическую обойму примерно на половину ее высоты (высота обоймы 10...15 мм), смачивается отвердителем, например бутакрилом, и подвергается полимеризации – кипячением в воде в течение 0,5 ч или при комнатной температуре 2...24 ч в зависимости от материала цемента. После затвердевания цемента частицы порошка оказываются прочно вкрапленными в твердую основу. Из полученных образцов обычным способом шлифования и полировки изготавливают шлифы, в плоскость которых попадают сечения отдельных частиц порошка [4].

Качество изготовления шлифов имеет чрезвычайно важное значение, так как от этого зависит правильная интерпретация структуры. Основным при изготовлении шлифов является предотвращение повреждения поверхности шлифа, которое может привести к значительным изменениям микроструктуры.

Подготовку плоскости шлифа для микроскопического исследования порошковых материалов осуществляют так же, как и для литых металлов. Однако особенность структуры порошков (наличие пор) требует применения специальных мер для предупреждения искажения формы пор. Для определения равномерности распределения пор по высоте изделия плоскость шлифа должна быть параллельной направлению прессования и проходить вблизи оси изделия. При этом необходимо учитывать, что неравномерность распределения пористости особенно велика в изделиях сложной конфигурации и большой высоты. Для таких изделий необходимо изготавливать несколько проб по высоте. Для небольших изделий простой формы и малой высоты шлифы изготавливают по продольному и поперечному разрезам. При исследовании изделия

переменного сечения пробы отбирают в местах наименьшей и наибольшей толщины [3].

Для изучения влияния среды спекания на структуру поверхностного слоя в плоскость микрошлифа должны попадать края и центральные области. При необходимости более тщательного изучения поверхностных слоев целесообразно изготавливать косые шлифы для расширения поля исследования. В зависимости от угла наклона косого среза шлифа можно достичь расширения поверхностного слоя в 5...25 раз. Во избежание закатывания краев шлифа при его изготовлении образцы предварительно монтируют либо в специальные струбцины с винтовыми зажимами, либо в кольцевые оправки с заливкой образца легкоплавкими сплавами (Вуда, Розе, баббитом), пластмассой или серой. Для более четкого выявления формы и размеров пор и закрепления хрупких составляющих в структуре образцы перед изготовлением шлифов подвергают пропитке парафином, пластмассой или бакелитом. Пропитка парафином порошковых материалов полезна также для предотвращения коррозии шлифов, так как позволяет избежать проникновения в поры травящего реактива [3].

Абразивная подготовка шлифов заключается в срезании неровностей поверхности абразивными частицами. Обработку производят в 4...5 стадий, постепенно уменьшая крупность абразивных частиц. Остаточная пористость в порошковых материалах затрудняет изготовление шлифов, так как при шлифовании абразивные частицы от шлифовальной бумаги могут внедряться в поверхностные поры образца. Такие частицы по внешнему виду трудно отличить от неметаллических структурных составляющих (оксидов, сульфидов), что приводит к ошибкам при анализе структуры. Отличить включение абразива от сульфидов, например, можно по величине микротвердости. При переходе на более тонкую наждачную бумагу шлиф необходимо промыть струей воды, чтобы удалить зерна более крупного абразива. При переходе к последующему номеру шлифовальной бумаги следует менять направление шлифования на образце на угол 90°.

При полировании может измениться структура поверхностного слоя из-за деформации, произойти заволакивание пор, выкрашивание структурных составляющих, размазывание их по поверхности шлифа. Поэтому необходимо стремиться к минимальной

продолжительности полировки. Материалы на основе железа хорошо полируются оксидами хрома или алюминия. Порошки оксидов отстаивают (1...2 г порошка на 1 дм³ воды), и фракцию, осевшую в течение первого часа, отбрасывают. Наиболее тонкий и равномерный по зерну абразив для полировки получается, если отбирается фракция, не оседающая за 16 ч. При полировке материалов, склонных к окислению, применяют пассивирующие растворы, которые вводят в полировальную жидкость или используют для промывки шлифов. Состав пассивирующего раствора: 10...15 г азотнокислого натрия, 3 г углекислого натрия и 100 мл воды [3]. Отполированный образец изучают под микроскопом в нетравленном состоянии. При этом определяют распределение, форму и величину пор, наличие неметаллических включений и дефектов образца (трещин, расслоений и т. п.). Для более полного суждения о структуре металла (в объеме) применимо последовательное шлифование образца и послойное его исследование. В многофазных порошковых материалах анализ нетравленных шлифов значительно облегчает изучение фазового состава сплавов.

Для выявления микроструктуры материала шлифы подвергают химическому, электролитическому или тепловому травлению. Наиболее простой и распространенный способ выявления микроструктуры – химическое травление. Под действием химических реагентов в материалах выявляются границы между отдельными частицами, зернами, фазами, проявляется рельеф на поверхности зерен и окрашивание фаз и структурных составляющих. При этом удастся выявить качественное различие фаз, двойниковые образования, блочную структуру, ориентировку зерна относительно плоскости шлифа и взаимную ориентировку зерен. Для травления порошковых материалов применяют такие же реактивы, как и для выявления структуры литых сталей и чугунов. Однако из-за наличия пор поверхность порошковых материалов сильнее растравливается, чем поверхность литых, поэтому продолжительность травления первых должна быть уменьшена. При значительной пористости материала (>15 %) следует снижать и концентрацию травителей. В таблице 1.1 приводятся рекомендуемые составы реактивов при подготовке поверхности порошковых материалов для металлографических исследований.

Таблица 1.1. – Состав реактивов для травления порошковых материалов на основе железа и особенности их воздействия на структуру [4]

Состав реактива	Воздействие
1. 2...4 %-й раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Для уменьшения активности реактива рекомендуется использовать глицерин	Выявляет межзеренные границы в феррите, микроструктуру перлита, ориентировку зерен
2. 10...15 г хлорного железа, 20...30 мл соляной кислоты, 100 мл спирта	Выявляет структуру порошковых легированных сталей, участки структурной неоднородности, карбиды хрома
3. 4 %-й раствор пикриновой кислоты в этиловом спирте	Обеспечивает контрастный и тонкий рисунок структуры
4. 10 мл азотной кислоты, 20 мл соляной кислоты, 30 мл глицерина, 100 мл воды	Выявляет структуру порошков, легированной никелем, хромом, медью. Дает разную степень травимости легированного феррита. При термообработке хорошо выявляет структуру троостита, сорбита
5. 40...45 г едкого натра, 15...20 г нитрата натрия, 100 мл этилового спирта	Качественно выявляет двойники, линии деформации, ориентировку кристаллов. Используется при идентификации мартенсита, троостита, сорбита
6. 5...7 г пикриновой кислоты, 70...75 г углекислого натрия, 100 мл этилового спирта. Промывка после травления в 5...7 %-м растворе лимонной кислоты	Качественно выявляет ориентировку зерен, границы полигонизированных структур, двойники, линии деформаций
7. 20 мл азотной кислоты, 20 мл соляной кислоты, 10 мл серной кислоты, 10 мл ледяной уксусной кислоты	Качественно выявляет микро- и субструктуру порошков различного состава. Обеспечивает тонкое выявление структуры в термообработанных сталях

Указанное значение предела с учетом реальной практики, требующей наличия адекватной связи между структурой объекта и изображением, определяет величину максимального полезного увеличения, достигающую 500...1800, при котором глаз хорошо различает все элементы структуры, разрешаемые микроскопом. У светового микроскопа значителен угол между крайними лучами светового пучка, выходящего из точки объекта и попадающего в объектив. Вследствие этого метод характеризуется весьма малой глубиной фокуса – расстоянием вдоль оптической оси между точками

в пространстве, изображаемыми оптической системой без заметной расфокусировки. Это не позволяет изучать трехмерные структуры рельефных образцов, таких как порошки, частицы, изломы и др.

Методы электронной микроскопии обладают более высоким разрешением, позволяющим изучать субструктуру объектов – их тонкую структуру, детали которой недоступны для наблюдения в световом микроскопе.

В настоящее время лучшую разрешающую способность имеет метод ПЭМ [5]. В просвечивающем электронном микроскопе для получения изображения используются вместо световых лучей пучки электронов, ускоренные разностью потенциалов в 30...100 кВ и более в условиях высокого вакуума.

Основной недостаток метода ПЭМ – сложность подготовки проб. Вследствие малой проникающей способности электронов в веществе толщина объекта, исследуемого в просвечивающем электронном микроскопе, не превышает 50...100 нм. Препарирование объектов подчинено основной, зачастую трудноразрешимой задаче: подготовить предельно тонкие образцы при обеспечении мер, предотвращающих изменение структуры в процессе препарирования. Ограничение по толщине значительно затрудняет получение данных о трехмерной структуре образцов с развитым рельефом, а сложность подготовки проб препятствует реализации максимальной разрешающей способности, которая нередко больше зависит от методики подготовки образцов к исследованию, чем от возможности микроскопа.

Методы подготовки объектов для электронной микроскопии из пористых материалов (как и для металлографического анализа) отличаются от подготовки компактных образцов, что определяется особенностями их структурного состояния, основным из которых является наличие развитой системы пор. При подготовке объектов из прессовок необходимо учитывать их низкую прочность, поэтому нужно использовать заливку образцов прессовок в твердеющие смолы. При исследовании структуры прессовок методом ПЭМ на репликах выявление рельефа поверхности в основном проводится химическим травлением. Необходимо помнить, что реактив, проникая в поры, активно воздействует на поверхность частиц в поровых каналах и недостаточно выявляет рельеф поверхности частиц, с которых будет сниматься реплика.

Наибольшей информативностью при изучении поверхностных структур обладает метод РЭМ [6]. Принципы получения изображений в растровом электронном микроскопе состоят в следующем. Электроны с энергией 1...50 кэВ, испускаемые в высоком вакууме электронной пушкой, фокусируются несколькими электромагнитными линзами в узкий пучок (зонд), бомбардирующий поверхность образца. При взаимодействии электронов зонда с объектом возникает ряд сигналов, которые могут служить полезными источниками информации для изучения структуры и состава образца и регистрироваться соответствующими детекторами. Такими сигналами являются отраженные и прошедшие в объект электроны зонда, вторичные электроны, рентгеновское излучение химических элементов, входящих в состав образца, катодолюминесценция. В различных точках образца вследствие различий в составе и топографии величина этих сигналов неодинакова.

Таким образом, формируется топографический контраст изображений участков поверхности образца, получаемых в растровом электронном микроскопе при регистрации в основном вторичных электронов. Существенным преимуществом таких изображений является их «объемность» для образцов с грубым рельефом. Изображения, получаемые в растровом электронном микроскопе, имеют несомненное сходство с объектами, обладающими грубым рельефом, освещенными в определенном направлении и наблюдаемыми визуально. Вклад в растровое изображение отраженных электронов аналогичен вкладу дополнительного источника света, помещенного в месте расположения детектора и создающего косое освещение под небольшим углом к средней плоскости образца. Изображения рельефных образцов, полученные в растровом электронном микроскопе, интерпретируются на основе опыта визуального наблюдения объектов, хотя это не изображения, понимаемые в обычном смысле.

РЭМ применяют для работы с увеличениями от 5 до 30 000, причем глубина резкости почти в 300 раз больше, чем у светового микроскопа. Образец может быть наклонен вплоть до 45° к горизонтали с сохранением фокуса по всей поверхности. Методом РЭМ изучаются массивные образцы, толщина которых не ограничивается каким-либо принципиальным условием, как в методе ПЭМ.

В настоящее время происходит активное расширение областей применения технологий порошковой металлургии в различных

отраслях промышленности. Наряду с традиционными потребителями порошковой продукции, последняя стала широко использоваться в машиностроении, в частности, для МАО различных деталей. Композиционные материалы представляют собой многофазные системы, полученные из двух или более компонентов и обладающие новым сочетанием свойств, отличным от свойств исходных компонентов, но с сохранением особенностей каждого отдельного компонента.

Известно, что металлургическая часть технологии получения порошков существенно отличается от известной классической («большой») металлургии и даже от так называемой «малой металлургии». Главным отличием технологий является задаваемое в ряде случаев целенаправленно малое время для прохождения реакций образования необходимых фаз. В классической металлургии основным принципом на всех стадиях технологии является полноценное протекание диффузионных процессов. Как правило, при плавке активно используют перемешивание металла в печи для выравнивания химического состава, предусматривают определенное время нахождения металла в ковше (например, выдержку для «срабатывания» модификатора). При получении порошков зачастую все наоборот. Широко используются, во-первых, скоростные методы распыления на быстровращающуюся ленту, во-вторых, прямой синтез из элементов, карботермическое восстановление оксидов металлов, боротермическое восстановление оксидов металлов и другими способами. Наряду с этим, для получения боридов применяют термитные процессы: самораспространяющийся высокотемпературный синтез и металлотермию. Используют твердофазные методы получения металлооксидных композиционных материалов: механическое смешивание порошков металла и оксида, введение в тугоплавкие оксиды расплавленного металла, обработка порошка оксида суспензией металлического порошка в воде или спирте с последующим нагреванием смеси для удаления растворителя.

Все эти процессы, прогрессивные в плане производительности, имеют существенный недостаток с точки зрения последующих металловедческих исследований: в структуре не происходит полной диффузии элементов. Это означает, что сохраняются не полностью прореагировавшие компоненты и в структуре появляется множество неравновесных фаз, перенасыщенных твердых растворов,

которых (согласно классическим диаграммам состояния, учитывающим полноценную диффузию и медленное охлаждение) казалось бы не должно существовать. Такими способами можно добиться некоторых уникальных свойств, но химический состав и структура в таком случае по сечению будут крайне неоднородны, а фазы – сложны для идентификации.

Таким образом, существующие классические процессы плавки с полноценным расплавлением материала, включающим значительную выдержку в печи, отнюдь не являются основными методами получения порошков. Поэтому, если структуру обычного композиционного материала (по сравнению со сталью) исследователи называют «экзотикой», то при исследовании структуры композиционных порошков вполне уместен термин «концентрированная экзотика» [4].

В настоящее время сложилась ситуация, когда можно получить массу порошков с уникальными свойствами, но достаточно трудно объяснить причины формирования и механизм уникальных характеристик порошка, которые он показывает при процессах финишной обработки, в том числе МАО. В данной работе присутствуют примеры неоднородности химического состава и имеющие отклонения, если смотреть с позиции классического металловедения сталей. Например, не редкость ситуация, когда микрорентгеноспектральный анализ показывает разницу до 20 % содержания элемента. Приходится признать, что это нормальная ситуация для композиционных порошков. Другая общая проблема всех порошковых материалов – неоднородность гранулометрического состава. Это связано с особенностями размола, появлением мелких фракций при размоле, несмотря на то, что часть фракций отсеивается и направляется на утилизацию или на переработку.

Морфологию поверхности частиц исследовали методом сканирующей (растровой) электронной микроскопии на установке SEM 515 производства фирмы Phillips (Нидерланды). На этой же установке SEM 515 проводили электронную дисперсионную спектроскопию (элементный анализ в конкретных точках). Исследование микротвердости частиц – дюрометрию – проводили по стандартной методике на приборе PMT-3, а также на более современном микротвердомере Duramin (фирмы Struers), используя нагрузку 25 г при выдержке 12 с.

В случае исследования порошкообразной субстанции для приготовления шлифа (образца, имеющего хотя бы одну плоскую шлифованную и полированную поверхность для последующего ее исследования под микроскопом) обычный метод приготовления не годится, в силу малых размеров частиц (миллиметры и десятые доли миллиметра), а также их текучести. Необходима некая инертная масса (основа, носитель, матрица) в которой порошок будет жестко зафиксирован и после этого из данной субстанции изготовлен шлиф. Использование в качестве такой основы обычно применяемых в металловедении легкоплавких сплавов на основе висмута (например, широко известный сплав Вуда, представляющий сплав висмута, свинца, олова кадмия) были отклонены. Причиной является то, что, несмотря на сравнительно низкую температуру плавления (68 °С), значения его теплоемкости по отношению к размеру частицы имеют большую разницу, и потому возможны процессы окисления их поверхности и соответственно ошибки в идентификации фаз.

Вторым, достаточно известным материалом для фиксации частиц является один из материалов на основе акрила, используемый в медицинской зубной и зубопротезной технике, например, для пломбирования. На первом этапе работ часть образцов изготавливали с его использованием. Для изготовления микрошлифов исследуемые порошки механически смешивали с порошком протакрила (впоследствии полимеризующимся), смесь помещали в цилиндрическую обойму и смачивали отвердителем. Полимеризация происходила при комнатной температуре в течение 20...24 ч, после затвердевания образцы подвергали шлифованию и полированию.

Наша практика показала, что для исследуемых порошков наиболее простым, доступным и эффективным материалом наполнителя при приготовлении шлифов является эпоксидная смола ЭД-5 или ЭД-6 ГОСТ 10 587–63 с отвердителем полиэтиленполиамином. Эпоксидные компаунды обладают хорошей адгезией к образцам и при отверждении приобретают высокую механическую прочность, водостойкость, стойкость при нагреве и отличаются незначительной усадкой. Для увеличения жидкотекучести эпоксидной смолы в нее добавляли 15 мл ксилола и 15 мл ацетона на 100 г смолы. Затем из смолы удаляли пузырьки воздуха, нагревая ее до 60...70 °С. После этого смола или ее смесь с ксилолом и ацетоном, но без отвердителя может сохраняться длительное время, не теряя своих свойств. Поэтому в данной работе был использован следующий

порядок приготовления шлифов. В первую очередь подготавливали оправку (своего рода литейную опоку для заливки смеси) в виде металлического кольца диаметром 20 мм и высотой 10 мм. В фарфоровом тигле смешивали эпоксидную смолу, исследуемый порошок и отвердитель. Оправку располагали на горизонтальной плоской стеклянной поверхности и заливали до краев приготовленной смесью. Полное затвердевание проходило при комнатной температуре за время около 24...26 ч. После затвердевания образцы подвергали шлифованию и полированию. Под микроскопом исследовали нижнюю, более плоскую поверхность, поскольку на верхней, при затвердевании образовывалось подобие усадочной раковины в виде впадины.

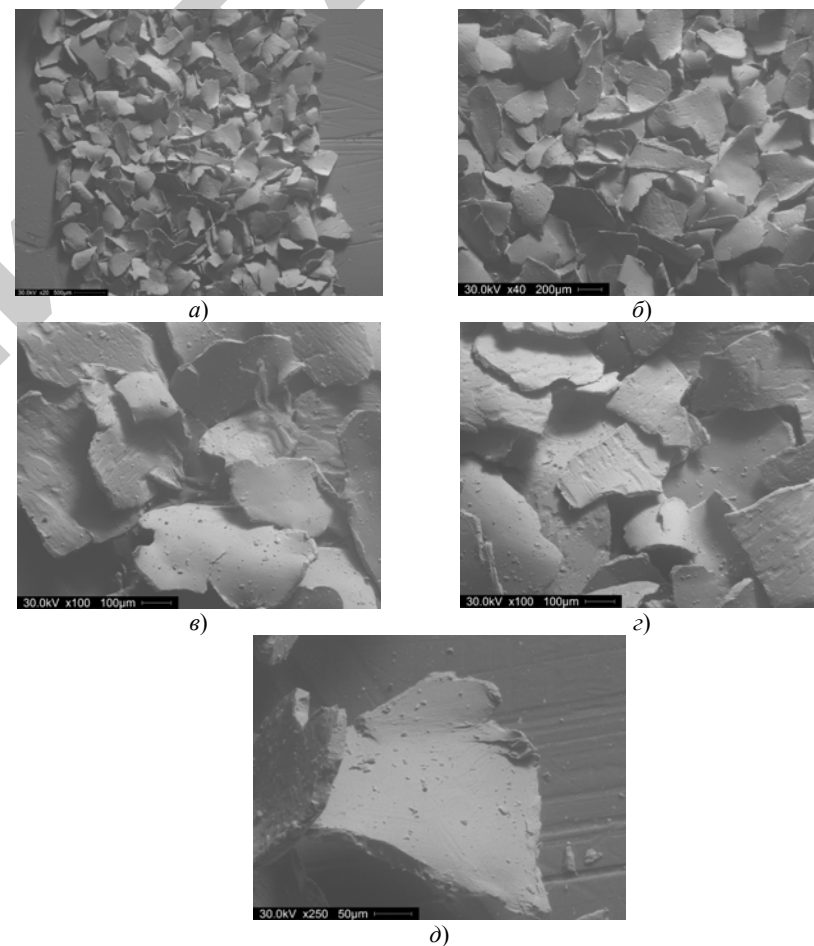
На приготовленном шлифе в нетравленном состоянии изучали форму и размеры частиц, распределение и величину пор, наличие неметаллических включений. Для выявления структуры шлифы подвергали химическому травлению в основном двумя реактивами: т.н. «Кемером», а также смесью кислот HF (1 часть) и HNO_3 (1 часть) [7]. Как показала практика исследования порошков, растворяющая микроскопия является наиболее информативным методом, позволяющим наглядно в аксонометрии представить форму и морфологию поверхности порошинки. Спецификой исследования являлась чрезвычайная текучесть частиц. Для их фиксации при поворачивании подставки для образца использовали ленту полиэтиленовую с липким слоем ГОСТ 20477–86, на который насыпали исследуемый порошок.

1.3.2 Структура ферроабразивных зерен

Порошок № 1 (CoBSiNiMnFe), фракция 0,2...0,5 мм

Порошок представляет собой аморфный сплав на основе кобальта [8]. Химический состав, %: кобальт – 71,13; никель – 12,19; кремний – 7,13; железо – 6,07; углерод – 3,47. Внешний вид и морфология поверхности порошка представлены на рисунке 1.1. Данные частицы представляют собой пластинки размером 300...500 мкм. Пластинки имеют не плоскую, а слегка вогнутую поверхность. Толщина пластинок значительно меньше их размеров по длине и ширине и составляет примерно 10...20 мкм.

Характер излома данных частиц хрупкий и местами квазихрупкий. На пластинках наблюдаются следы своеобразной текстуры в виде периодически повторяющихся в одном направлении полосок, рисок, (они особенно хорошо видны на рисунке 1.1, з) в виде своего рода «шрамов». Они представляют собой следы технологической оснастки при намотке готовой ленты в процессе сплитинга.



а) $\times 20$; б) $\times 40$; в-д) $\times 100$; д) $\times 250$

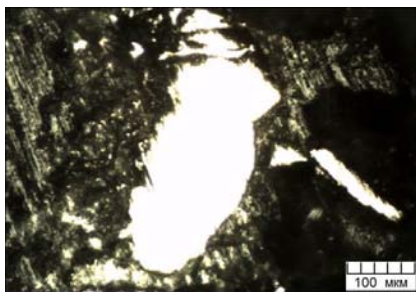
Рисунок 1.1. – Морфология поверхности порошка из аморфного сплава на основе кобальта при различных увеличениях

На рисунке 1.2 представлена частица при различных увеличениях. Для четкой идентификации самого включения использована (рисунок 1.2, а, в) съемка в темнопольном изображении. Порошок зафиксирован в технологической матрице из отвердевшей эпоксидной смолы (серая и темная зоны) (рисунок 1.2, а). Частица – белое включение на сером фоне структуры эпоксидной смолы (рисунок 1.2, б). То же место в темнопольном изображении (рисунок 1.2, в).

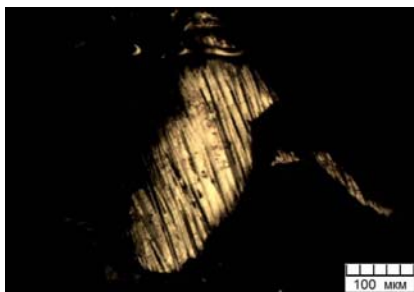
Съемка в темнопольном изображении полезна тем, что заметно устраняет «фоновую» структуру эпоксидной смолы, однако при этом более четко выявляются дефекты и недостатки приготовления шлифа в виде царапин на частице.



а)



б)



в)

а) $\times 100$; б) $\times 212$; в) $\times 212$

Рисунок 1.2. – Микроструктура шлифа при различных увеличениях в нетравленном состоянии порошка

В таблице 1.2 представлены результаты конкретных замеров микротвердости на приборе ПМТ-3 и среднее значение.

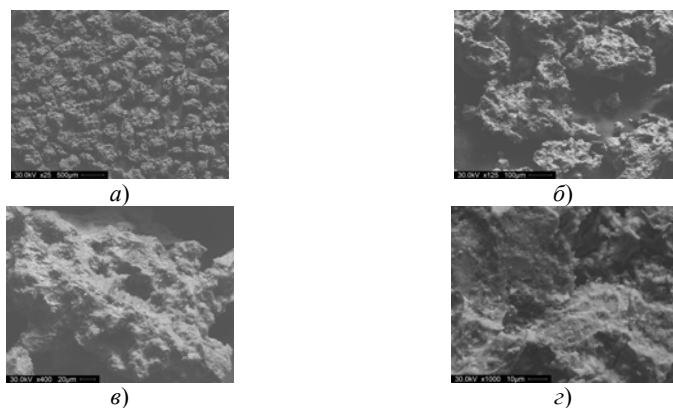
Таблица 1.2. – Результаты замеров микротвердости зерен порошка № 1

№ измер.	Нагрузка, г	Кол-во делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
1	50	42	13,02	5362,6
2	50	40	12,4	5912,3
3	50	35	10,85	7722,1
4	50	45	13,95	4671,4
5	50	42	13,02	5362,6
6	50	40	12,4	5912,3
7	50	41	12,71	5627,4
8	50	40	12,4	5912,3
9	50	41	12,71	5627,4
10	50	41	12,71	5627,4
11	50	42	13,02	5362,6
12	50	40	12,4	5912,3
13	50	40	12,4	5912,3
14	50	41	12,71	5627,4
15	50	42	13,02	5362,6
			среднее	5727,6

Порошок № 2 (FeV + Ti + Mg), фракция 0,200...0,315 мм

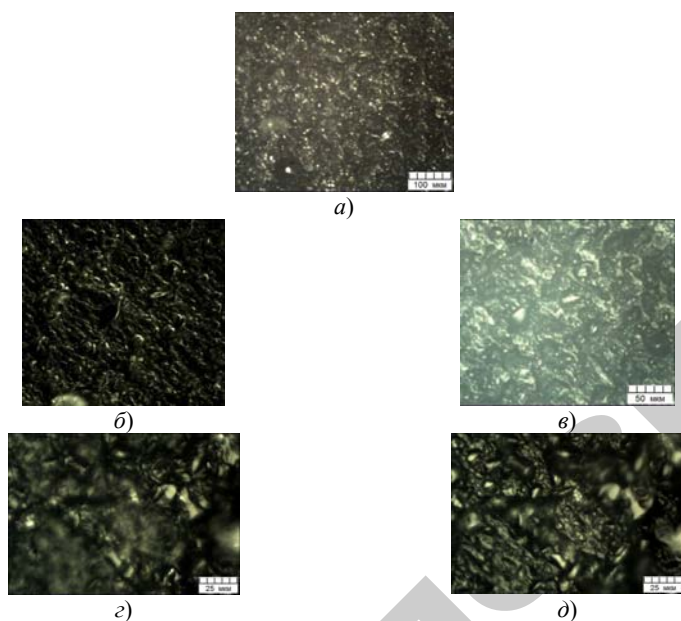
Порошок представляет собой губчатую, пензообразную субстанцию (рисунок 1.3). Частицы имеют неодинаковую форму и размеры, разный гранулометрический состав. Размер частиц колеблется от 150 до 450 мкм. Частицы имеют достаточно развитую характерную поверхность. Предварительно частицы представляли собой частичный спек, а к моменту исследования представляют собой продукты размола более крупных конгломератов. На основной поверхности заметны гораздо более мелкие частицы (рисунок 1.3, з), представляющие собой пылевидную субстанцию или следы капель при распылении.

Для данного порошка фотографии, представленные на рисунке 1.4, иллюстрируют неинформативность метода металлографии для выявления структуры. В данном случае сложно идентифицировать и отличить собственно порошок от фоновой структуры затвердевшей эпоксидной смолы, ни при варианте использования фильтров со светлым полем, ни в темном поле.



а) $\times 25$; б) $\times 125$; в) $\times 400$; г) $\times 1000$

Рисунок 1.3. – Морфология поверхности порошка (растровая электронная микроскопия)



а) $\times 212$, б, в) $\times 400$ (использованы фильтры разной контрастности: темный и светлый (рисунок 1.5, в) с целью выявить структуру порошка), г, д) $\times 800$
Рисунок 1.4. – Микроструктура порошка в нетравленном состоянии при различных увеличениях

На рисунке 1.5 идентифицируется новая фаза при использовании различных фильтров и полей оптического микроскопа (темное и светлое). Однако более подробные исследования с большой вероятностью констатируют, что данная субстанция к порошку не относится – это обычная пора (пузырек воздуха в застывшей эпоксидной смоле). Это полностью подтверждают снимки на рисунках 1.5, б–г (очень характерный белый отблеск стенки пузырька при съемке в темнопольном изображении).

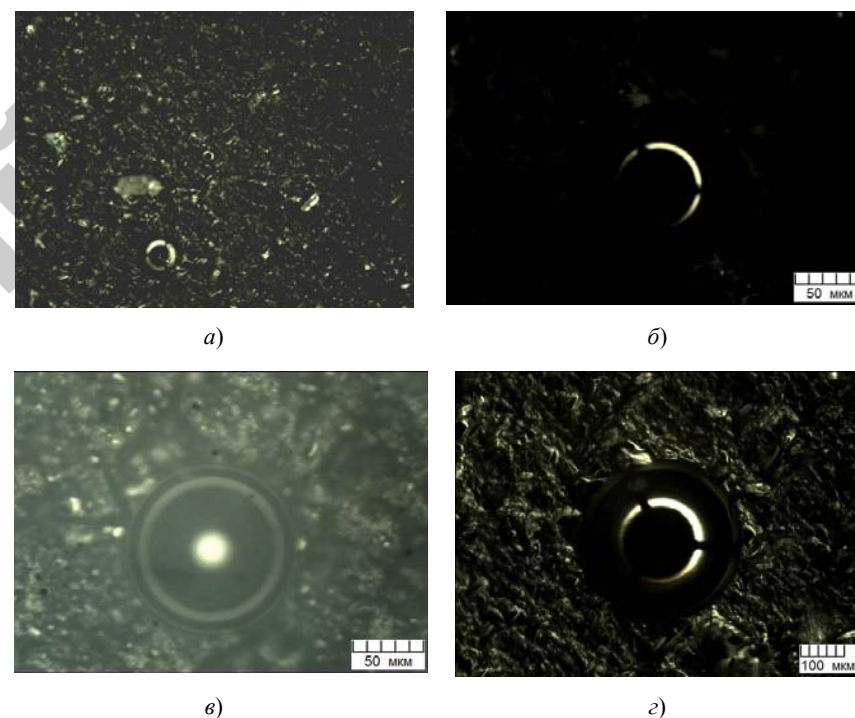


Рисунок 1.5. – Идентификация возможной фазы металлографически (используя различные фильтры)

В таблице 1.3 представлены результаты конкретных замеров микротвердости на приборе ПМТ-3.

Таблица 1.3. – Результаты замеров микротвердости зерен порошка № 2

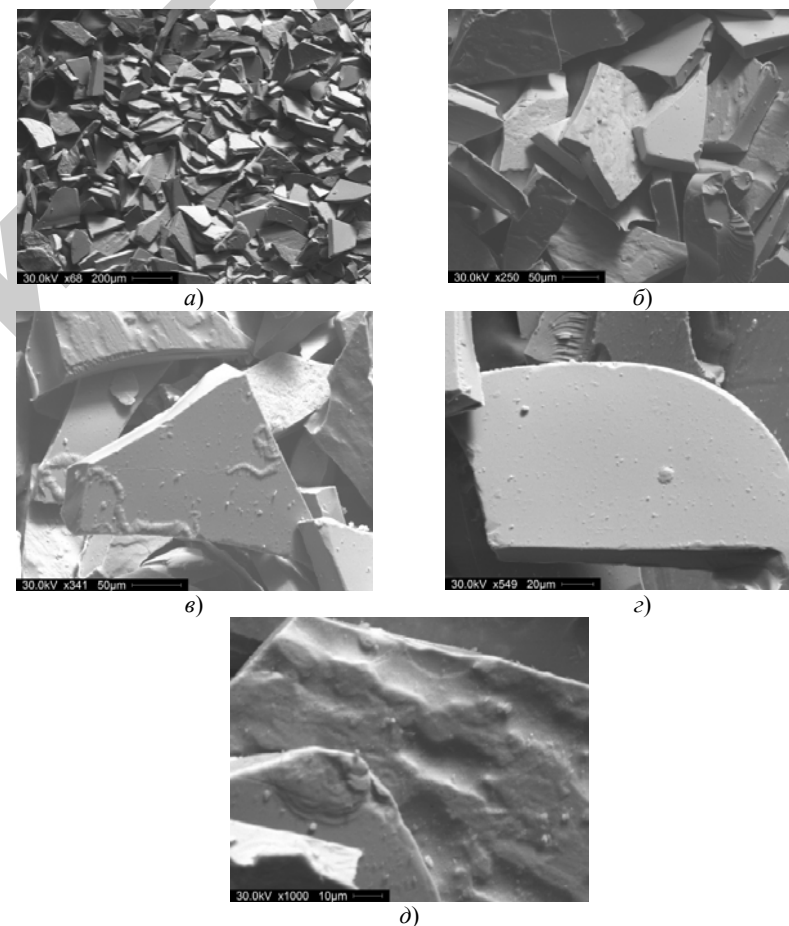
№ измер.	Нагрузка, г	Кол-во делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
1	50	27	8,37	12976,2
2	50	26	8,06	13993,6
3	50	30	9,3	10510,7
4	50	32	9,92	9237,9
5	50	27	8,37	12976,2
6	50	29	8,99	11248,1
7	50	29	8,99	11248,1
8	50	27	8,37	12976,2
9	50	28	8,68	12065,9
10	50	26	8,06	13993,6
11	50	30	9,3	10510,7
12	50	26	8,06	13993,6
13	50	27	8,37	12976,2
14	50	26	8,06	13993,6
15	50	29	8,99	11248,1
			среднее	12263,2

Порошок № 3 (из аморфной ленты), фракция 0,10...0,16 мм

На рисунке 1.6 представлена морфология исследуемых частиц. Установлено, что данная субстанция не является порошком в полном смысле этого слова, а представляет собой частицы ленты, разломанные на фрагменты в виде пластинок разной формы и примерно одинаковой толщины. Размер частиц по разным осям отличается в несколько раз. Толщина размалываемой ленты 10...20 мкм. Минимальный размер частицы – 50 мкм, максимальный – 200 мкм.

Излом в подавляющем случае хрупкий с некоторой долей вязкой составляющей (она отчетливо видна на рисунке 1.6, б на частице, расположенной справа внизу). При большом увеличении заметно, что поверхность не идеально плоская, а слабо рельефная со следами неких дефектов, например, (рисунок 1.6, в) на частице слева вверху заметны полосы, напоминающие следы ударов, полученных в процессе вытяжки ленты в процессе спиннингования; они же видны

в центре на рисунке 1.6, д. На некоторых частицах (рисунок 1.6, в, з, д) видны следы осаждения частиц другой природы. На рисунке 1.7 представлены микроструктуры нетравленного шлифа (для снимка выбиралась зона с одной-двумя частицами в кадре, темный фон вокруг представляет собой эпоксидную смолу). В темном поле с косым освещением (рисунок 1.7, в) лучше выявляется сама частица.



а) ×68; б) ×250; в) ×341; з) ×549; д) ×1000

Рисунок 1.6. – Морфология поверхности порошка при различных увеличениях (растровая электронная микроскопия)

В таблице 1.4 представлены результаты конкретных замеров микротвердости на приборе ПМТ-3 и среднее значение.



а)



б)



в)

а) при обычном освещении, б) в темном поле,
в) в темном поле с косым освещением

Рисунок 1.7. – Микроструктура частицы при увеличении $\times 400$

Таблица 1.4. – Результаты замеров микротвердости зерен порошка № 3

№ измер.	Нагрузка, г	Кол-во делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
1	50	30	9,3	10510,7
2	50	32	9,92	9237,9
3	50	31	9,61	9843,5
4	50	31	9,61	9843,5
5	50	30	9,3	10510,7
6	50	30	9,3	10510,7

Окончание таблицы 1.4

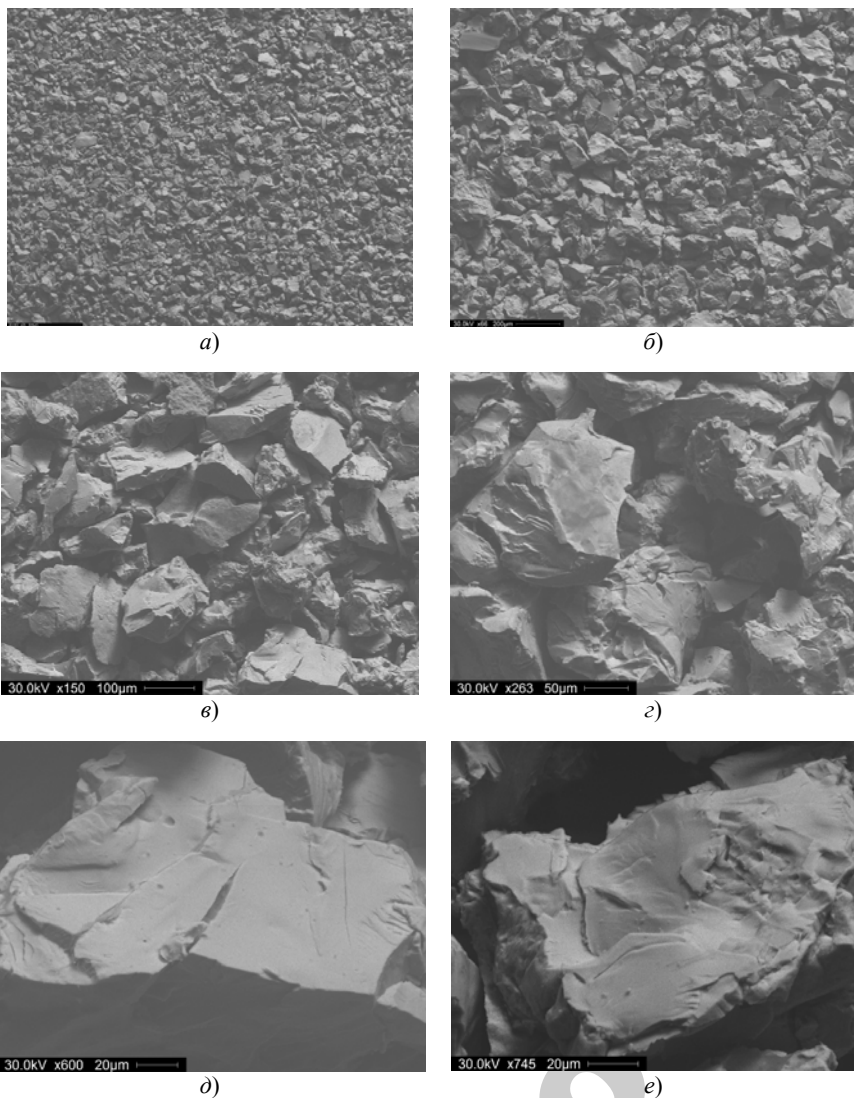
№ измер.	Нагрузка, г	Кол-во делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
7	50	32	9,92	9237,9
8	50	31	9,61	9843,5
9	50	30	9,3	10510,7
10	50	30	9,3	10510,7
11	50	31	9,61	9843,5
12	50	32	9,92	9237,9
13	50	32	9,92	9237,9
14	50	33	10,23	8686,5
15	50	30	9,3	10510,7
			среднее	9871,8

Порошок № 4 (кремнистый сплав железа), фракция более 0,2 мм

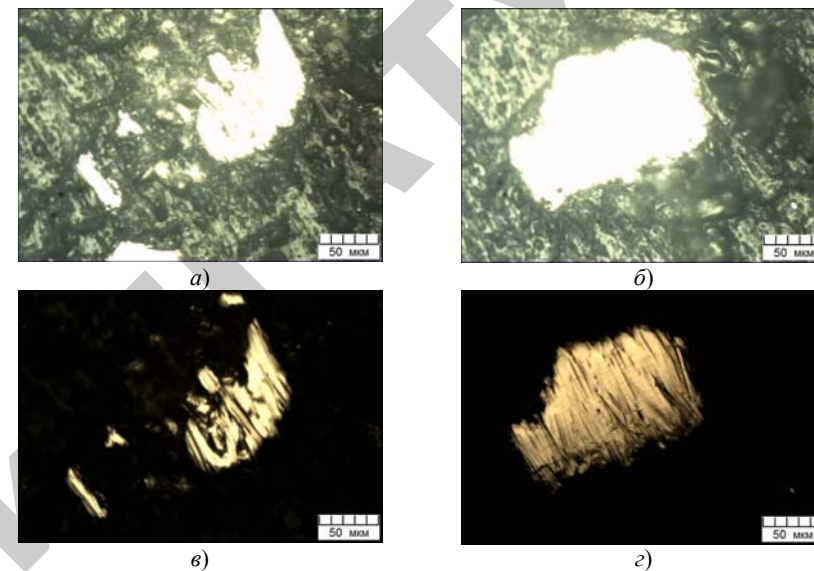
Данная субстанция представляет собой частицы примерно одинакового размера (по всем трем осям координат) порядка 100 мкм в виде крошки с плоскими сторонами и угловатыми гранями, хотя встречаются и частицы большей фракции до 200 мкм (рисунок 1.8, б). Следует особо отметить, что пылевидная фракция отсутствует. Порошок получен разломом более крупного спека. Поверхность излома частицы представляет собой смесь хрупкого и квазихрупкого (так называемого ручьевидного) излома. Характерный пример, когда оба эти вида изломов присутствуют на поверхности одной частицы представлен на рисунке 1.8, в.

При этом некоторые грани на поверхности могут иметь чисто хрупкий скол (характерный пример на рисунке 1.8, д – вся центральная часть частицы, а справа и слева присутствуют небольшие зоны квазихрупкого излома), такая многовариантность является отражением особенностей кристаллографического строения частицы.

На рисунке 1.9 представлены микроструктуры нетравленного шлифа (для фотографирования выбирали зону с одной-двумя частицами в кадре, темный либо серый фон вокруг нее – это технологическая матрица в виде эпоксидной смолы).



а) ×25; б) ×66; в) ×150; г) ×263; д) ×600; е) ×745
Рисунок 1.8. – Морфология поверхности порошка
при различных увеличениях
(растровая электронная микроскопия)



а, б) обычное освещение; в, г) съемка в темном поле и косое освещение
Рисунок 1.9. – Микроструктура порошка при увеличении ×400

В таблице 1.5 представлены результаты конкретных замеров микротвердости на приборе ПМТ-3 и среднее значение.

Таблица 1.5. – Результаты замеров микротвердости зерен порошка № 4

№ измер.	Нагрузка, г	Кол-во делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
1	50	35	10,85	7722,2
2	50	35	10,85	7722,2
3	50	36	11,16	7299,1
4	50	35	10,85	7722,2
5	50	34	10,54	8183,1
6	50	35	10,85	7722,2
7	50	34	10,54	8183,1
8	50	36	11,16	7299,1
9	50	35	10,85	7722,2
10	50	36	11,16	7299,1
11	50	35	10,85	7722,2
12	50	35	10,85	7722,2
13	50	36	11,16	7299,1

Окончание таблицы 1.5

№ измер.	Нагрузка, г	Кол-во делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
14	50	34	10,54	8183,1
15	50	34	10,54	8183,1
			среднее	7732,3

Следует отметить, что у данного порошка оказались достаточно близкие показатели микротвердости и, соответственно, высокая достоверность результатов.

Порошок № 5 (на основе боридов)

Результаты электронной дисперсионной спектроскопии (химический анализ в конкретных точках) носят противоречивый характер, но очевидно, что основой является никель. Ниже приводится ряд рисунков (рисунок 1.11–1.16), на которых фотография с перекрестием – это исследуемое место поверхности, а перекрестие – конкретная точка, где проводился спектральный анализ. Обозначения вверху справа перед символом К – символ химического элемента и его количество (весовое и атомное). Вверху – участок поверхности с точкой (в перекрестии), в которой проводился локальный спектральный анализ, и количественные результаты поэлементного анализа; внизу – интерференционные линии на рентгенограмме.

На рисунке 1.10 приводятся результаты спектрального анализа основной поверхности. Он показывает 70...90 % никеля, 1...3 % кобальта и остальное железо. Данный порошок является композиционным и получен по технологии плакирования исходного порошка железа никелем (легирующим элементом), которое происходит вследствие восстановления хлорида никеля гипофосфитом натрия. На поверхности основных частиц темной формы находятся мелкие (диаметром порядка 10 мкм) шаровидные включения абразива. Они имеют совершенно другую морфологию, чем основа. На рисунке 1.11 отражены результаты спектрального анализа этих маленьких частиц, который показывает, что это карбид бора.

Анализ следующего участка основы (рисунок 1.12) определяет, что основной элемент – железо (около 70 %). Повторный анализ в близкой точке (рисунок 1.13), подтверждает железо в количестве 77 %, анализ основы другой частицы (рисунок 1.14), подтверждает железо в еще большем количестве – 94 %. Спектральный анализ

других частиц порошка (рисунок 1.15 и 1.16) показывает в качестве основы никель 91...93 %.

Морфология поверхности порошка приведена на рисунке 1.17. Субстанция представляет собой гранулы неправильной формы, причем скорее округлой формы, чем угловатой. Методом получения является размол, более крупных по форме фракций, а также электроосаждение (в пользу этого варианта говорит вид поверхности при большом увеличении – рисунок 1.17, д).

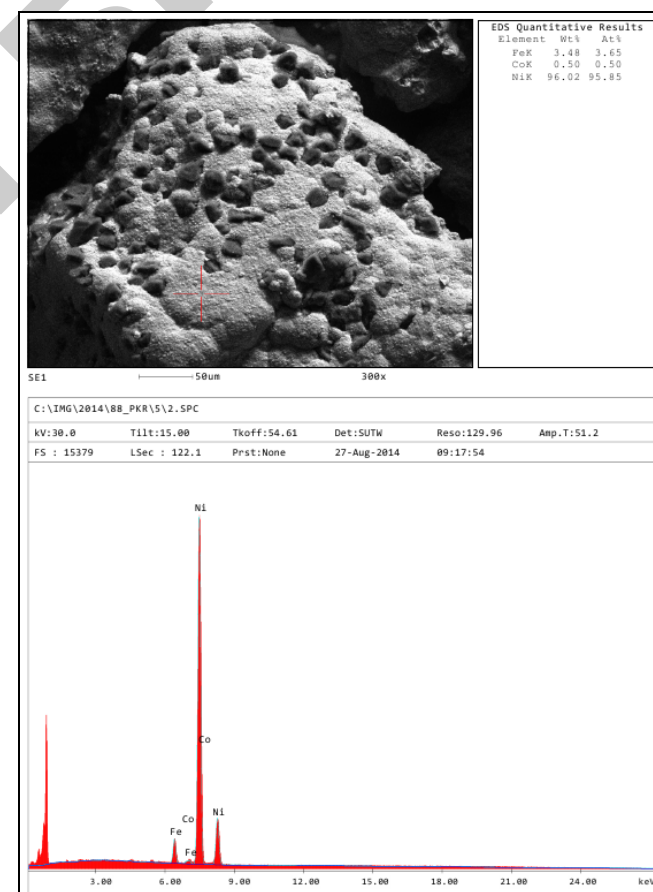


Рисунок 1.10. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 5

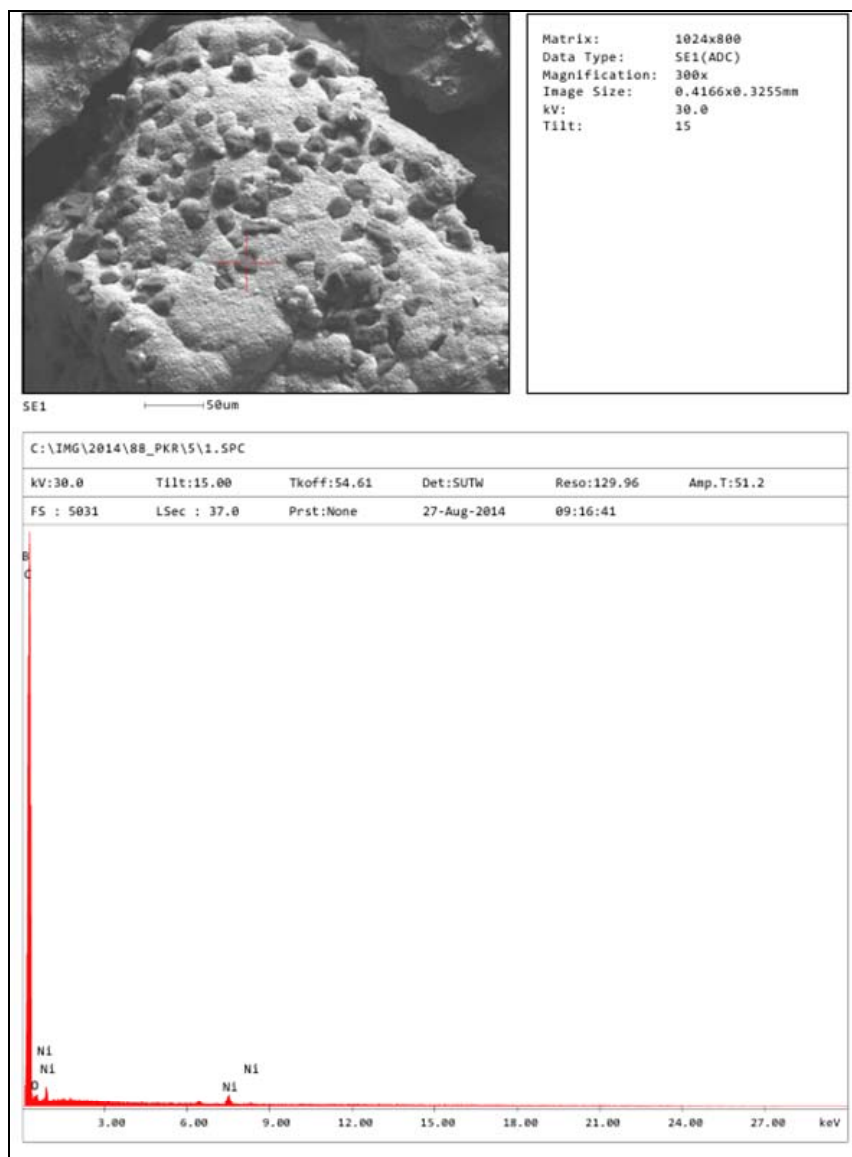


Рисунок 1.11. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии «наростов» на основе исследуемого порошка № 5

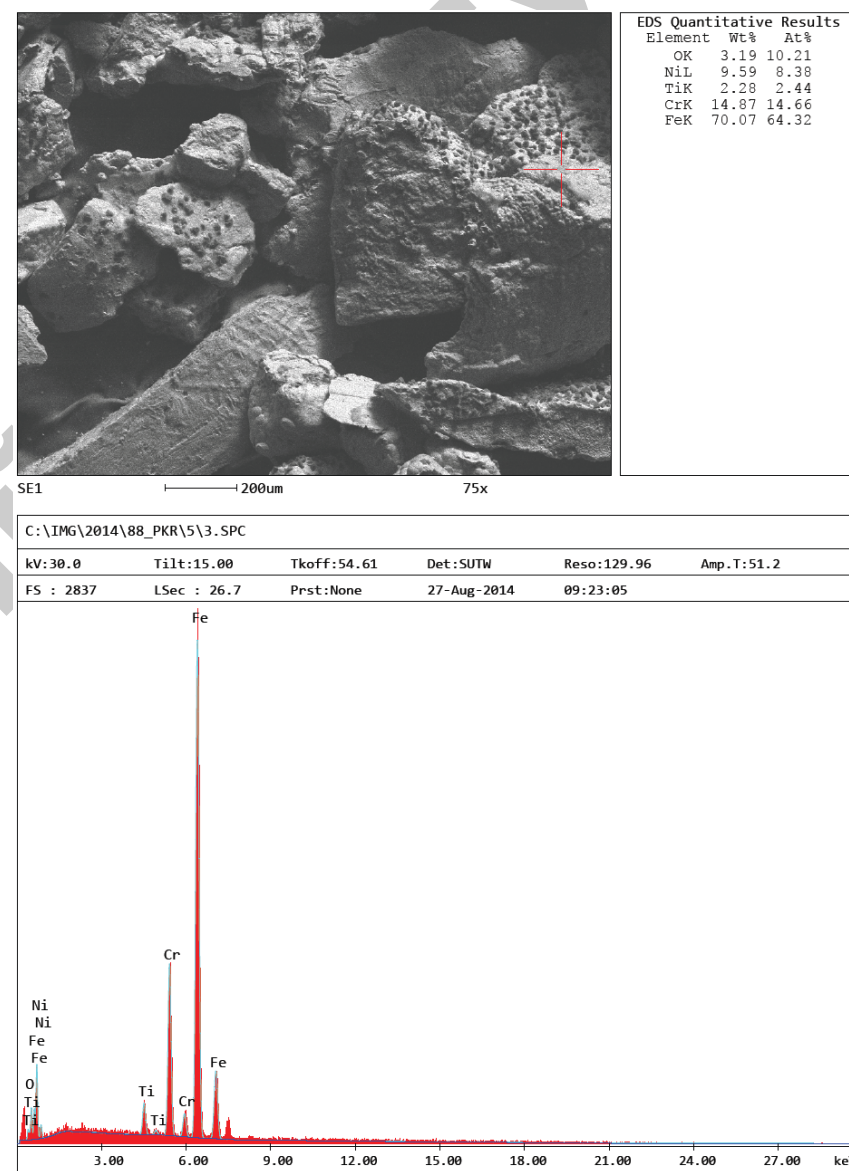


Рисунок 1.12. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 5 (основа)

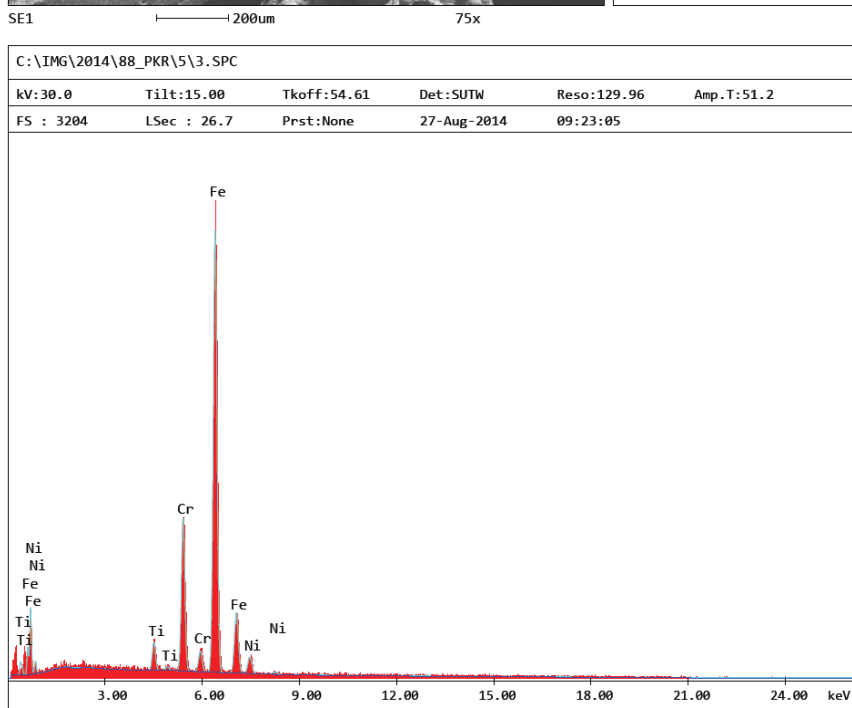
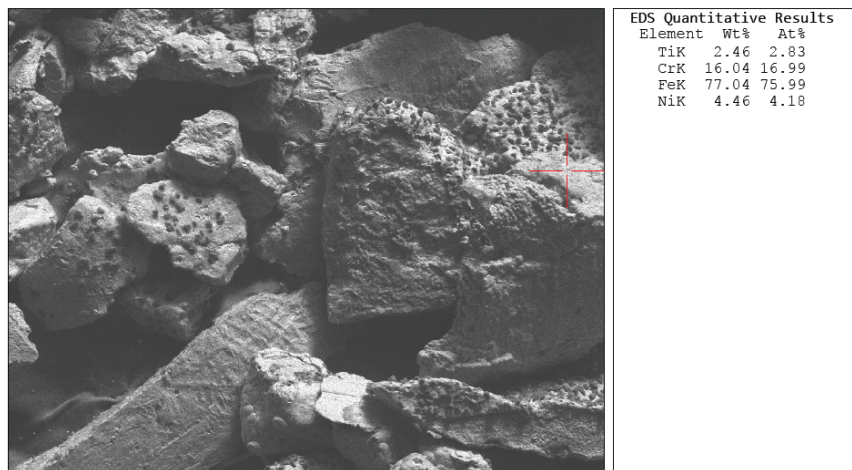


Рисунок 1.13. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 5 (основа)

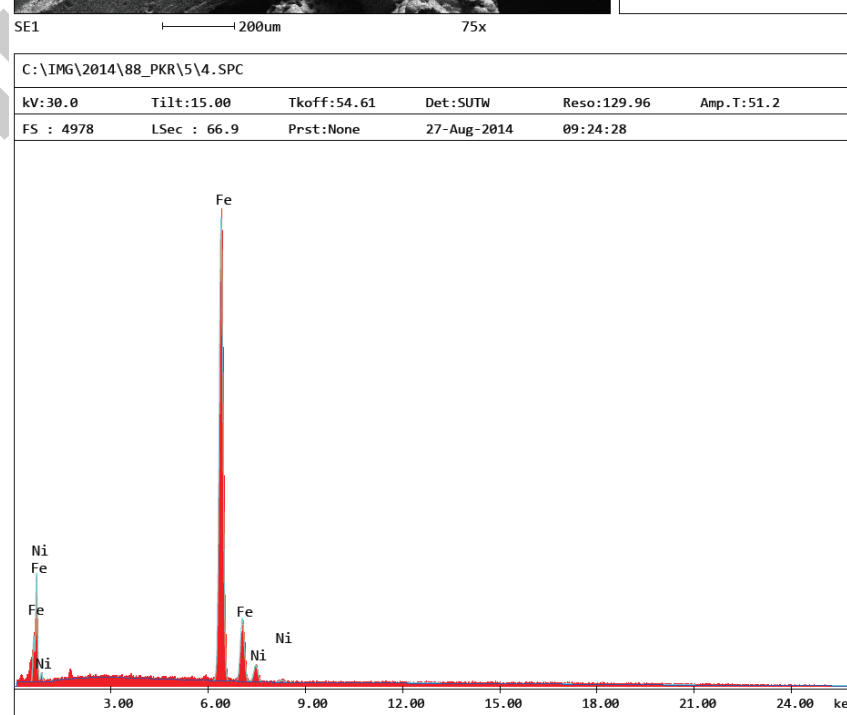
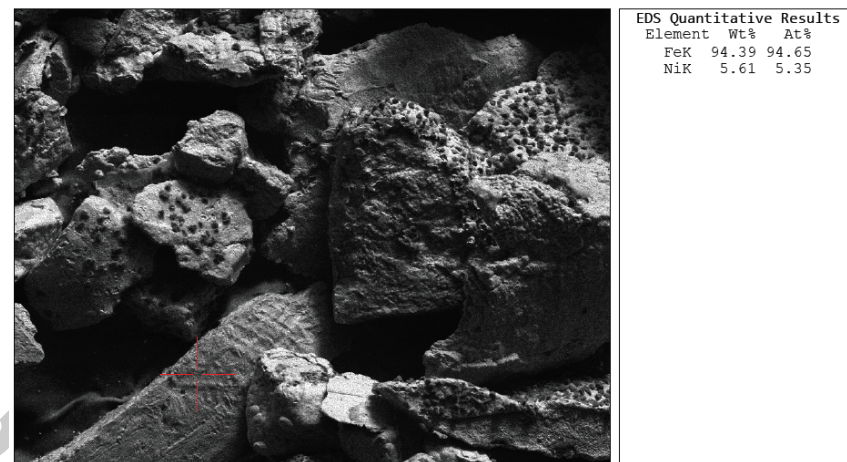
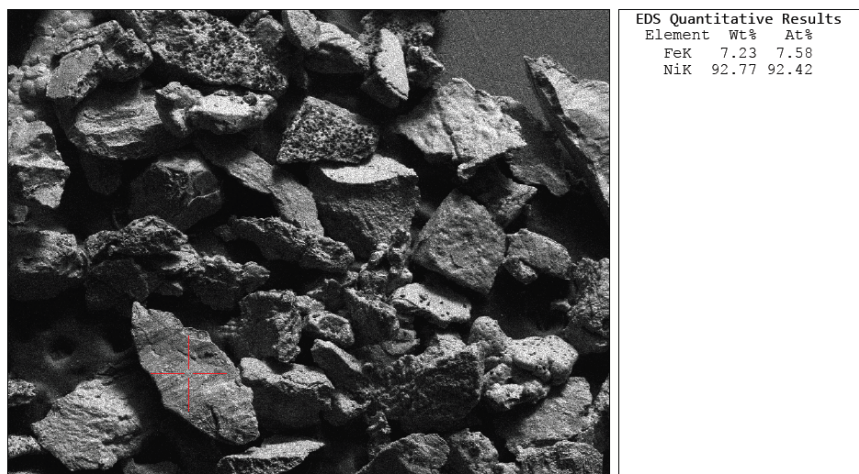


Рисунок 1.14. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 5 (основа)



SE1 200um 37x

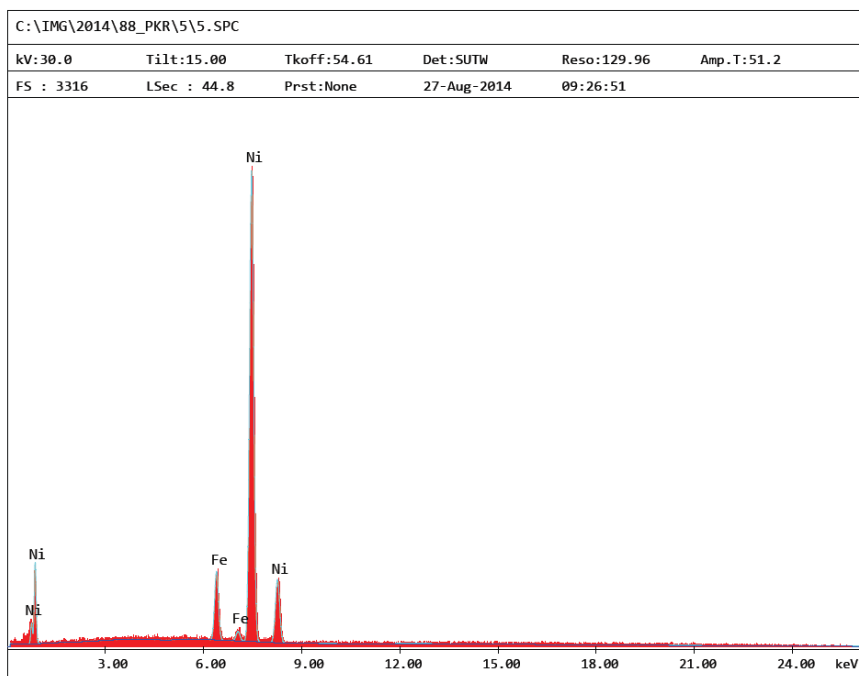
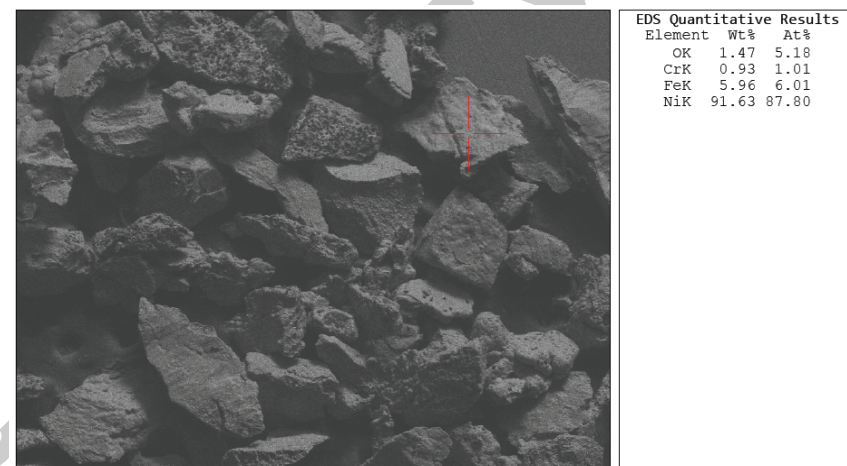


Рисунок 1.15. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 5 (основа)



SE1 200um 37x

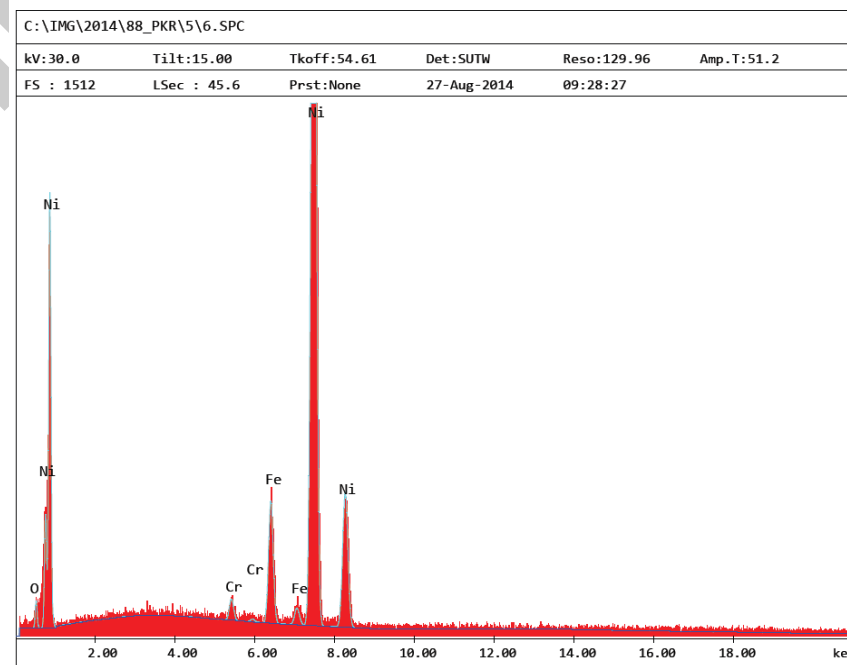
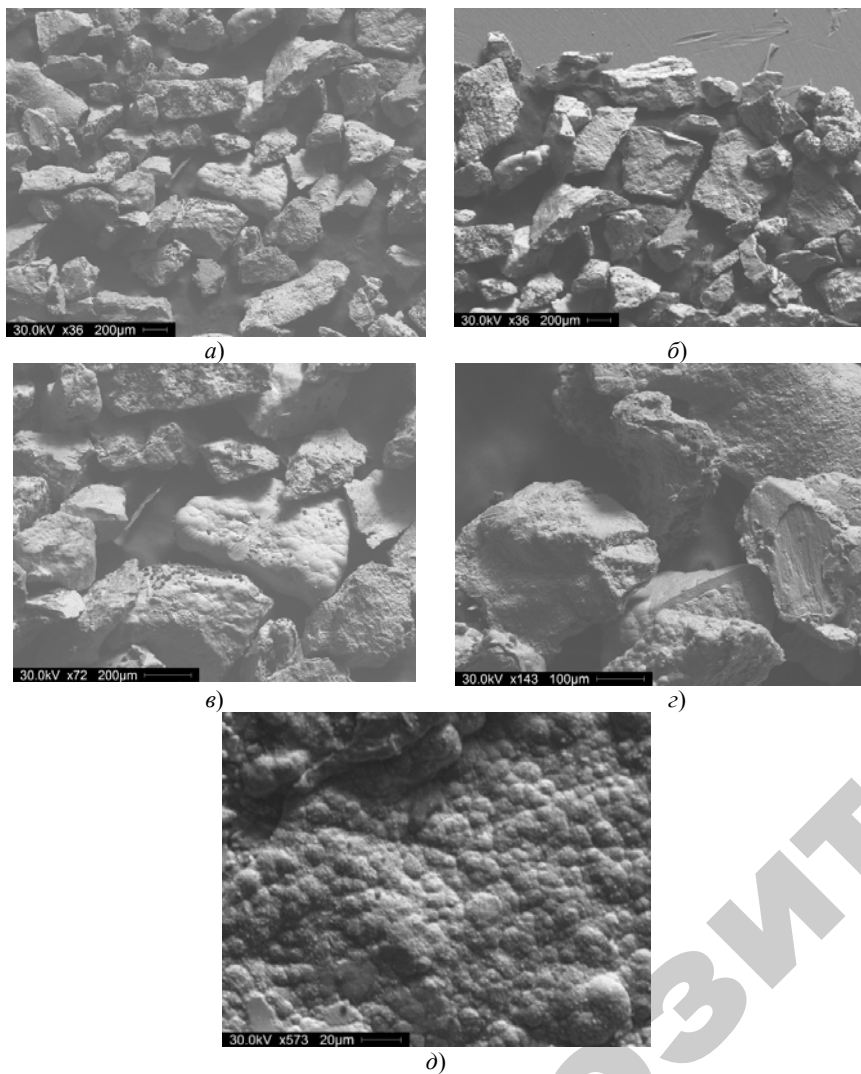


Рисунок 1.16. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 5 (основа)

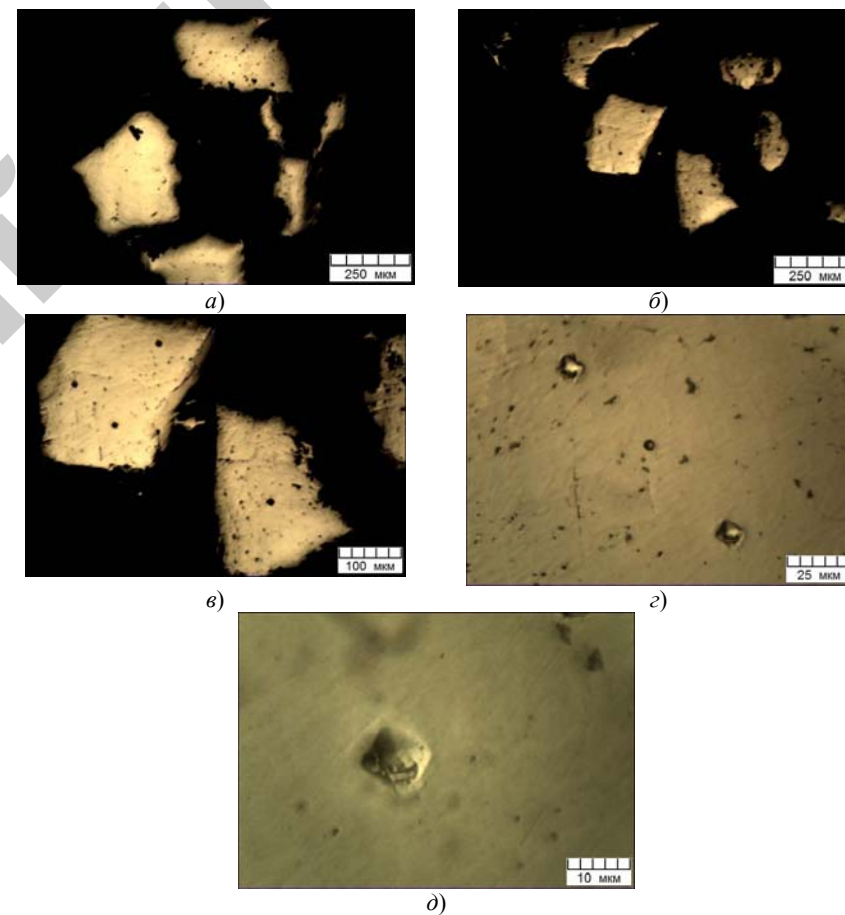


a) ×36; б) ×36; в) ×72; г) ×143; д) ×573

Рисунок 1.17. – Морфология поверхности порошка при различных увеличениях (растровая электронная микроскопия)

В данном случае порошок оказался технологичен для приготовления шлифов. На поверхности отсутствуют царапины и риски.

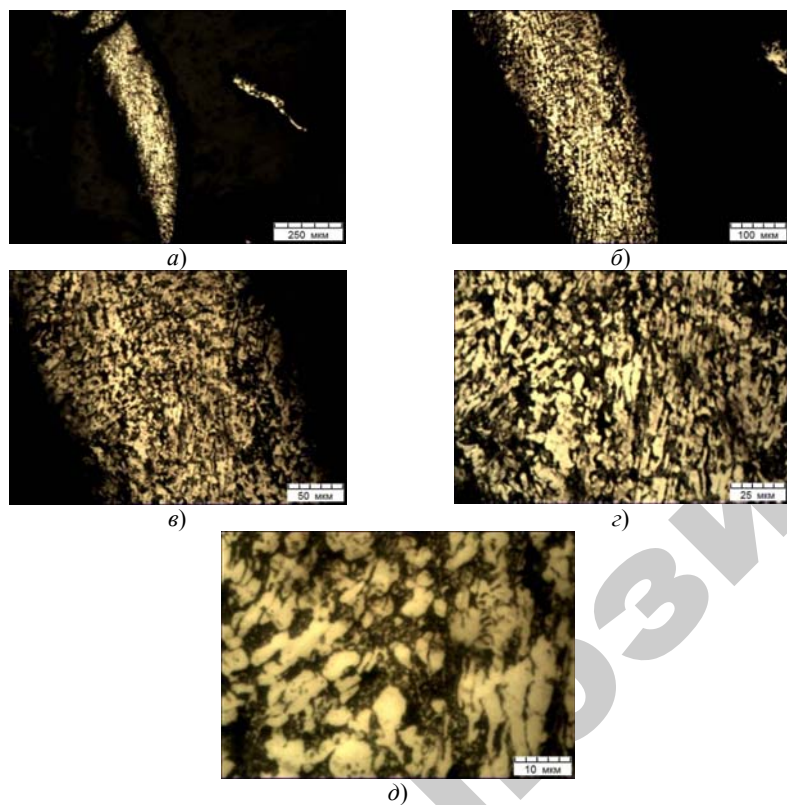
На нетравленной поверхности частицы проявляются следы пор (рисунок 1.18, *a, б, в*). На рисунке 1.18, *г, д* представлены следы укулов от алмазной пирамиды, оставшиеся после измерения микротвердости. Помимо собственно показателей твердости, форма отпечатка свидетельствует о хрупкости материала (видны следы скола от укула по одному из четырех «склонов» образовавшихся при вдавливания пирамидки) – нижний край «ромба» на рисунке 1.18, *д*.



a) ×100; б) ×100; в) ×212; г) ×800; д) ×2000
(след от укула алмазной пирамидой)

Рисунок 1.18. – Микроструктура порошка при различных увеличениях

При анализе диаграмм состояния железо – никель – хром установлена возможность образования (в случае быстрой кристаллизации) эвтектики. Визуальный анализ микроструктуры показывает, что она сходна по фактуре с ледебуритной эвтектикой в белом чугуна, где белые включения – цементит, темные – перлит. Еще одним аргументом в пользу того, что это эвтектика, является наличие специфической области на рисунке 1.19, *д* (места «прорастания» черной фазы в белую, которые кристаллизовались совместно). В правой части рисунка 1.19, *з* очевидно дендритная структура, что подтверждает протекание быстрой кристаллизации. Выявлено, что такой структуре должна соответствовать высокая износостойкость.



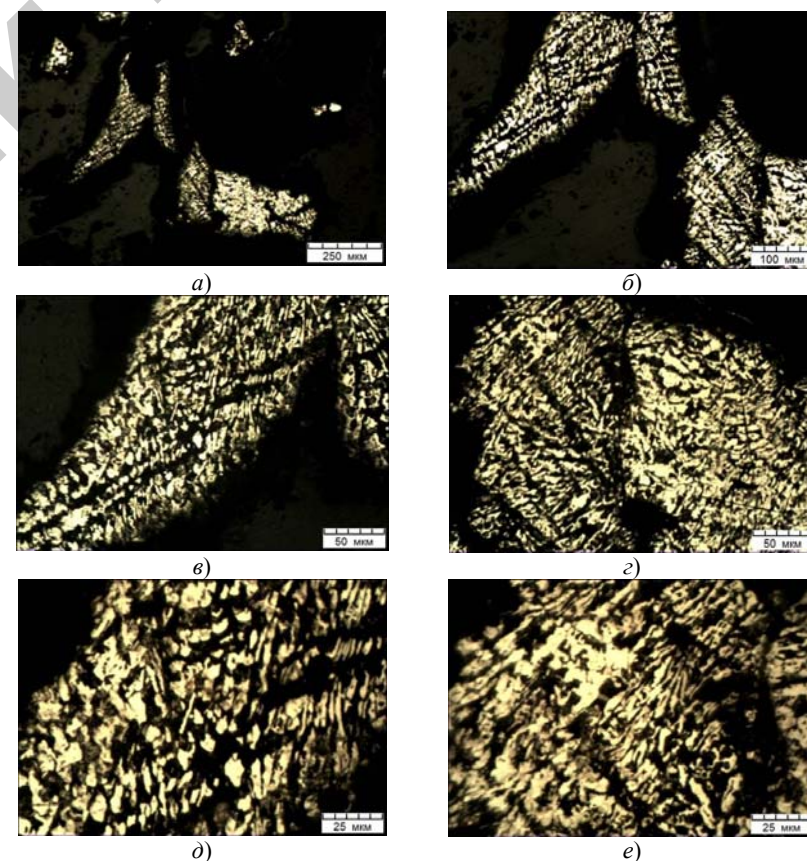
a) $\times 100$; *б)* $\times 212$; *в)* $\times 400$; *г)* $\times 800$; *д)* $\times 2000$

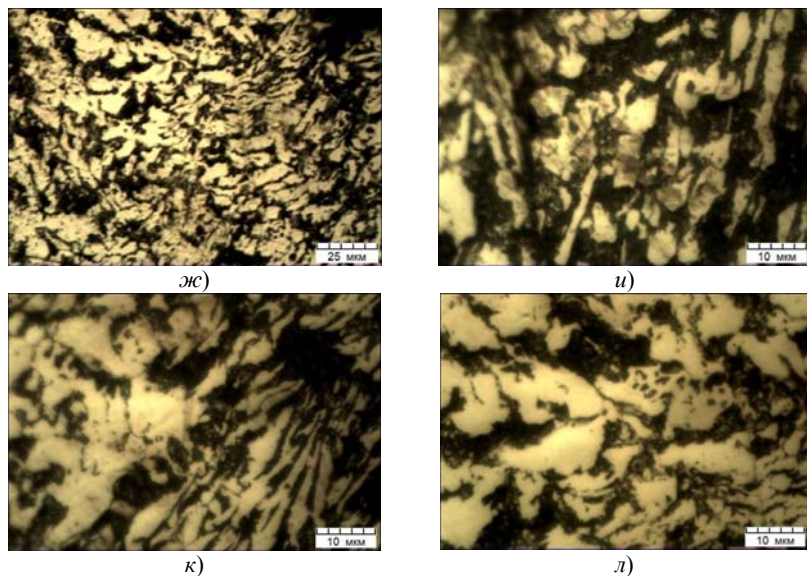
Рисунок 1.19. – Микроструктура порошка при различных увеличениях

Для подтверждения гипотезы об эвтектической природе микроструктуры шлифы исследовали в контрастном темнопольном изображении (рисунок 1.20). Заметны зоны (особенно на рисунке 1.20, *з* – ячейки с различной внутренней ориентацией содержимого) первичной кристаллизации зерен (по типу появления первичного аустенита в углеродистых сталях). В дальнейшем в них одновременно кристаллизуются две фазы типа ледебурита в чугунах.

Весьма наглядны продольные сечения эвтектических колоний (рисунок 1.20, *д*, *е*, *к*), а также достаточно просматривается поперечное сечение колоний (рисунок 1.20, *ж*, *л*).

В таблице 1.6 представлены результаты конкретных замеров микротвердости на приборе ПМТ-3 и среднее значение.





а) $\times 100$; б) $\times 212$; в, г) $\times 400$; д–ж) $\times 800$; и–л) $\times 2000$

Рисунок 1.20. – Микроструктура порошка при различных увеличениях

Таблица 1.6. – Результаты замеров микротвердости зерен порошка № 5

№ измер.	Нагрузка, г	Кол-во делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
1	50	31	9,61	9843,6
2	50	32	9,92	9237,9
3	50	31	9,61	9843,6
4	50	30	9,3	10510,7
5	50	31	9,61	9843,6
6	50	30	9,3	10510,7
7	50	32	9,92	9237,9
8	50	33	10,23	8686,5
9	50	30	9,3	10510,7
10	50	32	9,92	9237,9
11	50	30	9,3	10510,7
12	50	30	9,3	10510,7
13	50	35	10,85	7722,2
14	50	32	9,92	9237,9
15	50	31	9,61	9843,6
			среднее	9685,9

Порошок № 6 (FeTiC)

Результаты исследований (рисунок 1.21–1.24) спектрального анализа показывают, что основой является титан. Его содержание колеблется в разных точках от 92 % (рисунок 1.21) до 55 % (рисунок 1.24). Например, локальный анализ в других местах и других частиц показывает, что это конгломерат 55 % титана +45 % железа.

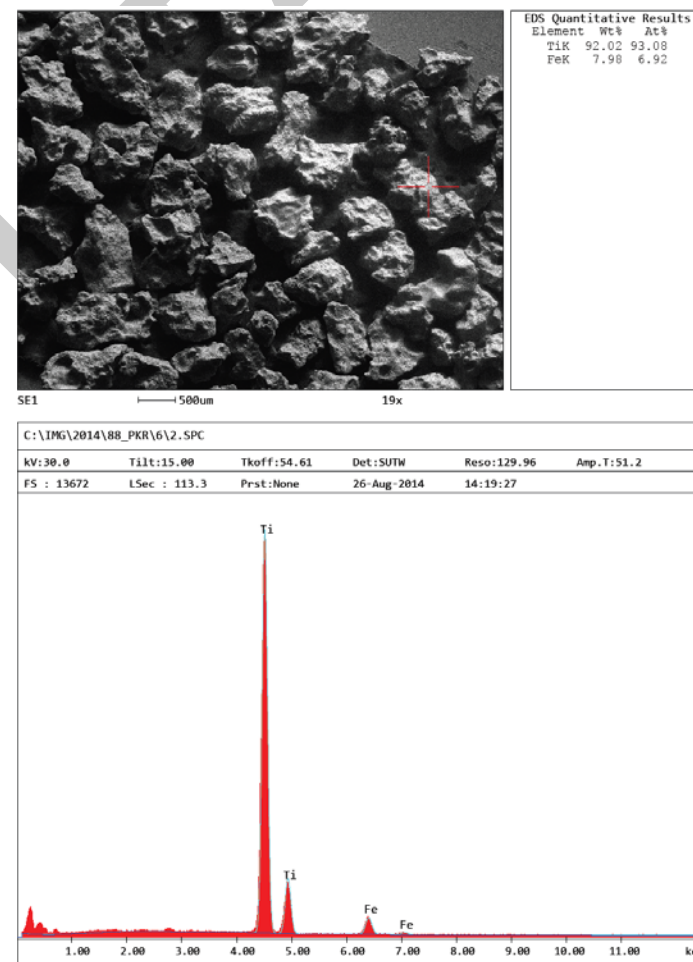
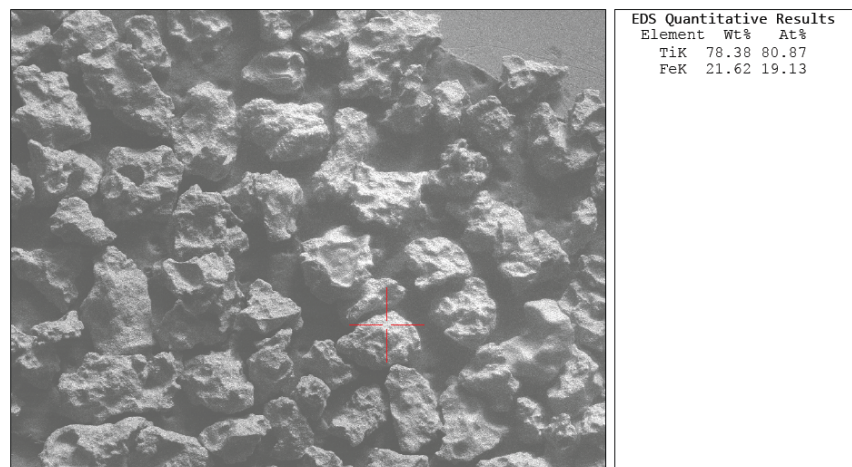


Рисунок 1.21. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 6



SE1 500um 19x

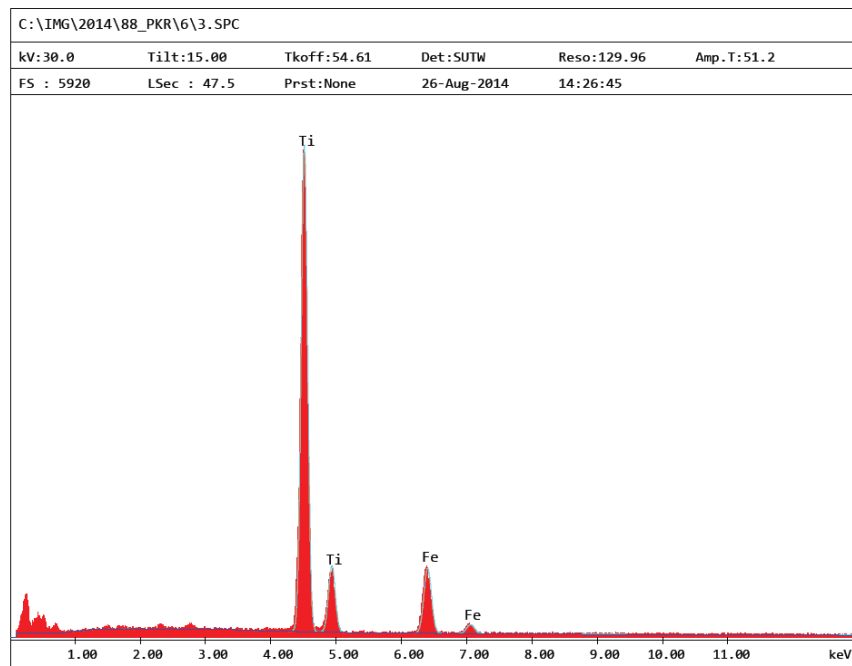
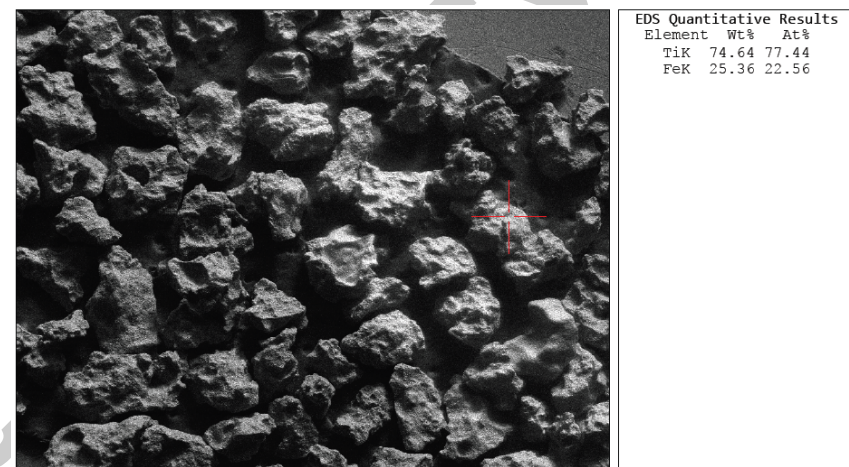


Рисунок 1.22. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 6



SE1 500um 19x

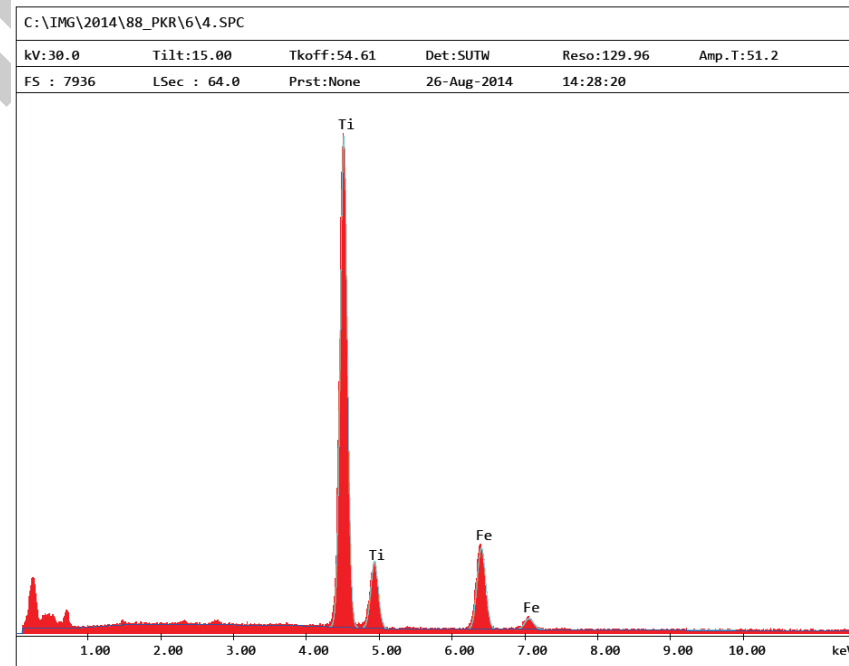


Рисунок 1.23. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 6

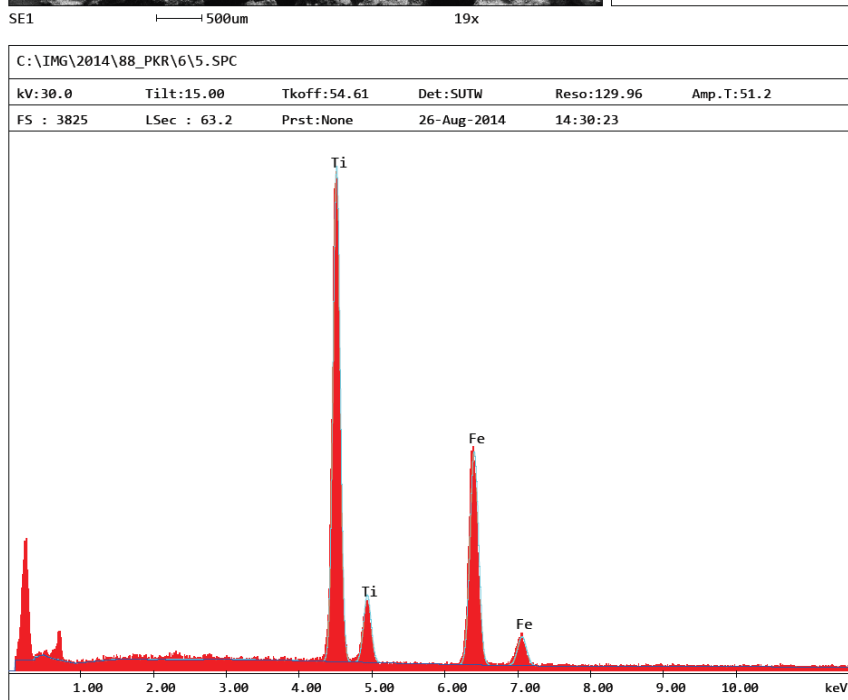
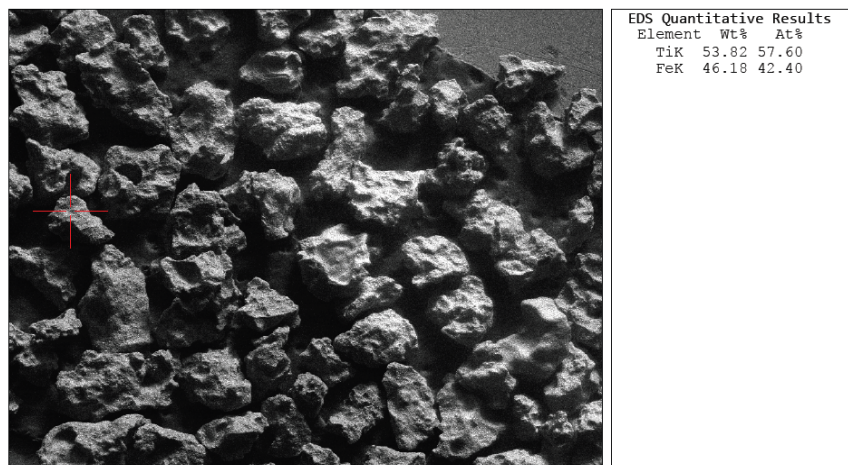
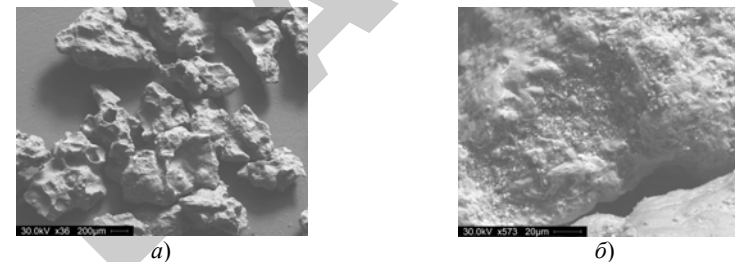


Рисунок 1.24. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 6

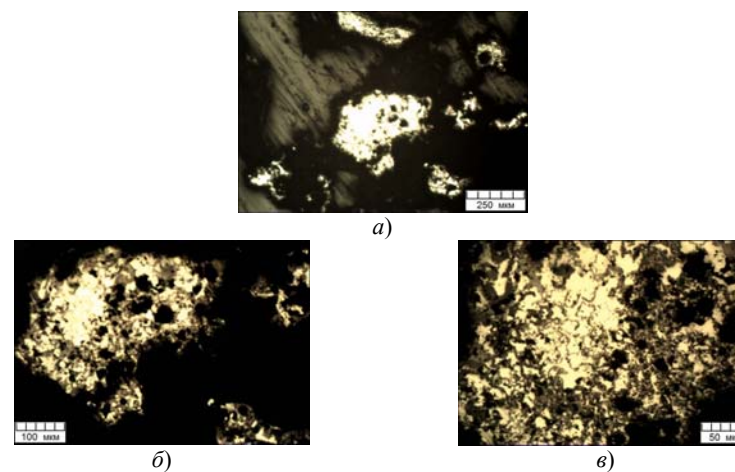
Изучение морфологии частиц показывает, что это частицы сложной неправильной формы с множеством выступов и углублений (рисунок 1.25). Явных следов излома по краям частицы или следов предшествовавшего размола не заметно.



а) ×36; б) ×573

Рисунок 1.25. – Морфология поверхности порошка при различных увеличениях (растровая электронная микроскопия)

На нетравленном шлифе заметны отдельные зерна размером до 5 мкм (рисунок 1.26, в), что свидетельствует о поликристаллической структуре. Использованы фильтры разной контрастности: темный и светлый с целью более полно выявить структуру порошка.

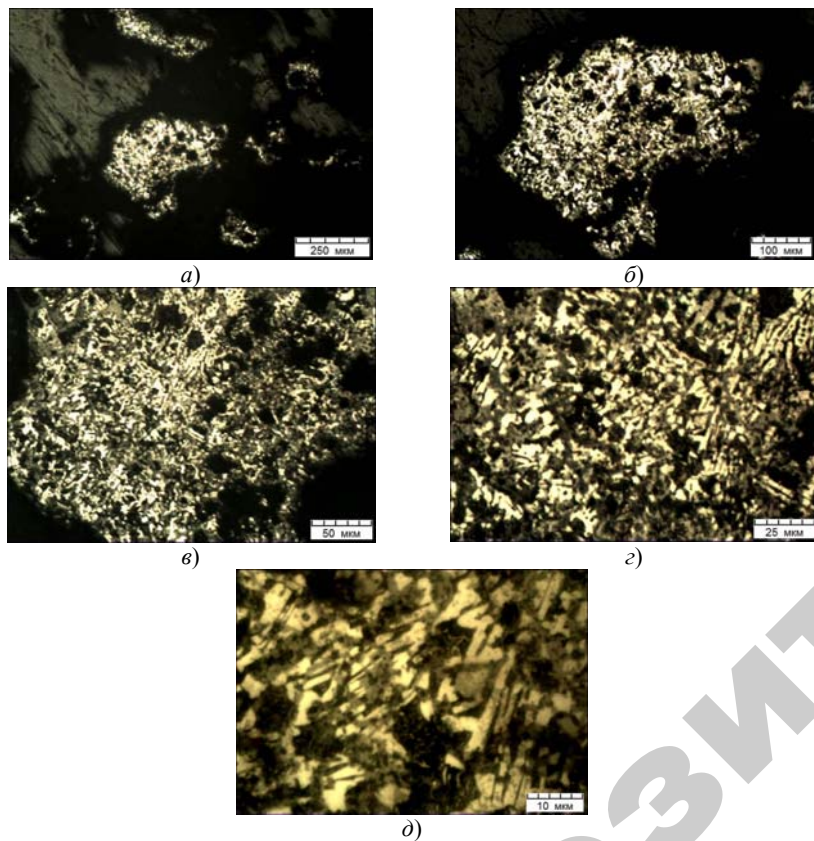


а) ×100; б) ×212; в) ×400

Рисунок 1.26. – Микроструктура в нетравленном состоянии при различных увеличениях

Микроструктура в травленном состоянии (рисунок 1.27) мелкозернистая (снимается одно и то же место при разных увеличениях).

При травлении проявляется весьма характерная иглообразная структура, заметно наличие дендритов, скорость кристаллизации – достаточно быстрая.

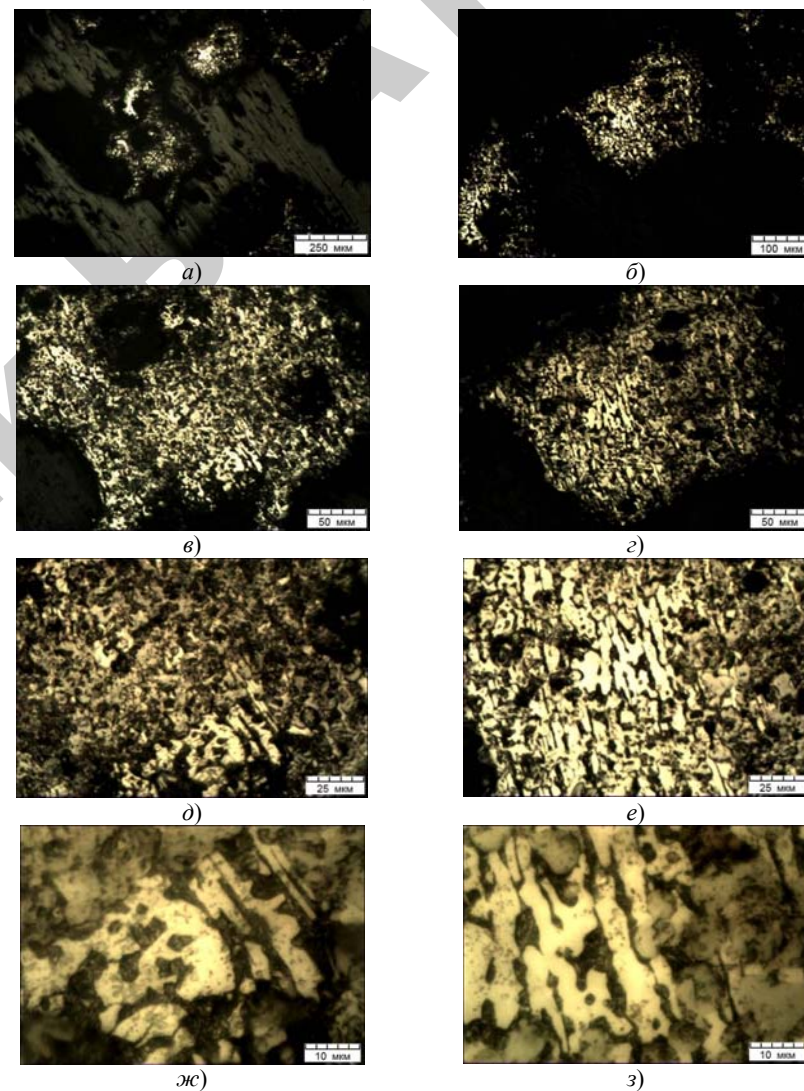


а) ×100; б) ×212; в) ×400; г) ×800; д) ×2000

Рисунок 1.27. – Микроструктура в травленном состоянии при различных увеличениях

Съемки другой частицы позволяет утверждать о наличии двух фаз (рисунок 1.28, *е, ж, и* – две фазы). Причем в белой фазе заметны выделения еще и третьей фазы – рисунок 1.28, *ж, и*). Такая структура

свидетельствует в меньшей степени о пластических характеристиках, а в большей – о твердости и износостойкости.



а) ×100; б) ×212; в) ×400; г) ×800; д) ×2000

Рисунок 1.28. – Микроструктура в травленном состоянии при различных увеличениях

В таблице 1.7 представлены результаты конкретных замеров микротвердости на приборе ПМТ-3 и среднее значение.

Таблица 1.7. – Результаты замеров микротвердости зерен порошка № 6

№ измер.	Нагрузка, г	Количество делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
1	50	31	9,61	9843,6
2	50	32	9,92	9237,9
3	50	33	10,23	8686,6
4	50	31	9,61	9843,6
5	50	31	9,61	9843,6
6	50	30	9,3	10510,8
7	50	30	9,3	10510,8
8	50	31	9,61	9843,6
9	50	33	10,23	8686,6
10	50	31	9,61	9843,6
11	50	32	9,92	9237,9
12	50	32	9,92	9237,9
13	50	30	9,3	10510,7
14	50	30	9,3	10510,7
15	50	31	9,61	9843,6
			среднее	9746,1

Порошок № 7 ($\text{FeAl}_2\text{O}_3\text{--TiC}$)

Результаты спектроскопии представлены на рисунке 1.29–1.34. Основа сплава – алюминий, но его содержание от точки к точке в одной частице колеблется в очень широких пределах от 16 до 90 %.

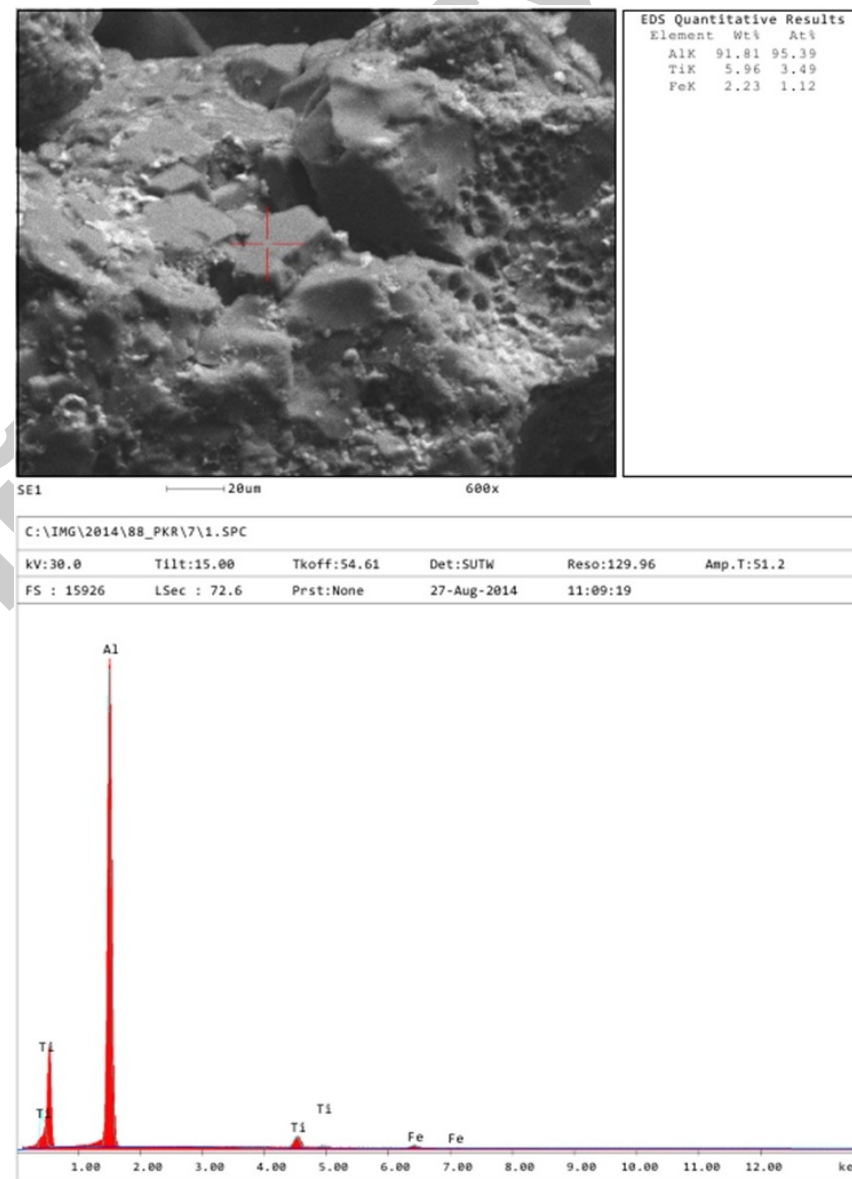


Рисунок 1.29. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 7

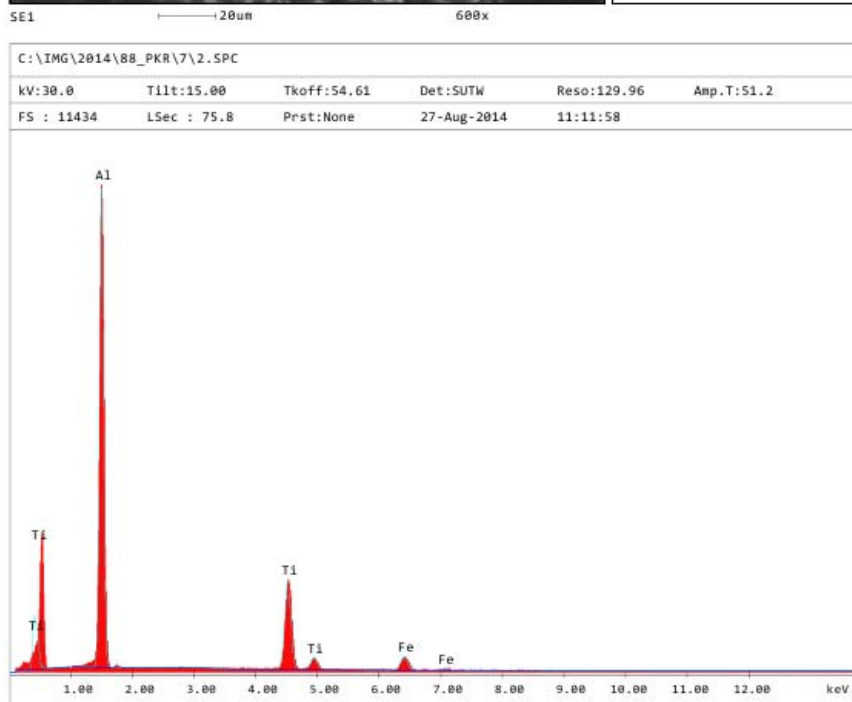
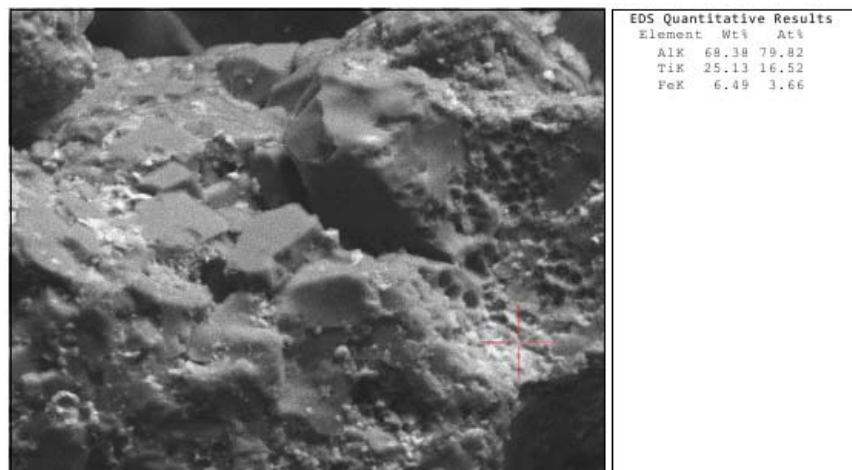


Рисунок 1.30. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 7

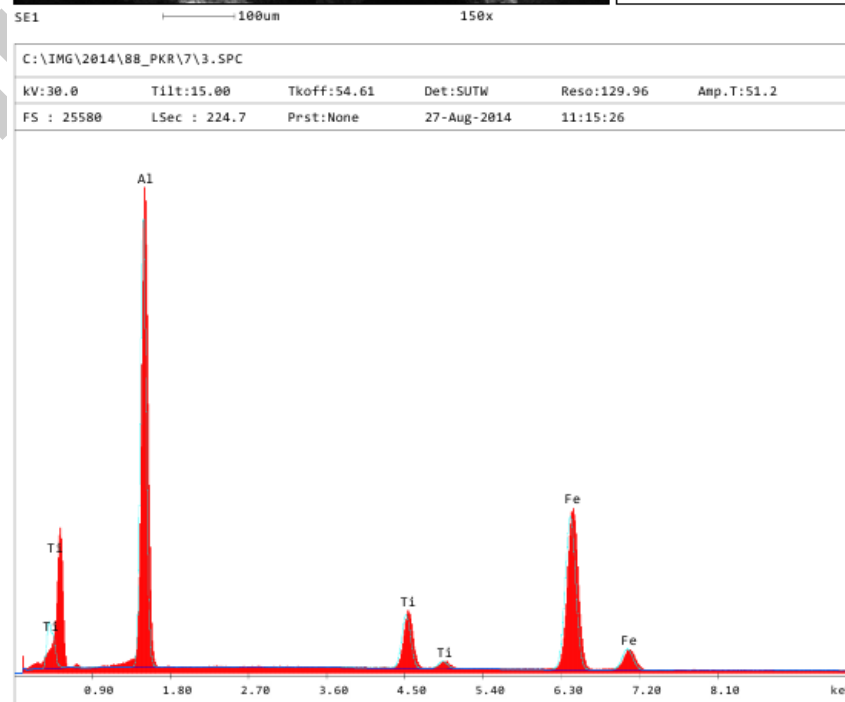
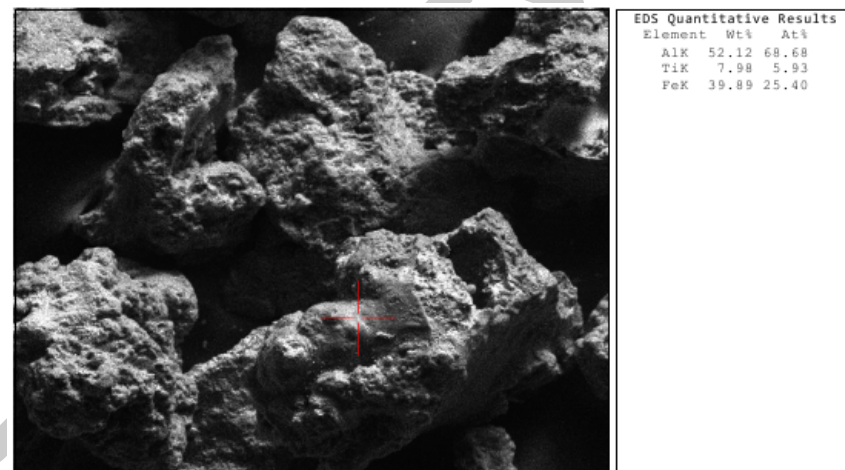


Рисунок 1.31. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 7

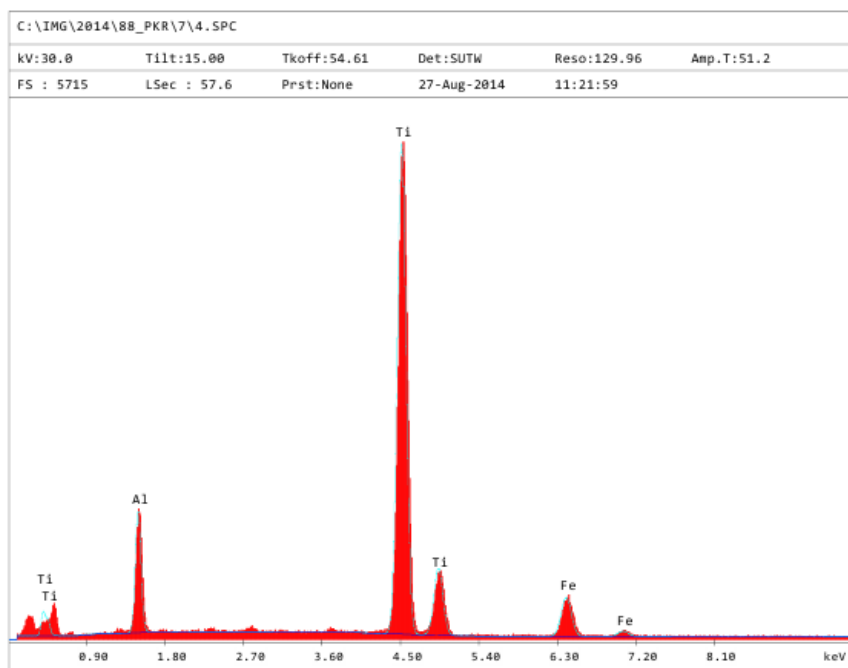
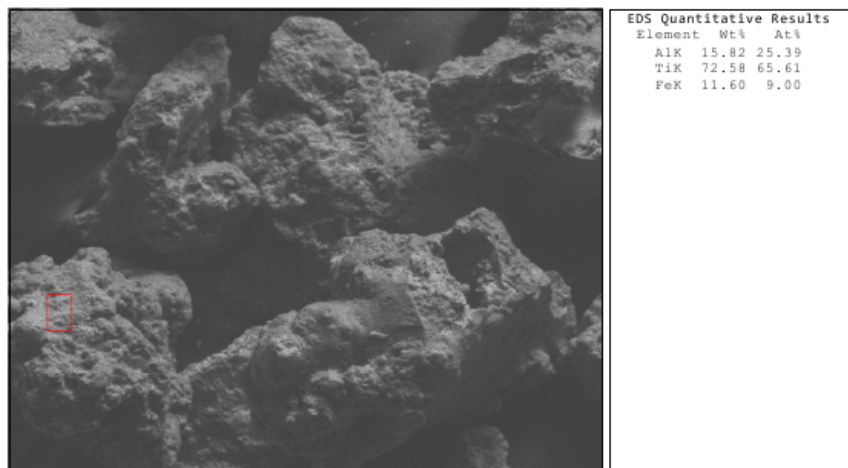


Рисунок 1.32. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 7

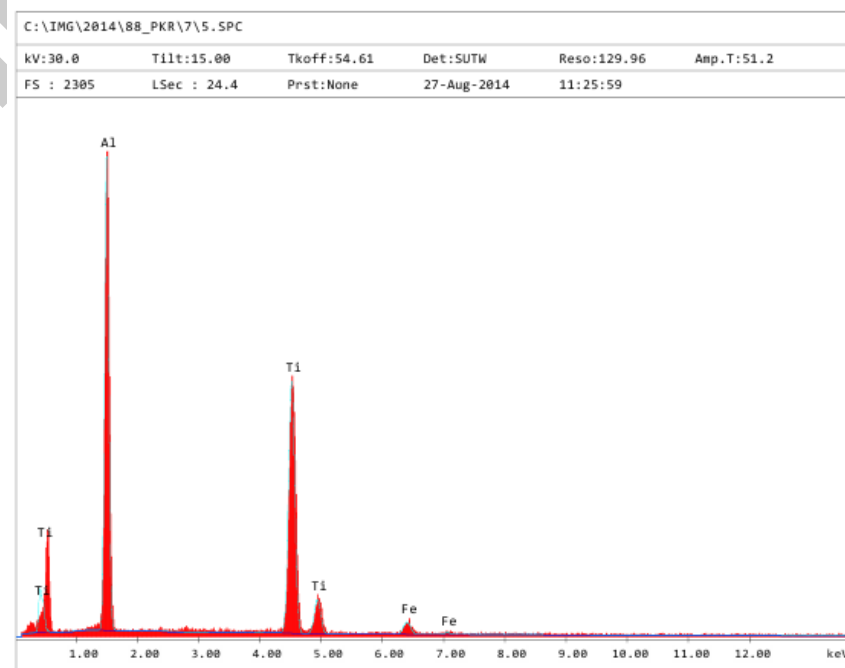
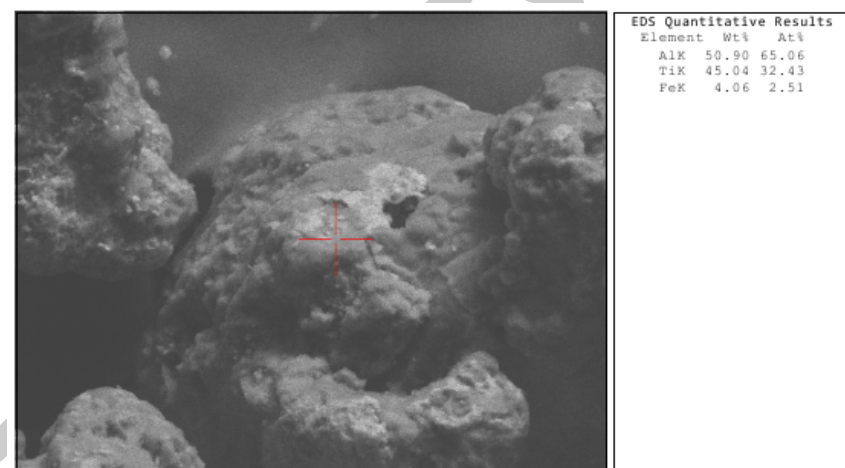


Рисунок 1.33. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 7

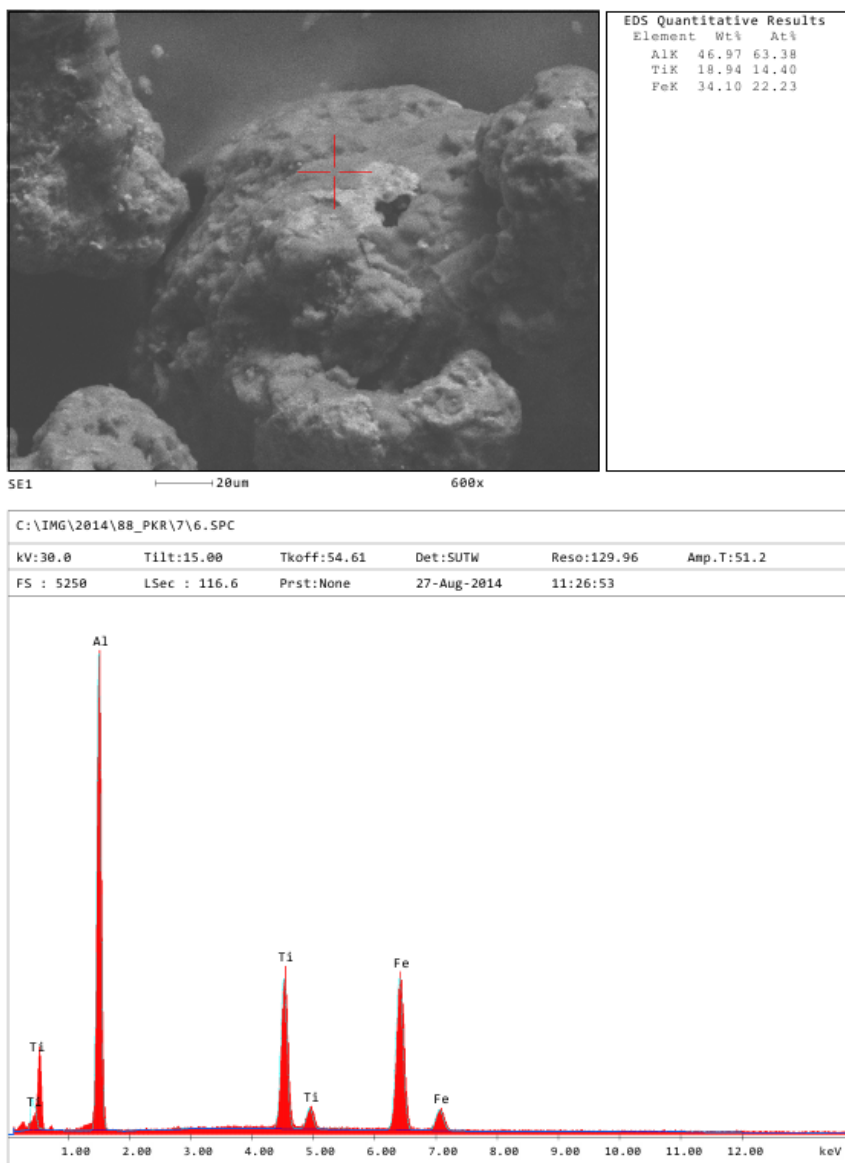
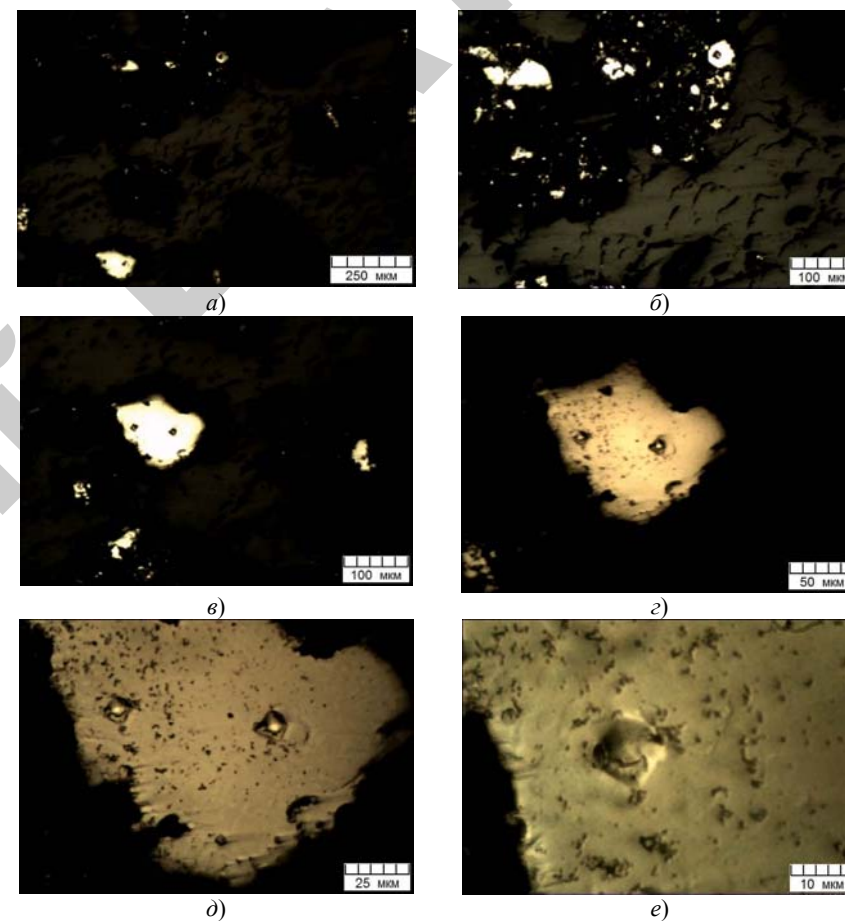


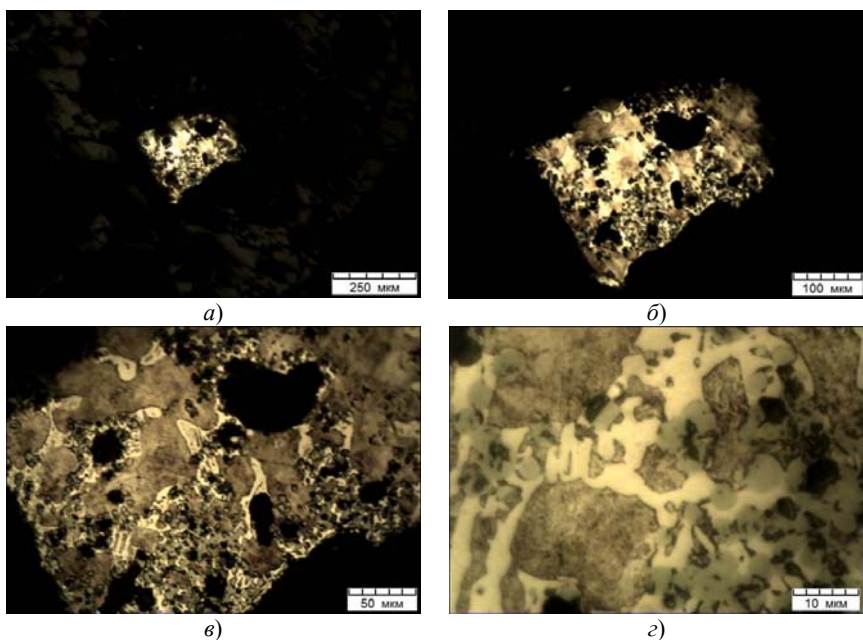
Рисунок 1.34. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 7

Микроструктура в нетравленном состоянии представлена на рисунке 1.35.



а) $\times 100$; б, в) $\times 212$; г) $\times 400$; д) $\times 800$ (в кадре уклы ПМТ);
е) $\times 2000$ (в кадре уклы ПМТ;
в месте укола просматриваются следы пластической деформации)
Рисунок 1.35. – Микроструктура в нетравленном состоянии
при различных увеличениях

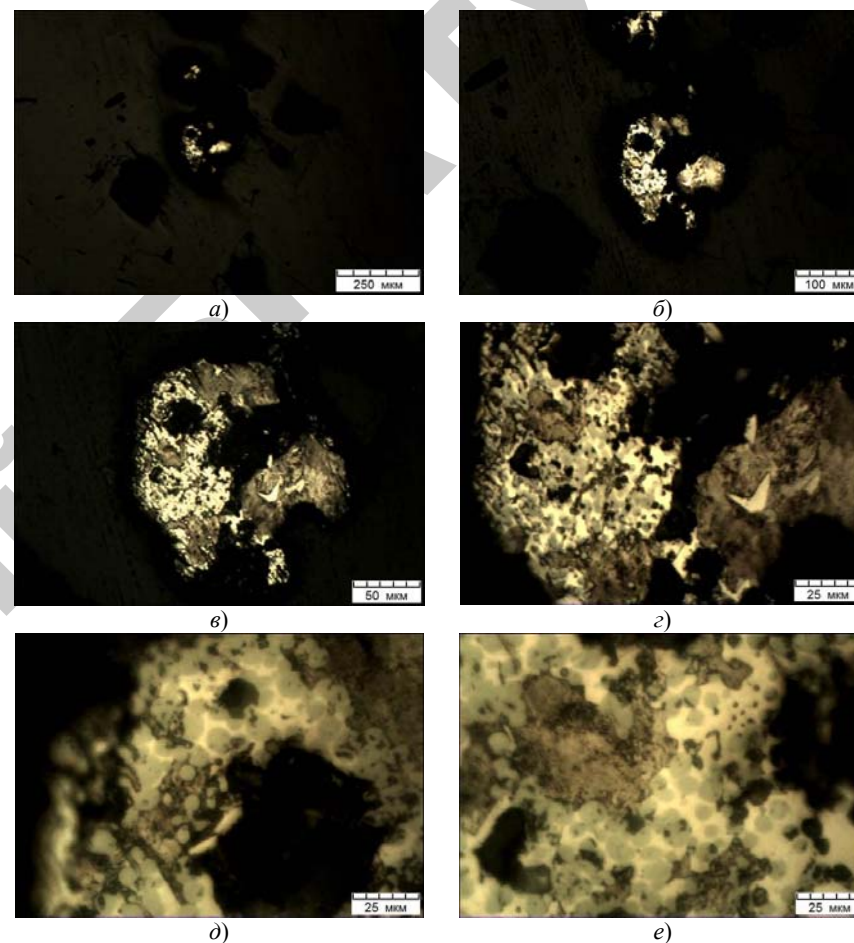
Микроструктура в травленном состоянии (снимается одно и то же место при разных увеличениях) представлена на рисунке 1.36.



a) ×100; б) ×212; в) ×400; з) ×2000

Рисунок 1.36. – Микроструктура порошка в травленном состоянии при различных увеличениях

В первую очередь отмечаются черные пятна на рисунке 1.36, являющиеся порами. Оставшуюся основную часть микроструктуры занимает металлическая матрица (серый фон), это та составляющая структуры, которая закристаллизовалась первой и представляет собой доэвтектический сплав. Меньшую часть площади шлифа занимает эвтектика, кристаллизующаяся во вторую очередь (бело-черная полосчатая фаза), она ограничивает черные поры и образует характерную фигуру – левая верхняя часть рисунка 1.36, в, напоминающую фосфидную эвтектику в сером чугуне. При большом увеличении $\times 2000$ (рисунок 1.36, з) заметно, что металлическая матрица неоднородна и в ней происходили выделения третичной фазы. Ниже приведены два рисунка (рисунок 1.37 и 1.38) с характерными структурами, которые предстоит рассмотреть.

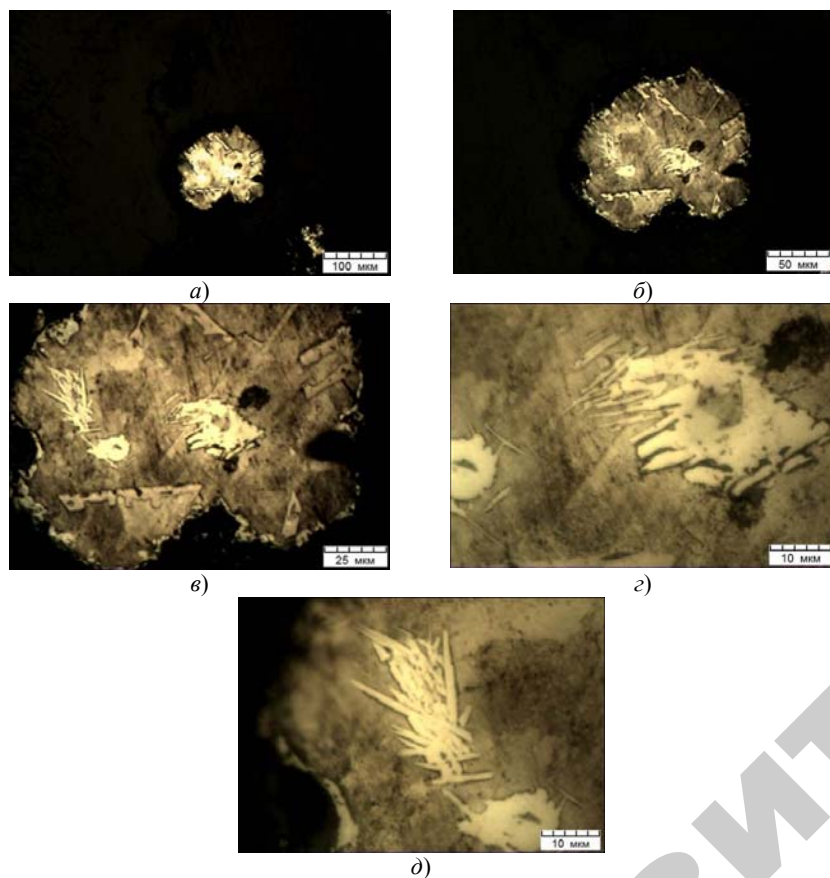


а) ×400; б-е) ×800

Рисунок 1.37. – Микроструктура порошка в травленном состоянии при различных увеличениях

На рисунке 1.37, д, е имеется ячеистая структура (белые и сероватые круги), которая свидетельствует об аморфном строении сплава. Интересной является игольчатая структура в центре частицы на рисунке 1.38. Это дендрит частицы, который кристаллизовался медленнее быстро застывшей оторочки (серый фон), либо игольчатый конгломерат закристаллизовался первым и какое-то

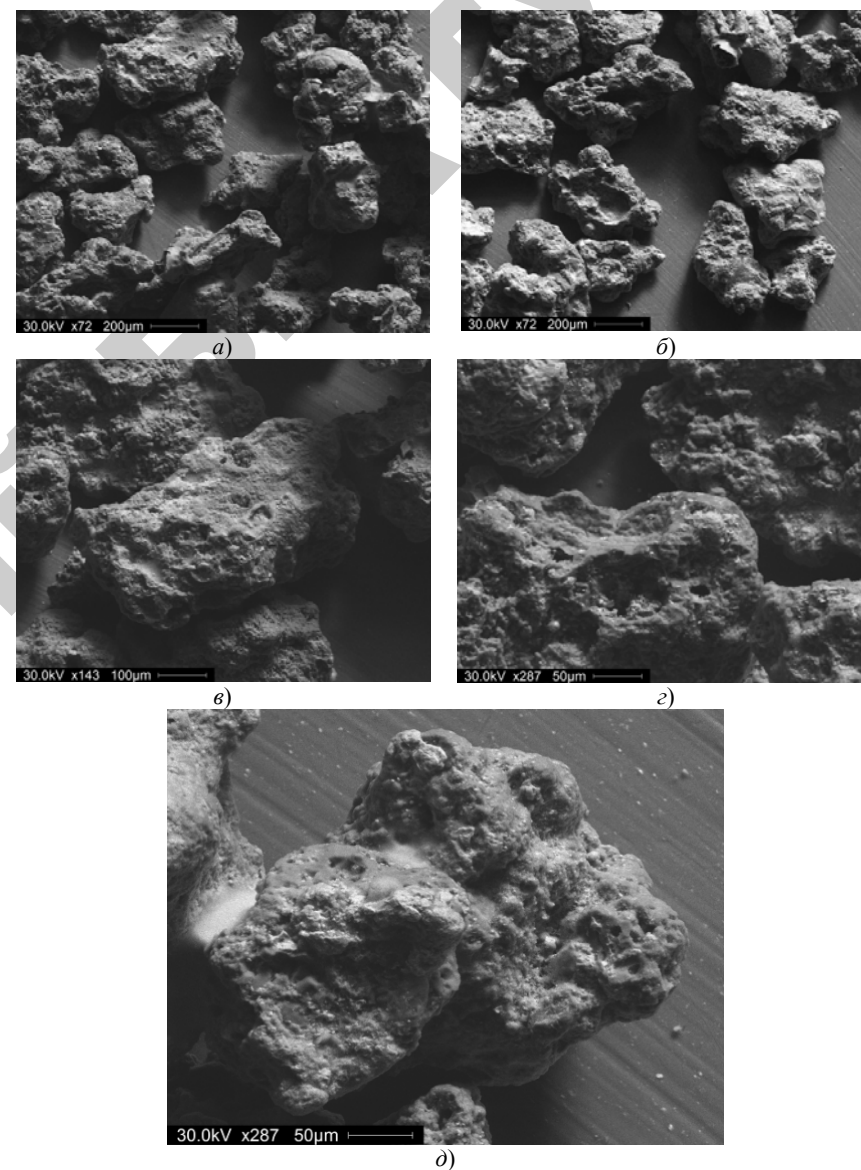
время находился в жидкой фазе, после чего практически одновременно прошла кристаллизация оставшейся части.



a) ×212; б) ×400; в) ×800; з, д) ×2000

Рисунок 1.38. – Микроструктура порошка в травленном состоянии при различных увеличениях

Исследование морфологии показывает, что это частицы сложной неправильной формы с множеством выступов и впадин. Явных следов излома по краям частицы или следов предшествовавшего размола не заметно. Порошок после размола дополнительно обкатывался.



a) ×72; б) ×72; в) ×143; з) ×287; д) ×287

Рисунок 1.39. – Морфология поверхности порошка при различных увеличениях

В таблице 1.8 представлены результаты конкретных замеров микротвердости на приборе ПМТ-3 и среднее значение.

Таблица 1.8. – Результаты замеров микротвердости зерен порошка № 7

№ измер.	Нагрузка, г	Количество делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
1	50	49	15,19	3939,8
2	50	40	12,4	5912,3
3	50	35	10,85	7722,1
4	50	33	10,23	8686,5
5	50	36	11,16	7299,1
6	50	33	10,23	8686,5
7	50	37	11,47	6909,9
8	50	35	10,85	7722,1
9	50	34	10,54	8183,1
10	50	34	10,54	8183,1
11	50	43	13,33	5116,1
12	50	45	13,95	4671,4
13	50	45	13,95	4671,4
14	50	40	12,4	5912,3
15	50	38	11,78	6551,1
			среднее	6677,8

Порошок № 8 (Ж15КТ)

Результаты спектроскопии представлены на рисунке 1.40. Исходя из ее результатов можно предположить, что основой является титан.

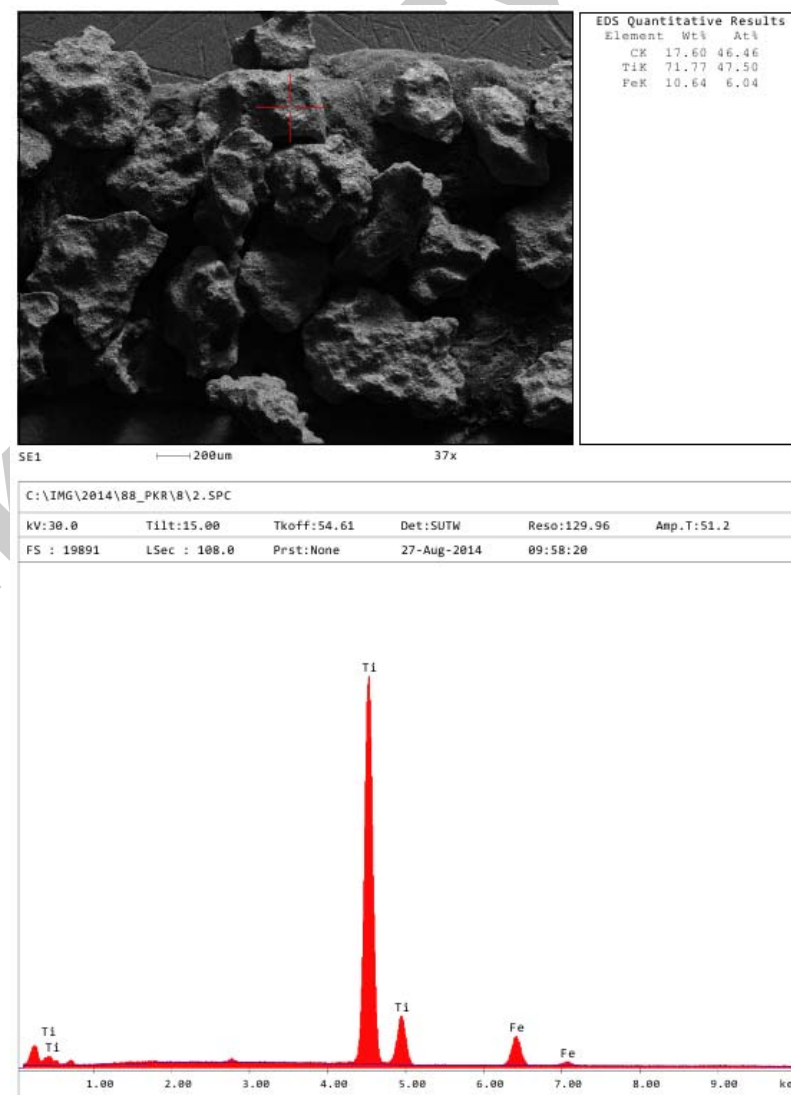
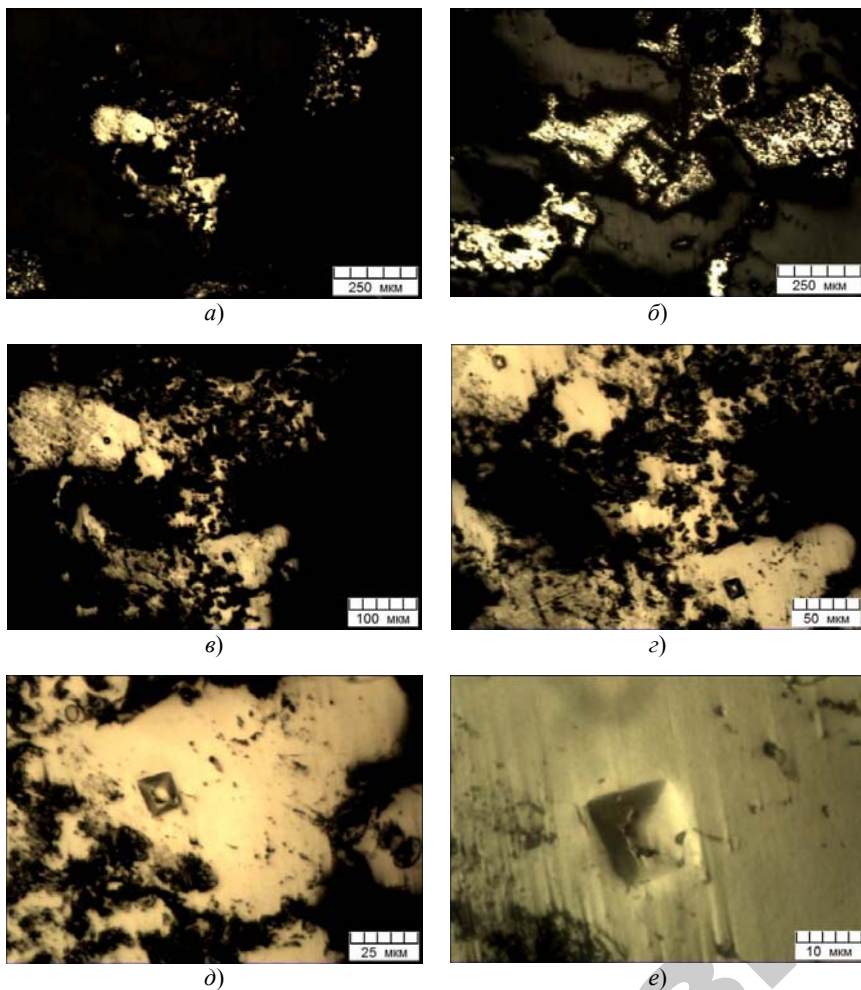


Рисунок 1.40. – Результаты электронной дисперсионной спектроскопии исследуемого порошка № 8

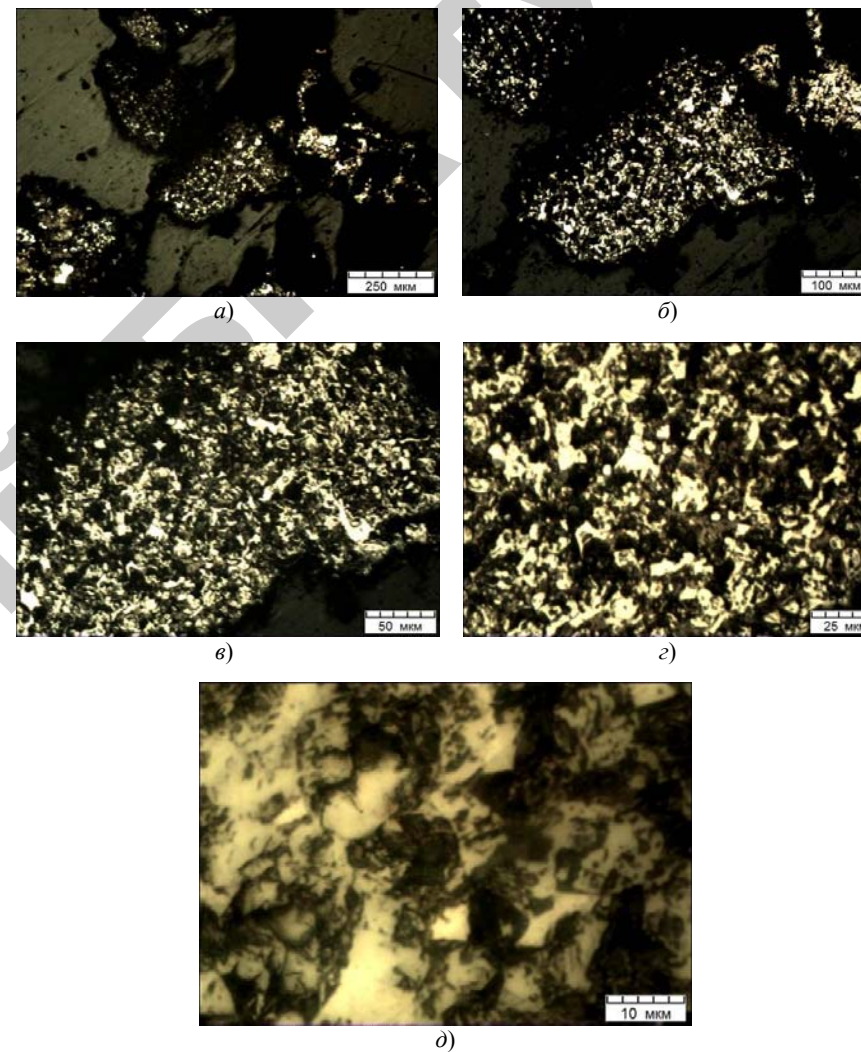
Микроструктура в нетравленном состоянии представлена на рисунке 1.41.



a, б) ×100; в) ×212; г) ×400; д) ×800; е) ×2000

Рисунок 1.41. – Микроструктура порошка в нетравленном состоянии при различных увеличениях

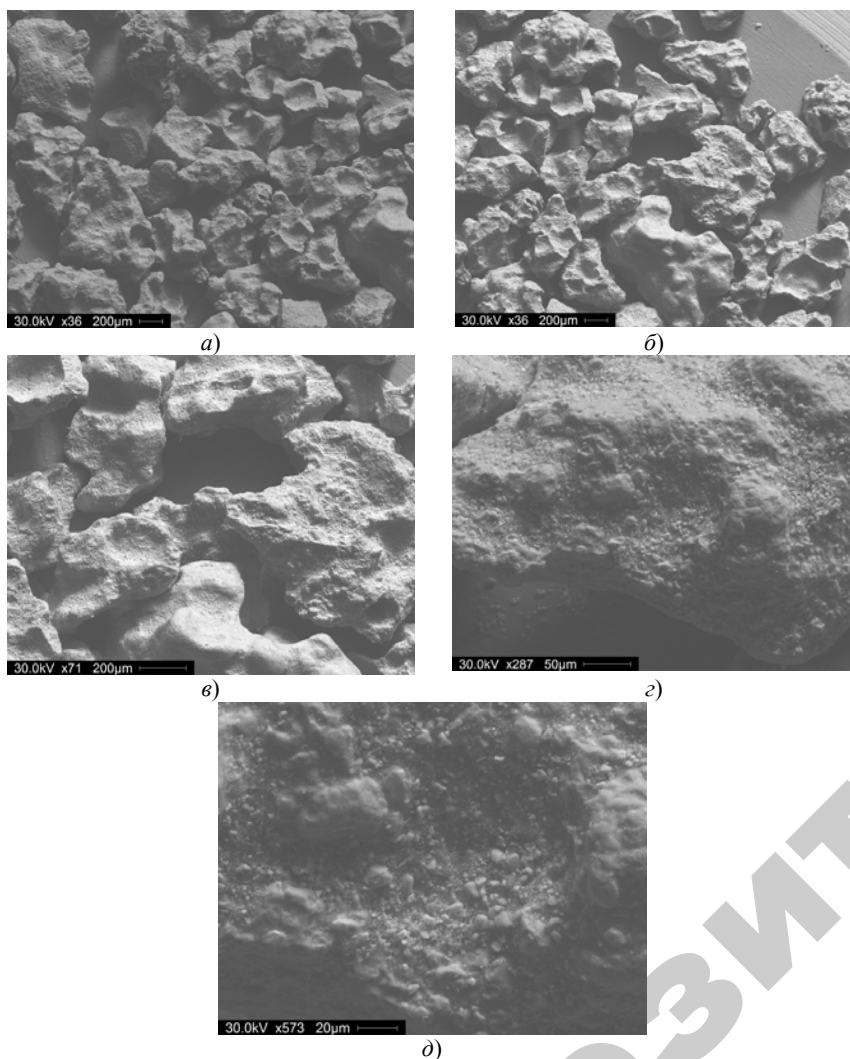
Микроструктура в травленном состоянии приведена на рисунке 1.42. Следует отметить ее невысокую информативность. Полученную микроструктуру можно трактовать и как спеченную механическую смесь двух компонентов, и как выделения двух фаз.



a) ×100; б) ×212; в) ×400; г) ×800; д) ×2000

Рисунок 1.42. – Микроструктура порошка в травленном состоянии при различных увеличениях

Частицы имеют форму типа спеков, а на них имеются выделения (рисунок 1.43, г, д) или частицы размером 1...5 микрон.



а) ×36; б) ×36; в) ×71; г) ×287; д) ×573

Рисунок 1.43. – Морфология поверхности порошка при различных увеличениях (растровая электронная микроскопия)

В таблице 1.9 представлены результаты конкретных замеров микротвердости на приборе ПМТ-3 и среднее значение.

Таблица 1.9. – Результаты замеров микротвердости зерен порошка № 8

№ измер.	Нагрузка, г	Количество делений	Диагональ отпечатка, мкм	Микротвердость, МПа
1	50	33	10,23	8686,5
2	50	35	10,85	7722,1
3	50	33	10,23	8686,5
4	50	47	14,57	4282,3
5	50	37	11,47	6909,9
6	50	36	11,16	7299,1
7	50	35	10,85	7722,1
8	50	36	11,16	7299,1
9	50	35	10,85	7722,1
10	50	37	11,47	6909,9
11	50	33	10,23	8686,5
12	50	36	11,16	7299,1
13	50	35	10,85	7722,1
14	50	35	10,85	7722,1
15	50	34	10,54	8183,1
			среднее	7523,5

На ФАП восьми составов выполнены исследования: морфологии поверхности, микроструктуры (частично; большая часть - только на нетравленных шлифах, так как для качественного травления необходим тщательный подбор травителя), микротвердости, проведен локальный химический анализ (выборочно на различных участках частиц). Для этого использованы методики дюротметрии, металлографии, РЭМ, электронной дисперсионной спектроскопии.

Показано, что исследуемые ФАП существенно отличаются друг от друга по всем исследованным показателям и, очевидно, в реальных процессах МАО дадут широкий спектр результатов.

Представленные ФАП – это весьма специфические субстанции для исследований, требующих особых методов, тщательности приготовления шлифа, многократных повторов химического анализа.

Для данных типов ФАП наиболее информативным и при этом наименее трудоемким методом исследований является РЭМ, электронная дисперсионная спектроскопия, затем измерения микротвердости (однако в этом методе уже возникают проблемы из-за малых размеров частиц). Метод же классической металлографии шлифов в данном случае весьма трудоемок и не настолько информативен.

Фактически данная работа представляет собой лишь начальную стадию исследований и наработку методического опыта, как нужно заниматься исследованиями такого специфического материала.

1.3.3 Оценка морфологии и микроструктуры ферроабразивных порошков

Изучение морфологии и микроструктуры отдельных частиц имеет большое значение, так как эти характеристики порошка, наряду с химическим и гранулометрическим составами, определяют структуру и свойства порошков. Основными морфологическими признаками порошка являются форма составляющих его отдельных частиц и микрорельеф их поверхности. Форма и топография частиц определяются условиями их формирования и зависят от метода получения порошка. Поэтому создается возможность управления морфологическими характеристиками порошков в нужном направлении с помощью регулировки технологических параметров процесса их получения.

В настоящее время наибольшее распространение нашли два метода получения порошков: распыление расплава сжатым воздухом, газом, водой высокого давления и восстановление углеродом [9, 10]. Известны также карбонильный [11], электролитический [12], гидрометаллургический [13–15], механический [14], газофазный [15] и другие специальные методы получения порошков. Форма частиц определяет поведение порошковой массы во всех технологических операциях – при смешивании, прессовании, спекании. Различают сферическую, округлую, нитевидную, губчатую, угловатую, осколочную, хлопьевидную, дендритную, чешуйчатую, пластинчатую, дискообразную, кораллоподобную и другие формы частиц порошков.

Механические испытания материалов из порошков одинакового гранулометрического состава, но с разной формой частиц, показали, что при одинаковой плотности материала более высокий уровень прочности и пластичности обеспечивают порошки со сложной (губчатой, хлопьевидной, кораллоподобной) формой частиц и развитой внешней поверхностью [17]. Размер распыленных частиц оказывает влияние на их форму и внутреннее строение [18].

Изменяя параметры распыления расплава, повышая его вязкость вводом соответствующих добавок, управляя направлением и развитием физико-химических процессов взаимодействия расплава с распыляемой средой можно реализовать получение порошков сферической формы [19], губчатой (рисунок 1.3) или пластинчатой, (рисунок 1.6). Развитая поверхность подобных частиц увеличивает число межчастичных контактов, активизирует и повышает характеристики порошков [20]

Для порошков, полученных восстановлением, характерна сложная форма с большим количеством сообщающихся пор и с развитой поверхностью (рисунок 1.30). В микроструктуре таких частиц обнаруживаются внутренняя пористость (рисунок 1.31). Порошки, полученные механическим размолотом в шаровых или вихревых мельницах, имеют угловатую, осколочную или дискообразную формы [21]. Микрорельеф поверхности отдельных частиц при сходной их форме также может отличаться большим разнообразием. Различают несколько характерных типов поверхности порошковых частиц: сглаженная, ноздреватая, губчатая, трещиноватая, покрытая кавернами, кратерами, ямочками, наростами, наплывами, с изрезанным рельефом и т. п. [4]. Тот или иной микрорельеф отдельной частицы определяет площадь ее поверхности и, следовательно, поверхностную активность, склонность к удержанию загрязнений, возможные трудности при очистке порошков. В ряде случаев характер поверхности частиц позволяет предвидеть технологические свойства порошка – текучесть, формуемость, прессуемость. Внутренняя пористость ограничивает уплотняемость порошков при МАО и сохраняется в структуре рабочей технологической среды (РТС). Наибольшее количество внутренних пор наблюдается в легких порошках (насыпная плотность $2,3 \dots 2,5 \text{ г/см}^3$), изготовленных восстановлением и распылением воздухом. Порошки, полученные распылением водой, относятся к тяжелым (насыпная плотность $2,8 \dots 3,1 \text{ г/см}^3$), отличаются более компактным строением частиц с меньшей внутренней пористостью и обладают более высокой степенью уплотняемости.

Микроструктура отдельных порошковых частиц является важной характеристикой, потому что несет информацию об условиях формирования порошка и, следовательно, о возможностях направленного изменения их свойств. При производстве порошка распылением расплавов воздухом или водой возможно образование

различной структуры, определяемой условиями диспергирования, кристаллизации и охлаждения отдельных частиц. Структура частиц порошка после распыления воздухом или водой может представлять собой в зависимости от условий распыления ледебурит (рисунок 1.19), мартенсит (рисунок 1.9) или перлит. Микроструктура частиц порошка, как правило, ферритная (рисунок 1.27) или феррито-перлитная (рисунок 1.28).

Введение в порошок добавок легирующих элементов может осуществляться различными путями: применением предварительно легированных железных порошков; смешиванием чистых порошков легирующих элементов с порошком железа; введением легирующих элементов в виде разбавленных добавок – ферросплавов, порошков высоколегированных сталей, карбидов, оксидов, солей, сульфидов [22]. Применение смеси порошков легирующих элементов с порошком железа приводит к значительной сегрегации и гетерогенной структуре [23, 24]. Частицы легирующих элементов, как правило, используются неполностью из-за недостаточной диффузии при обычно применяемой температуре 1140...1170 °С и времени спекания. Для протекания процессов гомогенизации необходим длительный высокотемпературный нагрев при 1200...1300 °С, а также использование легирующих присадок с очень мелкими частицами 10...20 мкм и менее. Применение для легирования порошков, например: ферросплавов, порошков карбидов, сульфидов, оксидов соответствующих элементов – облегчает их диффузию в железную матрицу при спекании, позволяет снизить температуру и способствует получению материалов с равномерной структурой и высоким комплексом механических свойств [25]. При большем их содержании возрастают: неоднородность твердого раствора, гетерогенность структуры, величина и количество труднорастворимых карбидов, диффузионная пористость, количество остаточного аустенита. Содержание углерода должно превышать 0,4...0,8 масс.% [26], так как углерод связывает карбидообразующие элементы (не дает им переходить в твердый раствор).

Значительное улучшение свойств порошков может быть достигнуто: повышением плотности материала, повышением чистоты железных порошков и легирующих присадок, использованием рациональных режимов термической, химико-термической и термо-механической обработки.

В связи со значительным содержанием кислорода в промышленных порошках (до 0,5 %) в структуре и изломах порошков обнаруживаются оксидные неметаллические включения. Встречаются также разнообразной формы сложные по составу оксиды, содержащие кремний, алюминий, марганец, магний и другие элементы (рисунок 1.37).

Изломы ряда порошков отличаются преимущественно хрупким транскристаллитным сколом с характерным ручьистым узором (рисунок 1.8, е). С увеличением содержания углерода доля хрупких участков в изломе увеличивается. Никель – один из немногих элементов, при введении которого повышается одновременно как прочность, так и пластичность, в изломах образцов возрастает доля вязкой составляющей. В железоуглеродистых сплавах никель не образует карбидов и является графитизирующим элементом. Система железо – никель отличается кинетикой превращения, сильно зависящей от состава, особенно в области сплавов с низким содержанием никеля [27]. В углеродистых железоникелевых сплавах, особенно при переходе из α - в γ -область, наблюдается расслоение (распад однородного твердого раствора), приводящее к неоднородному распределению никеля [28]. При получении из смесей порошков никеля, железа и графита не обеспечивается полное выравнивание состава, им характерна неоднородная пятнистая структура, особенно при низких температурах спекания и недостаточных выдержках. Лишь с повышением температуры спекания до 1250 °С и времени выдержки до 8 ч удается достичь гомогенности структуры [3].

В порошках, полученных из смеси порошков, диффузионный поток никеля в основу железа преобладает над диффузионным потоком железа в никель [25]. Поэтому в местах, где ранее были расположены частицы никеля, появляется диффузионная пористость (рисунок 1.18, з). Никелевая частица растворяется при спекании с образованием твердого раствора легированного никелем аустенита [25]. При этом в структуре никелевых сталей наблюдается светлая диффузионная зона с достаточно четкими границами вокруг не растворившихся до конца частиц никеля и диффузионных пор (рисунок 1.18, б).

Легирование солями никеля обеспечивает более равномерное его распределение в основе железа по сравнению с легированием

порошком чистого никеля и позволяет несколько снизить температуру спекания. При некачественном смешивании солей никеля с порошком железа, использовании крупнодисперсных добавок в структуре могут присутствовать светлые нетравящиеся включения никеля с четкими очертаниями. Такое распределение никеля неудовлетворительно, так как не обеспечивает требуемого уровня механических свойств. При неравномерном распределении никеля в изломе появляются участки транскристаллитного хрупкого разрушения [25].

Свойства порошков зависят от способа введения хрома и формирующейся в зависимости от этого структуры. Структуры порошков отличаются неоднородностью из-за склонности хрома к окислению, сигма- и карбидообразованию. Микроструктура состоит из легированного феррита, перлита и отдельных светлых включений неправильной формы, образовавшихся на месте частиц хрома (рисунок 1.20, л). Изучение качественного и количественного состава после спекания методом рентгеноспектрального микроанализа показало, что светлые включения неправильной формы представляют собой интерметаллид – σ -фазу (рисунок 1.20, к). Очевидно, σ -фаза образуется при спекании за счет преимущественной диффузии железа в хром и вначале препятствует легированию твердого раствора хромом. При температурах спекания выше 1200 °C начинается растворение σ -фазы и происходит дальнейшее насыщение твердого раствора хромом из σ -фазы.

Если при легировании никелем растворение идет путем диффузии в железо, то при легировании хромом сначала образуются σ -фаза или карбиды хрома, а потом уже начинается их растворение в железной основе и дальнейшее легирование феррита хромом. Изломы преимущественно хрупкие, транскристаллитные, ручьевого типа (рисунок 1.12), разрушение часто проходит по крупным карбидам и в районе диффузионной пористости. Уменьшение гетерогенности структуры может быть достигнуто увеличением дисперсности исходных порошков или применением менее концентрированных добавок, например введением хрома и углерода в виде карбидов Cr_3C_2 с размерами частиц 5...10 мкм. Образование однородной структуры возможно также при применении предварительно легированных хромом порошков железа методом термодиффузионного насыщения из точечных источников [29].

Для структуры полученных из смесей порошков хрома, никеля, железа и графита, характерны гетерогенность и многообразие структурных составляющих: легированный феррит и перлит, карбиды хрома, σ -фаза, нерастворившиеся участки частиц никеля, диффузионная пористость (рисунок 1.18, в). На рисунке 1.18, д показаны участки субструктуры в зоне контакта частиц никеля, отражающие растворение при спекании никеля и образование сферической диффузионной пористости в нем. Мелкие, равномерно распределенные карбиды, выступая над поверхностью трения, принимают нагрузку, срезают мостики схватывания и тем самым улучшают режущие свойства (рисунок 1.11).

Влияние кобальта связывают с уменьшением растворимости в α -железе, а также с образованием областей ближнего порядка [30, 31]. Кроме того, кобальт увеличивает теплостойкость матрицы, поэтому его присутствие желательно.

Растворимость титана в α -фазе мала, и в присутствии никеля при нагреве происходит выделение дисперсных фаз NiTi , Ni_3Ti . Однако титан резко понижает пластичность, вязкость и сопротивление хрупкому разрушению [32, 33]. Понижение пластичности при увеличении содержания титана связано с образованием при охлаждении в интервале 800...1000 °C карбонитридов титана по границам аустенитных зерен.

Микроструктура представляет собой зернистый перлит и карбиды глобулярной формы (рисунок 1.42). В матрице перлита карбиды распределены равномерно. Можно различить два вида карбидов – крупные обособленные первичные карбиды и более мелкие – вторичные (рисунок 1.43).

Разработка и создание порошков должны идти по двум направлениям. С одной стороны, подбор исходных тугоплавких фаз – карбиды, карбонитриды титана, ванадия, ниобия и их твердые растворы, с другой стороны, исследование и разработка подходящей матрицы на основе железа [34–39]. Конечные свойства композиции в целом определяются свойствами тугоплавкой фазы, матрицы и границей раздела фаз, сформировавшейся в процессе спекания системы. В то же время сама тугоплавкая фаза и матрица претерпевают изменения в процессе взаимодействия. В итоге выбор исходных составов для создания материалов на основе свойств исходных компонентов является чисто условным и требует знания процессов

и того конечного состояния, к которому придет вся система в результате взаимодействия.

Состав и свойства исходных тугоплавких фаз – карбидов, карбонитридов – будут существенно влиять на конечные свойства порошков, обуславливая их высокую твердость, износостойкость, устойчивость к действию агрессивных сред, которые присущи тугоплавким соединениям. [40, 41]. Карбидная фаза, растворяясь частично в процессе взаимодействия в матрице, в основном объеме зерна остается такой же по составу, что и исходное соединение. Поэтому прогнозировать конечные свойства порошков, обусловленные свойствами тугоплавких фаз, можно в первом приближении на основе знания свойств самих этих фаз. Меняя содержание атомов углерода в карбиде титана в области гомогенности TiC_x ($x = 0,5 \dots 1,0$), относительное содержание атомов C и N в TiC_xN_y , легируя неметаллическую подрешетку атомами кислорода или металлическую – Zr, Nb, V, Cr, можно управлять прочностными и пластическими характеристиками данных соединений [42–44], а значит, физико-механическими свойствами композиционных материалов. Этим объясняется тот факт, что по мере накопления данных о свойствах тугоплавких фаз используются TiC_x , TiC_xN_y , $Ti_xMe_{1-x}C_yN_{1-y}$, $Ti_xMe_{1-x}C_yN_{1-y}O_{1-y-z}$, где Me могут быть Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo.

В настоящее время процессы структурообразования подвергаются исследованию по двум направлениям: во-первых, теоретическому осмысливанию на идеальных моделях и, во-вторых, разнообразными экспериментами. В [45] сказано, что «рациональная теория спекания должна предсказать пути получения заданной структуры спеченного тела для того, чтобы обеспечить определяемые этой структурой физико-механические или физико-химические свойства». В. В. Скороход предложил в качестве модели пористого тела смесь участков вещества и пустот и, используя реологический подход к оценке макроскопической вязкости пористого тела, нашел, что скорость сокращения пористости должна быть пропорциональна величине пористости и коэффициенту, зависящему от размера частиц и вязкости вещества [46].

В работе [47] изложен фундаментальный анализ феноменологии процесса спекания, но без учета структурных изменений, о чем ее автор делает соответствующие замечания в конце монографии. Еще

более сложная задача стоит перед исследователями, занимающимися вопросами спекания поликомпонентных систем. Наиболее полный обзор по этому вопросу дан в работах [46, 48, 49]. Однако в этих работах решение вопросов спекания сводится к определению изменения концентрации составов в процессе и не делается попыток решения такого сложного вопроса, как связь изменения тонкой структуры в процессе спекания с режимами процесса спекания и их свойствами. В работе [48] автор отмечает, что «спекание поликомпонентных систем чувствительно к размеру, форме, ориентации и типу кристаллов и к дефектам кристаллической решетки». Большая часть порошковых материалов состоит более чем из одного компонента. Физическая и химическая кинетика не в состоянии в настоящее время дать методы расчета процессов спекания из-за сложности и перекрытия различных эффектов, а также неопределенности исходного состояния многокомпонентных систем. Согласно классификации [48], могут иметь место следующие многокомпонентные объекты спекания:

- гомогенные порошковые двухкомпонентные системы;
- двухкомпонентные системы с концентрацией составляющих в пределах однофазной области в течение всего процесса спекания;
- двухкомпонентные системы с ограниченной взаимной растворимостью составляющих;
- двухкомпонентные системы с отсутствием взаимной растворимости;
- системы с числом компонентов более двух.

В общем случае порошки представляют собой частицы, легированные несколькими компонентами. Влияние нескольких компонентов будет накладываться на процесс спекания, но в итоге свойства будут зависеть от изменения параметров атомно-кристаллической решетки, размеров блоков мозаики, плотности дислокаций и других структурных факторов. В силу этого необходимо выявление зависимостей свойств от изменения режимов прессования и спекания и структуры.

Выявленные закономерности кинетики процесса получения порошков возможно будет интерполировать и экстраполировать для многокомпонентных частиц порошков и, применяя методы математического планирования экстремальных экспериментов, проводить расчеты по созданию материалов с наперед заданными свойствами.

Как видно из изложенного, процессы и материалы, являющиеся объектом исследования для МАО, представляют типичный пример многокомпонентных систем, которые оцениваются и описываются лишь качественно. Причем под компонентами следует понимать не только компоненты состава порошка, но и ряд других факторов. Так, если стоит задача получения конечного порошкового материала с определенными свойствами, то факторами, определяющими эти свойства, будут различные характеристики технологии получения порошка. При моделировании свойств пористого тела в зависимости от его структуры решающее значение приобретают характеристики формы и расположения частиц, определяющие контактные явления в материале [46]. Такие системы, получившие название «хорошо организованных» [49], становятся многокомпонентными.

Многокомпонентное состояние порошковой системы приводит к тому, что в ней протекают процессы различной физической природы на разных структурных уровнях: изменяется геометрия тела как целого, взаимное расположение частиц, их форма, внутри и между отдельными частицами идут диффузионные процессы, активность которых обусловлена факторами геометрической (например, форма и совершенство поверхности контакта), физической (температура контакта, кристаллическая структура материалов и ее искажение) и химической (состав частиц) природы [50].

Результаты изучения реакций системы могут быть представлены в виде математической или геометрической модели. Более того, одни и те же элементы поведения системы можно описать различными моделями, одновременно имеющими право на существование [51]. Отметим, что всякая модель должна обладать следующими качествами: быть средством осмысления действительности, инструментом прогнозирования и средством постановки экспериментов [49, 51, 52].

Такая задача эффективно решается с применением методов математического планирования эксперимента. Построенные по результатам эксперимента расчетные уравнения позволяют предсказать тот или иной показатель процесса и оптимизировать его. Надо при этом иметь в виду, что такие регрессионные модели являются, как правило, первым этапом изучения явлений, лежащих в основе технологических процессов. Математическое выражение этих

моделей – полиномиальные зависимости параметра оптимизации от многих переменных факторов. Поскольку при выборе модели физический механизм воздействия факторов на параметры оптимизации учитывается слабо, то модели данного типа оказываются пригодными для широкого круга процессов. Такой подход позволяет эффективно установить статистические связи между количественными величинами, характеризующими процесс, а также отобрать в ряде случаев набор необходимых факторов и т. д. [53].

1.3.4 Режущие свойства ферроабразивных зерен

Требования к свойствам ФАП существенно зависят от параметров магнитных полей, в которых они работают. Магнитные поля выбирают исходя из технологической схемы МАО изделия. В зависимости от нее частицы ФАП под действием магнитных сил либо неподвижны, либо перемещаются. В первом случае работа ведется в постоянных полях, во втором – в переменных. По «конструкции» (которая в значительной степени определяет технологию производства, свойства и области применения) ФАП можно разделить на три группы:

1. Механические смеси порошки, состоящие из намагничивающихся частиц, которые в зависимости от условий эксплуатации могут быть из магнитно-мягкого материала (железа, легированного железа), магнитно-твердого (ферритов, сплавов Fe – Ni – Al и Fe – Ni – Al – Co) или из абразивных частиц (алмаза, эльбора, корунда, карбида кремния, карбида бора и др.).

К достоинствам механических смесей можно отнести то, что они могут быть изготовлены самим потребителем ФАП из стандартных порошков. Это выгодно в условиях мелкосерийного производства, когда применение МАО эффективно, несмотря на высокие эксплуатационные расходы. Также к достоинствам можно отнести простоту введения в состав ФАП для обработки твердых материалов абразивов, алмаза и т. п., химическое сцепление которых с ферромагнитной основой является довольно сложной задачей. В этом случае уникальные абразивные свойства алмаза могут компенсировать общие недостатки рассматриваемого класса ФАП.

К недостаткам механических смесей следует отнести сегрегацию на составляющие, как в процессе хранения, так и в процессе эксплуатации. Этому способствует еще и то, что механические смеси по сравнению с другими классами ФАП содержат повышенное количество абразивной фазы, и поэтому имеют низкие магнитные свойства.

2. Керметные порошки – металлокерамические частицы, представляющие собой гетерогенную композицию на ферромагнитной основе с одной или несколькими абразивными фазами и относительно малой взаимной растворимостью фаз. Обычно магнитной основой является железо или его сплавы, а в качестве абразивных фаз используют оксиды (Al_2O_3 , SiO_2 и др.), карбиды (TiC , SiC и др.) и бориды (TiB_2 , ZrB_2 и др.). Содержание абразивной фазы в большинстве случаев составляет 10...30 %.

Керметные ФАП получают методами порошковой металлургии. Один из вариантов [54] предусматривает получение пористого композиционного материала из смеси абразивного и железного порошков путем прессования заготовок с последующим спеканием в восстановительной атмосфере, а затем размол его в конгломератный порошок. Один из первых керметных ФАП в качестве абразивной составляющей содержал электрокунд белый [55], это было обусловлено его легкодоступностью и популярностью как абразива. Абразивные инструменты из электрокорунда белого применяются для обработки деталей из конструкционной и инструментальной сталей. Керметный ФАП МАМ40 с электрокорундом белым в качестве абразивной составляющей также хорошо зарекомендовал себя при МАО этих сталей, однако в тех случаях, когда ее продолжительность не превышала 2 минут. При продолжительной обработке МАМ40 расслаивается на составляющие и его эффективность резко снижается. По данным [56] за 5 минут работы массовый съем снижается почти в 3 раза. Невысокая стойкость МАМ40 вызвана низкой прочностью связи между электрокорундом и железом. В процессе спекания (при ~ 1473 К) сцепление между ними осуществляется только механическим путем за счет шероховатости и пор, имеющих на поверхности их частиц. Межфазные реакции на поверхности контакта при этом не происходят из-за отсутствия смачивания между оксидом и металлом, не идут и реакции образования твердых растворов и химических соединений в объеме. При

размол полученной таким образом губки около половины абразивных зерен выкрашивается [57] из железного каркаса, в результате чего, по данным [54], 25 % переизмельченной массы непригодно для использования. К тому же отделение абразивной пыли из готового продукта – весьма сложная техническая задача. В работе [58] предложено решить проблему повышения прочности конгломератов этого МАМ40 путем добавки в шихту жидкого стекла и оксида железа. Однако увеличить содержание абразива в ФАП удалось всего на 1...4 %.

МАО цветных металлов порошком МАМ40 не приносил положительных результатов [59]. В [54] предложено использовать в качестве ФАП магнитно-мягкие никельцинковые и марганеццинковые ферриты, которые получают по технологии, похожей на керметную. Сравнительные испытания этих порошков и порошка МАМ40 при МАО сталей 45 и У8А показали значительное преимущество керметного ФАП. Малый массовый съем металла, достигнутый с помощью ферритов, можно объяснить их невысокой намагниченностью насыщения и, как следствие, малым усилием прижатия их частиц к обрабатываемой поверхности под действием магнитного поля.

Следующим этапом для создания более совершенных керметных ФАП явилось использование в качестве абразивной составляющей порошков карбидов и боридов переходных металлов IV–VI групп [57, 58], хорошо зарекомендовавших себя при шлифовании и полировании традиционными методами. Были опробованы керметные порошки нескольких видов, различающиеся абразивным компонентом, в качестве которого были использованы TiC , WC , ZrC , Cr_3C_2 , W_2B_5 . Наиболее высокие свойства из этой подгруппы имел порошок, содержащий 15 % карбида титана, известный под названием Ж15КТ. Частицы Ж15КТ имели более высокую прочность, чем частицы МАМ40, поскольку при спекании между карбидом титана и железом наблюдается химическое взаимодействие. На границе раздела между этими фазами образуется двойная эвтектика [58]. Структура металлической фазы может быть ферритной, ферритно-перлитной или перлитной. При выборе оптимального карбидного компонента возникает дилемма. С одной стороны, этот карбид не должен образовывать растворы с железом, чтобы сохраниться и не потерять своих абразивных свойств; с другой стороны – должен,

чтобы контакт между ним и железом был по возможности прочнее, а для этого необходимо, чтобы они активно химически взаимодействовали. Карбид титана известен как один из наиболее стойких материалов по отношению к железу [60]. В то время как при 1523 К растворимость WC в железе составляет 7 %, растворимость TiC – 0,15 %. Как видно, решающим при выборе карбидного компонента является первый фактор.

Поскольку технология производства порошка Ж15КТ принципиально не отличается от технологии получения порошка МАМ40, то и в этом случае наблюдается такой же высокий процент отходов. В процессе размола 40 % абразивного компонента выкрашивается [61]. К тому же порошок Ж15КТ содержит избыточный углерод в виде графита, который засаливает обрабатываемую поверхность.

Также проведены работы по повышению свойств материалов этой группы и усовершенствованию технологии их производства. В частности, предложено в шихту дополнительно вводить порошок меди, а формование шихты производить не в пресс-форме, как в технологии производства Ж15КТ, а с помощью прокатных валков [62]. Вначале получают горячекатаную пористую ленту, которую затем размалывают в порошок. Введение 15 % Cu улучшает условия обжата матрицей абразивных частиц, которые закреплены в ней в основном механически, за счет «зачеканки». Для улучшения размола ленты в шихту вводят еще и серу. По такой технологии получают порошок марки «Ферабраз-1». Однако при этой технологии в порошке крупностью <100 мкм содержится много незакрепленного абразива, который в течении первой минуты обработки сегрегирует. Выкрашиваются абразивные частицы из матрицы и при размоле ленты. Кроме того, дополнительное введение немагнитных компонентов негативно сказывается на магнитных свойствах ФАП.

К порошкам с низкой прочностью контакта между абразивной и ферромагнитной составляющими пористых частиц-агломератов относится подгруппа порошков, получаемых обкатыванием гранул и железа со смесью порошков железа и карбида бора или карбида кремния с последующим спеканием [63].

Существенно повысить прочность контакта между карбидной составляющей и железом удается при проведении спекания в присутствии жидкой фазы, которая образуется за счет более легко-

плавкого компонента. Такие порошки носят название псевдоплавленных [54, 64–66]. При их производстве одновременно со спеканием шихты происходит синтез тугоплавкого компонента, например карбида или бориды. Лучшим в этой подгруппе ФАП является порошок, содержащий в качестве абразивной составляющей, как и Ж15КТ, 15 % карбида титана. Псевдоплавленный порошок по сравнению со спеченным, как правило, обеспечивает больший массовый съем металла при сопоставимых шероховатостях обрабатываемой поверхности [61]. Для получения псевдоплавленного ФАП [66] требуется более тщательная подготовка шихты, чем в случае порошка Ж15КТ, а спекание (синтез) ведется в вакууме в течение продолжительного времени. Технология его производства включает в основном те же операции, что и технология порошка Ж15КТ.

Известен способ изготовления ФАП, содержащего в качестве абразивной составляющей алмазы [67]. Он предусматривает выполнение тех же операций, что и в рассматриваемых выше процессах: приготовление шихты, синтез, размол, рассев. При синтезе происходит выращивание на магнитной основе зерен сверхтвердого материала. Осуществляется синтез в камере при давлении 4...7 МН/м² и температуре 1373...1973 К с выдержкой 0,1...10 с. Если синтез ведут с расплавлением магнитной основы, то в шихту из железа и графита (30 %) вводят 15 % тонко дисперсного порошка вещества-растворителя (катализатора) Ni – Mn. Если же синтез ведут без расплавления магнитной основы, то катализатор не применяют, но готовый материал содержит включения не только алмаза, но и графита. Материал, полученный по первому варианту, обладает более высокими магнитными свойствами, но при его размоле часть абразивных зерен будет выкрашиваться.

Синтез ферроабразивного материала можно ускорить, если вести его в режиме горения. Этим способом, известным под названием самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [68], получают в промышленных условиях порошок карбида титана [69]. Исходные реагенты смешивают, прессуют и помещают в реактор вместимостью 20 л. Сам синтез длится 1,0...1,5 мин, продолжительность охлаждения 1,5...2,0 ч. Производительность реактора по карбиду титана 10 кг/ч. Полученную таким путем губку измельчают в порошок и просеивают. Порошок карбида титана содержит повышенное количество свободного углерода. Исходная шихта для ФАП состоит из порошков титана, железа, сажи [70]. Установлено, что лучшими

эксплуатационными свойствами обладает ферроабразивный материал, содержащий 50 % железа. Это соответствует и максимальному содержанию железа, при котором еще возможен процесс СВС, поскольку интервал устойчивого горения соответствует 20...50 % Fe. Таким образом, для ФАП, полученных СВС-методом, характерно большое количество немагнитных компонентов. ФАП, при синтезе которого часть титанового порошка заменена корундовым, получил название «Ферабраз» [71]. Среди современных способов этого метода следует отметить метод механоактивируемого СВС-синтеза для жаростойких, износостойких и радиопоглощающих газотермических покрытий.

На основе изложенного, можно сделать вывод, что по характеру и последовательности операций (приготовление смеси порошков → прессование → спекание или синтез → размол → просев) технологические схемы керметная, псевдоплавленная и СВС практически не различаются.

3. Литые порошки – частицы закристаллизовавшегося из жидкого состояния ферромагнитного материала. К этой группе относится подгруппа материалов, широко применяемых в промышленности для различных целей, – чугуны и закаленные стали, ферросплавы (ферробор, ферровольфрам) и магнитные сплавы (альсифер, амперм) и подгруппа специальных ФАП. Использование в некоторых случаях материалов первой подгруппы объясняется, прежде всего, их доступностью, так как порошки из них могут быть изготовлены самим потребителем различными механическими способами: дроблением, резанием и др.

Что касается ферровольфрама, то данных о его конкретном применении в качестве ФАП нет, но, поскольку в некоторых работах [54, 72] его приводят в перечне материалов, используемых для МАО, необходимо учитывать следующее: ферровольфрам содержит приблизительно 70...86 % W, который, как известно, является остродефицитным продуктом. Более того, результаты обработки ими многих материалов, в частности конструкционных сталей, значительно ниже результатов, полученных с помощью порошков ММ40 и Ж15КТ. В особых случаях ферровольфрам может быть использован в производстве ФАП по прямому назначению – для легирования. Так, распыленные порошки на основе железоуглеродистого сплава, легированного вольфрамом, хорошо зарекомендовали себя при обработке цветных металлов, в частности титана и его сплавов [73].

В [74] приведены данные о получении ФАП из отходов быстро-режущей стали, который также может быть использован для обработки цветных металлов и сплавов. Образующиеся при шлифовании и заточке режущего инструмента отходы, состоящие из стружки, абразивных зерен и остатков смазочно-охлаждающей жидкости, подвергали сушке нагревом и магнитной сепарации. Отмечая в целом перспективность направления получения порошка из отходов, необходимо отметить, что их переработка в качественный продукт в промышленных масштабах обычно сопряжена с рядом трудностей, возникающих из-за нестабильного состава и свойств исходного сырья (шлама).

Ферробор, как известно, широко используется в металлургии для легирования, раскисления и модифицирования. Сведения относительно его возможностей как ФАП для обработки закаленных сталей [72] не позволяют говорить о его применении в промышленных масштабах [58]. Исследования, представленные в [58], показали, что его можно использовать для полирования некоторых цветных металлов. Порошок ферробора можно получать как дроблением его кусков, так и распылением расплава.

В некоторых случаях в качестве ФАП можно использовать тонкую чугунную стружку, получаемую при точении заготовок. Иногда применяют дробь чугунную колотую [75]. Однако результаты МАО чугунным порошком невысокие. Так, при обработке листов из алюминиевого сплава Д16Т с помощью ФАП, полученного путем раскалывания дробы из отбеленного чугуна [76], удается достичь шероховатости $Ra = 0,8...1,25$ мкм. Необходимо отметить, что даже такой сравнительно низкий результат был признан удовлетворительным, поскольку благодаря МАО удалось механизировать ранее ручную операцию и повысить производительность труда в 3...4 раза при полировании труднодоступных поверхностей деталей. Порошки из альсифера и амперма не нашли широкого применения, так как не обладают необходимыми абразивными свойствами [58].

Также существуют специальные ФАП, получаемые из расплава, типа «Полимам» и «Царамам» [77, 78]. Таким образом, можно готовить широкий ассортимент порошков, содержащих различные абразивные включения (оксиды, карбиды, бориды и нитриды), синтезирующиеся из расплава. Существует большое разнообразие

плавильных агрегатов, используемых в металлургии, что позволяет довольно просто организовать производство таких порошков в практически любых количествах. Главным достоинством технологии производства порошков из расплава является высокая производительность и использование сравнительно дешевой шихты, содержащей ферросплавы, широко применяемые в черной металлургии. Путем подбора легирующих элементов, режимов распыления и затвердевания, а также различных видов последующих термообработок можно избирательно влиять на структуру, форму и размеры частиц, создавая порошки как для МАО различных материалов, так и для других целей, в частности для напыления покрытий. Например, порошок «Полимам-М» позволяет достичь на латуни $Ra = 0,08$ мкм. Конструкционные стали лучше обрабатываются порошком «Полимам-Т». Он позволяет, например, в течение 30 с уменьшить шероховатость поверхности изделия из стали 45 HRC 50 с $Ra = 0,80$ до $Ra = 0,04$ мкм. Лучший результат как по массовому съему, так и по шероховатости при обработке титана обеспечивает «Полимам-В», содержащий включения карбида вольфрама, несмотря на то, что этот карбид значительно уступает по микротвердости многим другим карбидам. Объясняется это низким адгезионным взаимодействием описываемого ФАП с титаном.

Известны также ФАП, изготавливаемые методом внутреннего азотирования [79–81]. Эти ФАП получают из распыленных азотом порошков альсифера, которые кроме железа содержат алюминий и кремний, активно образующие при азотировании нитриды. Способ получения этого материала предусматривает азотирование при 1473 К в течение 3...4 ч, после чего производят термообработку полученного спека в восстановительной или нейтральной атмосфере при 773...873 К в течение 1...2 ч. По данным эксплуатационных испытаний [79] данный ФАП («Ферабраз-2») уступает порошкам МАМ 40, Ж15КТ и «Полимам-Т» при обработке сталей.

Так как абразивные и магнитные свойства ФАП напрямую влияют на производительность МАО, а качество обрабатываемой поверхности зависит в большей степени от адгезионной совместимости обрабатываемого и обрабатывающего материалов, целесообразно иметь определенный ассортимент ФАП, различающихся химическим составом и структурой.

1.4 Тенденции повышения режущих свойств ферроабразивных порошков

Магнитно-абразивная обработка – метод, который основан на использовании энергии магнитного поля и предназначен для финишной обработки деталей различной формы [74, 82–86]. Регулирование плотностью инструмента, каким является рабочая среда – ФАП, смазочно-охлаждающие технологические средства (СОТС) и магнитное поле осуществляется изменением силы тока, подаваемого на катушки электромагнитной системы. Эффективность воздействия МАО на качество обработанной поверхности деталей во многом зависит от указанных выше компонентов рабочей среды. Установлено, что данная среда должна обладать высокими магнитными и абразивными свойствами, физико-химической инертностью к обрабатываемому материалу, достаточной пористостью для импрегнирования СОТС в зону обработки и стойкостью к динамическим и термическим воздействиям. Однако в настоящее время она имеет ограниченный набор компонентов, что не позволяет расширить технологические возможности МАО. Не удовлетворяют условиям процесса и традиционные СОТС. Поэтому вопрос разработки и создания более эффективных составов рабочей среды имеет важное значение для интенсификации метода. В работе [85] показана перспективность использования в качестве ФАП тугоплавких соединений типа карбидов и нитридов. Их достоинствами являются образование диффузионных зон при $T = 1470...1570$ К, которые создают прочную химическую связь между абразивом и ферромагнитной матрицей, а также высокая теплопроводность.

Режущие свойства ФАП определяются комплексом факторов и параметров, поскольку зависят от их химических свойств, структуры и морфологии. Однако необходимость определения таких эксплуатационных характеристик, как микротвердость, термостойкость, прочность, антиокислительная стойкость и ряда других, позволяет установить термодинамическое напряженное состояние и работоспособность РТС. Одной из проблем ФАП является существенная неоднородность распределения абразивного и магнитного компонентов в объеме ферроабразивных частиц, что, соответственно,

приводит к понижению эффективности процесса резания различных материалов. Например, ФАП Ж15КТ ТУ 6-09-03-483-81, полученный керметной технологией, имеет высокие выходные показатели при МАО закаленных сталей типа ШХ-15 ГОСТ 801–78, однако не пригодные при обработке цветных сплавов, поскольку давление магнитной матрицы на основе Fe на обрабатываемые поверхности и наличие остаточного углерода, внедряемого в площадки контакта между ними, приводят к потере качества обработки. Поэтому создание ФАП, принципиально отличающихся от изготовленных методом литья, керметной и другими классическими технологиями, заключается во введении третьей среды в виде покрытия. Наносимое покрытие не только изменяет поверхностные свойства частиц ФАП, а также существенно влияет на силы и температуру резания, термодинамическое напряженное состояние контактирующих поверхностей инструментального и обрабатываемого материалов, направленность тепловых потоков и т. д. Варьирование свойств покрытия, его химического состава и строения обеспечивает изменение основных выходных параметров режимов резания – износ частиц ФАП и качество поверхностного слоя обрабатываемых деталей. Нанесение покрытия на вышеуказанные частицы позволяет направлено воздействовать на дефекты структуры и морфологии частиц ФАП, что позволяет обеспечивать стабильные характеристики покрытия и, следовательно, рост надежности и интенсивности работы РТС. Таким образом, получение подобных покрытий на частицах ФАП гарантирует приближение к получению идеальных частиц, обладающих высокой износостойкостью в сочетании с требуемой прочностью. Введение в производство подобных ФАП позволит решить ряд проблем МАО типа сдерживания расширения технологических возможностей, повышение качества обработанных поверхностей и т. д. Однако, ввиду отсутствия научно обоснованных рекомендаций по созданию и применению таких ФАП по причине специфичности их производства, затруднен выбор состава покрытия, технологии их изготовления, режимов и параметров нанесения покрытий.

Установлено, что контактные площадки инструментального материала частиц ФАП интенсивно изнашиваются в условиях абразивного воздействия, адгезионно-усталостных, коррозионно-окислительных и диффузионных процессов [87]. Активное протекание

физико-химических процессов в зоне резания при одновременном возникновении мгновенных значений температур, достигающих значений 200...300°C, требует образования эффективного сопротивления вышеуказанным причинам изнашивания инструментального материала. Одновременно следует учитывать и необходимость наличия достаточного запаса прочности при различных видах нагружений сжатия и изгиба, ударно-импульсного воздействия и знакопеременности напряжений. Данный комплекс свойств представляет собой взаимоисключающие факторы и получение идеальных характеристик на сегодняшний день пока не осуществимо. Ранее полученные ФАП обладают узким набором указанных выше свойств, что делает область их служебного назначения достаточно ограниченным (рисунок 1.44). Нанесение покрытий на зерна ФАП при сохранении исходных позитивных свойств позволяет обеспечить его поверхности комплекс необходимых качеств, что позволяет рассматривать этот вид ФАП, как принципиально новый с оптимальным сочетанием заданных режущих и прочностных характеристик.



Рисунок 1.44. – Классификация ферроабразивных порошков по прочности и износостойкости

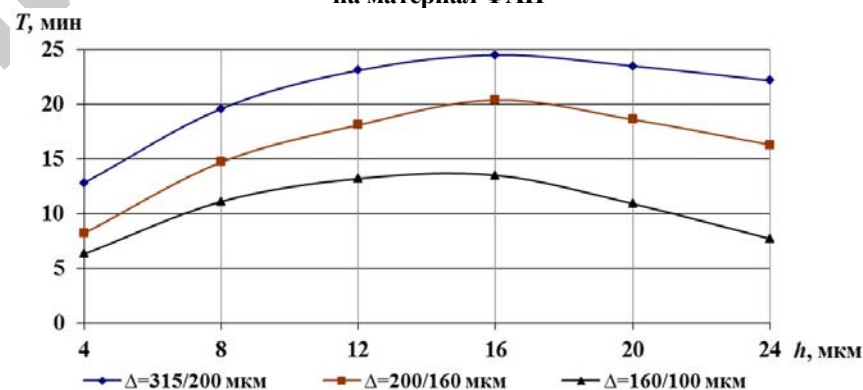
Под покрытием, с учетом специфики протекания физико-химических процессов его нанесения, понимается образование на поверхности частиц ФАП кристаллохимического вещества, которое по своим физико-химическим и термодинамическим свойствам

отличается от матрицы при условии повышения свойств последней. Анализ способов нанесения покрытий показывает, что их можно разделить на три группы (рисунок 1.45). Первая группа включает химико-термические способы, основанные на твердо-, жидко- и газофазовом насыщении поверхности частиц ФАП типа ионного азотирования и цементирования в плазме тлеющего разряда, борирования и т. д., проходящие без промежуточных реакций или с промежуточной реакцией на границе между материалом покрытия и материалом ФАП. Вторая группа способов образует покрытия путем реакций между парогазовыми конденсированными фазами смесей, состоящих из металлоносителя и газа-транспортера, служащего также восстановителем. Принцип действия способов третьей группы основан на формировании покрытий путем химических и (или) плазмохимических реакций в области пространства насыщаемой поверхности ФАП.

В результате проведенного насыщения на частицах ФАП образуются диффузионные слои, свойства и строение которых резко отличаются от матрицы, и их наличие позволяет повысить режущую способность материала ФАП. Однако скорость образования, структура, свойства покрытия и кинетика его роста значительно зависят не только от параметров нанесения (температура, время и т. д.), но и от химического состава и других характеристик материала ФАП. Вместе с тем возможность получения толщины покрытия 10...20 мкм обеспечивает увеличение производительности процесса МАО в 1,5...2,5 раза при сохранении качественных и эксплуатационных показателей. Используя вышеуказанные способы, можно добиться возможности нанесения покрытий на основе карбидов, нитридов и карбонитридов тугоплавких металлов IV–VI групп Периодической системы химических элементов, использование которых повышает стойкость ФАП в 2...4 раза (рисунок 1.46), причем у зерен большего размера данный эффект выше из-за более равномерного распределения покрытия по поверхности частиц. Также применение третьей группы способов получения покрытий позволяет произвести, в отличие от первой и второй групп, управление процессом для обеспечения заданных свойств. Универсальность заключается в формировании моно- и многослойных композиционных покрытий на базе не только вышеуказанных карбидов, нитридов и карбонитридов, но и оксидов, и боридов тех же химических элементов.



Рисунок 1.45. – Классификация способов нанесения покрытий на материал ФАП



315/200, 200/160 и 160/100 мкм

Рисунок 1.46. – Влияние толщины покрытия (h) на стойкость ФАП Fe – TiN – TiC (T) при различных размерах частиц с покрытием (Δ)

С учетом особенностей работы к ФАП, имеющих покрытия, должны предъявляться требования служебного назначения ввиду высокой твердости, инертности к адгезии с обрабатываемым материалом, устойчивости против коррозии, сопротивления разрушению, теплостойкости и стабильности физико-химических свойств. Поскольку ФАП с покрытием следует рассматривать, как единое

композиционное физическое тело, то материалы покрытия и ФАП должны иметь сродство кристаллографического строения для обеспечения прочной адгезионной связи, оптимальное соотношение таких теплофизических и физико-механических характеристик, как модуль упругости, коэффициент Пуассона, термическое расширение и т. д.

Эксплуатация ФАП связана с длительным воздействием знакопеременных напряжений и высоких температур, что предопределяет протекание твердофазовых диффузионных реакций на границе раздела пары покрытие – обрабатываемый материал и приводит к изменениям состава и структуры данной пары. Поэтому одним из требований к ФАП с покрытиями является снижение склонности этой пары к такому протеканию реакций при всех стадиях процесса резания.

На сегодняшний день для ФАП с покрытиями наибольшее применение имеют карбиды и нитриды Ti, поскольку использование других соединений (W, Cr, Ta, Zr, Hf и др.) ограничено либо сложностью технологии изготовления, либо крайней дефицитностью. Уникальность свойств соединений металлов IV–VI групп периодической системы химических элементов, в частности Ti, связана с их металлографическим строением, характерной особенностью которого является наличие у них дефекта электронов на электронных орбитах s , p , d , что делает их весьма восприимчивыми к приобретению электрона из любого источника. Такими источниками служат межузельные атомы углерода, кислорода и азота [88]. Между этими электронными уровнями есть небольшая разница в энергии связи, что обеспечивает взаимный переход электронов с одного уровня на другой, и этот переход зависит от температуры и давления. Поскольку для металлов IV группы (Ti, Zr, Hf) выдерживается правило Хэга, согласно которого происходит образование простых структур и превалируют Me – Me, то атомы кислорода, азота и углерода рассматриваются, как вставленные в атомную решетку Me, в то время как, например, для Ta (V группа), нитриды и карбиды имеют более сложную структуру. Также соединения TiC – TiN обладают широкой областью гомогенности, что приводит к варьированию свойствами покрытий в зависимости от условий применения ФАП и содержания азота, кислорода и углерода. Высокая темпе-

ратура плавления данного соединения является качественной мерой оценки химического сродства между различными металлами и неметаллами. Это соединение характеризуется как наиболее устойчивое (в термодинамическом понимании) покрытие, способное противостоять твердо- и жидкофазным диффузионным реакциям, коррозии и окислению при повышении температур в процессе резания. Это обусловлено правилом Юм-Розери, согласно которого образование твердых растворов возможно тогда, когда максимальная разность атомных размеров не превышает 15 %.

Одновременно необходимо указать на ряд проблем, которые снижают эффективность нанесения покрытий на ФАП. Например, при использовании способов, относящихся ко второй группе получения покрытий, происходит формирование переходной зоны (η -фаза) между покрытием и материалом ФАП, что объясняется интердиффузионными реакциями и приводит к образованию кристаллохимических и физико-механических дефектов на поверхности частиц ФАП. Плазменные покрытия могут иметь высокую пористость, и при их производстве требуется тщательная подготовка к регулированию получения заданных свойств покрытия. Это объясняется, например, тем, что в подрешетке Ti резко изменяется концентрация N, приводящая к отличию параметров покрытия TiN до и после изменения. Микроискажения подрешетки Ti приводят к увеличению ширины диффузионных максимумов (333), которые определяются внедрением атомов N, диаметр которых больше, чем диаметр сферы, вписанной в соответствующий промежуток подрешетки Ti. Вышеуказанные искажения снижают уровень процесса сопротивления микроразрушения в условиях знакопеременных напряжений и циклических ударов [89, 90]. Поэтому процесс нанесения покрытий должен производиться при обязательной регламентации технических условий его формирования и оптимизации режимов и параметров.

Для подтверждения теоретического обоснования положительного эффекта нанесения покрытия на материал ФАП были проведены исследования с использованием следующих методик и оборудования: метод дюрометрии (ПМТ-3) при нагрузке 0,2 Н для измерения микротвердости; металлографический метод (Неофот-2) для определения формы и строения частиц ФАП;

рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализы (ДРОН-3) для определения структуры частиц ФАП. Измерение шероховатости обработанной поверхности деталей производилось на профилографе-профилометре мод. 252-Калибр; массового съема материала – на весах аналитических ВЛА-200Г с точностью до 10^{-6} кг; размерного съема – на микроскопе УИМ-23. Выявление структурной составляющей аустенита осуществлялось при помощи травителя Марбле (состав: HCl – 50 мл, CuSO₄ – 2 г, C₂H₅OH – 50 мл, H₂O – 50 мл).

Представленные к испытаниям образцы – втулки $D \times d \times l = 36 \times 32 \times 32$ мм; материал – сталь ШХ-15 ГОСТ 801–78, медь МЗ ГОСТ 859–2001 и латунь Л63 ГОСТ 15527–2004. Исходная шероховатость – $Ra_1 = 1,2 \dots 1,6$ мкм при испытании СОТС и $Ra_1 = 0,6 \dots 0,84$ мкм – при испытании ФАП. выходные параметры процесса МАО – величина массового съема G (г) и шероховатость после обработки Ra_2 (мкм). В качестве инструмента использовался ФАП на основе карбидов с плазменным напылением нитридов на сплав Fe – Ti в среде азота, который сравнивался с Ж15КТ. Данная технология обеспечивает более полное сгорание углерода и характеризуется образованием TiN и TiC на поверхности ферромагнитной матрицы. На рисунке 1.47 показана поверхность этих ФАП, которая обладает большей шероховатостью, что приводит к повышению эффективности процесса резания. Результаты исследований приведены в таблице 1.10, а топография обработанной поверхности на рисунке 1.48.

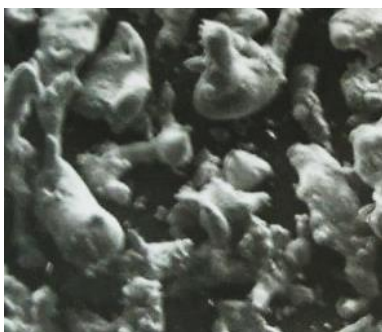
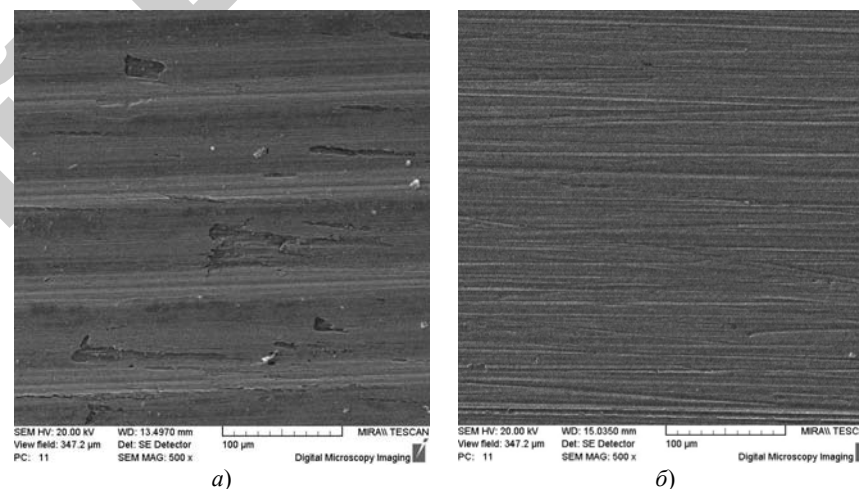


Рисунок 1.47. – Форма частиц ферроабразивного порошка на основе нитридов и карбидов титана ($\times 100$)

Таблица 1.10. – Производительность и качество обработанной поверхности материалов в зависимости от ФАП на основе нитридов и карбидов титана

ФАП	Толщина покрытия, h , мкм	Обрабатываемые материалы					
		Сталь ШХ-15		Медь МЗ		Латунь Л63	
		G , г	Ra_2 , мкм	G , г	Ra_2 , мкм	G , г	Ra_2 , мкм
Ж15КТ 200/315 мкм	–	0,658	0,08	1,293	0,09	1,516	0,08
Fe – TiN – TiC 200/315 мкм	6	0,594	0,05	1,22	0,04	1,219	0,05
	14	0,656	0,05	1,267	0,05	1,243	0,06
	20	0,691	0,04	1,402	0,07	1,337	0,07



а) токарная обработка; б) МАО
Рисунок 1.48. – Поверхность стали ШХ-15 после обработки различными методами ($\times 500$)

Поскольку величина размерного съема при МАО составила $30 \dots 40$ мкм, то, как видно на рисунке 1.48, б, происходит устранение дефектного слоя обрабатываемого материала и осуществляются повышение микротвердости поверхностного слоя, рост остаточных внутренних напряжений, уменьшение шероховатости, а также формируется оптимальный микрорельеф, наиболее близкий к приработанному.

2 СИНЕРГИЗМ ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ И ЭЛЕМЕНТОВ РАБОЧЕЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДЫ

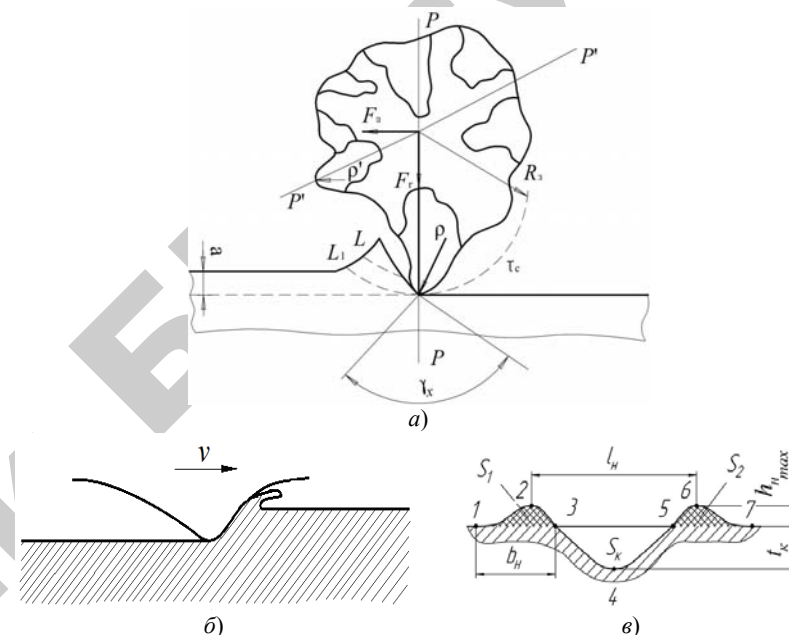
2.1 Процесс микрорезания при магнитно-абразивной обработке и условия стружкообразования

Спецификой магнитно-абразивной обработки является микрорезание абразивным зерном, не закрепленным жестко в связке. Процесс снятия стружки при этом упрощенно изображен на рисунке 2.1, а. Под действием силы притяжения F_{γ} магнитно-абразивное зерно одним или несколькими микро- и субмикровыступами радиуса ρ прижимается к поверхности изделия. При наличии относительных перемещений между обрабатываемой поверхностью и зерном порошка возникает тангенциальная сила F_{α} . Процесс пластического деформирования и микрорезания будет иметь место, если $F_{\alpha} \geq \tau_c$ (где τ_c – напряжение сдвига в металле).

При определенных условиях ($\tau_c > F_{\alpha}$) под действием крутящего момента зерно развернется и в контакт с поверхностью изделия вступит новая режущая кромка с радиусом ρ' . При этом плоскость $P'P'$ будет нормальной к плоскости резания. Очевидно, что разворот зерна возможен, если радиус округления режущей кромки ρ и угол γ_x увеличиваются.

Таким образом, анализ схемы резания при магнитно-абразивной обработке показывает, что процесс контакта режущих кромок носит дискретный характер, а переориентация зерен в пространстве рабочего зазора осуществляется за счет действия крутящего момента, вызывающего их перекачивание [91].

С изменением γ_x плоскость сдвига LL , а, следовательно, и возникающая при этом пластическая деформация, смещаются вглубь материала изделия (плоскость L_1L_1), способствуя наклепу обработанной поверхности. Прерывистый контакт абразивного зерна с обрабатываемой поверхностью изделия объясняется также наличием исходной шероховатости.



а) схема резания единственным зерном при магнитно-абразивной обработке: F_{γ} – сила взаимодействия; F_{α} – тангенциальная сила; τ_c – напряжение сдвига; γ_x – угол резания; ρ, ρ' – радиусы при вершине; $P'P'$ – плоскость; б) схема образования дорожек при царапании обрабатываемой поверхности (микрорезание); в) профиль царапины, полученной округленным царапающим элементом: S_1 и S_2 – площадь поперечного сечения левого и правого навалов, $h_{\max}$ – высота навалов, b_n – ширина навалов; t_k – глубина риски, S_k – площадь шлифовочной канавки

Рисунок 2.1. – Схема стружкообразования при магнитно-абразивной обработке

В основе микрорезания лежат процессы царапания материалов абразивными зёрнами определенной геометрической формы, проскальзывания их по обрабатываемой поверхности, пластического деформирования и срезания тонкого поверхностного слоя. При этом форма и размеры образовавшейся дорожки трения в зависимости от скорости, давления на острие, свойств материала, его способности к деформационному упрочнению и адгезионному взаимодействию, температуры и других факторов являются результатом действия ряда факторов:

- пластического деформирования и оттеснения материала по бокам и впереди индентора с образованием навалов;
- пластического циклического деформирования материала в области острия и усталостного разрушения тонких поверхностных слоев;
- пластического деформирования с адгезией;
- пластического деформирования с микрорезанием и элементами адгезионного взаимодействия;
- микрорезания (рисунок 2.1, б);
- хрупкого разрушения без пластического деформирования с отделением микростружки.

Из теории шлифования [91] известно, что при внедрении абразивного зерна на глубину a_x величина фактического переднего угла γ_x в любой точке контакта будет равна

$$\gamma_x = \arcsin \frac{\rho - a_x}{\rho}, \quad (2.1)$$

где a_x – толщина снимаемого слоя в рассматриваемой точке;

ρ – радиус закругления вершины субмикронеровностей зерна абразивного порошка.

Существующие математические модели процесса формирования шероховатости шлифованной поверхности можно разделить на три группы:

1. Аналитические (формальные) модели, представляющие собой эмпирические зависимости параметров шероховатости обработанной поверхности от различных характеристик процесса шлифования. Эти модели содержат большое количество эмпирических коэффициентов. Их значения получают в результате формальной (статистической) обработки экспериментальных данных.

2. Аналитические модели, представляющие собой теоретические или преимущественно теоретические зависимости. Их получают в результате анализа абстрактных систем, которыми заменяют реальные (физические) системы. Модели второй группы, как правило, имеют более широкую область применения, т. е. обладают большей универсальностью в сравнении с моделями первой группы. При их

использовании отпадает необходимость в большом числе экспериментальных исследований.

3. Имитационные модели, представляющие собой компьютерные программы. Они шаг за шагом воспроизводят события, происходящие в реальной (физической системе).

При этом имеющиеся модели зачастую сложны, не обеспечивают высокой точности прогнозирования параметров качества шлифованной поверхности. Многие из этих моделей содержат эмпирические коэффициенты, которые отражают влияние неучтенных факторов.

В основу математической модели положен следующий принцип. Абразивное зерно, внедрившееся на большую глубину, выдавит больший объем материала и образует канавку с большими по высоте навалами.

Глубину канавки t_k в первом приближении можно принять равной максимальной толщине среза $a_{z\max}$, поскольку этот параметр характеризует максимальную глубину внедрения режущих кромок зерен в обрабатываемый материал.

В результате проведенных исследований [92] было получено следующее уравнение для высоты навалов:

$$h_{i\max} = \sqrt{\frac{2S_{y\max}}{\pi}}, \quad (2.2)$$

$$S_{y\max} = \begin{cases} \int_{h_{изн}}^{t_k + h_{изн}} f(y) dy, & t_k + h_{изн} \leq y_{\min}; \\ \int_{h_{изн}}^{t_k + h_{изн}} f(y) dy - \int_{h_{изн}}^{t_k + h_{изн}} f(y - y_{\min}) dy, & h_{изн} \geq y_{\min}; \\ \int_{h_{изн}}^{t_k + h_{изн}} f(y) dy - \int_{y_{\min}}^{t_k + h_{изн}} f(y - y_{\min}) dy, & \begin{cases} h_{изн} < y_{\min}; \\ t_k + h_{изн} > y_{\min}, \end{cases} \end{cases} \quad (3)$$

где $f(y)$ – уравнение профиля режущей кромки в центральной плоскости XOY .

$$f(y) = b y^v,$$

где v и b – параметры формы образующей рабочую кромку;
 $h_{изн}$ – линейный износ рабочей кромки;
 y_{min} – минимальная глубина внедрения неизношенной рабочей кромки ($h_{изн} = 0$), при которой начнется процесс снятия стружки.

$$y_{min} = [\operatorname{tg}(\beta_1) b v]^{1/(1-v)}, \quad (2.4)$$

где β_1 – угол сдвига, определяющий направление скольжения слоев обрабатываемого материала в момент отрыва.

Используя разработанную математическую модель образования единичной риски [93] можно получить формулы для других параметров единичной риски. Формула для определения ширины навалов b_n :

$$b_n \approx 2h_{imax}. \quad (2.5)$$

Формула для определения расстояния между вершинами навалов l_n :

$$l_n = b_k + b_n;$$

$$l_n \approx b t_k^v + 2h_{imax}, \quad (2.6)$$

где b_k – ширина канавки.

Формула для определения коэффициента навалов ϵ_n :

$$\epsilon_n = \frac{S_{y_{max}}}{\frac{b}{v+1} \left[(t_k + h_{изм})^{v+1} - h_{изм}^{v+1} \right]}. \quad (2.7)$$

Формула для определения относительной высоты навалов $\epsilon_{вн}$:

$$\epsilon_{вн} = \frac{h_{imax}}{t_k}. \quad (2.8)$$

Поперечный профиль царапания всегда имеет в середине след от округленной части абразивного зерна и навалы (выступы) по краям, подобно тому, как это указано на рисунке 2.1, в. Эти навалы, расстояние между серединами которых равно l_n (4–6), расположены по краям царапины шириной (3–5) и являются результатом пластического деформирования металла. Общая ширина внешне наблюдаемой деформированной зоны в поперечном сечении (1–7) является «полной» шириной царапины. По дну царапины обычно проходит блестящая полоса, являющаяся следом особо интенсивного пластического деформирования (сминания) металла вершиной округления. При исследовании царапания обычно измеряют чистую ширину царапины b_n (3–5). При царапании значительная (местная) пластическая деформация имеет место как впереди царапающего элемента, так и ниже линии среза.

В каждом сечении определялись следующие параметры (рисунк 2.1, в):

- 1) глубина риски (царапины) t_k ;
- 2) высота навалов h_{imax} ;
- 3) ширина навалов b_n ;
- 4) коэффициент навалов $\epsilon = \frac{S_1 + S_2}{S_k}$ (S_1 и S_2 – площадь поперечного сечения левого и правого навалов соответственно; S_k – площадь канавки);

- 5) относительная высота навалов $\epsilon_{вн} = \frac{h_{imax}}{t_k}$.

Механизм стружкообразования при шлифовании в широком диапазоне скоростей резания, который в настоящее время реализуется на практике, происходит в условиях адиабатического сдвига. При этом тепло, выделяемое в результате работы пластической деформации, локализуется в узкой зоне; деформация сдвига становится локально концентрированной, а стружка – суставчатой, циклической, элементной. Одним из доказательств преобладания при шлифовании адиабатического сдвига, могут служить результаты исследования морфологии стружки с учетом того, что даже при одном режиме обработки форма и размеры стружек изменяются в десятки раз [93].

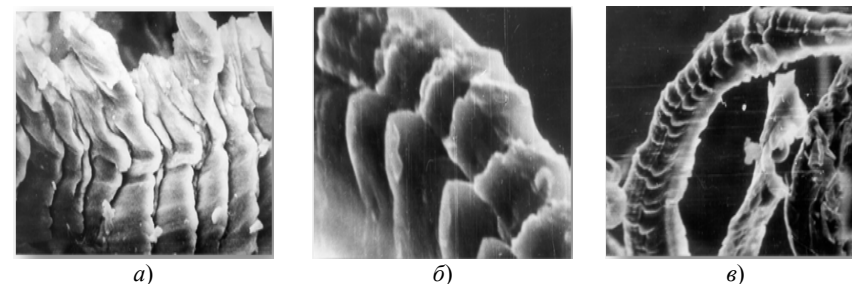
Внешним признаком адиабатического сдвига при обработке на скоростях резания, соответствующих исследованию, является вид

стружек, получаемых с помощью растрового электронного микроскопа. Шлифовальные стружки при обработке сталей представляют собой длинные изогнутые ленты разной толщины и ширины с тонкими рваными краями (рисунок 2.2). Края имеют округленные вершины, которые образуются при достижении частицами стружек температуры красного каления в воздухе после их отделения от обрабатываемого материала и последующего отверждения. Увеличение скорости резания с 35 до 100 м/с не приводит к заметному изменению размеров стружки. При больших скоростях в составе стружек появляется значительный процент мелких стружек.

Внешний вид и строение стружек при скоростях резания 35 и 100 м/с и при больших увеличениях позволяет сделать следующие выводы. Имеется четко выраженная разница между внутренней прирезцовой и внешней сторонами стружки. Прирезцовая сторона – сплошная лента, иногда слегка вогнутая из-за выпуклой формы передней поверхности режущих кромок. Хорошо видны продольные борозды от пластической деформации, чешуйчатые отслоения частиц металла, разрывы и пустоты, следы прижогов, свидетельствующие о высокой температуре и интенсивной пластической деформации при движении стружки по передней поверхности абразивного зерна. По данным авторов [94] температура в зоне резания может достигать 1200...1300 °С, а в некоторых случаях – достигать температуры плавления. Тонкий сплошной слой пластически деформированного металла (до 0,05 мкм) внутренней стороны удерживает на себе элементы сдвига, входящие на внешнюю сторону стружки. Четко выраженный элементный характер внешней стороны стружек проявляется в исследуемом диапазоне скоростей резания при разных толщинах срезов. При более высоких скоростях резания (100 м/с) элементы сдвига отдаляются друг от друга, лепестки становятся более длинными и открытыми. Изучение стружек, полученных прерывистым микрорезанием единичным абразивным зерном, показывает, что характер стружкообразования, внешний вид, структура стружек принципиально не изменяются по сравнению с реальным шлифованием. Так как длина среза при микрорезании короче, стружка часто разрушалась в процессе сбора в ловушку. Хорошо видны элементы сдвига при разных скоростях резания и при обработке всех исследуемых сталей. Толщина элементов сдвига колеблется в пределах 1,5...5,0 мкм, а путь скольжения – примерно

10...30 мкм при толщине среза не превышающей несколько микрометров. Внешний вид поверхностей сдвига свидетельствует об интенсивной пластической деформации; хорошо видны следы оплавления металла, особенно на вершинах элементов. Поверхности лепестков неровные, имеют углубленные борозды и срывы ламинарного течения металла. Это указывает на то, что при образовании лепестка сдвиг происходит в условной плоскости. В этой области (толщиной в несколько сотен ангстрем) линейные дислокации движутся по многочисленным параллельным линиям, образующим пачки скольжения. Этот процесс последовательно повторяется на ряде параллельных плоскостей. Пластическая деформация осуществляется путем движения волн дислокаций по плоскостям скольжения с их выходом на поверхность кристаллов и образованием соответствующих площадок сдвига. Зная толщину элементов сдвига Δt и длину пути скольжения, можно определить угол сдвига

$$\sin b = \frac{\Delta t}{l t} . \quad (2.9)$$



а) $V_{кр} = 40$ м/с ($\times 1420$); б) $V_{кр} = 40$ м/с ($\times 3570$); в) $V_{кр} = 160$ м/с ($\times 720$)

Рисунок 2.2. Фотографии стружек при микрорезании единичным абразивным зерном из белого электрокорунда 24А стали 45

Результаты изучения стружек показывают, что элементный характер стружкообразования, характерный для адиабатического сдвига, предопределяет условия сопротивления сталей пластическому деформированию, цикличности действия сил сдвига в плоскости сдвига. Количество элементов сдвига при одном врезании режущей кромки в металл определяет частоту колебаний силы

сдвига за время контакта, а изменение сопротивления металла сдвигу в начале и конце пути скольжения в условиях высокой температуры, большой скорости деформации и гидростатического сжатия определяет величину амплитуды силы. В результате процесс образования стружки при шлифовании со скоростями до 160 м/с происходит в условиях неустойчивого резания, что ведет к выделению большого количества теплоты, возникновению макроскопических остаточных напряжений первого рода в металле поверхностного слоя заготовки, интенсивному износу абразивных зерен и динамической неустойчивости в замыкающей подсистеме – зоне резания [95].

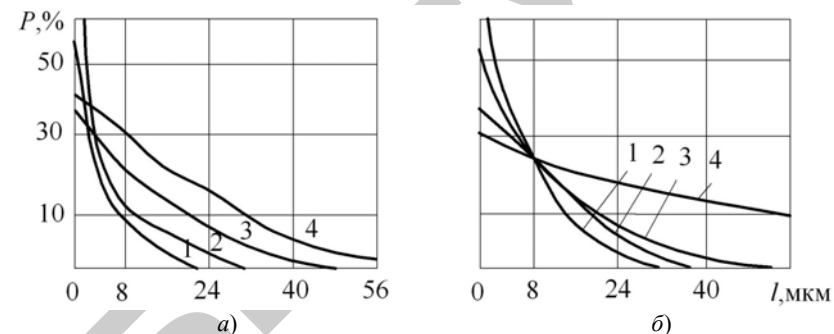
Выделение стружки из шлама можно осуществить, используя различие магнитных свойств обрабатываемого металла и режущего инструмента (зерен ФАП). В установке использованы элементы седиментационного анализа в сочетании с магнитным разделением [96]. Полученные методом осаждения микроскопические стружки измеряли по наибольшему вертикальному размеру на телевизионном микроскопе «Квантмет-720». Анализ полученных стружек и их распределения по размерам показал, что они достаточно точно аппроксимируются экспоненциальной кривой вида

$$y = y_0 e^{-\alpha x}, \quad (2.10)$$

где y – процентное содержание стружки данного размера в общей ее массе;

x – размер стружки.

При использовании порошка $\Delta = 0,1/0,16$ мм наибольшее количество стружек (~80 %) не превышает по размеру 1 мкм. С увеличением зернистости порошка наблюдается перераспределение размеров стружек (кривые 2–4 на рисунке 2.3, а). При обработке порошком $\Delta = 0,6/1$ мм размер стружек достигает 60 мкм. Увеличение числа стружек больших размеров является показателем снижения шероховатости. Так, например, при использовании порошка $\Delta = 0,1/0,16$ мм $Ra_2 = 0,096$ мкм, а порошка $\Delta = 0,6/1$ мм (кривая 4) $Ra_2 = 0,192$ мкм. Из рисунка 2.3, б видно, что на характер распределения размеров стружки заметное влияние оказывает подаваемая в рабочую зону СОТС.



1 – $\Delta = 0,16$ мм; 2 – $\Delta = 0,25$ мм; 3 – $\Delta = 0,4$ мм; 4 – $\Delta = 1$ мм
Рисунок 2.3. – Распределение размера стружки в зависимости от зернистости порошка без использования (а) и с использованием (б) СОТС

Так, например, МАО без СОТС порошком $\Delta = 0,16...0,25$ мм обеспечивает размер стружек до 8 мкм ~55 %, а при использовании в качестве СОТС водного раствора ПАВ (Аквол-10) и порошка той же зернистости количество стружек до 8 мкм увеличивается до 75 %. При этом наибольший размер стружек снижается с 48...50 до 32...35 мкм.

Кривые 2 и 3 (рисунок 2.3, б) показывают также характер изменения размера стружек при МАО меди и алюминия, а кривая 4 – размер стружек при обработке абразивной лентой. Очевидно, что обработка алюминия сопровождается образованием более крупных по размерам стружек. Максимальный размер стружек при МАО меди 48 мкм (кривая 2), а алюминия 56...60 мкм (кривая 3). Сравнивая результаты исследований при полировании меди абразивной лентой и МАО (зернистость порошка в обоих случаях была $\Delta = 0,16/0,25$ мм), получаем, что в первом случае стружкообразование протекает более интенсивно (стружка образуется больших размеров).

При полировании абразивной лентой снижается шероховатость обработанной поверхности с $Ra_2 = 0,125$ мкм (при МАО) до $Ra_2 = 0,023$ мкм. Очевидно, что изменение размера стружек связано с изменением характера диспергирования: жесткое закрепление зерна в абразивной ленте и подвижное расположение зерна, допускающее перекатывание и переориентацию при магнитно-абразивной обработке.

Исследование формы стружек производили путем фотографирования стружек на электронном микроскопе. На рисунке 2.4 показаны фотографии стружек после МАО и полирования абразивной лентой.

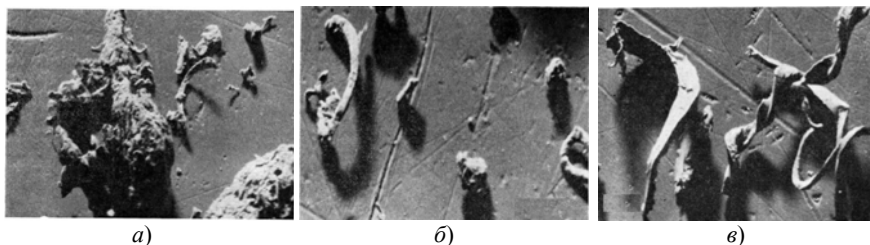


Рисунок 2.4. – Фотографии режущего зерна (а), $\rho = 1$ мкм, и стружек, полученных МАО (б) и полированием абразивной лентой (в)

Как видно из рисунка 2.4, стружки после МАО представляют собой сегментообразные элементы или запятые, т. е. близкие по форме к стружкам, образующимся после шлифования кругом. Отношение ширины стружки к ее длине при этом составляет 5:20. На поверхности стружек видны отдельные сильно деформированные участки, что свидетельствует о высоких пластических деформациях в зоне резания. Косвенным показателем, характеризующим величину пластической деформации при резании магнитно-абразивным методом, является радиус кривизны стружки, уменьшающийся с увеличением коэффициента ее усадки. Замеры показали, что стружки по радиусу кривизны распределяются статистически следующим образом: $\rho_{\text{мао}} = 0 \dots 30$ мкм, $\rho_{\text{ал}} = 40 \dots 110$ мкм. Радиусы кривизны завитка стружки после МАО ($\rho_{\text{мао}}$) и после полирования абразивной лентой ($\rho_{\text{ал}}$) характеризуют также степень пластической деформации при резании указанными способами.

Таким образом, распределение стружек по их размерам при магнитно-абразивной обработке носит экспоненциальный характер и является функцией геометрии режущих кромок магнитно-абразивного материала. Форма стружки определяется характером контакта субмикронеровностей режущего зерна с реальным профилем микронеровностей изделия. Резание при магнитно-абразивной обработке носит преимущественно абразивный характер со значительно

большой степенью пластической деформации металла, чем при других видах абразивной финишной обработки. Применение различных СОТС позволяет приближать процесс МАО либо к полированию жестким абразивным инструментом, либо к тонкому поверхностно-пластическому деформированию, а также получать микрорельеф поверхности, обеспечивающий наибольшую износостойкость.

Следовательно, на механизм процесса абразивной обработки в магнитном поле можно влиять изменением величины магнитного потока в рабочей зоне, сочетанием технологических режимов, выбором ферроабразивного материала, конфигурацией полюсных наконечников и др.

Исследование процесса резания абразивным зерном в составе ФАП и закономерностей образования микрорельефа формируемой поверхности позволит раскрыть сущность абразивного воздействия и установить оптимальные технологические режимы процесса обработки. Однако проведенные исследования производились при реализации МАО, и неизвестным фактором является то, какова разница степени пластической деформации и глубина царапания при наложении магнитного поля и его отсутствии.

Цель настоящего исследования представляет собой определение величины глубины микрорезания единичным абразивным зерном ферромагнитного материала (Ст3) при наложении магнитного поля и в его отсутствии и установление природы и механизма изнашивания, обусловленного наличием магнитного поля. Весьма важным при изучении процесса МАО является установление закономерностей явлений, происходящих в зоне контакта зерна ФАП с поверхностью обрабатываемой детали. Результаты исследований позволят решить задачи, связанные с повышением производительности и качества обработки.

Рассмотренные коэффициенты стружкообразования и коэффициент навалов характеризуют интенсивность пластической деформации. Для определения коэффициентов стружкообразования и навалов были проведены экспериментальные исследования. Исследования заключались в том, что была использована установка с программно-аппаратным комплексом (рисунок 2.5), которая приспособлена для нанесения царапин зернистостью 160/125 мкм на поверхность исследуемого металла. В процессе работы с помощью

датчиков производятся измерения радиальной и тангенциальной составляющих силы резания. С использованием специальной платы аналого-цифрового преобразователя производится передача в компьютер информации, поступающей от датчиков.

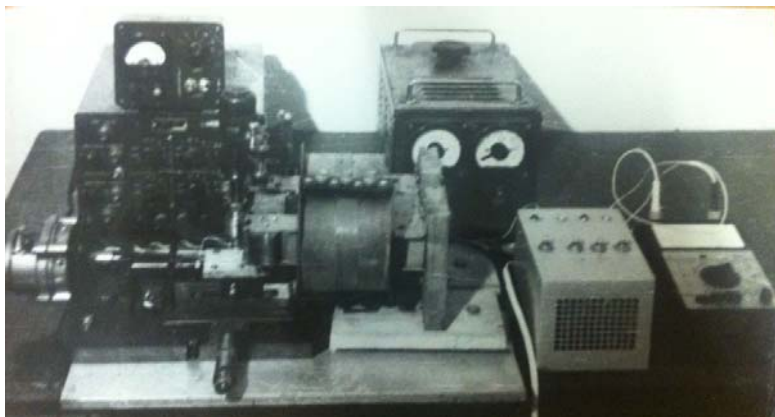
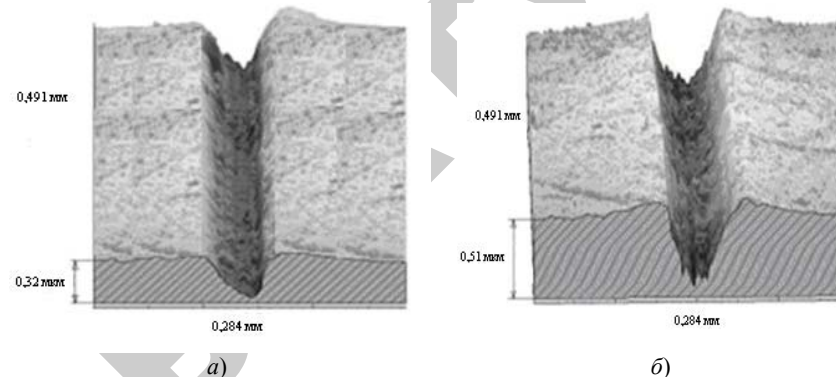


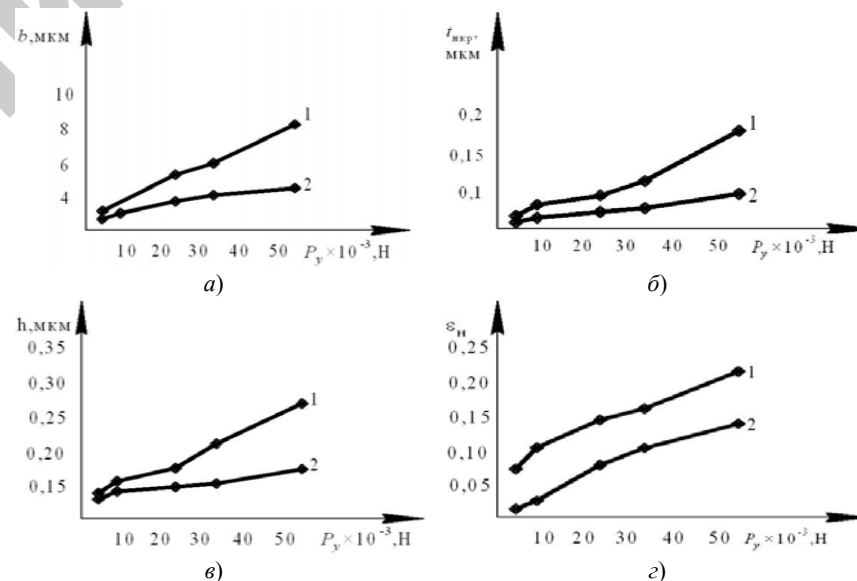
Рисунок 2.5. – Установка для нанесения царапин при микрорезании единичным ферроабразивным зерном

Поверхности образцов предварительно полировали до шероховатости по параметру $Ra < 0,05$ мкм для последующего качественного измерения глубины царапины и высоты навалов. В процессе исследований применяли нагрузки, действующие на ФАП в процессе МАО, выбранные на основании исследований, проведенных Ф. Ю. Сакулевичем, В. И. Ждановичем и др. Был определен диапазон сил, с которыми зерно действует на поверхность обрабатываемой детали при МАО $(0,5...16) \cdot 10^{-3}$ Н. При этом определяли размеры: b – ширина и h – максимальная глубина царапины, $b_{н1}$ и $b_{н2}$, $t_{н1}$ и $t_{н2}$ – соответственно ширина и высота правого и левого навалов (рисунок 2.6). Скорость принималась $V = 0,5$ м/с – при много-разовых циклических проходах. Исследуемый материал – Ст3 ГОСТ 380–71.

Результаты измерения царапин позволили получить зависимости их ширины, средней высоты навалов $t_{нср}$, глубины царапания и коэффициента навалов ε_n от материала образца и радиальной нагрузки P_y (рисунок 2.7).



а) – без использования МАО; б) – с использованием МАО
Рисунок 2.6. – 3D-модели царапин поверхности



1 – с использованием магнитного поля;
2 – без использования магнитного поля

Рисунок 2.7. – Зависимости ширины царапины от нагрузки на единичное зерно (а), средней высоты навалов от нагрузки на зерно (б), глубины царапины от нагрузки на единичное зерно (в), коэффициента навалов при микрорезании от нагрузки на зерно (г)

В результате проведенных исследований установлено, что процесс удаления металла выступами микрорельефа поверхности зерен имеет место практически при любой глубине микрорезания, исчисляемой десятками и сотыми долями микрометра. Исследования показали, что высота навалов меньше, чем глубина царапин, т. е. основная часть металла (65...80 %), вытесняемого зерном, переходит в микростружку (рисунок 2.8).



Рисунок 2.8. – Фотография стружки при МАО

Данные [97] свидетельствуют о специфическом влиянии и особой роли поверхностных слоев в общих процессах микроскопической деформации и разрушения, в процессах усталости, ползучести, в условиях трения, износа и схватывания металлов. В результате фазовых превращений образуется слой толщиной 1,0...1,5 мкм со сложным структурно-фазовым состоянием и прочностными свойствами, отличающимися от свойств исходной и мартенситной фаз. Как видно, поверхностный слой имеет характерные структуру и свойства. Наблюдается на некоторой глубине пиковое значение твердости, намного превышающее этот параметр аустенитной и мартенситной фаз. Этот слой, характерный для сплавов, претерпевающих термоупругие мартенситные превращения, в настоящее время не идентифицирован по фазовому составу и структуре. Однако он представляет ультрамелкозернистую структуру (нано- и субмикроструктурную), состоящую из аустенитной и мартенситной фаз. Исследования [95] показали, что при измельчении

структуры до субмикроструктурной повышается обратимая мартенситная деформация и характеристики прочности (в нашем случае – твердость). При всем этом сохраняется высокая пластичность.

Поскольку установлена разница степени пластической деформации при микрорезании единичным зерном ферромагнитного материала при наложении магнитного поля и в его отсутствии, необходимо выявить природу и механизм этого изнашивания. Рассмотрим случай, когда на пластину значительной толщины действует пульсирующее электромагнитное поле, параллельное плоскости пластины. Заменим пластину проводящим полупространством бесконечных размеров согласно схеме на рисунке 2.9.

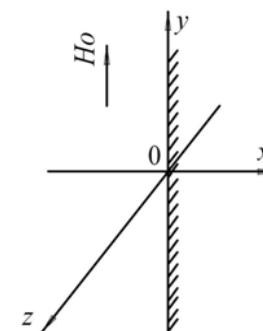


Рисунок 2.9. – Пластина в магнитном поле

Границу раздела между пластиной и воздухом образует плоскость yz . Если проводящее полупространство имеет удельную проводимость μ , то при угловой частоте ω и для напряженности H магнитного поля получим обычные дифференциальные уравнения второго порядка:

$$\frac{d^2 H}{dx^2} = k^2 H. \quad (2.11)$$

Известное решение для напряженности магнитного поля

$$H = H_1 e^{kx} + H_2 e^{-kx}, \quad (2.12)$$

можно связать с первым уравнением Максвелла

$$\text{rot}H = \gamma E \quad (2.13)$$

и, таким образом, непосредственно получить выражение для напряженности электрического поля

$$E = \frac{k}{\gamma} (H_1 e^{kx} + H_2 e^{-kx}). \quad (2.14)$$

Постоянные определяются из граничных условий. Для большой глубины $x \rightarrow \infty$ должны иметь место соотношения

$$\vec{H} \rightarrow 0 \text{ и } \vec{E} \rightarrow 0,$$

и наоборот, на границе, т. е. при $x = 0$, будет

$$\vec{H} = H_0.$$

Отсюда следует, что $H_1 = 0$ и $H_1 = H_0$.

Итак, напряженность магнитного поля определяется уравнением

$$H = H_0 e^{-kx}. \quad (2.15)$$

Теперь проведем более глубокий анализ выражений для магнитного поля. Комплексную постоянную, как уже было ранее указано, можно записать в виде

$$k = \frac{1-j}{a}.$$

Если подставить эту величину в уравнения (2.14) и (2.15), то можно записать временной вектор напряженности магнитного поля

$$H = H_0 e^{-kx} e^{j\left(\omega t - \frac{x}{a}\right)}. \quad (2.16)$$

Следовательно, амплитуда затухает с увеличением глубины по экспоненте $\frac{x}{a}$. Скорость распространения электромагнитных волн в проводящем полупространстве тогда будет равна

$$v = \frac{x}{t} = a\omega. \quad (2.17)$$

Характер волн в различные моменты времени показан на рисунке 2.10. Определим теперь величину плотности тока на поверхности проходящей пластины, т. е. при $x = 0$:

$$\sigma_0 = \gamma \vec{E}_{(x=0)} = \frac{1+j}{a} H_0 e^{-j\omega t}. \quad (2.18)$$

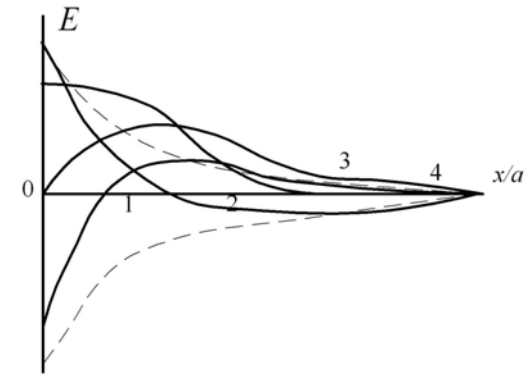


Рисунок 2.10. – Волны в пластине в различные моменты времени

Для плотности тока на любой глубине можно будет написать уравнение

$$\sigma = \sigma_0 e^{\frac{x}{a}} e^{j\left(\omega t - \frac{x}{a}\right)}. \quad (2.19)$$

Из этого выражения видно, что плотность тока также задана волной, амплитуда которой с глубиной уменьшается. Если проинтегрируем выражение (2.19) по всему полупространству, получим эквивалентный ток, который вызывает такие же электромагнитные эффекты, как и нелинейно распределенная плотность тока во всем пространстве

$$\vec{I} = \int_0^{\infty} \sigma dx = \frac{a\sigma_0}{\sqrt{2}} e^{j\left(\omega t - \frac{\pi}{4}\right)}. \quad (2.20)$$

Из этого уравнения видно, что эквивалентный ток обусловлен слоем толщиной a с равномерно распределенной плотностью тока $\frac{\sigma_0}{\sqrt{2}}$, причем валентный ток по отношению к действительной плотности тока на поверхности при $x = 0$ имел бы фазовый сдвиг $\pi/4$. Толщина a называется глубиной проникновения и определяется выражением

$$a = \sqrt{\frac{2}{\omega\gamma\mu}}.$$

В таблице 2.1 приведены значения глубины [98] проникновения для наиболее используемых материалов и различных частот.

Теперь рассмотрим, как связана индукция с плотностью тока. Для магнитной индукции на поверхности справедливо соотношение

$$\vec{B}_0 = \frac{\mu a \sigma_0}{\sqrt{2}} e^{-j\frac{\pi}{4}}. \quad (2.21)$$

Магнитная индукция также выражается уравнением волны, как и электрическое поле

$$\vec{B} = B_0 e^{\frac{x}{a}} e^{j\left(\omega t - \frac{x}{a}\right)}. \quad (2.22)$$

Таблица 2.1. – Значения глубины проникновения для наиболее используемых материалов и различных частот

$f, \text{Гц}$	$a, \text{мм}$			
	Cu	Al	Fe ($\mu_T = 200$)	Fe ($\mu_T = 20$)
25	13,4	17,4	2,54	8,1
50	9,44	12,3	1,8	5,69
100	6,67	8,7	1,3	4,11

Для абсолютной величины магнитной индукции на определенной глубине справедливо соотношение

$$|\vec{B}| = B_0 e^{\frac{x}{a}}. \quad (2.23)$$

Можно считать, что и магнитный поток проходит только по тонкому поверхностному слою, толщина которого равна глубине проникновения.

Среднее значение магнитной индукции следует из уравнения

$$B_{cp} = \frac{B_0}{\sqrt{2}}. \quad (2.24)$$

Теперь рассмотрим, как велики будут потери в части полупространства, ограниченного в направлениях осей y и z единицами длины. Для этого определим квадрат абсолютного значения плотности тока

$$|\sigma|^2 = \sigma \sigma^* = \frac{2}{a^2} H_0^2 e^{-\frac{2x}{a}}, \quad (2.25)$$

где $|\sigma|$ – максимальное значение.

Тогда выражение для теплового эффекта приобретает вид

$$P = \frac{1}{2\gamma} \int_0^{\infty} |\sigma|^2 dx. \quad (2.26)$$

После подстановки выражения и интегрирования получим

$$P = \frac{H_0^2}{2\alpha\gamma}. \quad (2.27)$$

Это значит, что пока толщина реальной пластины будет больше, чем 2 раза, будет возникать тепловой эффект только в поверхностном слое толщиной a и он имеет характер поверхностного нагрева.

В результате проведенного анализа и исследования процесса микрорезания единичным зерном ферромагнитного материала при наложении магнитного поля установлено, что глубина царапины в 1,5...1,6 раза больше, чем в отсутствии магнитного поля. Объяснением полученных результатов является проникновение электромагнитных волн в тонкий поверхностный слой ферромагнитного материала и возникновения теплового эффекта, который обеспечивает увеличение степени пластической деформации материала.

2.2 Понятие рабочей технологической среды при магнитно-абразивной обработке

Процессы механической обработки металлов характеризуются многообразием используемых инструментальных материалов, специфичностью операций и масштабом производства. Одним из важных факторов функционирования технической системы МАО является применение РТС, состоящей из ФАП и СОТС, формируемой электромагнитным полем (ЭМП). Путем изменения состава РТС и ее состояния эффективно производится глубокое и многостороннее варьирование параметров процесса резания при МАО. Если ранее эффективность данного процесса оценивалась созданием новых видов ФАП и СОТС, то на сегодняшний день повышение эффективности следует оценивать через синергетическое воздействие параметров для этой задачи. Это связано с тем, что показатели кооперативности свойств, входящих в систему компонентов, выше, чем в отдельности у каждого из компонентов. Примером служит МАО алюминиевых сплавов при использовании ФАП Ж15КТ и различных составов СОТС типа СинМА-1 и СинМА-2, у которых при данной обработке низкие показатели качества, но при обработке черных металлов они обладают высокой эффективностью. В тоже время установлено, что рост интенсивности МАО алюминиевых

сплавов обеспечивается применением ФАП на основе кремнистого сплава SiC и СОТС, включающего глицерин, что требует всестороннего исследования и разработки специальных РТС, как для классов поверхностей, так и марок материалов. Случайный подбор ФАП и СОТС не является рентабельным, поскольку их многообразие связано с постоянным риском отсутствия требуемых входных показателей процесса и ростом затрат. Важную роль при реализации процесса МАО выполняют, например, такие условия, как химическая инертность самих компонентов РТС, а также инструментального и обрабатываемого материалов. Поэтому переход на следующую качественную ступень создания режущего инструмента для МАО в виде РТС позволяет сократить его номенклатуру, оптимизировать режимы обработки, стабилизировать параметры процесса резания и повысить эффективность производства деталей машин сложного профиля и изготовленного из различных материалов. Выполнение этих условий должно быть связано с исследованием РТС, поскольку определение параметров и установление характера и механизма его протекания служат базой для прогнозирования выходных технико-экономических показателей процесса. Несмотря на большое количество факторов функционального и случайного характера, например, одна из трудностей заключается в том, что СОТС при обработке деталей выступает не только как средство для охлаждения, но и как агент по транспортировке поверхностно-активных веществ (ПАВ), будучи при этом электролитом II рода. Поэтому системный подход к решению задачи РТС при МАО состоит в получении закономерностей процесса МАО путем нахождения строгого соответствия между структурными элементами различных способов финишной обработки.

В качестве структур финишной обработки как системы выступают методы типа хонингования, шлифования и т. д. и, в том числе, МАО, что требует создания физических моделей процесса, как объекта исследования, и разбиения его на подсистемы при условии их изоморфизма. Одной из таких подсистем МАО является РТС, которая согласно принципу рецепции состоит, как указывалось выше, из ФАП, ЭМП и СОТС, находящихся в некотором фазовом состоянии, образованном через фазовый переход путем намагнитченности подведенного ЭМП. Задача физического моделирования РТС,

построенная на основании определенной неполноты сведений, состоит в необходимости максимального приближения к реальной системе, как кооперативной и согласованной, через анализ РТС, как устойчивой структуры, и последующий ее синтез. Оценка РТС производится через основные воздействия инструмента на обрабатываемую поверхность детали, которыми является: диспергирующее, моющее, смазывающее и охлаждающее в соответствии с характером их производства (таблица 2.2).

Таблица 2.2. – Основные воздействия рабочей технологической среды на обрабатываемую поверхность детали

Воздействие	Характер протекающих процессов	Агрегатное состояние среды	Источник
Диспергирующее	Создание инструмента, состоящего из пористого или твердого тела. Расклинивающий эффект	Твердое Жидкое	ФАП, СОТС, ЭМП
Моющее	Адсорбция с образованием многослойных структурных упорядоченных пленок	Жидкое	СОТС, ЭМП
Смазывающее	Физическая или химическая адсорбция с образованием граничного мономолекулярного слоя	Жидкое	СОТС, ЭМП
Охлаждающее	Теплоотвод на основе теплообмена	Жидкое	ФАП, СОТС, ЭМП

Реализация исследования РТС как подсистемы МАО должна производиться при наличии и учете свойств, которые обеспечивают высокую степень конкуренции с другими видами абразивного инструмента типа хонинговального бруска, шлифовального круга и т. д. Определение и выделение данных свойств, имеющих отличие от свойств, присущих только ФАП, СОТС и ЭМП, взятых в отдельности, является главной задачей и ее следует рассматривать через их ковариантность. Согласно [96] процесс МАО ранжируется следующими факторами и в следующей последовательности относительно оценки его производительности и качества выпускаемой продукции: магнитная индукция, скорость резания, величина рабочего

зазора, скорость осцилляции, размерность ФАП, амплитуда осцилляции и т. д.

Однако первоначально, согласно принципу цикличности, следует рассмотреть РТС, как объект исследования отдельно в виде стационарной пространственно-временной области, а затем осуществить его оценку в кинематическом и динамическом режиме, вследствие чего скорости осцилляции и резания учету не подлежат. При проведении исследования РТС аналогично импрегнированному шлифовальному кругу, возникает необходимость учета не только имеющихся факторов, но и появления новых, таких как ее проницаемость, твердость и структура, которые в более точной мере отражают сущность РТС. Принцип сжатия и унификации научного информационного продукта требует реализации перехода от фрагментарного характера понимания и восприятия процесса МАО к его феноменологической роли и занимаемой позиции в общем ряду финишных абразивных методов. Это позволяет путем введения необходимых для данного состояния РТС, как подсистемы МАО, факторов, отвечающих его характеристическому образу, при исключении бесконечного поиска и дополнительного включения дорогостоящих функциональных компонентов обеспечить активацию имеющегося комплекса.

Проведенный анализ показывает, что присутствует необходимость учета ранее указанных факторов (магнитная индукция, величина рабочего зазора и т. д.), которые характеризуют как процесс МАО, так и его отдельные подсистемы, в том числе РТС. Однако отсутствие их взаимодействия и влияние друг на друга резко снижает осмысление и обобщение данного процесса. Поэтому, исходя из положений ковариантности и условий финишной обработки, приняты к рассмотрению такие характеристики, как твердость инструмента, его связка, адгезионная активность, пористость, концентрация зерен в объеме инструмента, удельный расход СОТС. Однако если для хонингования и других способов финишной обработки существуют прямые методы определения значений вышеуказанных характеристик, то для МАО в силу специфичности это определение для некоторых из них затруднено, и реализацию данного решения требуется провести другим образом. Например, пористость твердого хона представлена из-за присутствия каверн общей V_0 и активной V_a пористостью, зависимость которых выражается следующей формулой:

$$V_o = V_a + V_n.$$

При МАО в силу строгой ориентированности цепочек ферроабразивных частиц активная пористость максимально приближена по своему значению к общей и их можно считать в таком случае равными. Поэтому изменение пористости производится варьированием в этой порции ФАП количества различных долей частиц различной друг от друга грануляции. Жесткость любого абразивного инструмента характеризуется его связкой, источником которой для МАО служит энергия ЭМП при изменении показателей этой твердости. Но при их равенстве, если сравнивать с твердосвязанным абразивным инструментом, видом связки (вулканитовая, керамическая, металлическая), этим фактором является количество частиц ФАП на единицу длины рабочего зазора. Данное количество, а также размерность частиц, выявляет величину податливости, как величину обратную жесткости образуемого инструмента, что важно для дальнейшего эксплуатационного режима, и находится в прямой зависимости от параметров шероховатости и других качественных значений, получаемых при МАО ввиду наложения ЭМП и СОТС. СОТС, будучи электролитом II рода и по причине нахождения в данной зоне, имеет рост значения вязкости путем приобретения вклада от магнитного поля, называемого магнитной вязкостью, что изменяет первоначальную величину вязкости и создает трудности при установлении ее действительного значения. Граничные условия существования пространственно-временной области, которой является РТС, определяются через критерий времени и площади обрабатываемой поверхности, позволяющей произвести оценку эффективности действия РТС и ее массовых и габаритных размерных показателей. Гидродинамические условия процесса МАО обусловлены движением течения СОТС, как электролита II рода во внешнем поперечном магнитном поле, в котором вектор напряженности ЭМП имеет компоненты H_x и H_z .

Коэффициент трения при условии функционирования трибоактивной фазы между ферроабразивной «щеткой» и обрабатываемой поверхностью детали зависит от состава СОТС, как жидкого носителя ПАВ, и его вязкости. Например, в исследовании [99] в составе жидкости при шлифовании содержание эмульсола составляет

от 2 до 10 %, и установлено, что наименьшая шероховатость получена при использовании эмульсола концентрацией 2,5...4,0 %.

Для сравнительного анализа роли СОТС в создании для МАО необходимо провести оценку ее поведения в пористом скелете ферроабразивной «щетке» и изучить проблемы ее применения в процессе микрорезания при учете фактора ее вязкости как одного из определяющих. Согласно пористости «щетке» СОТС проникает в зону непосредственного контакта переднего фронта частиц ФАП и детали или перемещается за счет капиллярности и с учетом высокой химической активности обеспечивает рост эффективности съема материала. СОТС вытесняется частицами, попадающими во впадины микрорельефа и производящими микрорезание, усиливая процесс отвода теплоты путем проникновения в образуемые царапины и облегчая резание материала при своей термодеструкции как носителя. Проницаемости потока СОТС способствуют колебания, возникающие от ударно-импульсивного воздействия ФАП на поверхность деталей, обеспечивая кинетику проникновения в более благоприятных условиях.

Силы на границах раздела сред (пористый скелет ФАП и СОТС), имеющих различные показатели магнитной проницаемости, вызывают эффект левитации. Поскольку фрагменты стружки и сама стружка обладают ферромагнитными свойствами и представляют собой абсолютно жесткий магнетик, намагниченный до насыщения, под действием внешнего магнитного поля происходит повышение вязкости, а, следовательно, и плотности СОТС, поэтому осуществляется реализация гидродинамического равновесия жидкости и помещенного в нее тела. В конечном счете, это приводит к более свободному продвижению указанной стружки (длиной 10...18 мкм, толщиной 4...6 мкм) и ее выводу из зоны резания вместе с потоком СОТС через каналы пористого скелета ФАП, поскольку, согласно [100], при намагниченности насыщения 50 кА/м и градиенте магнитной индукции 10 Т/м возможно 30-кратное увеличение плотности магнитной жидкости.

Оценка и функционирование РТС как подсистемы МАО и определение ее эффективности производится путем оптимизации. При изучении стохастических систем для описания их поведения в работе выделяют локально-интегральную полиномиальную группу моделей. Последняя применяется для решения практических задач,

связанных с описанием и оптимизацией поведения системы, в данном случае технологического процесса.

Неизвестную функцию отклика $Y = f(X_1, X_2, \dots, X_k)$ локально-интегральной модели процесса МАО от k -факторов можно представить в виде квадратичного полинома

$$Y = b_0 + \sum_{i=1}^k b_i X_i + \sum_{i=1}^k b_{ij} X_i X_j + \sum_{i=1}^k b_{ii} X_i^2. \quad (2.28)$$

Известно, что всякая модель должна быть средством осмысления действительности и постановки эксперимента, а также инструментом прогнозирования. Следует иметь в виду, что получаемые таким образом регрессионные модели являются, как правило, первым этапом изучения явлений, лежащих в основе технологических процессов. Такой подход позволяет эффективно установить статистические связи между количественными величинами, характеризующими процесс и отобрать в ряде случаев набор необходимых факторов.

Полиномом второй степени обычно удается описать стационарную область и, если поверхность отклика унимодельна (имеет единственную точку максимума), найти координаты экстремума Y , приравняв к нулю частные производные $dy/dx = 0$. Проведенные исследования показали, что процесс МАО достаточно полно описывается математическими моделями второго порядка, а также позволили отобрать для экспериментов наиболее значимые факторы, наметили область их определения и интервалы варьирования.

Установлено, что оптимизация является выбором такого варианта управления процессом, при котором достигается экстремальное значение критерия, характеризующего его качество. Оптимизация в данном случае, поскольку постановка задачи представлена стохастическим способом, позволяет назначать параметры с заданным уровнем надежности. При этом обеспечивается надежность с высоким показателем доверительной вероятности, при котором возможные отказы, имеющие под собой случайную природу, компенсируются ростом производительности и падением себестоимости. Принципы технологической системы были заданы пределами, отделяющими эту систему от реальной ситуации и определяющими ее фиксацию. Проблема многокритериальной оптимизации является одной

из центральных задач теории проектирования технологического процесса и управления им. Задачи установления влияния параметров предшествующего перехода на параметры последующего по своей сущности носят распределительный характер. Поэтому системный подход к назначению параметров процесса обеспечивается соответствующей процедурой оптимизации, при которой критерий оптимизации определяет цель оптимизации.

На основании изложенного выше поиск оптимального вида РТС для МАО был осуществлен методом математического планирования экспериментов. Параметром оптимизации были выбраны производительность процесса (удельный массовый съем металла ΔG , мг/(см²·мин) и достигаемая шероховатость поверхности после обработки Ra_2 , мкм).

Для получения модели процесса МАО применили симметричный композиционный ортогональный план типа $N_1 = 2k$ (N_1 – число опытов в ядре плана), а общее число опытов $N = N_1 + 2k + n_0$ ($2k$ – число звездных точек, n_0 – число опытов в центре плана). На первом этапе нахождения оптимальных режимов и параметров МАО был использован метод крутого восхождения, который позволяет получить представление о функции отклика и описать поверхность отклика линейной моделью

$$Y = f(X_i),$$

где Y – параметр оптимизации;

X_i – факторы (независимые переменные).

Для получения модели процесса в качестве независимых переменных брались следующие факторы: X_1 – магнитная индукция, В, Т; X_2 – пористость РТС, П, %; X_3 – концентрация СОТС, К, %; X_4 – размерность частиц на величину рабочего зазора, У; X_5 – удельный расход СОТС на объем РТС, С, мл/см³; X_6 – время обработки на площадь обрабатываемой поверхности, t/S , с/см². В опытах постоянными принимались степень заполнения порошком рабочей зоны $K_z = 1$, порошок Ж15КТ, зернистость порошка $\Delta = 160/100$ мкм, смазывающе-охлаждающие технологические средства – СинМА-1. Эксперименты выполняли на станке модели СФТ 2.150.00.00.000. Образцами служили кольца подшипников из закаленной стали ШХ-15, 61...65 HRC.

После реализации 1/8 (таблицы 2.3, 2.4) реплики типа 2^{6-3} получено следующее линейное уравнение регрессии для удельного массового съема металла ΔG , мг/(см²·мин)

$$Y_1 = 12,28 + 15,4x_1 + 8,86x_2 + 4x_3 - 8,3x_4 + 0,4x_5 - 3,78x_6,$$

и для достигаемой шероховатости поверхности Ra_2 , мкм

$$Y_2 = 0,21 - 0,17x_1 + 0,35x_2 + 0,37x_3 - 0,05x_4 - 0,03x_5 + 0,11x_6.$$

Таблица 2.3. – Матрица планирования и результаты опыта для удельного массового съема металла, ΔG

Фактор	B, Т	П, %	K, %	У	C, мл/см ³	t/S, с/см ²	ΔG , мг/(см ² ·мин)
Основной уровень (X_i)	0,9	10	4	0,23	71,4	2,33	
Интервалы варьирования (ΔX_i)	0,2	10	3	0,07	23,8	0,47	
Верхний уровень (+1)	1,1	20	7	0,3	95,2	2,8	
Нижний уровень (–1)	0,7	0	1	0,16	47,6	1,86	
Код (X_i) X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	
Опыт 1 +	–	–	–	+	+	+	7,6
Опыт 2 +	+	–	–	–	–	+	13,45
Опыт 3 +	–	–	+	–	+	–	11,14
Опыт 4 +	+	–	+	+	–	–	12,83
Опыт 5 +	–	+	–	+	–	–	10,76
Опыт 6 +	+	+	–	–	+	–	16,8
Опыт 7 +	–	+	+	–	–	+	12,4
Опыт 8 +	+	+	+	+	+	+	14,3

Таблица 2.4. – Матрица планирования и результаты опыта для достигаемой шероховатости поверхности Ra_2

Фактор	B, Т	П, %	K, %	У	C, мл/см ³	t/S, с/см ²	Ra_2 , мкм
Основной уровень (X_i)	0,9	10	4	0,23	71,4	2,33	
Интервалы варьирования (ΔX_i)	0,2	10	3	0,07	23,8	0,47	
Верхний уровень (+1)	1,1	20	7	0,3	95,2	2,8	
Нижний уровень (–1)	0,7	0	1	0,16	47,6	1,86	
Код (X_i) X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	
Опыт 1 +	–	–	–	+	+	+	0,15
Опыт 2 +	+	–	–	–	–	+	0,13
Опыт 3 +	–	–	+	–	+	–	0,2
Опыт 4 +	+	–	+	+	–	–	0,21
Опыт 5 +	–	+	–	+	–	–	0,16
Опыт 6 +	+	+	–	–	+	–	0,24
Опыт 7 +	–	+	+	–	–	+	0,38
Опыт 8 +	+	+	+	+	+	+	0,26

Анализ данных уравнений регрессии позволяет делать следующие выводы: на величину удельного массового съема ΔG существенно влияют магнитная индукция (x_1), пористость РТС (x_2) и размерность частиц ФАП на величину зазора (x_4) (жесткость РТС), а на параметры достигаемой шероховатости поверхности Ra_2 – магнитная индукция (x_1), пористость РТС (x_2) и концентрация СОТС (x_3).

Было реализовано 4 опыта крутого восхождения. Наибольший съем металла был зафиксирован в 3-м опыте. Движение по методу крутого восхождения было закончено, так как область оптимума не может быть описана линейной моделью. Чтобы изучить область оптимума, необходимо перейти ко второй стадии планирования – к исследованию почти стационарной области. На ней в качестве факторов, оказывающих наиболее значительное влияние на функцию отклика $Y(\Delta G)$, судя по коэффициентам линейной регрессии, являлись: X_1 – магнитная индукция, В, Т; X_2 – пористость РТС, П, %; X_3 – размерность частиц на величину рабочего зазора, У. Кроме вышеуказанных ранее постоянными были приняты: концентрация СОТС, $K = 4$ %; удельный расход СОТС на объем РТС $C = 71,4$ мл/см³; время обработки на площадь обрабатываемой поверхности, $t/S = 2,33$ с/см².

Окончательно модель, полученная после математического планирования второго порядка для удельного массового съема металла ΔG , имеет вид

$$Y_1 = 11,56 + 0,53x_1 + 0,67x_2 + 0,45x_3 - 0,56x_1x_3 + 0,67(x_1^2 - \lambda) - 0,62(x_2^2 - \lambda),$$

для достигаемой шероховатости поверхности Ra_2

$$Y_2 = 0,18 + 0,57x_1 + 0,05x_2 + 0,036x_3 - 0,059x_1x_3 + 0,026x_2x_3 + 0,21(x_1^2 - \lambda).$$

Таким образом, с помощью этого метода получены модели процесса МАО, которые позволяют определить степень влияния технологических факторов на параметры процесса и установить режимы обработки, обеспечивающие наибольший съем металла и достигаемую шероховатость. Графическое изображение моделей показано при помощи двухмерных сечений функций отклика Y_1 и Y_2 . Для этого из общей математической модели для параметров процесса составлялось уравнение регрессии, которое включало в себя две переменные – исследуемый технологический фактор (аргумент) и функцию отклика. Значение всех остальных факторов стабилизировали на нулевых для данной матрицы уровнях.

Была составлена серия таких уравнений для удельного массового съема металла ΔG в зависимости от трех переменных: x_1 – магнитная индукция, В, Т; x_2 – пористость РТС, П, %; x_3 – размерность частиц на величину рабочего зазора, У, и достигаемой шероховатости поверхности Ra_2 в зависимости от трех переменных: x_1 – магнитная индукция, В, Т; x_2 – пористость РТС, П, %; x_3 – концентрация СОТС, К, %. По ним были рассчитаны исходные данные (таблицы 2.5, 2.6) для построения графиков (рисунки 2.10, 2.11) в виде двухмерных сечений в трехмерной системе координат.

Таблица 2.5. – Симметричный композиционный рототабельный униформ-план второго порядка для удельного массового съема металла, ΔG

№ опыта	X_0	X_1	X_2	X_3	X_1X_2	X_1X_3	X_2X_3	X_1^2	X_2^2	X_3^2	$Y_1, \Delta G, \text{ мг } \text{см}^2 \cdot \text{мин}$
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
План 2^3											
1	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	12,1
2	+	+	+	–	+	–	–	+	+	+	10,9
3	+	+	–	+	–	+	–	+	+	+	11,1
4	+	+	–	–	–	–	+	+	+	+	11,0
5	+	–	+	+	–	–	+	+	+	+	12,6
6	+	–	+	–	–	+	–	+	+	+	10,4
7	+	–	–	+	+	–	–	+	+	+	11,2
8	+	–	–	–	+	+	+	+	+	+	9,1
Звездные точки											
9	+	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0	0	12,4
10	+	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0	0	11,8
11	+	0	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0	11,5
12	+	0	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0	9,6
13	+	0	0	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	12,5
14	+	0	0	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	9,7
Нулевые точки											
15	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	12,9
16	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	12,5

Окончание таблицы 2.5

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
17	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	12,2
18	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	12,7
19	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	13,2
20	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	13,0

Таблица 2.6. – Симметричный композиционный рототабельный униформ-план второго порядка для достигаемой шероховатости поверхности Ra

№ опыта	X_0	X_1	X_2	X_3	X_1X_2	X_1X_3	X_2X_3	X_1^2	X_2^2	X_3^2	$Y_1, Ra_2, \text{мкм}$
План 2^3											
1	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	0,3
2	+	+	+	–	+	–	–	+	+	+	0,2
3	+	+	–	+	–	+	–	+	+	+	0,07
4	+	+	–	–	–	–	+	+	+	+	0,14
5	+	–	+	+	–	–	+	+	+	+	0,38
6	+	–	+	–	–	+	–	+	+	+	0,05
7	+	–	–	+	+	–	–	+	+	+	0,27
8	+	–	–	–	+	+	+	+	+	+	0,08
Звездные точки											
9	+	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0	0	0,3
10	+	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0	0	0,12
11	+	0	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0	0,25
12	+	0	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0	0,1
13	+	0	0	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0,18
14	+	0	0	+1,682	0	0	0	0	0	+2,83	0,2
Нулевые точки											
15	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,14
16	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,15
17	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,14
18	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,13
19	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,14
20	+	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,15

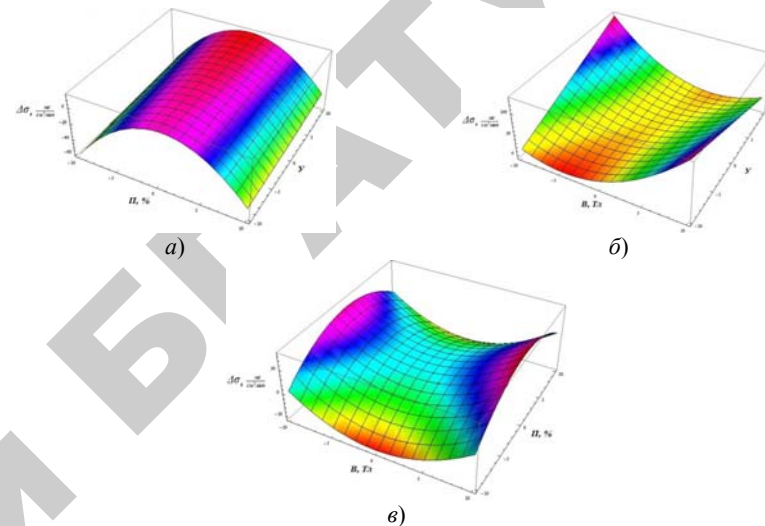


Рисунок 2.11. – Зависимости удельного массового съема металла ΔG от магнитной индукции B , Т (б, в); пористости РТС, Π , % (а, в); размерности частиц на величину рабочего зазора, Y (а, б)

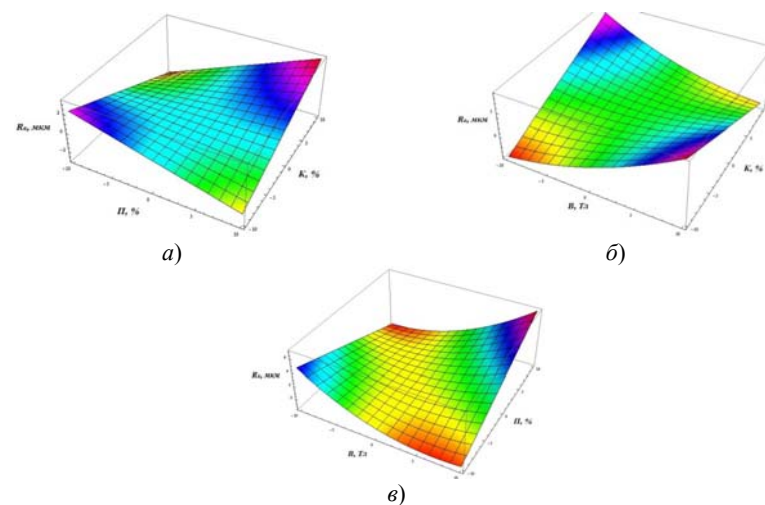


Рисунок 2.12. – Зависимости достигаемой шероховатости поверхности Ra_2 от магнитная индукции B , Т (б, в); пористости РТС, Π , % (а, в); концентрации СОРС, K (а, б)

Анализ полученных моделей позволил выявить степень влияния технологических факторов на функции отклика удельного массового съема металла и достигаемой шероховатости поверхности. Из всех исследованных факторов наибольшее влияние на эффективность РТС оказывают магнитная индукция, пористость РТС, концентрация СОТС, размерность частиц на величину рабочего зазора, удельный расход СОТС на объем РТС и время обработки на площадь обрабатываемой поверхности.

Установлено, что для повышения удельного массового съема металла в случае учета взаимодействия таких факторов, как размерность частиц ФАП на величину рабочего зазора (жесткость РТС) и пористость РТС, необходимо варьирование только пористостью РТС, поскольку жесткость РТС находится в прямой зависимости от данного фактора. Падение удельного массового съема металла при изменении пористости и жесткости РТС в меньшую сторону связано со сложностью подачи СОТС и доставки агентов ПАВ в зону резания. Это приводит к засаливанию частиц ФАП, образованию их новой диссипативной структуры и потере режущей способности, а также трудностью отвода стружки, которая способствует образованию этой структуры. В случае увеличения пористости и жесткости РТС снижение удельного массового съема металла объясняется повышением размерности частиц ФАП, приходящихся на единицу площади обрабатываемой поверхности или, иначе говоря, падением количества режущих элементов.

Связь взаимодействия магнитной индукции и жесткости РТС характеризуется снижением удельного массового съема металла за счет уменьшения обоих факторов и определяется большей подвижностью частиц ФАП и, соответственно, меньшим давлением, оказываемым на обрабатываемую поверхность. Рост удельного массового съема металла вызван обратной причиной.

Сочетание факторов магнитной индукции и пористости РТС приводит к уменьшению удельного массового съема металла в случае, как увеличения пористости РТС, так и ее уменьшения. Это связано в первом случае с падением количества режущих элементов, участвующих в процессе стружкообразования, а во втором – с их меньшей устойчивостью из-за уменьшения магнитной индукции.

Зависимость шероховатости обработанной поверхности от пористости РТС, магнитной индукции и концентрации СОТС определяется качественной стороной через снижение пористости РТС и концентрации СОТС, и рост магнитной индукции. Поскольку при меньших значениях пористости РТС и концентрации СОТС осуществляется гораздо большее прохождение количества СОТС, то обеспечивается лучший тепло- и стружкоотвод. Увеличение шероховатости обработанной поверхности при сочетании данных факторов вызвано ростом пористости РТС концентрации СОТС, и уменьшением магнитной индукции. Фильтрация более крупных глобул такой дисперсной среды, как СОТС, происходит в сложных гидродинамических условиях, поскольку образование больших по размеру глобул характеризуется экспоненциальным ростом их вязкости. Наличие большей подвижности РТС, определяемой магнитной индукцией, не в состоянии обеспечить качественное фильтрование необходимого сегмента РТС, расположенного на разделе «обрабатываемый материал – передний фронт РТС» ввиду его быстрой засаливаемости.

На рисунках 2.11 и 2.12 представлены зависимости производительности и качества обработанной поверхности от наиболее значимых факторов, определяющих эффективность использования РТС, как сложной гетерогенной термодинамической системы при учете анализа линейно-геометрических параметров и изометричности частиц ФАП, свойств дисперсной среды в виде СОТС, анизотропности пропускной способности и геометрической характеристики материального носителя формы режущего контура РТС.

2.3 Закономерности формирования режущего инструмента из ферроабразивного порошка

Процесс формирования ферроабразивного порошка в стабильный магнитно-абразивный инструмент в значительной степени определяет качество и интенсивность магнитно-абразивной обработки. Поэтому важным аспектом исследований является изучение динамических явлений, возникающих в порошке, удерживаемом

силами магнитного поля, при движении в нем тел с различной геометрией [101].

Ранее [102] были изучены особенности формирования стабильного магнитно-абразивного инструмента и описана [103] специфика движения абразива в условиях кольцевой магнитной рабочей зоны при обработке деталей типа лопаток. В работе [104] экспериментально исследовано перераспределение порошка в рабочих зонах магнитных зазоров. Описанный в [105] метод позволяет интегрально оценить динамику всего процесса магнитно-абразивной обработки и выявить ряд определяющих факторов.

Для более полного понимания процесса формирования ферроабразивного порошка в стабильный магнитно-абразивный инструмент необходимо изучить влияние размера частиц порошка, величины рабочей зоны, скорости движения деталей, напряженности магнитного поля, а также размерадвигающихся деталей на механизм формирования магнитно-абразивного инструмента. Для этого использовали образцы из стали X18H10T ГОСТ 5632–72 с постоянной высотой – 20, толщиной – 3, длиной – 25 и 5 мм.

Исследования проводили на установке [102] с кольцевым эквидистантным расположением полюсных наконечников. Четыре пары полюсных наконечников образуют рабочую зону типа кольцевой ванны с разрывами, расположенной в горизонтальной плоскости. Основное рабочее движение деталей – вращение вокруг вертикальной оси, проходящей через центр образованного кольца. В рабочих зазорах деталь перемещается таким образом, что ее высота меньше высоты созданного магнитно-абразивного инструмента. Длиной детали считался ее линейный размер в направлении, параллельном касательной к траектории ее движения. Скорость движения деталей изменялась в диапазоне 1,57...4,71 м/с при магнитной индукции 0,65 и 0,68 Т в рабочих зазорах шириной 14 и 18 мм. Обработку осуществляли порошком Полимам-Т с размерами частиц 160/63 и 315/250 мкм, который обладает высокостабильными магнитными и механическими свойствами.

По методике, предложенной в [103], контролировали изменение сил сопротивления порошка, оказываемогодвигающимися деталям, от длины пути, проходимог ими в рабочих зонах магнитных зазоров. В данном случае длина пути – это расстояние, которое деталь проходит в магнитных зазорах. Она выбрана в качестве параметра

изменения силы сопротивления для возможности последующего сравнения результатов, полученных при различных скоростях движения деталей. Анализ экспериментальных данных позволил выявить ряд существенных факторов.

На рисунке 2.13 показаны зоны, в которых силы сопротивления изменяются в интервале $[0,8Q_{\max}; Q_{\max}]$. Он выбран на основании анализа изменения максимальных сил сопротивления [106]. Как было установлено ранее [106], область действия максимального сопротивления с ростом скорости движения деталей смещается в сторону увеличения длины пути, проходимог ими в зонах обработки. Причем увеличение скорости приводит к расширению этой зоны практически при всех условиях перемещения узких образцов (продольная длина 5 мм). Исключение составляет движение детали в зазоре шириной 14 мм в процессе ее обработки порошком с размером частиц 315/250 мкм при магнитной индукции 0,68 Т. В таких условиях зона расширяется пока скорость движения образца достигнет 3,14 м/с, в интервале 3,14...3,92 м/с она сужается, и в дальнейшем увеличение скорости приводит к ее расширению. Аналогичные зависимости свойственны движению образцов с продольной длиной 25 мм, за исключением условий, когда ширина зазора составляет 18 мм, а индукция в нем 0,65 Т. Причем наиболее интенсивное сужение зоны действия высокого сопротивления наблюдается при обработке порошком с размером частиц 315/250 мкм. Объяснение таких аномалий в интервале скоростей 3,14...3,92 м/с может заключаться в разрыве цепочек зерен, которые немагнитная деталь толкает перед собой при перемещении в ферроабразивном порошке, удерживаемом силами магнитного поля. Но такой механизм не может объяснить значительного различия в ширине зон действия максимальных сопротивлений при обработке образцов с продольной длиной 5 и 25 мм. Из рисунка 2.13 видно, например, что в зазоре 14 мм повышенное сопротивление порошка движению детали с продольной длиной 25 мм, движущейся со скоростью 4,71 м/с, проявляется на длине пути порядка 35 м, а при обработке мелких деталей (5 мм) – на длине 20 м. А наличие закономерности проявляются и в других условиях.

Подробно рассмотрен процесс перемещения порошка с деталью, вращающейся вокруг оси кольцевой камеры, в условиях

кольцевого эквидистантного магнитного зазора, заполненного порошком.

Образец, перемещаясь в рабочем зазоре, создает в порошке фронт с повышенной плотностью. При этом происходит постоянная смена частиц в подобном уплотнении при «расталкивании» ферроабразивной «щетки», сформированной магнитным полем. В процессе движения в общую массу магнитно-абразивного инструмента вносятся возмущения, источником которых является, прежде всего, входящая кромка образца, на которой располагается веерообразная уплотненная порция. В результате «расталкивания» образуется возмущение, скорость распространения фронта которого будет определяться скоростью движения деталей, размером частиц порошка, их свойствами, плотностью расположения в зазорах, силой взаимодействия друг с другом, которая зависит от магнитной индукции в зазорах, величины зазора и ряда других факторов. Распространяясь, возмущения будут претерпевать отражение от поверхности полюсных наконечников и могут повторно воздействовать на образец. Естественно, нельзя рассматривать разрушение веерообразных уплотнений и распространение фронта подобных возмущений отдельно. Эти два фактора – общее проявление одного эффекта, требующего дальнейшего исследования.

Наличие вносимых деталью возмущений и фронта их распространения позволяет вполне однозначно объяснить сужение зоны действия сил повышенного сопротивления движению деталей длиной 25 мм скоростями, превышающими 3,14 м/с, и длиной 5 мм в зазоре шириной 14 мм с магнитной индукцией 0,68 Т.

Зона действия максимальных сил сопротивления сужается вследствие того, что, отразившись от поверхности полюсных наконечников, распространяющийся фронт возмущения прижимает частицы порошка к боковой поверхности образцов в зоне их выходной кромки. При этом частицы получают дополнительную составляющую скорости, направление которой совпадает с вектором скорости движения детали. Одновременно усиливается воздействие детали на порошок, что активизирует его движение и способствует более быстрому выносу из зазора. При этом возрастает сила сопротивления порошка детали [105].

Если отраженный фронт возмущений замыкается за образцом, его поверхность не испытывает дополнительного воздействия. Максимальные силы сопротивления меньше, но время их действия больше, что может быть объяснено уплотняющим воздействием отраженных от поверхности полюсов возмущений. Действие подобного механизма хорошо сочетается с данными о стабилизации магнитно-абразивного инструмента при обработке малогабаритных деталей сложной формы.

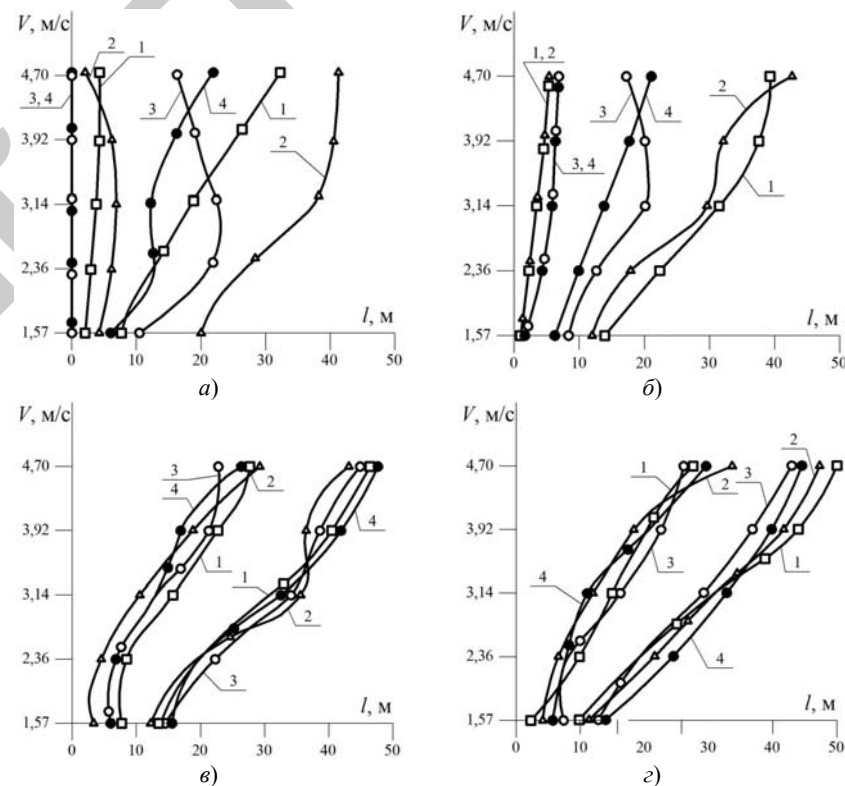


Рисунок 2.13. – Изменение зоны действия повышенного сопротивления, оказываемого порошком движущимся с различными скоростями деталям в зависимости от длины пути: длина детали – 25 (а, в) и 5 мм (б, г); ширина зазора – 18 (а, б) и 14 мм (в, г); размер частиц – 315/250 (1, 2) и 160/63 мкм (3, 4); магнитная индукция в зазоре – 0,68 (1, 3) и 0,65 Т (2, 4)

Важно отметить, что скорость распространения возмущений зависит от сил взаимодействия частиц порошка. Она тем выше, чем больше плотность материала и силы взаимодействия между частицами. При этом различия в скоростях распространения возмущений и их интенсивности обусловлены не только крупностью порошков, напряженностью магнитного поля в зазоре (факторами, определяющими общую плотность порошка), но и направлением.

Как указано в [103], магнитно-абразивная щетка представляет собой совокупность конусовидных столбиков, основания которых находятся на рабочей поверхности полюсных наконечников (рисунок 2.14). На рисунке 2.14 показаны столбики порошка в магнитном поле, полученные по методике [104, 107, 108]. Силы взаимодействия между частицами порошка в направлении, совпадающем с направлением силовых линий магнитного поля, будут больше, а интенсивность распространения фронта возмущений – выше.

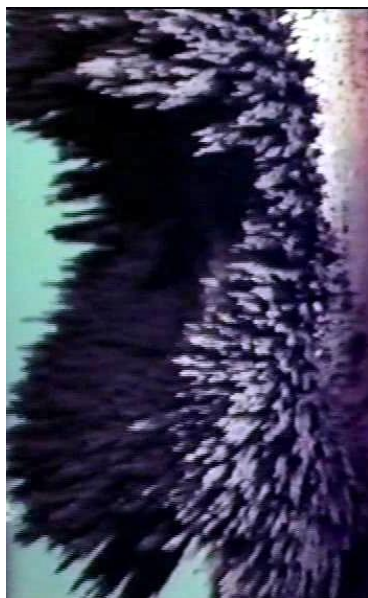


Рисунок 2.14. – Расположение порошка в магнитном зазоре

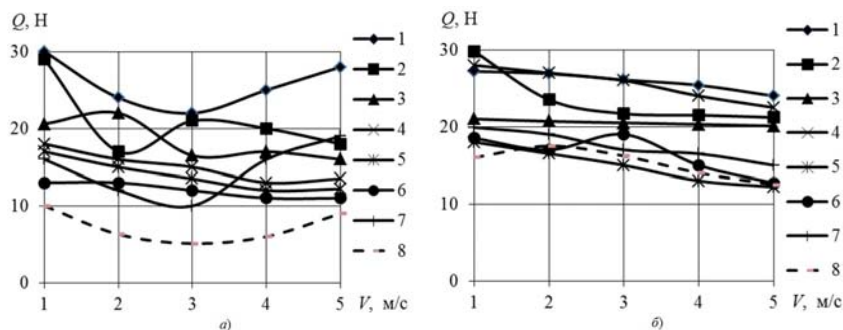
В направлении движения деталей возмущения будут распространяться только внутри конусовидных столбиков. Сами столбики,

обладая повышенной упругостью в направлении, максимально приближенном к направлению силовых линий магнитного поля, не могут прогибаться под действием вносимых возмущений на величину, достаточную для контакта с соседними столбиками. То есть распространение возмущения в направлении движения детали затруднено, и в любом случае скорость их распространения в этом направлении не может быть сравнима со скоростью детали.

Предположение о наличии возмущений может быть подтверждено тем фактом, что в начальной стадии обработки деталей с большой продольной длиной силы сопротивления выше (рисунок 2.13). В последующем эта зависимость меняется на обратную, то есть большая деталь быстрее, чем малая, разрушает начальное состояние порошка.

Характерным является смещение зоны действия сил повышенного сопротивления порошка в сторону увеличения длины пути детали длиной 25 мм в магнитном зазоре шириной 18 мм (рисунок 2.13).

Анализируя зависимости изменения максимального сопротивления: от скорости движения образцов в зазорах (рисунок 2.15), можно заключить, что при обработке деталей с продольной длиной 25 мм максимальное сопротивление выше. Это объясняется большей площадью поверхности контакта крупной детали с порошком. Общая закономерность уменьшения сопротивления с ростом скорости в зазоре шириной 18 мм (рисунок 2.15, а), объясняемая разрывом веерообразных уплотнений [103], нарушается в зазоре шириной 14 мм. Так, при обработке в зазоре 14 мм порошком с размером частиц 315/250 мкм деталей с продольной длиной 5 мм обнаружено возрастание максимальных сил сопротивления их движению в диапазоне скоростей 3,14...4,71 м/с при индукции – 0,68 Т (рисунок 2.15, б). Подобный результат получен и при обработке деталей с продольной длиной 25 мм порошком 160/63 мкм при той же магнитной индукции в зазоре. Это также подтверждает факт повторного воздействия фронта возмущений, создаваемого двигающейся в магнитно-абразивном порошке деталью.



магнитная индукция в зазоре – 0,68 (1, 3, 5, 7) и 0,85 Т (2, 4, 6, 8);
размер частиц порошка – 160/63 (1, 2, 5, 6) и 316/250 мкм (3, 4, 7, 8)

**Рисунок 2.15. – Изменение максимального сопротивления
в зависимости от скорости движений-образцов
в зазорах шириной 14 (а) и 18 мм (б)**

Рост требований к повышению качества выпускаемой продукции создает необходимость создания новых видов финишной обработки, обеспечивающих производительность обработки сложно-профильных деталей, к которым относятся маховички вентильных головок сантехнической арматуры. Первые образцы подобного оборудования появились еще в Древней Греции, а краны, похожие на современные, были изобретены Героном Александрийским примерно в I веке н. э. Эти механизмы служили прототипами современных вентильных кранов. В начале XX-го века началось массовое строительство жилых домов, которые оснащались предустановленной сантехнической арматурой. Это послужило толчком для возникновения концепции создания стандартных типовых смесителей, подвергающихся конструктивным и дизайнерским изменениям и оригинальными элементами которых являются маховички вентильных головок.

На сегодняшний день для трассировки сетей водопровода и разводки его магистралей используют вентильные головки, которые комплектуются маховичками из пластмассы, керамики и металлов согласно ГОСТ 19681–83.

Проблемой финишной обработки, в том числе и МАО, таких деталей и придание им требуемого товарного вида является

топологически сложно развитая поверхность предлагаемых к обработке маховичков. Среди факторов, которые следует особо учитывать при обработке, находятся конусообразность профиля и форма сечения в горизонтальной плоскости, сходная с алгебраической кривой 2-го порядка типа астроида, розы и т. п.

По этой причине, технической проблемой является необходимость образования требуемой степени конформности материальных носителей поверхностей обрабатываемой детали и полюсного наконечника, поскольку крайне важную роль играет фактор магнитного поля. Направление движения магнитного потока и занимаемое в связи с этим его положение в зоне обработки зависят от стремления данного потока определить свое энергетически выгодное состояние, которое не обязательно адекватно условиям и требованиям эффективного протекания процесса МАО.

В связи с изложенным, одним из вариантов решения проблемы достижения требуемой степени конформности материальных поверхностей обрабатываемых маховичков вентильных головок и полюсного наконечника является увеличение рабочих зазоров при обязательном росте магнитной индукции с целью обеспечения необходимого давления ферроабразивной «щетки» на деталь.

Однако повышение магнитной индукции приводит к росту намагниченности частиц ФАП и образованию на боковых поверхностях полюсного наконечника иглообразных псевдо материальных комплексов (флоккул), устойчивость которых увеличивается при указанном выше условии. Кроме того, рост величины рабочего зазора характеризуется адгезионным и магнитно-статическим взаимодействием частиц ФАП, что также резко повышает флокуляцию ферроабразивной «щетки», снижая эффективность воздействия на обрабатываемую деталь.

Известно, что любой текучий материал, в том числе и ФАП, под влиянием внешнего периодического воздействия (например, для МАО источником является механизм осцилляции) переходит в состояние псевдокипения, что приводит к интенсивному перемешиванию частиц и способствует при МАО возникновению дополнительных флоккул, как анизотропных структур при их интенсивной переориентации. Следовательно, для уменьшения флокуляции магнитной дисперсной системы в виде РТС, включающей магнитное поле, ФАП и СОТС, необходимо исключить магнитное псевдо-

кипение, что в принципе представляет большую сложность по причине отказа от осцилляции, либо установить механизм возникновения флоккуляции и осуществить на этой базе управление данным процессом. Ранее выявлено, что примерно до 10 % от всего объема магнитного потока электромагнитной системы (ЭМС) составляют потоки его утечек, которые приводят к так называемому «выпучиванию» ферроабразивной «щеткой» и последующей флоккуляции, что снижает эффективность процесса МАО.

Проведенные исследования показывают, что с целью разбиения флоккул и уменьшения негативного влияния этого явления на производительность и качество МАО деталей сложного профиля необходимо проведение таких мероприятий, как использование варьируемого режима обработки, заключающееся в изменении величины силы тока I , подаваемого на катушке соленоидов ЭМС через определенные периоды времени. Это позволяет при изменении силы тока управлять формообразованием ферроабразивной «щеткой», производя ее структурирование вдоль магнитных силовых линий таким образом, что устойчивость этих линий изменяется. Однако полностью устранить флоккуляцию на боковых поверхностях полюсных наконечников не представляется возможным по причине разности плотности магнитного потока в центральной области рабочей зоны (минимум) и на ее периферии (максимум), рисунок 2.14. Это связано с тем, что увеличение силы тока приводит к росту его плотности и, соответственно, образованию на периферии полюсных наконечников дополнительных потоков утечек и вновь повторяющегося выпучивания ферроабразивной «щеткой», а уменьшение силы тока не обеспечивает требуемой жесткости инструмента для получения необходимых выходных показателей по производительности и качеству обработки. Поэтому важным моментом является степень заполнения рабочей зоны объемом частиц ФАП, поскольку вытесненный деталью ФАП также служит источником образования флоккул и способствует их росту.

Следовательно, решение заключается в установлении объема рабочей зоны, расчете объема деталей, помещаемых в рабочую зону, необходимой порции ФАП, а также его пористости с целью, во-первых, учета необходимого количества СОТС, подаваемого в зону обработки, во-вторых, определения степени уплотнения ФАП из-за неоднородности его пористости.

Поскольку рабочая зона представляет собой кубический параллелепипед, ее объем определяется по формуле

$$V = abh,$$

где a – длина, мм;
 b – ширина, мм;
 h – высота, мм.

Для реализации процесса МАО маховичков ventильных головок, выполненных согласно ГОСТ 19681–83 из нержавеющей стали 20Х13, проведены соответствующие исследования. Первичной информацией для построения физической модели ферроабразивной «щеткой» является то, что строение пористых материалов имеет сложную структуру, так как имеется совокупность частиц и пор различной формы и размера, которые расположены относительно друг друга либо беспорядочно, либо с малой степенью упорядоченности. Однако при наложении ЭМП на зону обработки методом МАО происходит образование цепочек ферроабразивных частиц в соответствии с расположением силовых линий (рисунок 2.16). Также ввиду использования технологий разлома спека при изготовлении ФАП осуществляется получение осколочной вытянутой формы частиц, распределение которых в рабочей зоне характеризуется их ориентацией наибольшей осью вдоль магнитных силовых линий.

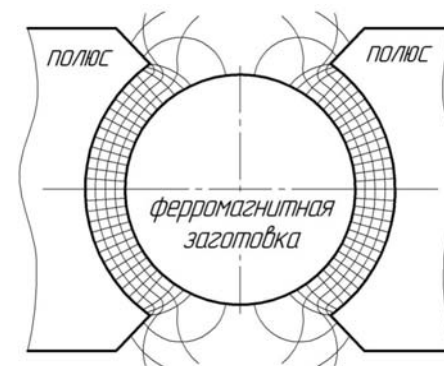


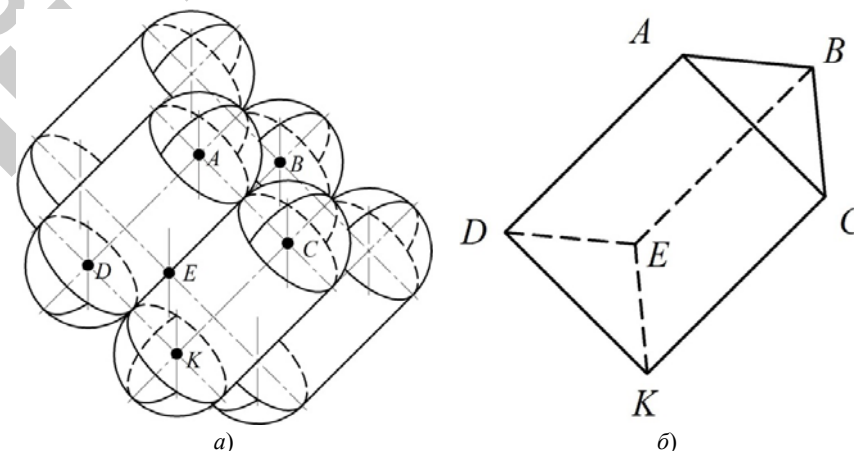
Рисунок 2.16. – Схема силовых линий магнитного поля в рабочем зазоре

Исследование морфологии ферроабразивной «щетки» позволяет связать ее пористость с основными параметрами РТС (магнитная проницаемость, проницаемость СОТС и т. д.). Первичными морфологическими характеристиками для ферроабразивной «щетки» являются форма и размер частиц, способ расположения и плотность упаковки, количество и геометрические характеристики каналов, соединяющих поры. Примером служит то, что для такого пористого тела, как РТС, удельная поверхность связана с размером частиц и взаимным перекрытием; форма пор – с формой частиц и упаковкой; удельный объем пор – с плотностью упаковки.

Тепло- и электропроводность, магнитная проницаемость характеризуются числом и типом контактов каждой частицы с соседними, их пространственным распределением и дефектности структуры. Таким образом, направленный синтез РТС возможен только при учете параметров пористого тела на всех стадиях его получения. Известно, что в реальных пористых телах крайне редки идеальные контакты его частиц, однако необходимость получения представления о РТС, как инструменте для МАО, требует создания их моделей. Соблюдение морфологической иерархии указывает на установление первичных элементов пористого тела, которыми служат частицы ФАП. Морфология частиц определяет варианты их статически случайного распределения по пористому телу как частично упорядоченного, и его агрегатирования в колонии. Требуемая степень иерархии для МАО – упаковка частиц в агрегатированных колониях. Корпускулярная структура РТС показывает, что в соответствии с морфологией частиц ФАП, форма данных частиц имеет следующие показатели: сферические или овальные частицы, пластинки, эллипсоиды типа веретенообразных частиц. Поры представляют собой одногорловые каналы и их размеры зависят от числа касаний частицы с соседними или, иначе говоря, от плотности упаковки, а также от размера частиц. Необходимая структура РТС для МАО достигается путем изменения соотношения вышеупомянутых параметров.

Поскольку объем ферроабразивной «щетки» составляют объемы частиц и пор, заполняемых СОТС, то имеется возможность установить части этого объема, занимаемые частицами и порами. Необходимо обеспечить высокую плотность фероабразивной «щетки» при низкой степени пористости с целью установления дальнейшего

возможного уменьшения этого объема для снижения флокуляции. Известен ряд моделей формы частиц в виде двух оснований конусов, сфер и т. д., однако, для рассматриваемой характеристики наиболее реален подход, связанный с формой частиц типа эллипсоида, согласно рисунку 2.17, а, на котором представлена морфология частиц. Это обусловлено тем, что максимальная плотность упаковки ферроабразивной «щетки» и одновременно равномерность их распределения достигается в соответствии со схемой, приведенной на рисунке 2.17, б, при учете объемного представления. В таком виде схемы реализуется 100 % возможности контактов поверхностей частиц и при этом один эллипсоид контактирует с шестью другими, а на поверхности – с четырьмя.



а) общая структура упаковки; б) блок-схема трех зерен
Рисунок 2.17. – Схема максимальной упаковки частиц типа цилиндрического эллипсоида

Таким образом, первичная информация о корпускулярной системе РТС, заключающейся в форме и размере частиц и их взаимном расположении, определяемым координатами каждой частицы, характеризует все остальные свойства системы, в том числе и магнитные. Познание этой информации позволяет осуществить прогнозирование и определение поведения РТС, как системы в эксплуатационном режиме. Однако поскольку реальная система

РТС крайне сложна, поэтому ее поведение с требуемой точностью следует оценивать как значительно упрощенную модель.

Решение задачи устранения флоккуляции частиц ФАП заключается в уменьшении пористости РТС в зоне обработки, однако неизвестной величиной являются минимальный порог этого уменьшения, связанный с тем, что превышение этого порога приводит к прекращению процесса резания. Следовательно, требуется установление критерия в виде коэффициента заполнения РТС, который на базе представленной модели определяет эффективность ферроабразивной «щетке», как инструмента при процессе MAO. Поскольку модель частиц и модель пор взаимно дополняют друг друга, описание первой позволяет получить вторую, как пространственное дополнение первой. Таким образом, взаимодействие моделей частиц и пор можно выразить следующим равенством:

$$\xi + n = 1,$$

где ξ – пористость РТС;
 n – степень заполнения твердым телом,

отсюда через модель частицы (сферической, овальной или эллипсоида)

$$d = \frac{K_n \xi D}{\gamma K_q (1 - \xi)},$$

где d – характерный размер пор, мм;
 K_n – фактор формы пор (эллипсоид-6);
 K_q – фактор формы частиц,

можно установить пористость ξ

$$\xi = \frac{d \gamma K_q}{d \gamma K_q + K_n D}.$$

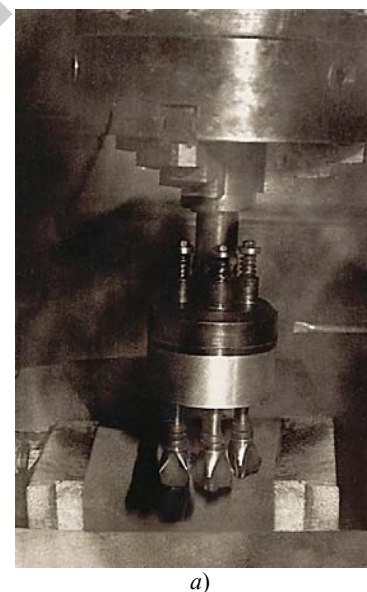
В такой схеме полностью реализуется возможность контактов поверхностей частиц в форме эллипсоида.

Принимая блок из трех частиц, каждая из которых контактирует с 6 другими частицами, получаем упрощенное представление о составляющей структуры ферроабразивной «щетке». В случае связки 3 частиц одного блока образуется треугольная призма (рисунок 2.17, б).

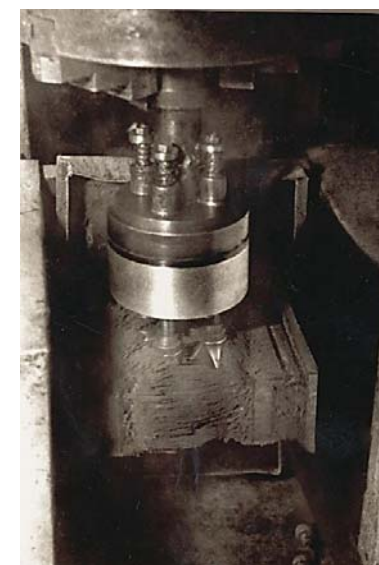
Поскольку известно, что объем ферроабразивной «щетке» состоит из объемов частиц и пор, имеется возможность определить доли от общего объема, занимаемые частицами и порами. Отсюда доля пор в общем объеме равна $\frac{V_n}{V_0}$.

Следовательно, доли объема ферроабразивной «щетке», занимаемые частицами и порами, являются величинами переменными и зависят от размера частиц.

Обработка методом MAO маховичков вентильных головок производилась на станке СФТ 2.138.00.00.000 (рисунок 2.18).



а)



б)

а) до введения маховичков между полюсными наконечниками; б) в процессе MAO маховичков
 Рисунок 2.18. – Рабочая зона станка СФТ 2.138.00.00.000

Параметры и режимы обработки: величина магнитной индукции, $B = 0,6 \dots 1,0$ Т; скорость резания, $V_{рез} = 1 \dots 2$ м/с; скорость осцилляции, $V_o = 0,1 \dots 0,15$ м/с; амплитуда осцилляции, $A = 2$ мм; величина рабочего зазора, $\delta = 1 \dots 2$ мм; ФАП – Ж15КТ; размерность частиц ФАП, $\Delta = 100/160$ мм; СОТС – СинМА-1 ТУ 38.5901176–91, 5 % водный раствор; капельная подача СОТС с удельным расходом 150 мл/мин. Образцами для обработки служили маховички вентильных головок ГОСТ 19681–3; материал – сталь 20Х13 ГОСТ 5632-72. Установка деталей носит многопозиционный характер – одновременно обрабатывались 4 детали, что сократило время обработки одной детали с 120 до 30 с.

В результате проведенных исследований установлено, что при использовании ФАП Ж15КТ выше указанной размерности при полном заполнении рабочего зазора ($K_3 = 1$) в процессе МАО происходит частичное нарушение целостности упаковки ферроабразивной «щетки», что приводит к уменьшению ее рабочего объема из-за осаждения частиц ФАП, которое преобразуется во флоккулы на боковых поверхностях полюсных наконечников. В случае уменьшения коэффициента заполнения рабочего зазора до $K_3 = 0,8$, процесс МАО по причине снижения режущей способности ферроабразивной «щетки» прекращается. Оптимальной величиной заполнения рабочего зазора, согласно комплексу проведенных исследований, является $K_3 = 0,95$ (рисунки 2.19–2.21). Также выявлено, что объем частиц ФАП, который был удален механическим способом, при отключении ЭМС после окончания процесса МАО маховичков с боковых поверхностей полюсных наконечников, как показатель флоккуляции ферроабразивной «щетки» составил: для $K_3 = 1 \dots 7$ % от всего объема ФАП, помещенного в рабочую зону; $K_3 = 0,95 \dots 4$ %; $K_3 = 0,9 \dots 3$ %; $K_3 = 0,85 \dots 3$ %; $K_3 = 0,8 \dots 2$ % (при учете того, что принимался в расчет объем рабочей зоны и объем помещенных в эту зону маховичков). Это связано с тем, что наличие деталей увеличивает объем ферроабразивной «щетки», вносит коррекцию в рост флоккуляции и в действительную картину происходящего явления. В случае полного заполнения рабочей зоны объемом ФАП без учета объема позднее помещенного в рабочую зону маховичка составляет для $K_3 = 1 \dots 9$ % от всего объема ФАП, помещенного в рабочую зону; $K_3 = 0,95 \dots 6$ %; $K_3 = 0,9 \dots 6$ %; $K_3 = 0,85 \dots 5$ %; $K_3 = 0,8 \dots 4$ %.

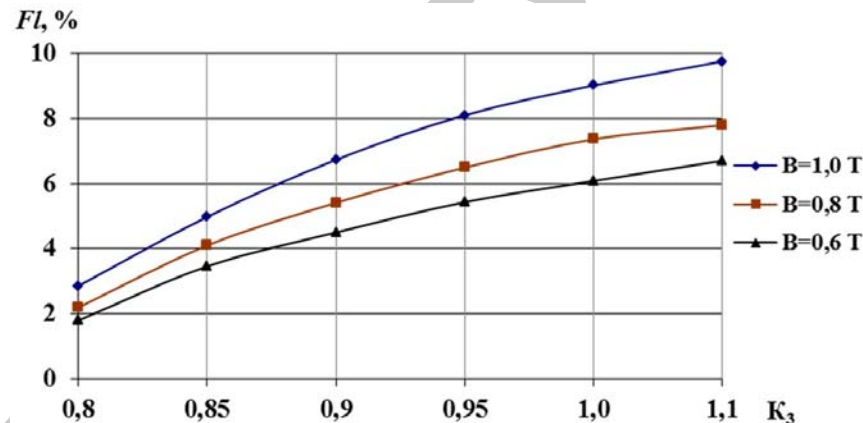


Рисунок 2.19. – Зависимость флоккуляции FI от коэффициента заполнения рабочей зоны K_3

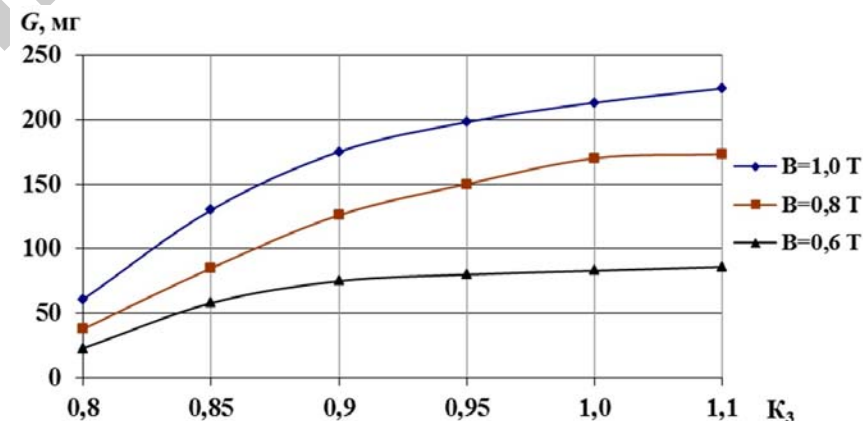


Рисунок 2.20. – Зависимость массового съема G от коэффициента заполнения рабочей зоны K_3

Результаты проведенных испытаний водоразборной сантехнической аппаратуры ГОСТ 19681–83, где в качестве образцов использовались краны для холодной и горячей воды с маховичками, обработанными методом МАО, при рабочем давлении до 0,63 МПа и температуре до 75 °С, предназначенных для санитарно-

технических приборов, устанавливаемых в жилых, общественных и производственных зданиях, показали, что при полном открывании арматуры и постоянном рабочем давлении (0,05 МПа) перед ней и изливе без аэратора обеспечивается расход воды 0,07 л/с. Водоразборная арматура обеспечивает герметичность и выдерживает статическое давление воды не менее 0,9 МПа. Закрывание водоразборной арматуры происходит вращением маховичков вентиляльной головки по часовой стрелке. Запирание подачи воды, производимое вращением данных маховичков, происходило при крутящем моменте 1,5 Н·м во всем диапазоне давления воды, вплоть до пробного. В вентиляльной головке применялось сальниковое уплотнение, что требовало после уплотнения набивки последующей подтяжки на два оборота. Варьирование расхода воды холодной, горячей и смешанного типа осуществлялось вращением маховичков и носило характер его плавного изменения, а также вытекание струи происходило компактной струей. Маховички, изготовленные методом литья, перед обработкой методом МАО не имели видимых раковин, трещин, следов литников и шлаковых включений, однако на некоторых образцах присутствовала свойственная отливкам литейная пористость, а также заваренные и зашлифованные раковины.

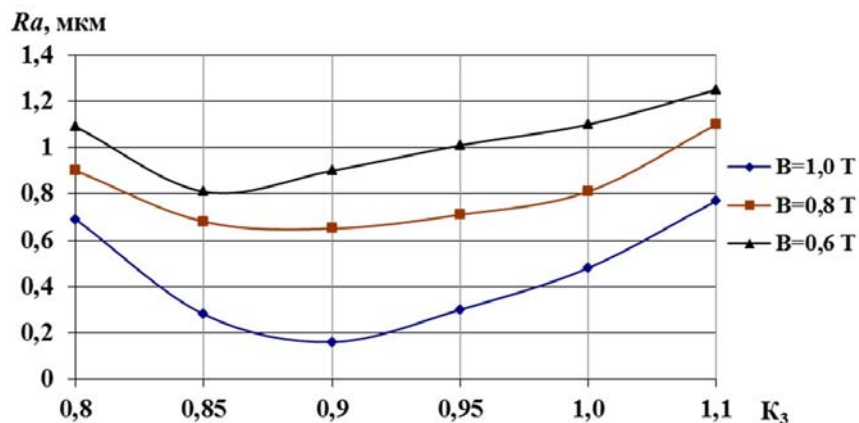


Рисунок 2.21. – Зависимость параметра шероховатости Ra от коэффициента заполнения рабочей зоны K_3

После обработки методом МАО маховички вентиляльных головок имели резьбу без поврежденных ниток, препятствующих возможности свинчивания вручную, на их поверхностях отсутствовали острые кромки, параметр шероховатости $Ra_2 = 0,63$ мкм. Приемо-сдаточные испытания на соответствие требованиям выдерживания статического давления воды не менее 0,9 МПа и в части внешнего вида проводились для каждого изделия. Проверки на работоспособность подверглись 3 изделия из всей партии, каждое изделие соответствовало требованиям ГОСТ 19681–83, что позволяет результаты проверки считать окончательными и распространить на всю партию. Проверка расхода воды осуществлялась при использовании манометра класса 2,5 ГОСТ 8625–77, секундомера, ротаметра и мерной емкости объемом 2,5 л. При проверке на герметичность установлено, что отсутствуют капли и струи воды при истечении из трубопровода и потение в местах соединений, уплотнений и на поверхностях деталей. Внешний вид маховичков определяли визуально без применения увеличительных приборов с расстояния 0,5 м при естественной и искусственной освещенности 200 лк. Параметры шероховатости определялись на профилографе-профилометре модели 252-Калибр.

2.4 Профилирование полюсных наконечников

Рассмотрим сложный контур детали с переменным сечением, который задается в некоторой системе координат таблицами координат контура, координатами центров и радиусами окружностей передней и задней кромок.

Требуется:

- а) через заданные точки провести достаточно гладкую кривую, плавно склеенную с окружностями кромок;
- б) рассчитать координаты эквидистанты к аппроксимированному контуру.

Расчеты произведены для устройства с неравными межосевыми расстояниями и качательным копирующим движением, а так же

рассмотрены два способа получения функции, аппроксимирующей контур, использующие методы кубических и параболических сплайнов.

2.4.1 Аппроксимация контура обрабатываемой поверхности

Метод кубических сплайнов

Пусть дана система точек $X_0 < X_1 < \dots < X_{N-1} < X_N$ и значения функции $Y_i = Y(X_i)$ в этих точках. Пусть также заданы значения производных $Y_0' = Y'(X_0)$ и $Y_N' = Y'(X_N)$. По этим данным строится кубическая сплайн-функция $S(X)$, удовлетворяющая условиям:

1. $S(X_i) = Y(X_i)$, $(i = 0, 1, \dots, N)$.
 2. Функция непрерывна и имеет непрерывные первую и вторую производные.
 2. $S'(X_j) = Y'(X_j)$, $(j = 0, N)$.
 4. На каждом из отрезков $[X_i, X_{i+1}]$ $S(X)$ задается кубическим многочленом.
- Известно, что условиям (1–4) сплайн-функция $S(X)$, интерполирующая функцию $Y(X)$ на $[X_0, X_N]$ определяется единственным образом и на каждом интервале $[X_{j-1}, X_j]$ $(j = 1, 2, \dots, N)$ $S(X)$ имеет вид

$$S(X) = M_{j-1} \frac{(X_j - X)^3 - h_j^2(X_j - X)}{6h_j} + M_j \frac{(X - X_{j-1})^3 - h_j^2(X - X_{j-1})}{6h_j} + Y_{j-1} \frac{X_j - X}{h_j} + Y_j \frac{X - X_{j-1}}{h_j}, \quad (2.29)$$

где $h_j = X_j - X_{j-1}$;
 $Y_j = Y(X_j)$.

Неизвестные коэффициенты $M_0, M_1, \dots, M_N$ находятся из системы

$$\begin{pmatrix} 2 & 1 & 0 & \dots & 0 & 0 & 0 \\ M_1 & 2 & \lambda_1 & \dots & 0 & 0 & 0 \\ 0 & M_2 & 2 & \dots & 0 & 0 & 0 \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ 0 & 0 & 0 & \dots & 2 & \lambda_{N-2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \dots & M_{N-1} & 2 & \lambda_{N-1} \\ 0 & 0 & 0 & \dots & 0 & 1 & 2 \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} M_0 \\ M_1 \\ M_2 \\ \dots \\ M_{N-2} \\ M_{N-1} \\ M_N \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} a_0 \\ a_1 \\ a_2 \\ \dots \\ a_{N-2} \\ a_{N-1} \\ a_N \end{pmatrix}, \quad (2.30)$$

здесь

$$\lambda_i = \frac{h_{i+1}}{h_{i+1} + 1}, \quad \mu = 1 - \lambda_i, \quad (2.31)$$

где $(i = 1, 2, \dots, N-1)$.

$$\alpha_0 = \frac{6}{h_1} \left(\frac{Y_1 - Y_0}{h_1} - Y_0' \right), \quad \alpha_i = \frac{\frac{Y_{i+1} - Y_i}{h_{i+1}} - \frac{Y_i - Y_{i-1}}{h_i}}{h_i + h_{i+1}}, \quad (2.32)$$

где $(i = 1, 2, \dots, N-1)$.

$$\alpha_N = \frac{6}{h_N} \left(Y_N' - \frac{Y_N - Y_{N-1}}{h_N} \right). \quad (2.33)$$

Пусть контур задается системой точек (X_i, Y_i) $(i = 1, 2, \dots, N-1)$ центрами с радиусами окружностей передней и задней кромок $X_{R_0}, R_0, X_{R_N}, R_N$ (рисунок 2.21). В нашем случае $X_{R_0} = R_0$. Система точек (X_i, Y_i) , ..., (X_{N-1}, Y_{N-1}) задается таблицей как для нижней, так и для верхней кривых. Узлы $X_1, X_2, \dots, X_N$ берут одни и те же для обеих кривых.

Нахождение точек склеивания

Как видно из рисунка 2.22 верхняя кривая касается окружностей передней и задней кромок в точках $(\bar{X}_0, \bar{Y}_0)$ и $(\bar{X}_N, \bar{Y}_N)$, а нижняя кривая в точках $(\underline{X}_0, \underline{Y}_0)$ и $(\underline{X}_N, \underline{Y}_N)$. Для нахождения этих точек поступим следующим образом: из точки (X_1, Y_1) проведем касательную к окружности передней кромки и точку касания примем за начальную точку (точку склеивания) $(\bar{X}_0, \bar{Y}_0)$. Точка $(\bar{X}_0, \bar{Y}_0)$ лежит на рассматриваемой окружности, что позволяет определить значения $\bar{Y}_0 = \bar{Y}(\bar{X}_0)$, $\bar{Y}_0' = \bar{Y}'(\bar{X}_0)$.

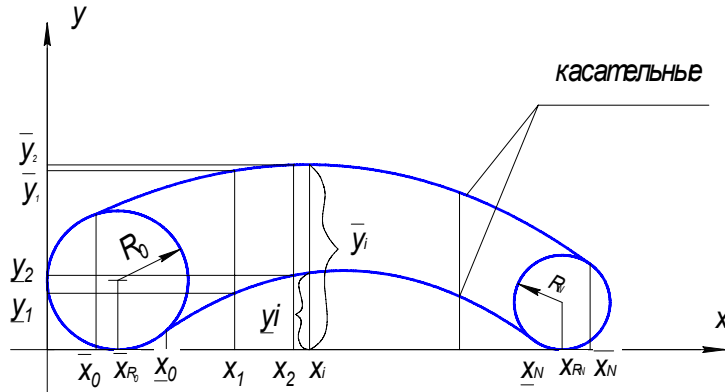


Рисунок 2.22. – Сечение контура детали

Аналогичные рассуждения позволяют определить значения, а так же точки склеивания нижней кривой и производную в этих точках. Так как из точки вне окружности можно провести две касательные, то точками склеивания передней кромки $(\bar{X}_0, \bar{Y}_0)$ и $(\underline{X}_0, \underline{Y}_0)$ являются точки касания, которые имеют меньший аргумент, для задней – наибольший.

Проведение ряда необходимых вычислений для нахождения краевых точек и краевых условий верхнего и нижнего сплайна позволяет получить формулы

$$\begin{cases} \bar{X}_0 = \frac{X_{R_0} \left[(R_0 - Y_1)^2 + (X_{R_0} - X_1)^2 \right] - R_0^2 (X_{R_0} - X_1)}{(Y_1 - R_0)^2 + (X_{R_0} - X_1)^2} - \\ - \frac{R_0 (Y_1 - R_0) \sqrt{(Y_1 - R_0)^2 + (X_{R_0} - X_1)^2 - R_0^2}}{(Y_1 - R_0)^2 + (X_{R_0} - X_1)^2}; \\ \bar{Y}_0 = R_0 + \sqrt{R_0^2 - (\bar{X}_0 - X_{R_0})^2}; \\ \bar{Y}_0' = \frac{X_{R_0} - \bar{X}_0}{\sqrt{R_0^2 - (\bar{X}_0 - X_{R_0})^2}}, \end{cases} \quad (2.34)$$

$$\begin{cases} \bar{X}_N = \frac{X_{R_N} \left[(R_N - Y_{N-1})^2 + (X_{R_N} - X_{N-1})^2 \right] - R_N^2 (X_{R_N} - X_{N-1})}{(Y_{N-1} - R_N)^2 + (X_{R_N} - X_{N-1})^2} + \\ + \frac{R_N (Y_{N-1} - R_N) \sqrt{(Y_{N-1} - R_N)^2 + (X_{R_N} - X_{N-1})^2 - R_N^2}}{(Y_{N-1} - R_N)^2 + (X_{R_N} - X_{N-1})^2}; \\ \bar{Y}_N = R_N + \sqrt{R_N^2 - (\bar{X}_N - X_{R_N})^2}; \\ \bar{Y}_N' = \frac{X_{R_N} - \bar{X}_N}{\sqrt{R_N^2 - (\bar{X}_N - X_{R_N})^2}}, \end{cases} \quad (2.35)$$

$$\begin{cases} \underline{X}_0 = \frac{X_{R_0} \left[(R_0 - Y_1)^2 + (X_{R_0} - X_1)^2 \right] - R_0^2 (X_{R_0} - X_1)}{(Y_1 - R_0)^2 + (X_{R_0} - X_1)^2} + \\ + \frac{R_0 (Y_1 - R_0) \sqrt{(Y_1 - R_0)^2 + (X_{R_0} - X_1)^2 - R_0^2}}{(Y_1 - R_0)^2 + (X_{R_0} - X_1)^2}; \\ \underline{Y}_0 = R_0 - \sqrt{R_0^2 - (\underline{X}_0 - X_{R_0})^2}; \\ \underline{Y}_0' = \frac{X_0 - X_{R_0}}{\sqrt{R_0^2 - (\underline{X}_0 - X_{R_0})^2}}, \end{cases} \quad (2.36)$$

$$\left\{ \begin{aligned} \underline{X}_N &= \frac{X_{R_N} \left[(R_N - Y_{N-1})^2 + (X_{R_N} - X_{N-1})^2 \right] - R_N^2 (X_{R_N} - X_{N-1})}{(Y_{N-1} - R_N)^2 + (X_{R_N} - X_{N-1})^2} - \\ &\quad - \frac{R_N (Y_{N-1} - R_N) \sqrt{(Y_{N-1} - R_N)^2 + (X_{R_N} - X_{N-1})^2} - R_N^2}{(Y_{N-1} - R_N)^2 + (X_{R_N} - X_{N-1})^2}; \\ \underline{Y}_N &= R_N - \sqrt{R_N^2 - (\underline{X}_N - X_{R_N})^2}; \\ \underline{Y}_N' &= \frac{\underline{X}_N - X_{R_N}}{\sqrt{R_N^2 - (\underline{X}_N - X_{R_N})^2}}. \end{aligned} \right. \quad (2.37)$$

В последующих расчетах имеется ввиду только верхняя кривая, так как для нижней кривой рассуждения аналогичны.

Полагая в (2.31–2.33) $X_0 = \overline{X}_0$, $X_N = \overline{X}_N$, получает все необходимые данные для решения системы (2.30), которая легко решается методом прогонки. Сначала последовательно вычисляются величины

$$q_0 = \frac{\lambda_0}{2}; \quad q_i = -\frac{\lambda_i}{M_i q_{i-1} + 2}; \quad \lambda_0 = 1; \quad \lambda_i = \frac{h_{i+1}}{h_i + h_{i+1}}; \quad M_i = 1 - \lambda_i; \quad (2.38)$$

$$M_N = (i = 1, 2, \dots, N-1);$$

$$U_0 = \frac{a_0}{2}; \quad U_i = \frac{a_i - M_i U_i}{(M_i q_{i-1} + 2)} \quad (i = 1, 2, \dots, N).$$

Известные величины M_K находятся по рекуррентной формуле

$$M_N = U_N, \quad M_K = q_K M_{K+1} + U_K \quad (K = N-1, N-2, \dots, 1, 0). \quad (2.39)$$

В результате проведенных вычислений получены коэффициенты кубической сплайн-функции, которая аппроксимирует искомый контур.

Метод параболических сплайнов

На отрезке $[a, b]$ задана система точек $a = X_0 < X_1 < \dots < X_N < b$ и значения функции $f_i = f(X_i)$. Функция $F'(X)$ называется интерполяционным сплайном [109] второй степени (параболическим сплайном) для функции $f(X)$ на составе точек, если

первая производная $F'(X)$ непрерывна на $[a, b]$;

вторая производная

$$F'(X) = \begin{cases} F_0', & X_0 \leq X \leq \frac{X_0 + X_1}{2}; \\ F_K'', & \frac{X_{K-1} + X_K}{2} \leq X \leq \frac{X_K + X_{K+1}}{2} \quad (K = 1, 2, \dots, n-1); \\ F_N'', & \frac{X_{n-1} + X_n}{2} \leq X \leq X_n, \end{cases} \quad (2.40)$$

где $F_K'' (K = 0, 1, \dots, n)$ – константы;

$$F(X_K) = f(X_K) \quad (K = 0, 1, \dots, n);$$

$F(X)$ удовлетворяет некоторым краевым условиям.

Рассматриваются следующие условия на концах:

$$F'(X_0) = f'(X_0); \quad (2.41)$$

$$F'(X_n) = f'(X_n), \quad (2.42)$$

которые в пределах $\{F_K''\}$ принимают вид

$$3F_0'' + F_1'' = \frac{8}{h_0} \left[\frac{f(X_1) - f(X_0)}{h_0} - f'(X_0) \right] = a_0; \quad (2.43)$$

$$F_{n-1}'' + 3F_n'' = \frac{8}{h_{n-1}} \left[f'(X_n) - \frac{f(X_n) - f(X_{n-1})}{h_{n-1}} \right] = a_n, \quad (2.44)$$

где $h_K = X_{K+1} - X_K$ ($K = 0, 1, \dots, n-1$).

Пусть $\lambda_i = \frac{h_i}{h_{i-1} + h_i}$; $M_i = 1 - \lambda_i$ ($i = 1, 2, \dots, n-1$). Тогда для нахождения величин F_K'' имеется система

$$\begin{pmatrix} 3 & 1 & 0 & \dots & 0 & 0 & 0 \\ M_1 & 3 & \lambda_1 & \dots & 0 & 0 & 0 \\ 0 & M_2 & 3 & \dots & 0 & 0 & 0 \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ 0 & 0 & 0 & \dots & 3 & \lambda_{n-2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \dots & M_{n-1} & 2 & \lambda_{n-1} \\ 0 & 0 & 0 & \dots & 0 & 1 & 3 \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} F_0'' \\ F_1'' \\ F_2'' \\ \dots \\ F_{n-2}'' \\ F_{n-1}'' \\ F_n'' \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} a_0 \\ a_1 \\ a_2 \\ \dots \\ a_{n-2} \\ a_{n-1} \\ a_n \end{pmatrix}, \quad (2.45)$$

где $a_K = 8f(X_{K-1}, X_K, X_{K+1})$ ($K = 1, 2, \dots, n-1$);
 a_0 и a_n из формул (2.43) и (2.44).

Если величины $\{F_K''\}$ найдены, $F(X)$ можно представить в виде:

$$F(X) = f(X_0) + f'(X_0)(X - X_0) + \int_0^X (x-t)F''(t)dt, \quad (2.46)$$

или

$$F(X) = f(X_0) + f'(X_0)(X - X_0) + \sum_{i=1}^n b_i (X - \bar{X}_i)^2,$$

где $\bar{X}_0 = X_0$; $X_i = \frac{X_{i-1} + X_i}{2}$; ($i = 1, 2, \dots, n$);

$$b_0 = \frac{1}{2}F_0''; b_i = \frac{F_i - F_{i-1}}{2}; (i = 1, 2, \dots, n);$$

$$X_+^m = \begin{cases} X^m, & X > 0; \\ 0, & X < 0. \end{cases}$$

Здесь

$$f(X_{K-1}, X_K, X_{K+1}) = \frac{\frac{f(X_{K+1}) - f(X_K)}{h_K} - \frac{f(X_K) - f(X_{K-1})}{h_{K-1}}}{h_{K-1} + h_K}.$$

Начальные точки $\bar{X}_0, X_0$ и конечные $\bar{X}_n, X_n$, а также краевые условия в них находятся по формулам (2.34)–(2.37).

Система (2.45) имеет такой же вид, как и система (2.30), и решается аналогично. Вычисляются последовательно величины:

$$q_0 = -\frac{1}{3}; \quad q_i = -\frac{\lambda_i}{M_i q_{i-1} + 3}; \quad (i = 1, 2, \dots, n-1);$$

$$U_0 = \frac{d_0}{3}; \quad U_i = \frac{d_i - M_i U_{i-1}}{M_i q_{i-1} + 3}; \quad (i = 1, 2, \dots, n);$$

$$M_N = 1.$$

Величины F_K'' находятся согласно (2.39). Функция $F(X)$ принимается за приближение искомого контура.

2.4.2 Расчет эквидистанты к аппроксимированному контуру

Пусть дан контур (рисунок 2.23) и требуется для него построить внешнюю эквидистанту на расстоянии r .

Ясно, что для окружностей передней и задней кромок эквидистантными кривыми будут также окружности радиусов $R_0 + r$

и $R_n + r$, соответственно. Тогда, если рассматривать дуги окружностей слева от $\overline{X_0}$ и $\underline{X_0}$, соответственно, справа от $\underline{X_n}$ и нижнюю дугу от $\overline{X_n}$, то точки эквидистантной кривой для них найдутся из формул

$$(X_0 - X_{R_0})^2 + (Y_0 - R_0)^2 = (R_0 + r)^2,$$

или

$$Y_0 = R_0 \pm \sqrt{(R_0 + r)^2 - (X_0 - X_{R_0})^2}; \quad (2.47)$$

$$(X_n - X_{R_n})^2 + (Y_n - R_n)^2 = (R_n + r)^2,$$

или

$$Y_n = R_n \pm \sqrt{(R_n + r)^2 - (X_n - X_{R_n})^2}. \quad (2.48)$$

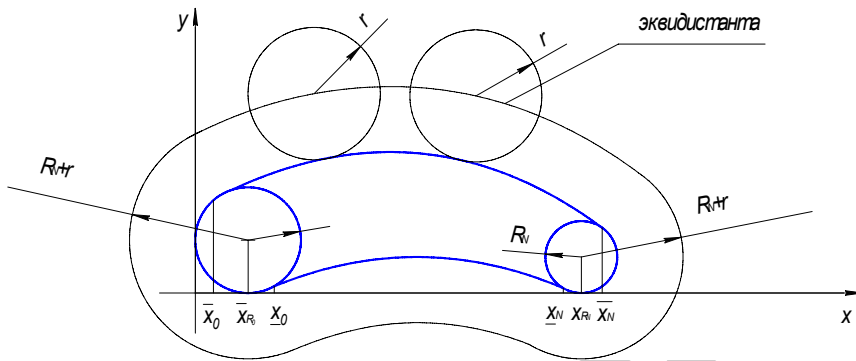


Рисунок 2.23. – Контур обрабатываемой детали

Рассмотрим верхнюю сплайн-кривую от точки $\overline{X_0}$ до $\overline{X_n}$ (нижнюю от $\overline{X_0}$ до $\underline{X_n}$) и обозначим ее через $S(X)$. По построению $S(X)$ определена на системе точек $X_0, X_1, \dots, X_n$ и на каждом из отрезков

$[X_{j-1}, X_j]$ $S(X) = S_j(X)$ задается формулой (2.29), а ее производная формулой

$$S_j'(X) = -M_{j-1} \frac{(X_j - X)^2}{2h_j} + M_j \frac{(X - X_{j-1})^2}{2h_j} + \frac{Y_j - Y_{j-1}}{h_j} - \frac{M_j - M_{j-1}}{6} h_j. \quad (2.49)$$

Для получения эквидистанты к данной сплайн-кривой задаем разбиение отрезка $[\overline{X_0}, \overline{X_n}]$ ($[\underline{X_0}, \underline{X_n}]$ для нижней сплайн кривой) точками $\overline{X_0} \leq \xi_1 < \xi_2 < \dots < \xi_{m-1} < \xi_m \leq \overline{X_n}$: шаг произвольный, но $l_i = \xi_{i+1} - \xi_i$, при том, что для получения хорошей точности необходимо его задавать достаточно малым. Тогда точки кривой эквидистанты к рассматриваемому участку контура находим по формулам (2.50) и (2.51).

$$X_{\pm i} = \xi_i \mp S'(\xi_i) \frac{r}{\sqrt{1 + [S'(\xi_i)]^2}}; \quad (2.50)$$

$$Y_{\pm i} = S(\xi_i) \pm \frac{r}{\sqrt{1 + [S'(\xi_i)]^2}}. \quad (2.51)$$

В (2.50) и (2.51) знаки выбираются следующим образом: для верхней сплайн-кривой в первой формуле знак берется минус, во второй – плюс и наоборот для нижней кривой.

Для расчета точек эквидистанты точки разбиения $\{\xi_i\}$ выбраны следующим образом: каждый интервал заданного разбиения $\overline{X_0}, X_1, \dots, \overline{X_n}$ для верхней кривой ($\underline{X_0}, X_1, \dots, \underline{X_n}$ для нижней) разбивался на три равные части и за новое разбиение отрезков $[\overline{X_0}, \overline{X_n}]$, $[\underline{X_0}, \underline{X_n}]$ брали точки детали, включая и точки прежнего разбиения.

Если заданный таблицей контур представляет сечение детали, как в нашем случае, то эквидистанта представляет собой траекторию движения центра радиуса r .

При расчете эквидистанты в отдельных местах получили точки возврата эквидистантной кривой. Это объясняется тем, что данные места контура не могут быть обработаны полностью инструментом с таким радиусом. И действительно, когда в данных местах по узловым точкам был определен радиус кривизны контура, то он оказался значительно меньше r .

Формулами (2.47), (2.48), (2.50) и (2.51) задается искомая эквидистанта к контуру параметра ξ .

2.4.3 Расчет контура рабочей поверхности полюсного наконечника

Для устройства с неравными межосевыми расстояниями и качательным копирующим движением – математическая модель следующая: при вращении R_K вокруг $O(X_0, Y_0)$ (точка закрепления детали), треугольник ABC , шарнирно связанный в точке B с R_K , движется вершиной $A(X_3, Y_3)$ по эквидистанте (рисунок 2.24). Вершина треугольника $C(X_{11}, Y_{11})$ описывает траекторию центров полюсного наконечника. Определяют координаты точки $C(X_{11}, Y_{11})$ в зависимости от координат точки $A(X_3, Y_3)$ эквидистанты. Для этого определяются сначала координаты точки $B(X_R, Y_R)$. Они задаются из условия, что расстояние BO , равно R_K , и BA равно C постоянные. Имеем систему:

$$\begin{cases} (X_R - X_0)^2 + (Y_R - Y_0)^2 = R_K^2; \\ (X_R - X_3)^2 + (Y_R - Y_3)^2 = C^2. \end{cases} \quad (2.52)$$

После несложных вычислений получены формулы для вычисления Y_R и X_R :

$$X_{R_2} = \frac{X_0 + X_3}{2} + \frac{(X_3 - X_0)(R_K^2 - C^2)}{2l^2} \pm \frac{(Y_3 - Y_0)\sqrt{4R_K^2 C^2 - [l^2 - (R_K^2 + C^2)]^2}}{2l^2}; \quad (2.53)$$

$$Y_{R_2} = \frac{Y_0 + Y_3}{2} + \frac{(Y_3 - Y_0)(R_K^2 - C^2)}{2l^2} \mp \frac{(X_3 - X_0)\sqrt{4R_K^2 C^2 - [l^2 - (R_K^2 + C^2)]^2}}{2l^2}, \quad (2.54)$$

где $l^2 = (X_3 - X_0)^2 + (Y_3 - Y_0)^2$ – квадрат расстояния от точки $O(X_0, Y_0)$ до $A(X_3, Y_3)$;

R_K и C – заданные константы.

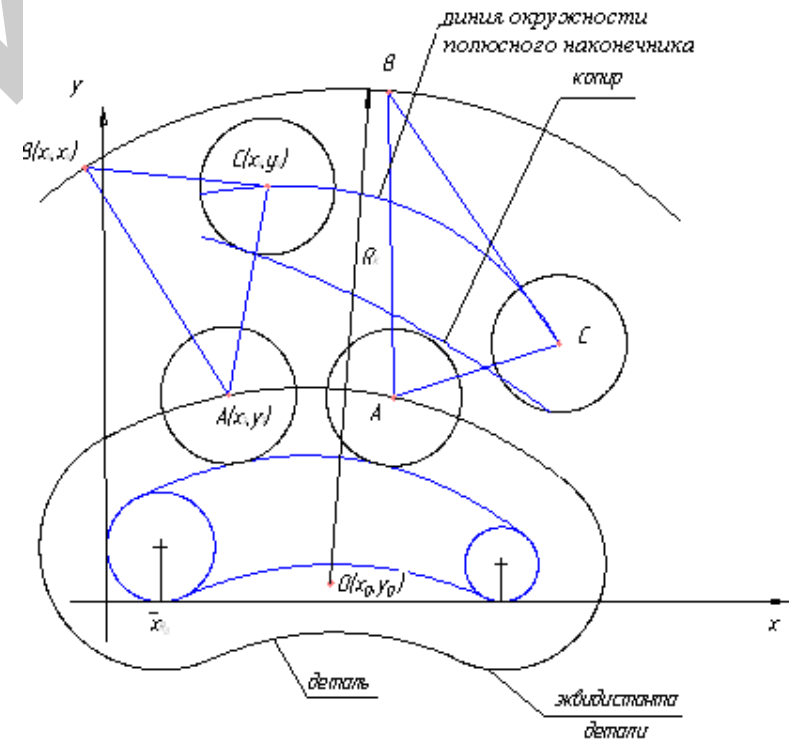


Рисунок 2.24. – Схема математической модели

Координаты точки $C(X_{Ц}, Y_{Ц})$ определяются координатами точек $B(X_R, Y_R)$ и $A(X_3, Y_3)$, также исходя из постоянства расстояний $BC=a$ и $CA=b$, что записывается так:

$$(X_{Ц} - X_R)^2 + (Y_{Ц} - Y_R)^2 = a^2; \quad (2.55)$$

$$(X_{Ц} - X_3)^2 + (Y_{Ц} - Y_3)^2 = b^2. \quad (2.56)$$

Откуда получены формулы для вычислений $X_{Ц}$ и $Y_{Ц}$:

$$X_{Ц_{12}} = \frac{X_3 + X_R}{2} + \frac{(X_3 - X_R)(a^2 - b^2)}{2c^2} \pm \frac{(Y_3 - Y_R)\sqrt{4a^2b^2 - [c^2 - (a^2 + b^2)]^2}}{2c^2}; \quad (2.57)$$

$$Y_{Ц_{12}} = \frac{Y_3 + Y_R}{2} + \frac{(Y_3 - Y_R)(a^2 - b^2)}{2c^2} \mp \frac{(X_3 - X_R)\sqrt{4a^2b^2 - [c^2 - (a^2 + b^2)]^2}}{2c^2}, \quad (2.58)$$

где a, b, c – постоянные;

X_R и Y_R находятся по формулам (2.53) и (2.54).

Знаки в формулах (2.57) и (2.58) выбираются следующим образом: рассмотрим положение R_K , когда точка B имеет координаты $X_R = X_0, Y_R = Y_0 + R_K$. При рассмотрении ABC слева от R_K необходимо при расчетах X_R и $X_{Ц}$ брать знак (+), а для Y_R и $Y_{Ц}$ – знак (–). Если треугольник ABC справа от R_K знаки меняются на противоположные.

Таким образом получены формулы, которыми и определяют траекторию центров полюсного наконечника. Они также представляют собой параметрическое задание кривой.

Контур полюсного наконечника – это огибающая к перемещающемуся наконечнику, которая относится к семейству эквидистантных (параллельных) кривых. Координаты контура полюсного наконечника можно определить по формулам (2.50) и (2.51), если известна производная траектории центров полюсного наконечника $\frac{dY_{Ц}}{dX_{Ц}}$, которая определяется из (2.57) и (2.58).

Чтобы избежать обращения $\frac{dY_{Ц}}{dX_{Ц}}$ в бесконечность в крайних точках траектории, выделим равные участки $\left[-r, -\frac{r}{2}\right]$ и $\left[X_{R_N} + R_N + \frac{r}{2}, X_{R_N} + R_N + r\right]$ изменения параметра X_3 , где изменим порядок дифференцирования.

Выполним поиск производных траектории центров полюсного наконечника.

Рассмотрим участок траектории центров, когда параметр изменяется в отрезке $\left[-\frac{r}{2}, X_{R_N} + R_N + \frac{r}{2}\right]$.

Из (2.57) и (2.58) имеем:

$$\begin{aligned} \frac{dY_{Ц}}{dX_3} &= \frac{1}{2} \left(\frac{dY_3}{dX_3} - \frac{dY_R}{dX_3} \right) + \frac{a^2 - b^2}{2c^2} \left(\frac{dY_3}{dX_3} - \frac{dY_R}{dX_3} \right) \mp \\ &\mp \left(1 - \frac{dX_R}{dX_3} \right) \frac{\sqrt{4a^2b^2 - [c^2 - (a^2 + b^2)]^2}}{2c^2}; \end{aligned} \quad (2.59)$$

$$\frac{dX_{II}}{dX_{\vartheta}} = \frac{1}{2} \left(1 - \frac{dX_R}{dX_{\vartheta}} \right) + \frac{a^2 - b^2}{2c^2} \left(1 - \frac{dX_R}{dX_{\vartheta}} \right) \pm$$

$$\pm \left(\frac{dY_{\vartheta}}{dX_{\vartheta}} - \frac{dY_R}{dX_{\vartheta}} \right) \frac{\sqrt{4a^2b^2 - [c^2 - (a^2 + b^2)]^2}}{2c^2}.$$

Производные $\frac{dX_R}{dX_{\vartheta}}$ и $\frac{dY_R}{dX_{\vartheta}}$ найдем из (2.53) и (2.54).

$$\frac{dX_R}{dX_{\vartheta}} = \frac{1}{2} + \psi + \frac{(X_{\vartheta} - X_0)d\psi}{dX_{\vartheta}} \pm \left[\frac{dY_{\vartheta}}{dX_{\vartheta}} \Phi + \frac{(Y_{\vartheta} - Y_0)d\Phi}{dX_{\vartheta}} \right];$$

$$\frac{dY_R}{dX_{\vartheta}} = \frac{1}{2} \frac{dY_{\vartheta}}{dX_{\vartheta}} + \psi \frac{dY_{\vartheta}}{dX_{\vartheta}} + \frac{(Y_{\vartheta} - Y_0)d\psi}{dX_{\vartheta}} \mp \left[\Phi + \frac{(X_{\vartheta} - X_0)d\Phi}{dX_{\vartheta}} \right],$$

$$\text{где } \psi = \frac{R_k^2 - c^2}{2[(X_{\vartheta} - X_0)^2 + (Y_{\vartheta} - Y_0)^2]};$$

$$\Phi = \frac{\sqrt{4R_k^2c^2 - [l^2 - (R_k^2 + c^2)]^2}}{2l^2};$$

$$\frac{d\psi}{dX_{\vartheta}} = - (R_k^2 - c^2) \frac{(X_{\vartheta} - X_0) + \frac{dY_{\vartheta}}{dX_{\vartheta}}(Y_{\vartheta} - Y_0)}{(l^2)^2};$$

$$\frac{d\Phi}{dX_{\vartheta}} = - \frac{\left[(X_{\vartheta} - X_0) + \frac{dY_{\vartheta}}{dX_{\vartheta}}(Y_{\vartheta} - Y_0) \right] \left[l^2(R_k^2 + c^2) - (R_k^2 - c^2)^2 \right]}{(l^2)^2 \sqrt{4R_k^2c^2 - [l^2 - (R_k^2 + c^2)]^2}}.$$

Если X_{ϑ} для верхней кривой из отрезка

$$\left[\bar{X}_0 - S'(\bar{X}_0) \frac{r}{\sqrt{1 + [S'(\bar{X}_0)]^2}}, \bar{X}_N - S'(\bar{X}_N) \frac{r}{\sqrt{1 + [S'(\bar{X}_N)]^2}} \right], \text{ для нижней}$$

$$\left[\underline{X}_0 - S'(\underline{X}_0) \frac{r}{\sqrt{1 + [S'(\underline{X}_0)]^2}}, \underline{X}_N - S'(\underline{X}_N) \frac{r}{\sqrt{1 + [S'(\underline{X}_N)]^2}} \right], \text{ то } \frac{dY_{\vartheta}}{dX_{\vartheta}} = S'(\xi_i),$$

где ξ_i – точки разбиения $[\bar{X}_0, \bar{X}_N]$ ($[\underline{X}_0, \underline{X}_N]$ для нижней кривой), Y_{ϑ} и X_{ϑ} определяются из формул (2.50) и (2.51). Для остальных $X_{\vartheta} \in \left[-\frac{r}{2}, X_{R_N} + R_N + \frac{r}{2} \right]$.

Имеем для передней кромки

$$Y_{\vartheta} = R_0 \pm \sqrt{(R_0 + r)^2 - (X_{\vartheta} - X_{R_0})^2};$$

$$\frac{dY_{\vartheta}}{dX_{\vartheta}} = - \frac{X_{\vartheta} - X_{R_0}}{(R_0 + r)^2 + (X_{\vartheta} - X_{R_0})^2}$$

и для задней кромки

$$Y_{\vartheta} = R_N \pm \sqrt{(R_N + r)^2 - (X_{\vartheta} - X_{R_N})^2};$$

$$\frac{dY_{\vartheta}}{dX_{\vartheta}} = - \frac{X_{\vartheta} - X_{R_N}}{(R_N + r)^2 + (X_{\vartheta} - X_{R_N})^2}.$$

Пусть $X_{\vartheta} \in \left[-r, -\frac{r}{2} \right]$ (для $X_{\vartheta} \in \left[X_{R_N} + R_N + \frac{r}{2}, X_{R_N} + R_N + r \right]$ рас-

суждения аналогичны). Из (2.47) и (2.48) $Y_{\vartheta} = R_0 \pm \sqrt{(R_0 + r)^2 - (X_{\vartheta} - X_{R_0})^2}$,

последнюю формулу для нижнего участка можно представить в виде

$$X_{\text{э}} = X_{R_0} - \sqrt{(R_0 + r)^2 - (Y_{\text{э}} - R_0)^2}, \quad (2.61)$$

$$\text{где } Y_{\text{э}} \in \left[R_0 - \sqrt{(R_0 + r)^2 - \left(X_{R_0} + \frac{r}{2}\right)^2}, R_0 + \sqrt{(R_0 + r)^2 - \left(X_{R_0} + \frac{r}{2}\right)^2} \right]$$

($Y_{\text{э}}$ принимается за параметр).

Определим $\frac{dX_{\text{ц}}}{dY_{\text{ц}}}$ для данного промежутка изменения параметра $Y_{\text{э}}$. Продифференцировав уравнения (2.57) и (2.58) по $Y_{\text{э}}$, получим

$$\begin{aligned} \frac{dX_{\text{ц}}}{dY_{\text{э}}} = & \frac{1}{2} \left(\frac{dX_{\text{э}}}{dY_{\text{э}}} - \frac{dX_R}{dY_{\text{э}}} \right) + \frac{a^2 - b^2}{2c^2} \left(\frac{dX_{\text{э}}}{dY_{\text{э}}} - \frac{dX_R}{dY_{\text{э}}} \right) \pm \\ & \pm \left(1 - \frac{dY_R}{dY_{\text{э}}} \right) \frac{\sqrt{4a^2b^2 - [c^2 - (a^2 + b^2)]^2}}{2c^2}, \end{aligned} \quad (2.62)$$

$$\begin{aligned} \frac{dY_{\text{ц}}}{dY_{\text{э}}} = & \frac{1}{2} \left(1 + \frac{dY_R}{dY_{\text{э}}} \right) + \frac{a^2 - b^2}{2c^2} \left(1 - \frac{dY_R}{dY_{\text{э}}} \right) \mp \\ & \mp \left(\frac{dX_{\text{э}}}{dY_{\text{э}}} - \frac{dX_R}{dY_{\text{э}}} \right) \frac{\sqrt{4a^2b^2 - [c^2 - (a^2 + b^2)]^2}}{2c^2}, \end{aligned} \quad (2.63)$$

где $\frac{dX_R}{dY_{\text{э}}}$ и $\frac{dY_R}{dY_{\text{э}}}$ найдем дифференцируя (2.53) и (2.54) по $Y_{\text{э}}$.

$$\frac{dX_R}{dY_{\text{э}}} = \frac{1}{2} \frac{dX_{\text{э}}}{dY_{\text{э}}} + \frac{dX_{\text{э}}}{dY_{\text{э}}} \psi + \frac{(X_{\text{э}} - X_0)d\psi}{dY_0} \pm \left[\Phi + \frac{(Y_{\text{э}} - Y_0)d\Phi}{dY_{\text{э}}} \right];$$

$$\frac{dY_R}{dY_{\text{э}}} = \frac{1}{2} + \psi + \frac{(Y_{\text{э}} - Y_0)d\psi}{dY_{\text{э}}} \mp \left[\frac{dX_{\text{э}}}{dY_{\text{э}}} \Phi + \frac{(X_{\text{э}} - X_0)d\Phi}{dY_{\text{э}}} \right].$$

Здесь

$$\frac{d\psi}{dY_{\text{э}}} = - (R_k^2 - c^2) \frac{(X_{\text{э}} - X_0) \frac{dY_{\text{э}}}{dX_{\text{э}}} + (Y_{\text{э}} - Y_0)}{(l^2)^2};$$

$$\frac{d\Phi}{dY_{\text{э}}} = - \frac{\left[(Y_{\text{э}} - Y_0) + \frac{(X_{\text{э}} - X_0)dX_{\text{э}}}{dY_{\text{э}}} \right] \left[l^2 (R_k^2 + c^2) - (R_k^2 - c^2)^2 \right]}{(l^2)^2 \sqrt{4R_k^2 c^2 - [l^2 - (R_k^2 + c^2)]^2}};$$

$$\frac{dY_{\text{э}}}{dX_{\text{э}}} = - \frac{Y_{\text{э}} - R_0}{\sqrt{(R_0 + r)^2 + (Y_{\text{э}} - R_0)^2}} \frac{dX_{\text{э}}}{dY_{\text{э}}} = \frac{Y_{\text{э}} - R_N}{\sqrt{(R_N + r)^2 - (Y_{\text{э}} - R)^2}},$$

если $Y_{\text{э}} \in \left[R_N - \sqrt{(R_N + r)^2 - (Y_{\text{э}} - R)^2}, R_N + \sqrt{(R_N + r)^2 - (Y_{\text{э}} - R)^2} \right]$

для правой крайней части контура. Тогда координаты контура полюсного наконечника для рассматриваемых точек ($X_{\text{ц}}$, $Y_{\text{ц}}$) определяются по формулам

$$X_K = X_{\text{ц}} \pm \frac{r}{\sqrt{1 + \left[\frac{dX_{\text{ц}}}{dY_{\text{ц}}} \right]^2}}; \quad Y_K = Y_{\text{ц}} \pm \frac{dX_{\text{ц}}}{dY_{\text{ц}}} \frac{r}{\sqrt{1 + \left[\frac{dX_{\text{ц}}}{dY_{\text{ц}}} \right]^2}},$$

что позволяет исключить трудоемкий эмпирический поиск оптимального контура полюсного наконечника при МАО сложнопрофильных поверхностей.

3 МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ С НОВЫМИ СВОЙСТВАМИ

3.1 Магнитная проницаемость и насыпная плотность ферроабразивных порошков

Основными свойствами ФАП являются: магнитные и абразивные свойства, микротвердость, гранулометрический состав, размер и морфология частиц, химическая инертность, склонность к агломерации, технологичность изготовления и себестоимость.

Наиболее существенной характеристикой магнитных свойств является магнитная проницаемость [110]. Магнитная проницаемость, физическая величина, характеризующая изменение магнитной индукции B среды под воздействием магнитного поля (МП) напряженностью H .

В случае однородной изотропной среды магнитная проницаемость μ равна

$$\mu = \frac{B}{\mu_0 H},$$

где μ_0 – магнитная постоянная.

В анизотропных кристаллах магнитная проницаемость – тензор.

Магнитная проницаемость ферромагнетиков сложным образом зависит от напряженности МП. Эти параметры определяются баллистическим способом на установке модели БУ-3А. Одним из вариантов увеличения магнитной проницаемости порошков для МАО является применение железо-кремниевых сплавов, поскольку сплавам Fe – Si с содержанием Si в пределах 6,5–6,8 мас.% свойственна повышенная микротвердость – 3600–5800 МПа. Однако поскольку налажено производство железо-кремниевых сплавов с содержанием кремния 15–20 %, то существует возможность

в проведении исследований по созданию порошка (Fe – Si) – TiC – двумя способами. Сущность первого заключается в смешивании Fe – Si (6,5 % Si, размер частиц 250/63 мкм) с порошком TiC, прессовании при давлении 250 МПа, спекании при температуре 1100 °С в течение 0,5 часа и измельчении спеков. По второму способу смешивались порошки железа, чистого кремния и карбида титана, прессовались и спекались при температуре 1100 °С в течение часа, затем измельчались. Для этого процесса необходимо длительное спекание для протекания процесса диффузионного насыщения железа кремнием из «точечных источников». Результаты испытаний абразивных и магнитных свойств материалов, полученных обоими методами, представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1. – Абразивные и магнитные свойства различных материалов для МАО

Материал	Съем металла в результате МАО, 10 ⁻³ г	Шероховатость поверхности после МАО, Ra, мкм	Магнитная проницаемость при 60 000 А/м, 10 ⁻³ Г/м
(10 %)	71	0,40	4,4
(15 %)	54	0,35	5,4
(первый способ изготовления)	328	0,071	9,21
(второй способ изготовления)	117	0,095	5,5

Проведенные испытания ФАП, изготовленного первым способом, показали лучшие результаты по сравнению со вторым. Низкая магнитная проницаемость второго порошка указывает на то, что температура 1100 °С и выдержка в течение часа недостаточны, чтобы произошло равномерное распределение кремния в железе

в результате его диффузии из «точечных источников». Увеличение температуры и длительности спекания в данном случае влечет за собой дополнительные затраты энергии и увеличение трудоемкости операции.

Кермет МАМ40 представляет собой частицы композиционного материала на основе железа (80 масс.%) и электрокорунда ЭБМ40 (20 масс.%). Материал получают смешиванием порошков железа и электрокорунда в соответствующем массовом соотношении прессованием смеси в брикеты, спеканием брикетов с последующим их измельчением. Кермет МАМ40 обладает существенным недостатком – невысокой прочностью соединения ферромагнитной и абразивной составляющей в частицах порошка кермета. Это объясняется тем, что железо и окись алюминия практически не растворимы друг в друге, и имеет место низкая смачиваемость частиц Al_2O_3 железом. Поэтому наблюдается разделение частиц электрокорунда и частиц железа при измельчении спеков в процессе эксплуатации порошка.

Результаты испытаний абразивных и магнитных свойств материалов представлены в таблице 3.2.

Недостаточная прочность соединения ферромагнитной и абразивной составляющей зерен кермета, а так же относительно невысокая микротвердость создают затруднения в улучшении его магнитных свойств. Этим продиктовано стремление получить магнитно-абразивные материалы, свободные от перечисленных недостатков и обладающие повышенной абразивной способностью. Перспективными материалами для МАО являются порошки, которые в качестве абразивной составляющей содержат частицы карбидов и боридов переходных металлов IV–VI групп. Были приготовлены порошки на основе железа и тугоплавких соединений TiC , Cr_3C_2 , W_2B_5 , Zr_3C , WC полученными смешиванием исходных компонентов в соответствующем весовом соотношении, прессованием брикетов под давлением 400...600 МПа, спеканием полученных брикетов при температурах 1100...1300 °С в течение 0,5...1,0 часа в среде водорода с последующим измельчением спеков в щековой или шаровой мельницах.

Из всех материалов, представленных в таблице 3.3, лучшие абразивные и магнитные свойства имеет порошок Fe – TiC.

Таблица 3.2. – Абразивные и магнитные свойства различных материалов для МАО

Обозначение магнитно-абразивного материала		ММ40	ЖИ5КТ
Структурная формула		Fe – Al_2O_3	Fe – TiC
Исходный материал ферромагнитной составляющей		ПЖВ2 ГОСТ 9849–86	–
Абразивная составляющая материала		Шлиф порошок ЭБМ40 ГОСТ 9618–84	Порошок карбида титана ТУ 06173–74
Количество абразивной составляющей, масс.%		20	15
Гранулометрический состав материалов, мкм		250/63	250/63
Абразивная способность (при МАО образцов из стали ШХ-15, 58-62 HRC)	Съем металла в результате МАО, $G \times 10^2$, мг	173	257
	Шероховатость поверхности после МАО, Ra, мкм	0,098	0,064
Магнитная проницаемость (при $H = 86\ 200$ А/м), мкГ/м		6,6	7,3
Основные технологические параметры технологического процесса изготовления	Удельное давление прессования, МПа	150...250	150...250
	Температура спекания, °С	1200	1300
	Длительность операции спекания, час	0,5	0,5

Таблица 3.3. – Абразивные и магнитные свойства порошков композиционных материалов

Материал	Количество абразивной составляющей, масс. %	Шероховатость поверхности образцов после MAO, R_a , мкм	Съем металла в результате MAO, G , мг	Магнитная проницаемость ($H = 70\,000\text{ А/м}$), мкГ/м
Fe + TiC	10	0,09	149	6,31
	20	0,079	189	6,11
	30	0,087	160	5,79
Fe + WC	20	0,118	62	6,3
	30	0,118	62	6,3
Fe + Zr_3C	10	0,078	96	6,43
	20	0,331	83	6,38
	30	0,238	87	6,23
Fe + Cr_3C_2	20	0,247	77	5,29
	30	0,141	92	5,23
Fe + W_2B_5	10	0,412	33	6,19
	20	0,377	42	6,11
	30	0,461	68	6,04

Для определения насыпной плотности ферроабразивных порошков широко используется два основных метода.

Метод с использованием воронки

Измерение массы определенного количества порошка (m , г), который в свободно насыпанном состоянии полностью (ρ_a , г/см³) заполняет емкость (стакан) известного объема (V , см³) [111]. Свободно насыпанное состояние получается при заполнении емкости с помощью воронки, расположенной над ней на определенном расстоянии. Отношение массы к объему представляет собой насыпную плотность (ρ_{ac} , г/см³).

Используемое оборудование и приспособления:

- воронки, одна с отверстием диаметром ($2,5^{+0,2}_0$) мм, другая – ($5^{+0,2}_0$) мм (рисунок 3.1);
- цилиндрическая емкость вместимостью ($25 \pm 0,05$) см³ и внутренним диаметром (30 ± 1) мм. Емкость и воронки должны быть изготовлены из немагнитного устойчивого к коррозии металла (например, из стали марки 12X18H10T по ГОСТ 5632–72) со стенками

достаточной толщины и твердости, чтобы противостоять деформации и чрезмерному износу. Внутренние поверхности емкости и воронок должны быть отшлифованы;

– весы лабораторные [112] или другие, позволяющие взвешивать контрольное количество порошка с погрешностью не более 0,05 г.

– стойка и горизонтальное виброустойчивое основание для крепления емкости и воронки (при этом стойка фиксирует отверстие воронки на высоте 25 мм от верхнего края емкости), установленных соосно (рисунок 3.2).

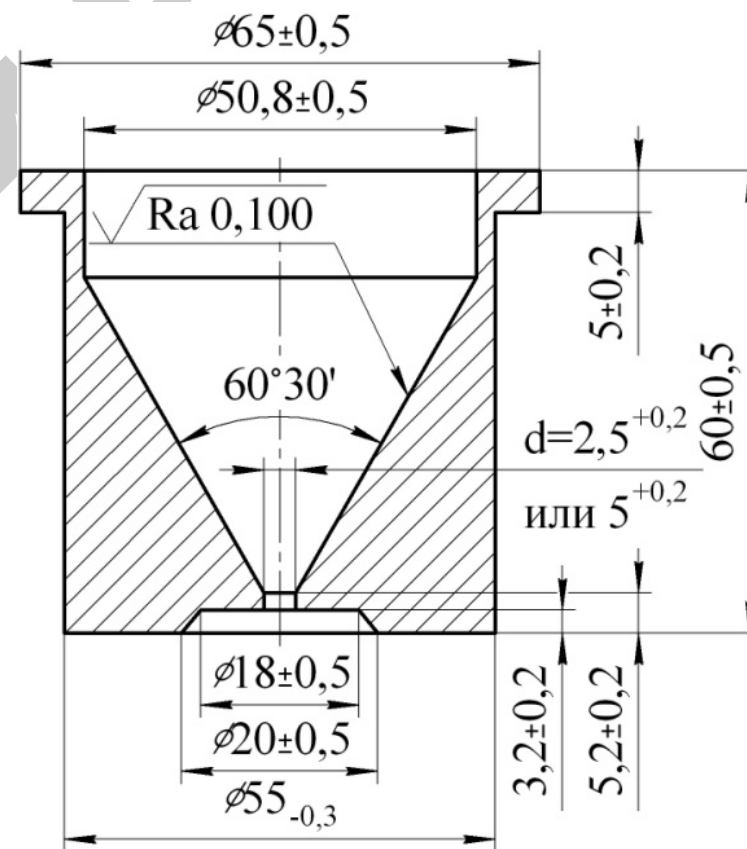


Рисунок 3.1. – Воронка

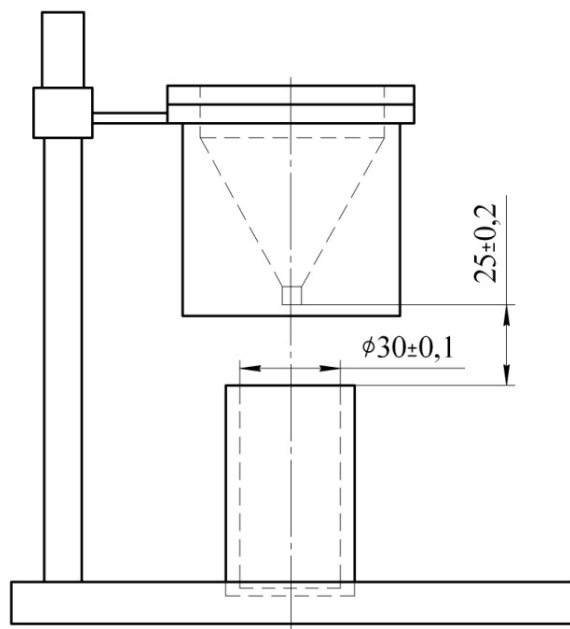


Рисунок 3.2. – Стойка и горизонтальное виброустойчивое основание для крепления емкости и воронки

Проба для испытания должна быть объемом не менее 100 см³ для обеспечения выполнения определений на трех испытуемых порциях. Пробу для испытания отбирают и готовят по ГОСТ 23148–98.

Обычно порошок должен быть испытан в состоянии поставки, то есть в воздушно-сухом состоянии. В некоторых случаях порошок, если он не соответствует требованиям воздушно-сухого состояния, высушивается. Сушка порошка, обладающего склонностью к окислению, должна проводиться в вакууме или инертном газе. Не следует сушить порошок, содержащий летучие вещества.

При необходимости пробу порошка, отобранную для испытаний, сушат в сушильном шкафу при температуре (110±5) °С до постоянной массы. Высушенную пробу охлаждают в эксикаторе. Ускоренные режимы сушки и режимы сушки однородных порошков или порошков с добавками, не допускающими нагрева до 110 °С должны быть оговорены в нормативной документации на порошок.

Воронку с выходным отверстием диаметром 2,5 мм, закрытым сухим пальцем, заполняют порошком. Открывают выходное отверстие воронки и пропускают порошок через отверстие до полного заполнения емкости и до начала пересыпания из нее порошка. Одноразовым движением с помощью немагнитной линейки выравнивают в емкости поверхность порошка, не оказывая на него давления. Следят, чтобы не было встряхивания и вибрации емкости. Линейка при выравнивании поверхности порошка должна быть повернута ребром к верхнему торцу емкости.

Если порошок не протекает через эту воронку, необходимо взять воронку с отверстием диаметром 5,0 мм. Если порошок также не протекает, допускается попытка вызвать его течение, протолкнув один раз через воронку в направлении сверху вниз проволоку диаметром 1 мм. Проволока не должна достигать верхнего края емкости.

После выравнивания поверхности порошка следует слегка постучать по емкости, чтобы порошок осел и не рассыпался при перемещении. Необходимо удалить с наружной поверхности прилипшие частицы.

Массу порошка определяют с точностью до 0,05 г. Определение выполняют на трех испытуемых порциях.

Насыпную плотность вычисляют по формуле

$$\rho_{ac} = \frac{m}{V} = \frac{m}{25}, \quad (3.1)$$

где m – масса испытуемого порошка в емкости (стакане), г;
 V – вместимость емкости, см³.

Массу испытуемого порошка m , г, вычисляют по формуле

$$m = m_1 - m_2, \quad (3.2)$$

где m_1 – масса емкости с порошком, г;
 m_2 – масса емкости, г.

Записывают среднее арифметическое значение трех определений с точностью до 0,01 г/см³, то есть с округлением до второго

десятичного знака, а также наибольший и наименьший результаты, если расхождение между ними превышает 1 % среднего значения.

Метод волюмометра Скотта

Метод распространяется на порошки, которые свободно не протекают через воронку с отверстием диаметром 5 мм [111].

Измерение массы определенного количества порошка, который в свободно насыпанном состоянии полностью заполняет емкость (стакан) известного объема. Свободно насыпанное состояние получается при заполнении емкости путем последовательного прохождения порошка через систему наклонных пластин волюмометра Скотта (рисунки 3.3 и 3.4).

Отношение массы к объему представляет собой насыпную плотность.

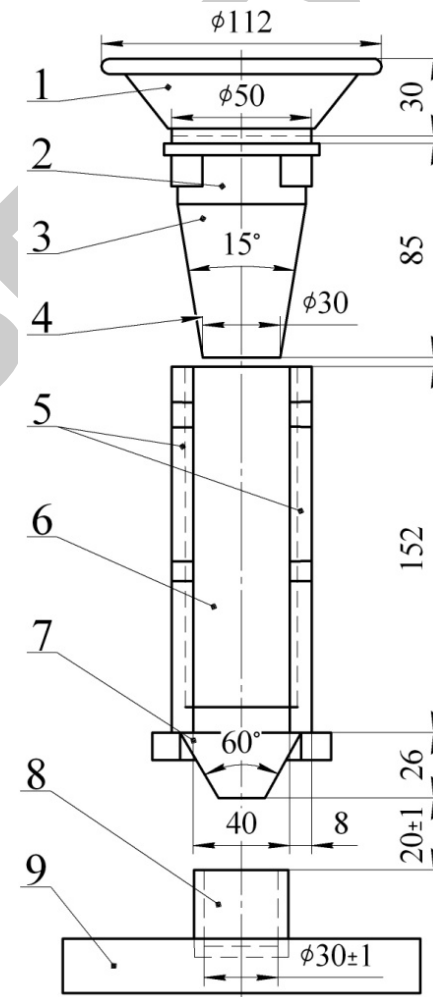
Конструкция волюмометра Скотта [111] состоит из воронки с большим и малым конусами, разделенными цилиндрической частью, и имеющая латунное сито с отверстиями размером 1,18 мм. Допускается применение латунного сита с отверстиями размером 1,25 мм [113].

Коробка квадратного сечения с четырьмя стеклянными наклонными пластинками, которые размещены и удерживаются с помощью пазов на противоположных (боковых) ее сторонах так, чтобы их можно было легко вынимать и чистить.

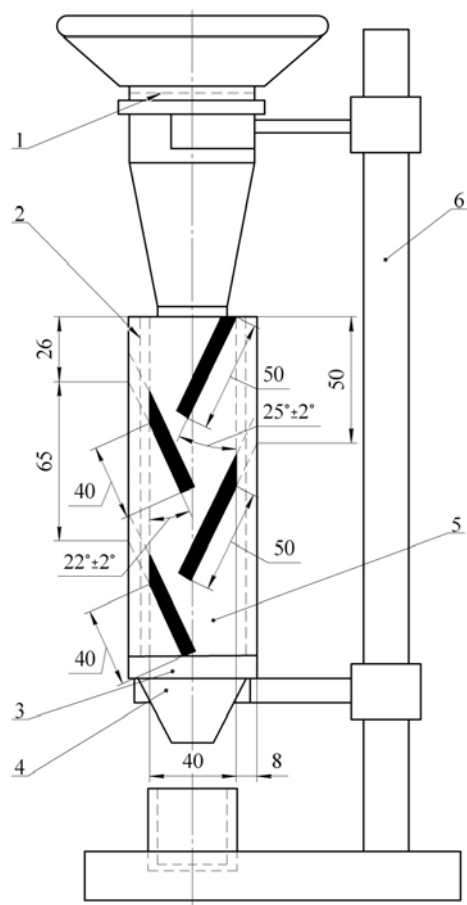
Пластинки установлены таким образом, чтобы порошок последовательно падал на каждую из них, вследствие чего падение порошка прерывается, а скорость его потока уменьшается.

Стеклянные пластинки должны быть установлены так, чтобы порошок не просыпался между верхним краем стеклянных пластинок и сторонами коробки, а также, чтобы нижние края стеклянных пластинок находились или на одной линии, или немного перекрывались в вертикальной плоскости.

Типовая конструкция волюмометра Скотта приведена на рисунках 3.3 и 3.4. Указанные на них размеры с допусками являются обязательными. Другие размеры могут незначительно изменяться, но при условии, что будут соблюдены указанные ранее основные требования.



1 – большой конус воронки; 2 – цилиндрическая часть воронки;
3 – малый конус воронки; 4 – внутренний диаметр;
5 – боковые стороны коробки с размерами приблизительно
8×58×152 мм из дерева или другого материала;
6 – передняя и задняя стороны коробки с размерами
приблизительно 2×44×142 мм из стекла; 7 – нижняя воронка квадратного
сечения с размерами приблизительно от 45 до 12,5 мм;
8 – цилиндрическая емкость; 9 – основание прибора
Рисунок 3.3. – Общий вид волюмометра Скотта



1 – латунное сито; 2 – сторона коробки из стекла;
3 – деталь нижнего соединения; 4 – нижняя квадратная воронка;
5 – сторона коробки из дерева; 6 – стойка

Рисунок 3.4. – Схема волюмометра Скотта в разрезе

Стойка и горизонтальное виброустойчивое основание, обеспечивающее крепление емкости, коробки и воронки на одной оси и на высотах (расстояниях), указаны на рисунках.

Цилиндрическая емкость имеет вместимость $(25 \pm 0,05) \text{ см}^3$ и внутренний диаметр $(30 \pm 1) \text{ мм}$. Емкость и воронки должны быть изготовлены из немагнитного, устойчивого к коррозии металла

(например, из стали 12Х18Н10Т) со стенками достаточной толщины и твердости, внутренние поверхности емкости и воронок должны быть отшлифованы.

Требования к воздушно-сыхому состоянию порошка аналогичны, как при методе с использованием воронки. Весы лабораторные [112] и другие, обеспечивающие взвешивание с погрешностью не более 0,05 г. С помощью шпателя порошок осторожно насыпают или подают в воронку до полного заполнения им емкости (стакана) и до начала пересыпания из нее порошка. Если порошок свободно не течет через сито, его прохождение может быть облегчено легким протираем мягкой щеточкой (кисточкой). Если легкого протираения недостаточно для прохождения порошка через сито, считают, что метод определения с помощью волюмометра Скотта не применим к данному порошку.

Массу порошка определяют с точностью до 0,05 г. Определение выполняют на трех испытуемых порциях. Насыпную плотность вычисляют по формуле (3.1). Записывают среднее арифметическое значение трех определений с точностью до 0,01 г/см³, а также наибольший и наименьший результаты, если расхождение между ними превышает 1 % среднего значения.

3.2 Диффузионные и тепловые процессы в многокомпонентной системе

ФАП, полученные разными способами типа восстановления и распыления, часто имеют высокую энерго- и металлоемкость и не всегда могут обеспечить экономическую эффективность протекания процесса МАО. Одной из причин снижения таких случайных характеристик является возникновение внутренних трещин, сколов и расслоения между компонентами двухфазного фронта абразива и ферромагнитной матрицы, вызванных методами горячей обработки. Максимальные значения коэрцитивной силы, остаточной индукции и режущей способности, которые следует достигнуть при учете изоляции межфазных прослоек и несовершенства анизотропии частиц ФАП, обеспечиваются не только повышенной адгезией

компонентов за счет образования необходимой эвтектики и их расположением в объеме, но и типовым эффектом протекания процесса МАО, и связанного с ним уровнем химических реакций.

Известно, что композиционная система ФАП, включающая ферромагнитную матрицу (Fe) и абразивы (карбиды, бориды и т. д.), представляет собой систему с переменной массой и парциальными величинами объема одного или нескольких компонентов, не является постоянной в том числе и из-за химических реакций, приводящих к образованию новых соединений. При протекании процесса МАО сложность химических реакций усугубляется интенсивностью трения между частицами ФАП, пластической деформацией и экзотермичностью происходящих в зоне резания явлений.

Существующие технологии изготовления ФАП, в том числе и механическое смешивание исходных порошков Fe с карбидами кремния и электрокорунда при использовании клеящих материалов типа эпоксидных смол и ПАВ вязкостью до 5...30 Па/мин и содержанием 8...10 %, не всегда гарантируют создание уровня одновременно высоких магнитных характеристик и наибольшего съема материала.

Установлено, что магнитная проницаемость и создаваемая в рабочем зазоре магнитная индукция изменяются также от вида абразива, например, эти показатели уменьшаются от состава с карбидами к составу с оксидами [114]. Это объясняется тем, что для оксидов в виде электрокорунда (Al_2O_3), ввиду особенностей технологии изготовления, требуется их большее количество в композиции по сравнению с карбидами. Вместе с тем, достигаемые показатели качества отличаются незначительно. Также низкая реакционная способность оксидов (MeO) к железу обеспечивает рост их количества в системе ФАП. Всякая подобная реакция выражает тот факт, что различные вещества химически взаимодействуют в строго эквивалентных количественных соотношениях, определяемых стехиометрическими коэффициентами

$$\sum_{i=1}^n \nu_i B^{(i)} = 0,$$

где $B^{(i)}$ – химические символы реагирующих веществ;

ν_i – стехиометрические коэффициенты, выражаемые целыми положительными или отрицательными числами, равные уменьшению числа киломолей реагирующих веществ.

Анализ показывает, что создание ФАП на основе оксидов представляет собой перспективное направление в разработке новых его видов, поскольку имеется возможность введения в систему ФАП различных оксидов (TiO_2 , V_2O_5 , Cr_2O_3 и т. д.) прямым синтезом, минуя ряд промежуточных стадий, в отличие от Fe – TiC. Также стоимость изготовления подобных ФАП на 40...50 % ниже. Аprobация системы Fe – TiC показала эффективность ее использования в процессе МАО для ряда материалов, в то время, как исследования ФАП на основе оксидов носят амбивалентный характер при отсутствии системного подхода, позволяющего произвести направленный синтез данных реагентов. Однако реализация феноменологического метода, не используя в явном виде математические модели и при отсутствии интуитивных представлений, позволяет с помощью обобщенных понятий, главными из которых являются энтропия, энтальпия и термодинамические потенциалы в виде, например, изобарно-изотермического (свободная энергия Гиббса), осуществить описание физического и химического процессов протекания МАО с применением ФАП на основе оксидов.

Оценка МАО производится как открытой термодинамической системы, включающей совокупность РТС, которая состоит из ФАП и СОТС, и материальных тел в виде образцов для испытаний, находящиеся в механическом и тепловом взаимодействии. Открытая система имеет возможность обмена с внешней средой веществом и энергией (теплообмен между ФАП и воздухом, флокуляция частиц ФАП и образование потоков его утечек) и осуществляет также производство теплового процесса химических реакций.

Важным аспектом использования ФАП на основе оксидов для процесса МАО заключается в установлении направления химической реакции и выполнения условий химического равновесия. Главная задача состоит в осуществлении такой химической реакции между несколькими веществами и их соединениями.

Основной вопрос заключается в определении возможности подобной реакции при имеющейся совокупности химических и физических факторов, обуславливающих протекание химической реакции с проявлением теплового эффекта между оксидами некоторых тугоплавких металлов (V, Ti и т. д.) и другими объектами, конкурирующими за кислород. Ответ состоит в установлении степени химического сродства во всякой термодинамической системе в зависимости от постоянства величин изобарно-изотермического потенциала, значение которого позволяет определить термическое уравнение состояния системы, а, следовательно, и все основные термодинамические свойства тела и характеристики происходящего с ними процесса изменения состояния. Подлежащее определению конечное состояние тела (ФАП на основе оксидов), достигаемое в результате процесса, устанавливается на базе произведенной работы и количества отданной или полученной телом теплоты вследствие, например, энергетического воздействия. Исходя из механизма процесса и условий, в которых он протекает, производится схематизирование реального процесса с целью проведения его термодинамического анализа. При этом не обязательно знать частности кинетики этого процесса, поскольку вполне достаточно, чтобы стали известны конечные состояния всех участвующих в процессе тел при заданных начальных состояниях. При помощи функций энтальпии (H) и энтропии (S), частные производные которых характеризуют физические свойства тел, производится анализ данного необратимого или обратимого процесса при учете факторов термодинамических потенциалов. Основное условие состоит в том, что оно записывается в виде $X = \text{const}$, где X – либо параметр типа T, p, V , либо характеристическая функция, например H или S , или комбинация тел.

Одной из проблем термодинамического анализа взаимодействия в зависимости от параметров состояния и последующего расчета теплового эффекта химической реакции заключается в том, что он имеет различное значение не равное нулю при $T = 0$. Очевидно, что тепловой эффект реакции возрастает или убывает в зависимости от знака выражения $\sum \nu_i C_p^i$, где C_p – теплоемкость. Если в результате химической реакции нужно определить зависимость, позволяющую установить изменение температуры, то необходимо найти взаимосвязь энтальпии от температуры, которая определяется из следующего выражения:

$$\Delta H = H_{298}^0 + \int_{298}^T C_p dT,$$

при учете того, что сродство химической реакции описывается выражением

$$A = -\sum \nu_i \phi_{mi},$$

где ϕ_{mi} – химический потенциал i -го компонента, взятого в отсутствии других компонентов при постоянных температуре и давлении, в том же агрегатном состоянии.

Зависимость энтропии от температуры описывается следующей формулой:

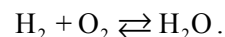
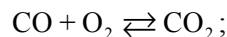
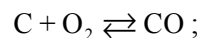
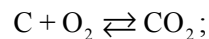
$$S_T = S_{298}^0 + \int_{298}^T \frac{C_p}{T} dT.$$

Хотя зависимость C_p от T носит сложный характер, но с необходимой точностью определяется степенными коэффициентами, значения которых находятся в таблицах [115, 116].

Самопроизвольному протеканию процесса способствует уменьшение энтальпии и увеличение энтропии систем, когда $\Delta H < 0$ и $S > 0$ при учете того, что ΔG должен быть представленным отрицательным значением.

Получение алгоритма как расчета изобарно-изотермического потенциала в зависимости от температуры, которая обеспечивает установление коэффициентов степенной зависимости теплоемкости от температуры, позволяет выявить тепловой эффект реакции для ряда химических элементов и соединений.

Расчет изобарно-изотермического потенциала возможных в зоне обработки реакций различных химических элементов и веществ, которые являются конкурирующими за кислород и образованы распадом углеводных липаз СОТС с последующим окислением жирных кислот, глицерина или гидролитического расщепления за счет протеолитического распада, зависит от следующих реакций:



Поэтому важно знать: будет ли реализован подобный химический процесс, какие для этого нужны химические элементы в виде металлов с целью повышения стойкости ФАП, сколько теплоты выделиться и каков тепловой эффект реакции. Знание закона Гесса позволяет определить теплоту образования сложных веществ из простых расчетным путем без проведения дорогостоящих экспериментов и материальных затрат, для чего необходимо правильно установить тепловые эффекты промежуточных стадий.

Величина стандартного измерения изобарно-изотермического потенциала ΔG_{298}^0 в ходе возможной химической реакции отбора кислорода у оксидной пленки, играющей роль абразивного компонента частицы ФАП, конкурирующими за кислород реагентами типа C, CO, H₂O, H₂, и вследствие этого приводящего к падению стойкости ферроабразивной «щетки» в целом – есть мера химического сродства исходных веществ. Основываясь на возможности оценки вклада энтальпии и энтропии в величину изобарно-изотермического потенциала ΔG , производится его расчет по формуле

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S,$$

либо, пользуясь таблицами стандартных значений термодинамических потенциалов образования веществ $\Delta G_{\text{обр}}^0$, определяется ΔG^0 по уравнению

$$\Delta G^0 = \sum (v_i \Delta G_2^0) - \sum (v_i \Delta G_1^0),$$

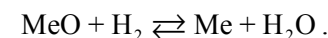
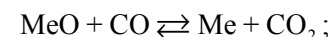
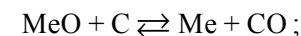
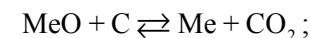
где G_1^0 и G_2^0 – изобарно-изотермические потенциалы исходного и полученного продуктов соответственно.

Обобщающее заключение о возможности самопроизвольного протекания химического процесса базируется на знаке величин ΔS и ΔH .

$$\Delta H < 0 \begin{cases} \Delta S > 0, \Delta G < 0; \\ \Delta S < 0, \Delta H > T\Delta S, \end{cases}$$

$$\Delta H > 0 \begin{cases} \Delta S > 0, \Delta H < T\Delta S; \\ \Delta S < 0, \Delta G > 0. \end{cases}$$

Для энтропии, как и для энтальпии, научное и практическое значение имеет ее изменение ΔS в ходе химической реакции. Чтобы сопоставить энтропию в различных процессах, ее необходимо привести к стандартным условиям S_{298}^0 ($T = 25^\circ\text{C}$, $P = 1 \text{ атм.} = 101,325 \text{ кПа}$). Суммарный эффект этих противоположных тенденций, протекающих при $P = \text{const}$ и $T = \text{const}$, определяется, как указывалось ранее, изобарно-изотермическим потенциалом, а возможность протекания химической реакции, как самостоятельного процесса, устанавливается с учетом этих реакций и имеет место тогда, когда происходит случайное восстановление оксидов по нижеуказанной схеме



Наличие значений изобарно-изотермического потенциала реакции в зависимости от температуры позволяет установить металлы (компоненты частиц ФАП на основе оксидов), не изменяющие свой

химический состав при различных тепловых условиях. Расчет показывает, что такими металлами являются Al, Zr, Ti, V, не имеющие ограничений температуры в зоне обработки. А такие металлы, как Ni, Cu, Zn, находятся в интервале температур ниже 200 °С. Следовательно, использование порошков на основе оксидов тугоплавких металлов Ti и V, позволяет осуществить без проведения экспериментальных исследований и установить прямую возможность их комплектности для реализации процесса MAO, поскольку стоимость Zr крайне высока и он дефицитен, а проблема оксида Al состоит в невозможности его использования при производстве ФАП методом литья.

Результаты расчетов представлены на рисунке 3.5 и показывают, что в ряду однотипных металлов, чем меньше стандартная энтальпия образования H_{298}^0 , тем выше их термическая устойчивость относительно разложения на простые вещества.



Рисунок 3.5. – Взаимосвязь стандартной энтальпии образования с термической устойчивостью оксидов металлов

Испытания созданных на основе оксидов тугоплавких металлов V (ФВ-4) и Ti (ФТ-1) методом литья ФАП были проведены на установке СФТ 2.150.00.00.000 при следующих режимах и параметрах MAO: магнитная индукция, $B = 0,8 \dots 1,2$ Т; скорость резания, $V_p = 1 \dots 3$ м/с; скорость осцилляции, $V_o = 0,1 \dots 0,25$ м/с; величина рабочего зазора, $\delta = 1,5$ мм. Было установлено, что в результате определения изобарно-изотерического потенциала выявлены компоненты частиц ФАП на основе оксидов тугоплавких металлов

(V и Ti), которые обеспечивают образование новых высокоэффективных видов магнитно-абразивного инструмента.

3.3 Технологические методы повышения эксплуатационных свойств ферроабразивных порошков

В результате анализа технической и патентной литературы и на основе опыта MAO были сделаны следующие выводы:

1) наиболее перспективными являются ФАП со структурой V-типа, характеризующиеся плотной центральной частью ферромагнитной составляющей и расположенной на поверхности частиц пленки абразивной составляющей;

2) в качестве абразивной составляющей перспективно использование оксидов, так как сводится к минимуму химическое взаимодействие составляющей ФАП;

3) для промышленного производства ФАП выбранного типа рационально использовать процесс грануляции струи жидкого расплава, как наиболее производительный, экономичный и полностью обеспечивающий получение порошков требуемого качества.

Сущность предложенного и реализованного в настоящей работе процесса изложена ниже. В индукционной сталеплавильной печи выплавляется сплав железа, углерода и тугоплавких легкоокисляющихся элементов титана и ванадия. Струя расплава диспергируется водой высокого давления, при этом на поверхности порошковых частиц образуется пленка оксидов преимущественно тех элементов из расплава, которые имеют наибольшее сродство с кислородом. Гранулированный порошок высушивается, рассеивается и используется для MAO.

Схема установки по производству гранулированных порошков показана на рисунке 3.6.

Установка включает индукционную сталеплавильную печь емкостью 160 кг с кислой футеровкой. Для выплавки сплавов использовали отходы малоуглеродистой стали, графит, феррованадий, губчатый титан, 65%-й ферросилиций. Температуру контролировали оптическим пирометром.

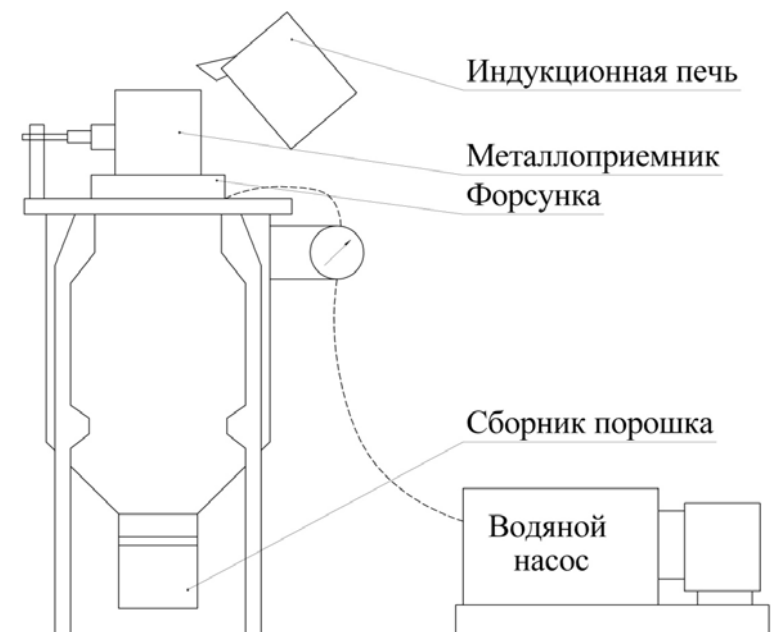


Рисунок 3.6. – Схема установки для производства гранулированных порошков

Подготовленный к распылению расплав при температуре 1600...1630 °С переливали в предварительно нагретый футерованный шамотными изделиями металлоприемник. Донная часть металлоприемника оборудована отверстием 8...11 мм, через которое расплав в виде струи поступает в зону распыления. Грануляция струи расплава осуществляется водой которая из водяного насоса под давлением ~80 МПа. поступает в форсунку. В результате грануляции образуется порошок, который накапливается в сборнике порошка.

В дальнейшем пульпа обезвоживается, мокрый порошок сушится в печи с газовым обогревом, рассеивается по фракциям и в упакованном виде передается заказчику (рисунок 3.7).

Технологический процесс приводит к образованию на поверхности порошковых частиц пленки оксидов, преимущественно ванадия и титана, толщину и размещение которой оценивали металлографически.

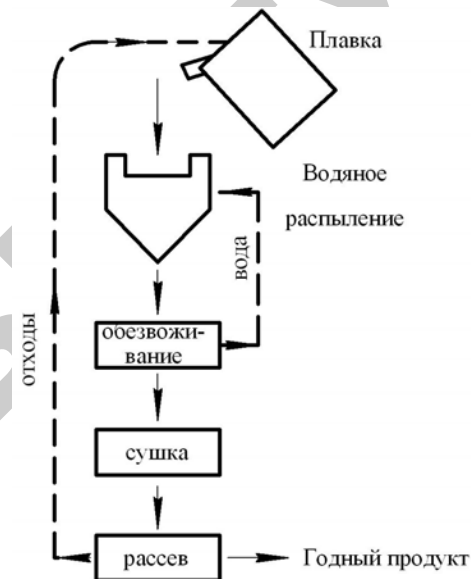


Рисунок 3.7. – Схема производства порошков

Для МАО применяются порошки, обладающие высокими магнитными свойствами и твердостью. Как видно из приведенных структур на рисунке 3.8, исследуемые сплавы имеют многогранную форму зерен. На поверхности зерен сплавов наблюдается оксидная пленка (рисунок 3.8). Наличие оксидной пленки на поверхности зерен придает им высокую твердость при сохранении магнитных свойств. Многогранная форма зерен обеспечивает хорошие режущие свойства за счет множества режущих кромок. Из исследуемых порошковых сплавов хорошими режущими свойствами и высокими магнитными свойствами будут обладать порошки: Fe + 4% V (рисунок 3.8, а); Fe + 6% V (рисунок 3.8, б); Fe + 8% V (рисунок 3.8, в); Fe + 10% V (рисунок 3.8, г) и Fe + 5% Ti (рисунок 3.8, д). Что касается порошка из быстрорежущей стали Р9М2Ф5 в нем не наблюдается оксидной пленки на поверхности зерен (рисунок 3.8, е). Сами зерна являются очень твердыми, имеют многогранную форму и обеспечивают хорошие режущие свойства, но имеют пониженные магнитные свойства из-за наличия в них большого количества остаточного аустенита.

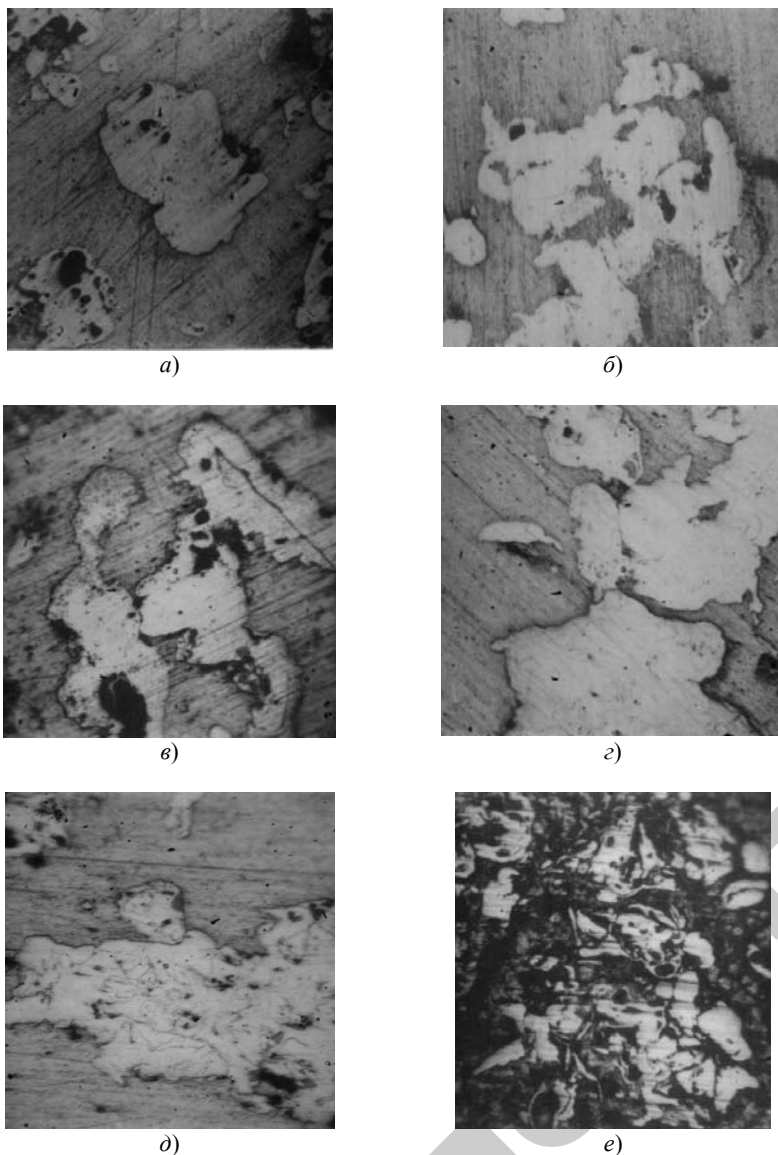


Рисунок 3.8. – Морфология ферроабразивных порошков Fe + 4% V (а), Fe + 6% V (б), Fe + 8% V (в), Fe + 10% V (г), Fe + 5% Ti (д) и P9M2Φ5 (е)

В качестве образцов обрабатываемого материала использовали втулки диаметром 36 мм, шириной 32 мм. Втулки были изготовлены из шарикоподшипниковой стали ШХ-15, алюминиевого сплава Д16, меди МЗ и латуни Л63.

По результатам испытаний можно сделать следующие выводы:

1. Гранулированные порошки сплавов железо – ванадий и железо – титан обладают хорошими магнитными свойствами.
 2. Во время МАО гранулированными порошками не происходит загрязнение обрабатываемой поверхности составляющими порошков.
 3. Съем металла гранулированными порошками с образцов из шарикоподшипниковой стали ниже, чем порошками базового сплава Ж15КТ.
 4. Гранулированные порошки сплава железо – ванадий с содержанием ванадия 4...6 % обеспечивают равную производительность с порошками Ж15КТ при обработке сплава Д16, и примерно в 1,5 раза более высокую производительность при обработке латуни Л63.
 5. Повышение содержания ванадия более 6 % в сплаве железо-ванадий приводит к снижению абразивных свойств порошков.
- Гранулированные порошки сплава железо – титан имеют производительность ниже производительности порошков Ж15КТ при обработке любых материалов, но обработанная поверхность имеет устойчивый металлический блеск.

3.4 Производственная апробация ферроабразивных порошков

3.4.1 Магнитно-абразивная обработка лезвийного режущего инструмента

Обработка метчиков выполнялась на фрезерном станке ГФ2171С5. В шпиндель станка устанавливалось устройство для магнитно-абразивной обработки [117], которое позволяет обрабатывать сложнопрофильные поверхности. Для создания магнитного поля в данном устройстве применялись магниты из материала SmCo_5 . Рабочий зазор изменяли от 0,8 до 1,2 мм, а время обработки

варьировали от 15 до 60 с. В качестве режущего инструмента использовали ФАП марки TiC + Fe трех фракций 40/100, 180/250, 250/315 мкм.

Обрабатываемый образец закрепляли в трехкулачковый патрон делительной головки, установленной на столе станка. Схема установки устройства и заготовки приведена на рисунке 3.9.

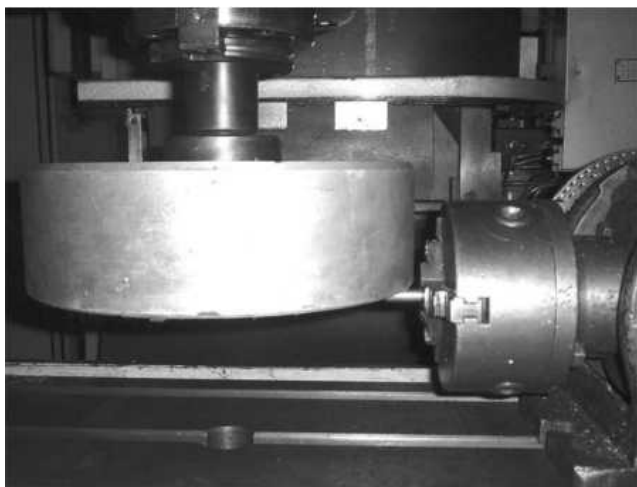


Рисунок 3.9. – Общий вид экспериментальной установки

Целью эксперимента было исследовать влияние технологических факторов (времени обработки, рабочего зазора, зернистости порошка) на качество поверхности (шероховатость, микротвердость, радиус режущей кромки) и производительности. Для достижения поставленной цели и выявления зависимостей влияния факторов на параметры качества поверхности применяли методику планирования эксперимента.

В результате обеспечивается увеличение стойкости инструментов и снижение шероховатости обработанных поверхностей.

Исследования [118] выполняли на многогранных неперетачиваемых пластинах (МНТП), изготовленных из двух- и трехкарбидных твердых сплавов типа Т15К6 и ТТ10К8. Использовали окончательно обработанные пластины CNMG 120412, SNMG 12040822 и SNUM 120408, изготовленные фирмами KENAMETAL, MITSUBISHI

и ОАО «Кировградский завод твердых сплавов». Исследуемые пластины на финишном этапе изготовления подвергались виброабразивной обработке в условиях завода-изготовителя.

Предварительный анализ состояния рабочих элементов МНТП разных изготовителей показал, что шероховатость рабочих поверхностей до МАО для пластин KENAMETAL, MITSUBISHI составляет 0,7...0,9 мкм, рабочие кромки без микросколов со средней величиной радиуса режущей кромки в диапазоне 30...38 мкм. Шероховатость рабочих поверхностей (передней и задней) кировградских пластин составляет 0,8...0,9 мкм, опорной поверхности – 0,33...0,35 мкм, рабочие кромки имеют радиус округления 35...45 мкм, на отдельных пластинах имеют место микросколы и неправильная форма радиуса. Первая группа пластин обрабатывалась на станке MAPC-4 при скорости вращения вертикально расположенных шпинделей с закрепленными в них на оправках МНТП 2,8 м/с и скорости перемещения вращающихся деталей через рабочие зоны 0,006 м/с. Время МАО составляло 120 с. Обработка выполнялась с реверсом вращения. Величина магнитной индукции в рабочих зазорах (свободных от магнитно-абразивного порошка) поддерживалась на уровне 0,28 Т. В качестве ФАП использовали порошок Ферромап с размером частиц 200/100 мкм и добавлением 5 % алмазной пасты АСМ 3/2.

Вторая группа пластин обрабатывалась на установке типа кольцевая ванна с шестишпиндельным модулем. МАО выполняли порошком Ферромап с размером частиц 630/400 мкм и порошком Ферромап с размером частиц 200/100 мкм и с добавлением 5 % алмазной пасты АСМ 3/2, при величине магнитной индукции в рабочих зазорах 0,28...0,30 Т, скорости обработки 2 и 3 м/с, времени обработки 120 с. При этом 60 с выполнялась обработка при вращении шестишпиндельного модуля по часовой стрелке, 60 с – против часовой стрелки.

Третья группа пластин обрабатывалась на экспериментальной установке MAPC (рисунок 3.10) при скорости МАО, которая варьировалась в диапазоне 2,0...2,5 м/с, при частоте вращения вокруг оси кольцевой ванны 200, 230 и 250 мин⁻¹, времени обработки 120 и 360 с при реверсивном вращении и магнитной индукции в рабочих зонах 0,25 Т. Угол наклона оправок, на которых устанавливали МНТП, по отношению к оси кольцевой ванны изменялся

в диапазоне от 0 до 45°. Вращение оправок вокруг собственной оси осуществлялось при частотах 200, 500 и 600 мин⁻¹, причем направление вращения оправок либо совпадало, либо было противоположным направлению вращения вокруг оси кольцевой ванны.

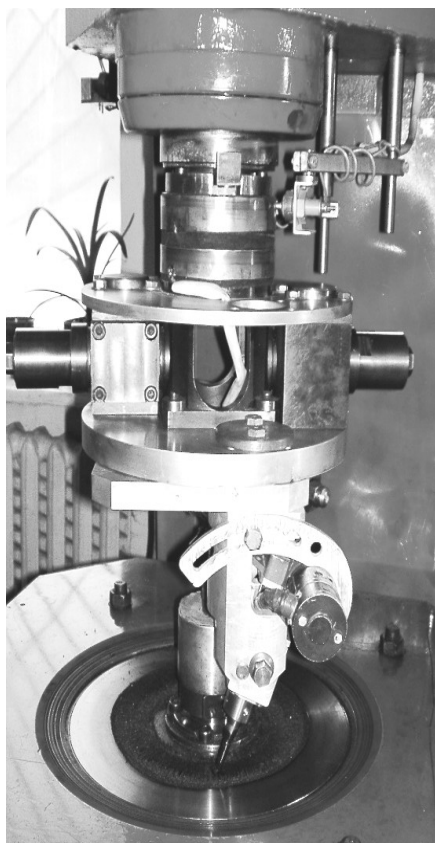


Рисунок 3.10. – Фотография установки МАРС

При обработке МНТП всех трех групп при МАО в качестве СОТС использовали АСФОЛ – смазывающе охлаждающая технологическая среда на основе синтетически растительных масел, которая хорошо себя зарекомендовала при МАО режущего инструмента. Исследовали влияние углов базирования МНТП в рабочих

зазорах, режимов МАО на величину шероховатости задней передней и опорных поверхностей, характер изменения величины радиусов округления режущих кромок на уголке и на гранях пластин, характер изменения величины опорной поверхности микропрофиля.

Установлено, что величина Ra как на задней, так и на передней поверхности режущих пластин за время обработки 120 секунд с реверсом вращения достигает величины 0,60...0,63 мкм на передней и задней поверхности и практически не зависит от состава применяемого ФАП. Шероховатость опорных поверхностей после МАО достигала величины 0,20...0,22 мкм. Такая низкая эффективность МАО объясняется исходным качеством пластин и характером финишной обработки, результаты которой не представляется возможным удалить в полной мере при МАО. Анализ изменения величины опорной поверхности микропрофиля в зависимости от величины уровня микронеровностей показал, что при МАО на станке МАРС имеет место снижение высоты микровыступов. При обработке на шестишпиндельной головке обеспечивается равномерная обработка. Наилучшие результаты получены при использовании ФАП, в состав которого добавлена алмазная паста. Варьирование соотношениями частот и направления вращения деталей вокруг оси кольцевой рабочей зоны и вращения шпинделя с МНТП, реализуемое на экспериментальной установке показало, что при совпадении направлений вращения имеет место улучшение не только шероховатости, но и характера изменения опорной поверхности микропрофиля в зависимости от относительного уровня высоты микронеровностей. Происходит округление и удаление микровыступов, формируется сглаженный микрорельеф. При противоположном вращении характер изменения кривых величины опорной поверхности в зависимости от уровня высоты микронеровностей незначительны.

Анализ изменения радиусов округления режущих кромок МНТП после МАО в различных условиях позволил установить, что после МАО на станке МАРС, при указанных выше режимах МАО на уголке формируется радиус 72...75 мкм, а на гранях пластин происходит только незначительное его увеличение на 5...7 мкм. Обработка на шестишпиндельной головке приводит к увеличению величины радиуса округления режущих кромок до 57...62 мкм на уголке и 40...50 мкм на грани. Минимальное притупление имеет

место при обработке на экспериментальной установке и не превышает 5...12 мкм как на уголке, так и на гранях при условии совпадения направлений вращения головки и шпинделя.

Второй этап исследований был выполнен на пластинах CNMG 120412 при условии совпадения направления вращения рабочей головки и шпинделей с установленными МНТП на экспериментальной установке. Анализировали влияние угла наклона пластин в диапазоне 0-40° по отношению к плоскости кольцевой ванны на величину шероховатости, характер изменения опорной поверхности микропрофиля и радиуса округления режущих кромок. MAO выполняли порошком Ферромап с размером частиц 400/315 мкм и добавлением алмазной пасты АСМ 3/2, при величине магнитной индукции в рабочих зазорах 0,25 Т. Скорость вращения вокруг оси кольцевой ванны 2,3 м/с (230 мин⁻¹), а шпинделя с МНТП – 490 мин⁻¹.

Установлено, что наилучшие результаты как по шероховатости рабочих поверхностей МНТП, так и по величине округления режущих кромок обеспечиваются при угле наклона 30°.

Полученные данные, в особенности по округлению режущих кромок, являются следствием реализации эффектов, описанных в [116, 117] по обтеканию порошковым магнитно-абразивным инструментом обрабатываемых поверхностей сложной конфигурации, связанных его реологическими характеристиками, условиями формирования и структурирования, особенностями контактного взаимодействия, образующихся в процессе MAO квазистабильных, веерообразных порошковых макрообъемов с отдельными элементами МНТП.

Анализ характера изменения величины опорных поверхностей в зависимости от относительной величины высоты микронеровностей показал, что именно при углах базирования пластин 20...30° по отношению к плоскости кольцевой ванны имеет место оптимальное соотношение нормальных и тангенциальных усилий, необходимых для обеспечения эффективной, равномерной, объемной полировки рабочих поверхностей режущих МНТП. Варьирование скоростью перемещения деталей (МНТП SNMG 12040822) вокруг оси кольцевой ванны в диапазоне 150...350 мин⁻¹ и величиной магнитной индукции от 0,15 до 0,3 Т при углах базирования МНТП в диапазоне 20...30° показали, что минимальная шероховатость – 0,17...0,18 мкм на рабочих поверхностях МНТП обеспечивается при использова-

нии ФАП с размером частиц 400/315 мкм и с добавлением алмазной пасты, при времени обработки 120 с, магнитной индукции 0,15...0,20 Т и скорости MAO 2,5 м/с. При указанных условиях MAO формируется достаточно эластичный и податливый магнитно-абразивный инструмент, позволяющий реализовать наиболее благоприятный процесс нивелирования относительно обрабатываемых поверхностей. Отметим, что после MAO пластин порошком с размером частиц 400/315 мкм с добавлением алмазной пасты формируется более низкая шероховатость по сравнению с порошками с размером частиц 200/100 мкм

Проведенные исследования процесса MAO МНТП на станках разных типов показали, что обработку целесообразно выполнять в условиях больших рабочих зазоров при их кольцевом расположении и одновременном вращении деталей вокруг оси кольцевой ванны и вокруг собственной вертикальной оси. Причем направление вращения вокруг оси кольцевой ванны должно совпадать с направлением вращения вокруг собственной оси, а частота вращения вокруг собственной оси должна преобладать не менее чем в два раза. Наиболее эффективная и равномерная объемная обработка реализуется в случае, когда угол наклона плоскости пластин по отношению к плоскости кольцевой ванны составляет 20...30°. При таких условиях формируется микропрофиль рабочих поверхностей пластин с располированными вершинами с $Ra < 0,2$ мкм, а радиус притупления режущих кромок незначителен и не превышает 5...12 мкм.

Исследования процесса MAO многогранных твердосплавных неперетачиваемых пластин на станках разных типов и конструкций показали, что наибольшая равномерность и эффективность процесса реализуется при расположении пластин в кольцевой рабочей зоне под углом 20...30° по отношению к плоскости вращения вокруг оси зоны [118].

3.4.2 Магнитно-абразивная обработка поверхностей сложного профиля

Характерной особенностью пищевого машиностроения является разнообразная номенклатура выпускаемого оборудования от

простых изделий до сложных автоматов и автоматических линий, имеющих в составе до 100 и более единиц оборудования различного вида. Кроме общих требований (прочность, жесткость, вибрационная стойкость и т. п.) машины и аппараты пищевых производств наряду с максимальной производительностью процесса должны обеспечивать сохранение или минимальные потери продукта.

Особые требования предъявляются к рабочим органам машин и аппаратов пищевых производств, так как они зачастую непосредственно контактируют с продуктом и могут прямым либо косвенным путем изменить химические и биологические свойства исходных, промежуточных и конечных продуктов. В настоящее время, в связи с возрастанием требований к производительности машин и аппаратов пищевого производства и качеству выходной продукции, рабочие органы усложняются и, чаще всего, представляют собой сборное изделие, в котором основные функции выполняет один или несколько деталей, называемых рабочими элементами; так же не редко возможно применение нескольких рабочих органов на одной машине.

Анализируя эксплуатационные свойства рабочих органов оборудования предприятий пищевой промышленности, следует учитывать в большинстве случаев общие закономерности, возникающие при контакте двух сопрягаемых движущихся друг относительно друга деталей [119]. Однако оборудование, перерабатывающее пищевые продукты, имеет и свои особенности, заключающиеся в воздействии на поверхность рабочих органов продуктов переработки (зерно, мясо, овощи и др.), либо моюще-дезинфицирующих растворов при санитарной обработке машин. Особенностью является в ряде случаев и среда, в которой работают трущиеся детали (например, оборудование сахарных заводов значительно подвержено воздействию абразивных включений). Это предопределяет особые требования к шероховатости и состоянию поверхностного слоя рабочих органов.

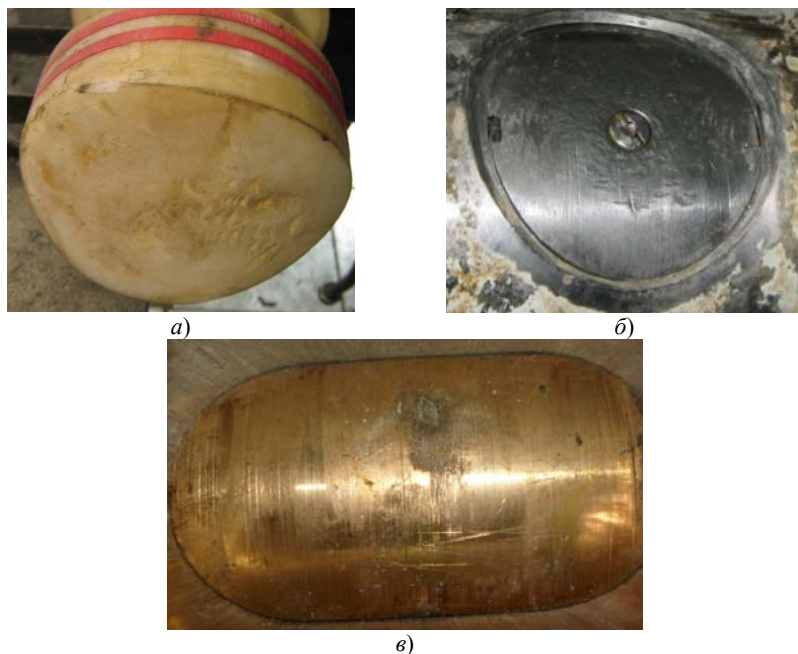
Известно, что в состав продуктов растительного и животного происхождения входят в большом количестве ПАВ (олеиновая, стеариновая кислоты и др.), которые оказывают соответствующее влияние на механизм и интенсивность изнашивания поверхностного

слоя (согласно теории адсорбционного понижения прочности под действием поверхностно-активной среды, созданной П. А. Ребиндером). В определенных условиях, отвечающих возникновению в поверхностном слое напряженного состояния, при котором имеют место высокие растягивающие напряжения, интенсивность износа под влиянием поверхностно-активных веществ может резко возрастать.

Установлено, что пищевые среды (вино, фруктовые и овощные соки, мясной фарш и др.) снижают усталостную прочность деталей пищевых машин, изготавливаемых из нержавеющей сталей. Скорость коррозии деталей в пищевых средах зависит в основном от шероховатости поверхности и степени наклепа поверхностных слоев детали, а также от значения остаточных напряжений. Для снижения отрицательного воздействия содержащихся в перерабатываемых продуктах ПАВ на коррозионные процессы и усталостную прочность поверхности деталей пищевых машин, контактирующих с пищевыми средами, эти детали должны иметь низкую шероховатость. Кроме того, необходимо стремиться к получению в поверхностных слоях деталей сжимающих остаточных напряжений и снижению степени наклепа.

Шероховатость поверхности рабочих органов, соприкасающихся с вязкими пищевыми продуктами (тесто, шоколадная масса и т. п.), способствует прилипанию (адгезии) продукта к поверхности. Для снижения адгезии продукта целесообразно производить финишную обработку поверхностей таких деталей. Кроме того, наличие микронеровностей, рисков и вырывов в результате механической обработки (также раковин, пор, трещин при литье, сварке и обработке давлением) может удерживать пищевые продукты на поверхности деталей и затруднять санитарную обработку машин. Износ рабочих органов в хлебопекарном производстве представлен на рисунке 3.11.

Таким образом, высокое качество поверхности режущих и делительных элементов машин и аппаратов пищевой перерабатывающей промышленности, работающих в таких условиях, обеспечивается назначением рационального метода и режимов обработки. Влияние на эксплуатационные характеристики рабочих органов машин и аппаратов пищевого производства качества обработки их поверхностей приведены в таблице 3.4.



а – фторопласт-4; б – сталь 12ХН9Т; в – бронза БрФЖНМц
Рисунок 3.11. – Износ поршня головки тестоделителя
после 12 месяцев эксплуатации

Таблица 3.4. – Эксплуатационные характеристики рабочих органов машин и аппаратов пищевого производства в зависимости от состояния поверхности [60]

Параметр качества поверхности	Износостойкость	Усталостная прочность	Прочность прессовых соединений	Коррозионная стойкость	Эрозионная стойкость	Уменьшение концентрации напряжений
1	2	3	4	5	6	7
Микронеровности	+	+	+	+	+	+
Волнистость и направление неровностей	+	–	+	–	–	–

Окончание таблицы 3.4

1	2	3	4	5	6	7
Макронеровности (отклонения формы поверхности)	+	–	–	–	–	+
Наклеп	+	+	+	+	+	–
Остаточное напряжение	+	+	–	+	+	+

При ремонте головки делителя теста в качестве финишной обработки для реализации данной задачи применялась МАО [72, 96, 120–122]. Вместе с тем использование в качестве ФАП Ж15КТ приводит к потемнению обрабатываемой поверхности цветных металлов из-за их насыщения остаточным углеродом.

Используемые материалы и оборудование: головка делителя теста – материал бронза БрАЖНМц ГОСТ 18175–72; магнитно-абразивный материал ФАПД-1 ТУ РБ 00493801.001-00 (зернистость $\Delta = 160 / 200$ мкм); в качестве оборудования для МАО применялся станок СФТ 2.150.00.00.000.

Режимы МАО: величина магнитной индукции, $B = 1$ Т; скорость вращения детали, $V_p = 1,5$ м/с; скорость осцилляции полюсных наконечников, $V_0 = 0,2$ м/с; амплитуда осцилляции, $A = 1$ мм; величина рабочего зазора, $\delta = 1$ мм; время обработки, $t = 60$ с. Исходная шероховатость поверхности головки делителя теста до обработки методом МАО составляет $Ra_1 = 1,6 \dots 2,2$ мкм. СОТС – СинМА-1 ТУ 38.5901176–91, 3 % водный раствор.

По результатам шлифования и МАО рабочей поверхности головок делителя теста проведено измерение шероховатости поверхностей и определение твердости по Бринеллю образцов (таблица 3.5). Шероховатость поверхности образцов измерялась в соответствии с ГОСТ 2789–73 на профилометре-профилографе модели 252 типа А1. Погрешность измерений на профилометре – 5 %. Твердость по Бринеллю определялась на твердометре ТШ-2М по ГОСТ 9012–89.

Таблица 3.5. – Шероховатость рабочей поверхности головки делителя теста после магнитно-абразивной обработки и шлифования

№ измер.	Шероховатость, R_a , мкм		Твердость по Бринеллю, НВ
	МАО	Шлифование	
1	0,363	0,560	80,4
2	0,337	0,539	
3	0,359	0,534	
4	0,350	0,530	84,9
5	0,340	0,528	80,4
6	0,356	0,524	

Известно, что металлы и их сплавы имеют поликристаллическое строение и состоят из большого числа беспорядочно ориентированных кристаллических зерен, которые образуют прочное металлическое соединение [123]. Поэтому поверхность поликристаллического металла или его сплава представляет собой скопление связанных переходным слоем и их фрагментов с различной ориентацией. Поверхностный слой такого металла или его сплава является промежуточным между поверхностью детали и условной поверхностью, служащей границей различных изменений, происходящих в исходном материале в процессе обработки. Он является результатом комплексного взаимодействия обрабатываемого и инструментального материалов и технологической среды, и условно разделяется на ряд зон, характеризующихся особенностями ориентации кристаллов, определяемых пластической деформацией. Подобная текстура кристаллов при учете анизотропности исходного материала, подвергнутого механической обработке, связана с последующими существенными изменениями в поверхностном слое. В зависимости от уровня и скорости взаимодействия температурного и динамического факторов в данной области поверхностного слоя формируются слои с различной структурной композицией, имеющих характер диссипативных. Это приводит к росту дислокаций и вакансий, резко изменяя плотность, теплопроводность, модуль Юнга и ряд других физико-механических характеристик обрабатываемого материала и его поверхностного слоя, обеспечивающего в последующем контактное взаимодействие в трущейся паре, определяя эксплуатационный режим, а также надежность и долговечность работающего механизма. Условно данная область

делится на две (в случае их дальнейшего дифференцирования), первая из которых влияет на процесс трения указанной выше пары, а вторая – на условия износа в процессе эксплуатации. Повышение температуры при работе трущейся пары неизбежно приводит данные области в структурно-неустойчивое состояние, и тем быстрее, чем больше в этих областях разница в значениях микротвердости, в следствие этого, структура области стремится вернуть в состояние, бывшее до механической обработки. Падение степени упрочнения, а в конечном счете и его потеря, резко изменяет эксплуатационные характеристики деталей, являясь важным показателем качества их поверхностей.

Проанализировав полученные зависимости (рисунок 3.12), следует отметить, что глубина упрочненного слоя, определяемого отношением возрастания микротвердости после МАО выше, чем после шлифования, а ее функция распределения носит стационарный характер, позволяющий сделать вывод об отсутствии в росте микротвердости после МАО разрывов и точек перегиба при наличии единого интервала монотонности данной функции. Противоположная картина наблюдается при анализе функции распределения глубины упрочнения поверхностного слоя после шлифования, отличающегося наличием перегиба, указывающего на плато возврата по причине образования точек краевого экстремума, который по отношению ко всему интервалу в своем предельном значении является локальным. Однако такой локальный экстремум, если даже не образует точку разрыва с позиции монотонности функции и ее дифференцирования и не является тотальным, то приводит при любом переходе определенных значениях функции в этих точках к неустойчивости структурно-фазового состояния поверхностного слоя. С точки зрения алгебраизации процесса механической обработки поверхностного слоя вблизи стационарных точек значения функции после МАО меняются весьма медленно в отличие от шлифования, где, как указывалось выше, имеется локальный экстремум, хотя и обладающий своими стационарными точками, но эти стационарные точки определяют на данном интервале неустойчивость функции. Эта неустойчивость связана с верхней либо нижней границей значений функции, что требует дальнейшего исследования поведения функции при приближении к ее точкам разрыва и к концам интервалов, на которых функция определена, однако качественная

оценка позволяет сделать вывод о возможности образования в данном месте прижога и появления микротрещин. Структурно-фазовое изменение в месте прижога поверхностного слоя детали после шлифования, обусловленное результатом высоких мгновенных температур и интенсивного выделения теплоты на малых участках данного слоя, характеризуется ростом трещинообразования и потерей ее работоспособности, что является одним из наиболее серьезных дефектов при шлифовании. Изменение, имеющее место на графике, определяющее глубину и интенсивность его значений неизбежно приводит к образованию внутренних напряжений разных по знаку и величине. Поскольку шлифовочные трещины огибают зону прижога, то они приводят к небольшим пластическим деформациям, что, вызывая превышение временного сопротивления металла или его сплава, способствует разрушению поверхностного слоя детали. Учитывая, что локальный экстремум функции находится на глубине той области, которая отвечает за износостойкость трущейся пары, то долговечность ее работы после шлифования будет ниже, чем после МАО.

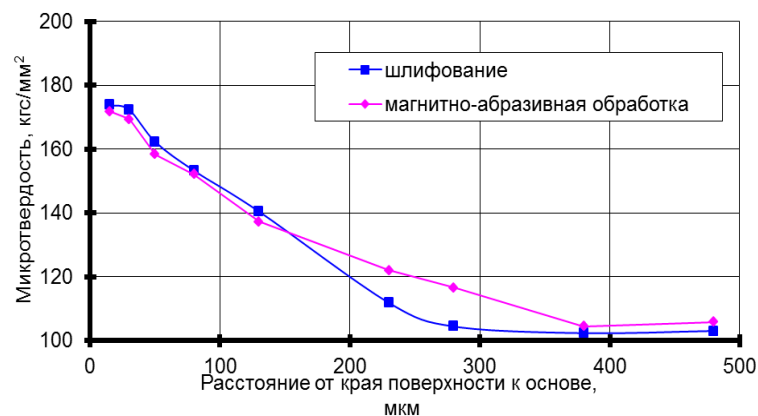


Рисунок 3.12. – Зависимость микротвердости по глубине поверхностного слоя

В результате проведения этой обработки достигнута требуемая шероховатость поверхности $Ra_2 = 0,3 \dots 0,4$ мкм, топография представлена на рисунке 3.13.

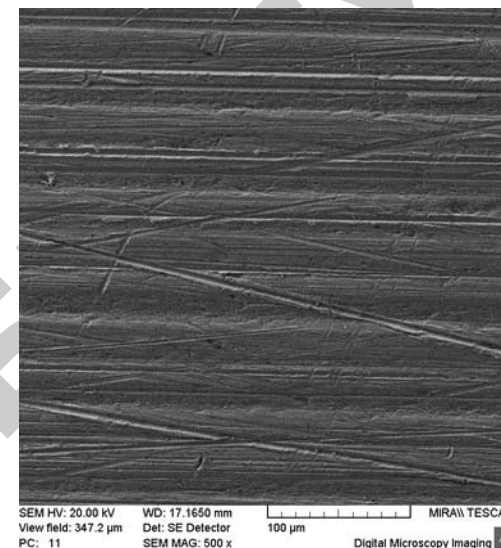


Рисунок 3.13. – Топография обработанной поверхности головки делителя теста после МАО

Проведение производственных испытаний показали, что срок службы обработанных деталей после восстановления составляет в среднем 12 месяцев. Кроме того, сопоставление стоимости приобретаемой вновь головки и изношенной, но подвергшейся ремонту и восстановлению показывает, что их соотношение равно 1:0,6.

4 ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ФЕРРОАБРАЗИВНЫХ ПОРОШКОВ

4.1 Технологические процессы изготовления ферроабразивных порошков и оборудование для их производства

Существующие методы получения порошков подразделяют на механические и физико-химические [124]. Из физико-химических методов для получения порошков химически активных металлов наиболее пригоден электролиз расплавленных солей. Однако отделение полученных частиц металла от электролита, например, с помощью отмывки водой или растворами солей для таких металлов, как кальций, магний и других, часто непригодно из-за их химической активности. Из механических методов в настоящее время применяются такие, как распыление струи расплавленного металла [125] и обработка металла резанием с получением частиц, а не сливной стружки. Недостатком метода распыления расплава является большой расход электроэнергии на нагрев и плавление металла, а также необходимость создания защитной атмосферы для расплава. Для получения порошков используют также различные способы измельчения металлов обработкой резанием, осуществляемые с помощью мельниц и дробилок [126].

Например, известен способ, в котором получение порошка металла осуществляется фрезерование заготовки [127]. Недостатками данного способа являются: высокая пожаровзрывоопасность процесса получения порошка химически активного металла, частицы которого имеют произвольные линейные размеры, а также низкий выход металла в порошок. Высокая пожароопасность процесса обусловлена тем, что в данном способе используются высокие скорости резания металла. При этом большая часть энергии затрачивается на нагрев химически активного металла, особенно в конце процесса, когда отвод тепла от остатка слитка вглубь металла невозможен. Кроме того, образующиеся тонкие частицы с размерами до 90 мкм склонны к образованию взрывоопасной пылевоздушной

смеси. Кроме того, использование в данном способе вертикальной торцевой фрезы затрудняет получение частиц с заданными линейными размерами из-за разных режимов резания и формообразования стружки на периферийных и внутренних (по отношению к слитку) участках срезаемого слоя. При возвратно-поступательном движении исходного слитка для его надежного крепления к столу требуется не менее 1/10 его высоты. Поэтому выход металла в порошок из-за большого остатка фрезерования составляет не более 90 %.

Технический результат заключается в снижении пожаровзрывоопасности процесса получения порошков химически активных металлов, имеющих заданные линейные размеры частиц, а также повышения выхода металла в порошок.

В способе получения металлических порошков фрезерованием заготовки порошок с линейными размерами частиц в интервале 0,1...6,0 мм получают фрезерованием цилиндрической заготовки (рисунок 4.1), вращающейся вокруг оси, параллельной оси вращения фрезы, путем изменения отношения скоростей вращения заготовки и фрезы, скорости подачи фрезы и размера ее режущей кромки, при этом отношение скоростей вращения заготовки $n_{\text{заг}}$ и фрезы $n_{\text{фр}}$ поддерживают в интервале $n_{\text{заг}} / n_{\text{фр}} = 0,010...0,001$.

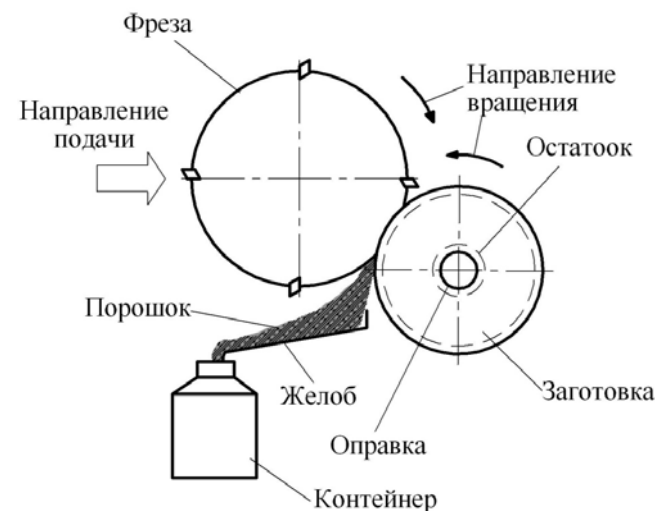


Рисунок 4.1. – Схема процесса измельчения

При параллельном расположении осей вращения заготовки и цилиндрической фрезы значительно увеличивается площадь обрабатываемой поверхности и, соответственно, повышается производительность процесса по объему получаемого порошка.

За счет изменения соотношения скоростей вращения заготовки ($n_{\text{заг}}$) и фрезы ($n_{\text{фр}}$), а также величины подачи ($S_{\text{под}}$), регулируется крупность частиц порошка в интервале 0,1...6,0 мм. Образующиеся при фрезеровании частицы имеют форму, представленную на рисунке 4.2. Длина частиц порошка a определяется отношением скоростей вращения фрезы и заготовки по формуле

$$a = K \frac{n_{\text{заг}}}{n_{\text{фр}}}, \text{ мм}, \quad (4.1)$$

где K – коэффициент, учитывающий диаметры фрезы и заготовки, расположение и геометрию резцов и другие параметры.

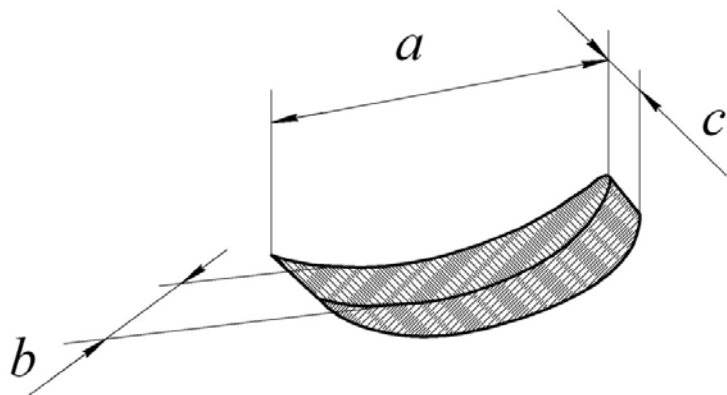


Рисунок 4.2. – Частица, образующаяся при фрезеровании

Толщина частиц b определяется величиной подачи инструмента за оборот заготовки ($S_{\text{под}}$) по формуле

$$b = \frac{S_{\text{под}}}{n_{\text{заг}}}, \text{ мм}. \quad (4.2)$$

Ширина частиц c определяется размером режущей кромки инструмента.

Так как способ предназначен для переработки химически активных металлов, то получение более тонких порошков (менее 0,1 мм) приводит к повышению пожароопасности процесса.

Надежное крепление исходной заготовки в данном способе осуществляется за счет элементов находящейся внутри нее оправки. Поэтому остаток заготовки при фрезеровании определяется прочностью исходного металла. На практике процесс получения порошка проводят до начала разрушения остатка, масса которого составляет не более 2 % от массы заготовки. Выход металла в порошок – не менее 97 %.

В качестве исходной заготовки использовали слиток кальция цилиндрической формы диаметром 350 мм, массой 65,0 кг. Получение порошка металла проводили по схеме, представленной на рисунке 4.1.

При вращении исходной заготовки и цилиндрической фрезы со скоростью 2 мин⁻¹ и 600 мин⁻¹ соответственно скорость подачи инструмента составляла 1,6 мм/мин за оборот заготовки. Таким образом, отношение скоростей вращения составило ($n_{\text{заг}}/n_{\text{фр}}$) = 1/300 (коэффициент $K = 660$). В процессе получения порошка использовали фрезу с шириной кромки резцов 2 мм.

Образующийся при фрезеровании порошок легко удалялся из зоны резания и ссыпался по желобу в контейнер.

Производительность процесса по порошку составила 45 кг/ч. Цилиндрический остаток металла после фрезерования имел массу 0,9 кг, что составило ~1,4 %, соответственно выход годного ~98,6 %. Полученный порошок кальция имел размер частиц от 0,1 до 3,0 мм. При этом основную массу порошка (~85 %) представляли частицы, имеющие длину $a = 2,0...2,4$ мм, толщину $b = 1,5...1,7$ мм и ширину $c = 1,9...2,1$ мм, что соответствует приведенным выше формулам (4.1) и (4.2).

Известно устройство для получения металлических порошков методом центробежного распыления, включающее источник получения расплава в виде тигля индукционной плавки, промежуточную воронку, формирующую струю расплава с определенным расходом, распылитель в виде чашеобразного диска с приводом

вращательного движения, которые все вместе размещены в герметичной камере, заполненной инертной газовой средой [128].

Недостатком данного устройства является нестабильность процесса распыления расплава, обусловленная его подхолаживанием при контакте с диском с образованием гарниссажа на поверхности. Дисбаланс вращающихся масс диска, возникающий при этом, приводит к нарушению процесса распыления, образованию «отрывов» – срывающихся с диска крупных частиц гарниссажа, снижению выхода годной продукции и к вынужденной остановке процесса распыления из-за вибраций и поломок.

Другим известным устройством для получения порошка методом центробежного распыления является установка типа УЦР-2 [129].

Данное устройство включает камеру с накопителем заготовок и устройством их поштучной подачи на распыление, приводами вращательного и поступательного движения заготовки, а также вертикально ориентированную камеру распыления заготовки, снабженную плазмотроном, направленным на торец распыляемой заготовки. Камера распыления сообщена материалопроводом с приемником порошка, причем все элементы установки, вместе сообщены между собой и образуют общее герметизированное рабочее пространство, заполненное инертной газовой атмосферой.

Недостатком данного устройства является низкий выход годного продукта из-за остатка заготовки, который не удается распылить, вследствие особенностей механизма его удержания при распылении. Другим недостатком являются высокие затраты на трудоемкую механическую обработку заготовок, включающую шлифование ее боковой поверхности также из-за необходимости обеспечить сбалансированность быстровращающейся заготовки.

Поставленная задача решается применением устройства [130], включающего камеру с накопителем заготовок и манипулятором для их поштучной подачи на распыление, с приводами вращательного и поступательного движений заготовки, камеру распыления с плазмотроном, направленным на торец распыляемой заготовки, приемник порошка, которые все вместе герметично соединены между собой, при этом приемник порошка снабжен пневмопитателем, камера распыления снабжена отсекателем крупных частиц

и просеивающей машиной, размещенной перед приемником, привод вращательного движения заготовки выполнен в виде полого вертикального шпинделя с кольцевым диском чашеобразной формы на верхнем торце и зажимными кулачками, расположенными непосредственно под диском, а привод поступательного движения выполнен в виде толкателя, размещенного под шпинделем соосно с ним, камера распыления выполнена линзообразной формы и ориентирована горизонтально, при этом осевые линии камеры распыления, плазмотрона и шпинделя совпадают. Кроме этого, зажимные кулачки шпинделя выполнены с возможностью работы от центробежных сил при вращении шпинделя, толкатель снабжен упорной пятой, выполненной с возможностью ввода ее в полость шпинделя и вращения совместно с ним, а кольцевой диск выполнен из жаропрочного материала, смачиваемого расплавом заготовки, и снабжен вентилирующими лопатками снизу.

Снижение затрат производства достигается за счет отделения товарных фракций порошка и их пневмотранспортирования за пределы устройства. Это обеспечивают за счет отсекателя крупных частиц и просеивающей машины, которыми снабжена камера распыления, размещенными перед приемником порошка.

Повышение выходов годной продукции и снижение затрат производства обеспечивают также за счет того, что привод вращательного движения заготовки выполнен в виде полого вертикального шпинделя с кольцевым диском чашеобразной формы на верхнем торце и зажимными кулачками, расположенными непосредственно под диском, а привод поступательного движения в виде толкателя, размещенного под шпинделем соосно с ним, и снабженным упорной пятой, выполненной с возможностью ввода ее в полость шпинделя и вращения совместно со шпинделем. Все эти признаки обеспечивают совместно эффект надежного удержания «огарка» минимальной длины в процессе распыления заготовки и тем самым способствуют наиболее полному ее распылению, т. е. повышению выходов годного порошка с каждой заготовки.

Кроме этого, конструкция приводов вращательного движения в устройстве позволяет снизить требования к механической обработке заготовок, и сократить затраты на ее выполнение. Эффект достигается тем, что при одинаковой заданной крупности порошка

требуется существенно более высокая окружная скорость вращения заготовки. Отсюда и более высокие требования к геометрии заготовки и ее механической обработке.

Разница в требуемой скорости вращения, в сравниваемых устройствах, обусловлена разницей в диаметрах кромок вращающихся распылителей, с которых срываються капли расплава.

При равенстве частот вращения диска и заготовки соотношение окружных скоростей пропорционально отношению диаметров их кромок, которое может составлять 1,5...2,0 раза и более.

Выполнение геометрии камеры распыления линзообразной формы, ориентированной горизонтально так, что осевые линии камеры распыления, плазмотрона и шпинделя совпадают, решает задачу расширения номенклатуры по крупности частиц производимых порошков.

Это достигается тем, что расплав, образующийся на торце вращающейся в шпинделе заготовки, под действием центробежной силы попадает с торца заготовки на кольцевой диск чашеобразной формы, который дробит его на частицы меньшего размера за счет большей окружной скорости на кромке диска, чем на кромке торца заготовки при одинаковой частоте их вращения. Линзообразная форма камеры распыления, ориентированная в горизонтальной плоскости, обеспечивает при этом свободный полет таких частиц в газовой атмосфере камеры без столкновения частиц с ее стенками.

Снабжение диска снизу вентилирующими лопатками, равно как и применение жаропрочного материала, смачиваемого расплавом заготовки для его изготовления, решает задачу устойчивой работы диска как распылителя при получении мелких фракций порошка, а смачивание стенок кольцевого диска расплавом гарантирует образование равномерной пленки на его поверхности и формирование однородных капель на его кромке.

Схема устройства для получения порошка методом центробежного распыления представлена на рисунке 4.3.

Установка включает камеру 1 с накопителем 2 заготовок 3, которые посредством манипулятора 4 могут перемещаться на ось толкателя 5 телескопического типа. Соосно с толкателем 5 в камере 1 в верхней его части размещен вертикальный шпиндель 6 с приводом вращения, в полость которого входит пята 7 толкателя 5.

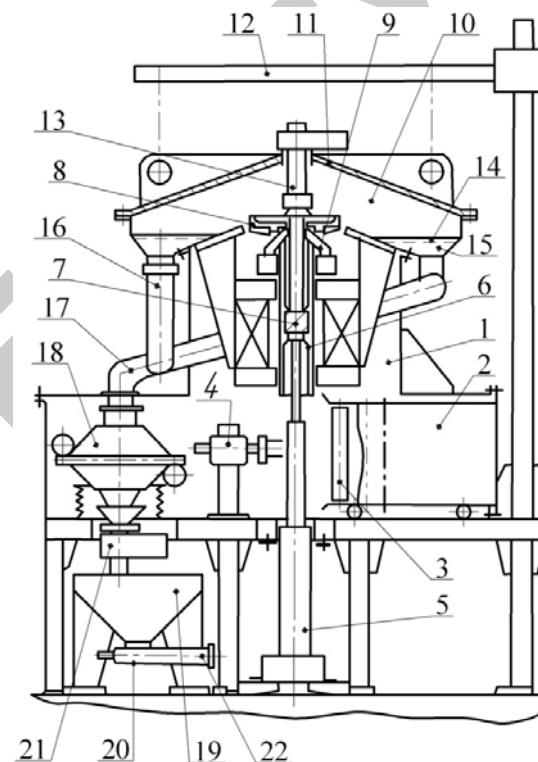


Рисунок 4.3. – Схема установки для получения порошка методов центробежного распыления

Шпиндель 6 на верхнем своем торце снабжен кольцевым диском чашеобразной формы 8 и зажимными кулачками 9, размещенными непосредственно под диском 8.

К камере 1, в ее верхней части, пристыкована камера распыления 10 с отъемной крышкой 11, перемещение которой в направлениях «вверх» и «в сторону» в приподнятом положении обеспечивает подъемник 12. В крышку 11 встроен плазмотрон 13, ось которого совпадает с осями шпинделя 6 и камеры распыления 10. Камера распыления 10 по периферии снабжена отсекающими элементами 14 крупных частиц, под которыми смонтированы приемные воронки 15 порошка, соединенные патрубками 16 с материалопроводом 17, состыкованным с просеивающей машиной 18.

Непосредственно под просеивающей машиной 18 размещен приемник порошка 19, снабженный пневмопитателем 20, затвором 21 и патрубком 22 для транспортировки готового порошка по назначению. Кроме этого, установка снабжена обслуживающими системами (рисунок 4.3). К ним относятся системы: вакуумная, газовая, электро- и пневмосистемы, система водоохлаждения теплонагруженных элементов установки, в том числе стенок камеры распыления 10 и плазмотрона 13.

Камера 1, камера распыления 10, материалопровод 17 и приемник порошка 19 герметично соединены между собой и образуют рабочее пространство установки, которое может быть отвакуумировано и заполнено газовой средой.

Накопитель 2 с партией заготовок 3 загружают в камеру 1. Затем системы установки готовят к работе, для чего ее пространство герметизируют, вакуумируют для удаления окислительной газовой среды и заполняют инертной газовой средой заданного состава, включают в работу систему водоохлаждения и обеспечивают проток воды через охлаждаемые элементы установки (рубашки охлаждения, плазмотрон и др.).

Включают в работу просеивающую машину 18, открывают затвор 21 приемника гранул 19, а патрубок 22 перекрывают и герметизируют.

Рабочий цикл начинают с подачи заготовки 3 на позицию распыления. Для этого шток толкателя 5 опускают в нижнее крайнее положение, манипулятором 4 захватывают заготовку 3 из накопителя 2, перемещают ее на ось шпинделя 6, подводят к нижнему торцу заготовки 3 пята 7 толкателя 5 и вводят заготовку 3 в полость шпинделя 6, после чего отводят манипулятор 4 в позицию ожидания.

Заготовку 3 толкателем 5 перемещают вверх на позицию распыления. Включают привод вращения шпинделя 6, при этом под действием центробежной силы от массы грузов кулачки 9 зажимают заготовку и фиксируют ее в соосном со шпинделем 6 положении. Усилия зажима кулачков 9 при этом ограничено в связи с необходимостью проталкивания заготовки 3 в зажатом состоянии толкателем 5 в процессе ее распыления. Доводят частоту вращения шпинделя 6 с заготовкой 3 до заданного уровня оборотов, включают плазмотрон 13 и подводят его к торцу заготовки 3 на заданную

величину зазора между ними, увеличивают до рабочей величины мощность плазмотрона 13.

Расплав с торца заготовки 3 центробежными силами перемещается на диск 8 и растекается по его поверхности тонкой пленкой. Чашеобразная форма диска создает некоторый объем расплава вблизи его борта, который вытесняется к верхней кромке борта и срывается с нее в виде мелких капель.

Капли расплава, в процессе полета в газовом пространстве камеры 10, охлаждаются, кристаллизуются и в виде твердых частиц порошка через отсекатели 14, воронки 15, патрубки 16 попадают в материалопровод 17, из которого скатываются в просеивающую машину 18, где из общей массы отделяется товарная фракция частиц порошка и самотеком поступает через затвор 21 в приемник 19 и накапливается там.

Распыление заготовки 3 ведут при равномерной подаче ее толкателем 5 на плазмотрон 13 со скоростью, при которой зазор между плазмотроном 13 и торцом заготовки 3 остается неизменным.

На завершающем этапе распыления заготовки 3, при ее продвижении вверх, происходит сход небольшой ее части (огарка) с зажимных кулачков 9. При этом отключают привод вращения шпинделя, а освобожденный от зажима огарок выталкивается из шпинделя 6 толкателем 5 и, попадая на вращающийся на выбеге диск 8, отбрасывается к периметру камеры распыления 10 на отсекатели 14, где задерживается от провала в приемные воронки 15 порошка.

Одновременно с отключением вращения шпинделя 6 снижают мощность плазмотрона 13 до значения холостого хода и отводят его от шпинделя 6 в исходное положение.

Опускают вниз на исходную позицию толкатель 5, манипулятором 4 захватывают из накопителя 2 следующую заготовку 3 и вводят ее в полость шпинделя 6 на позицию распыления.

После этого процесс плавки и распыления возобновляется. При этом включают вращение шпинделя и повышают частоту его вращения до требуемого значения, увеличивают мощность плазмотрона 13 до требуемой величины и подводят его к торцу заготовки, соблюдая заданную величину зазора между заготовкой и плазмотроном.

Далее рабочий цикл продолжается так же, как это было описано выше, вплоть до выработки последней заготовки 3 из накопителя 2. По завершении рабочего цикла распыления партии заготовок кондиционный порошок, отсеянный на просеивающей машине 18 и ссыпанный в приемник 19, удаляют посредством пневмопитателя 20 через патрубок 22. Для удаления крупных частиц, образовавшихся при распылении заготовок, а также для чистки рабочего пространства камеры распыления 10 с нее подъемником 12 приподнимают и отводят в сторону отъемную крышку 11. При этом открывается доступ для удаления с поверхности отсекаателей 14 крупных частиц и огарков, а также для чистки стенок камеры.

Частоту вращения шпинделя с диском Ø120 мм на торце варьировали в диапазоне 1000...1200 мин⁻¹, при этом получен порошок крупностью в диапазоне – 140...50 мкм, определены показатели производства такие как выход годной продукции и затраты на 1 кг товарной продукции. При этом получен порошок с крупностью в диапазоне – 200...150 мкм.

Износостойкость композиционных материалов зависит от концентрации и размеров армирующих частиц, а также от свойств матрицы. При прочих равных условиях дополнительное повышение износостойкости достигается улучшением свойств армирующих частиц. Получение частиц дроблением слитка приводит к тому, что частицы имеют трещины, поры и другие дефекты, которые являются очагами разрушения под действием эксплуатационных нагрузок. Для улучшения микроструктуры частиц и как следствие их механических свойств был разработан метод получения порошка термоцентробежным распылением.

Известен способ получения порошков тугоплавких материалов, включающий механическую обработку заготовок, подачу нескольких заготовок в зону плавления толкателем, плавление заготовок с помощью плазмы, разливку, с подогревом расплава потоком плазмы второго плазмотрона, в гранулятор и центробежное распыление.

Плавление крупных кусковых заготовок делает невозможным получение расплава гомогенного состава и требует больших по величине токов плазменного разряда. Кроме того, использование двух плазмотронов значительно удорожает процесс получения порошка.

Известен способ получения сферических наплавочных материалов, включающий создание электрического разряда между вращающимся графитовым тиглем, являющимся анодом, и вольфрамовым неплавящимся трубчатым катодом, через который подают исходный материал в тигель, разогретый под действием электрической дуги. В тигле образуется расплав, который под действием центробежной силы поднимается, вытесняется из тигля, разлетается в виде капель и кристаллизуется в полете. Процесс ведут в среде инертного газа – аргона.

Неплавящийся электрод в устройстве не позволяет получить оптимальные параметры электрического разряда, ток повышается, на кромке тигля образуется застывшая масса расплава, что приводит к нарушению стабильного процесса распыления и частой смене тигля и как следствие снижению производительности установки и качества получаемого порошка.

Способ получения порошка карбида вольфрама [131] включает подачу исходной шихты заданного состава в расположенный в камере вращающийся тигель, плавление шихты с помощью плазменно-дугового разряда, возбуждаемого между тиглем, являющимся анодом, через шихту и катодом плазмотрона с использованием в качестве плазмообразующего газа (азота), распыление расплава в газовой атмосфере под действием центробежных сил с образованием капель расплава и кристаллизацию капель при охлаждении.

Устройство для получения порошка карбида вольфрама содержит камеру цилиндрической формы с крышкой, в которой соосно с камерой расположен питатель для подачи исходной шихты, с днищем, имеющим приспособление для выгрузки порошка, распыляющее устройство, размещенное соосно питателю внутри камеры и выполненное в виде охлаждаемого вращающегося токопроводящего тигля, электродуговой плазмотрон, закрепленный на крышке под углом к оси вращения тигля с возможностью его изменения.

Расплавление твердого исходного материала в устройстве осуществляется плазмой непосредственно в тигле. Для прямого нагрева твердой шихты требуется значительная мощность, что приводит к увеличению затрат на проведение процесса и снижает производительность. Кроме того, прямой нагрев через шихту не позволяет полностью избавиться от образования на кромке тигля застывшей массы расплава, так называемой «бороды». При образовании

«бороды» процесс распыления либо значительно уменьшается, либо практически полностью прекращается. Получаемые частицы порошка имеют неоднородный состав, микроструктуру и форму, что отрицательно сказывается на качестве получаемого порошка и его механических свойствах.

Техническим результатом изобретения является снижение тепловых потерь за счет уменьшения величины тока плазменного разряда, снижение энергетических затрат, повышение производительности процесса и качества получаемого порошка за счет устранения образования затвердевшего расплава на кромке тигля.

Результат достигается за счет того, что в способ получения порошка тугоплавкого материала включает подачу исходной шихты в виде твердого сыпучего материала заданного состава в расположенный в камере вращающийся водоохлаждаемый тигель. Расплавление осуществляется плазменно-дуговым источником нагрева путем возбуждения плазменной дуги между тиглем, являющимся анодом, и катодом плазменно-дугового источника нагрева, с образованием расплава. Распыление расплава происходит в газовой атмосфере под действием центробежных сил с образованием капель расплава и кристаллизации капель при охлаждении. Исходную шихту перед подачей в тигель подогревают до температуры 0,4...0,8 от температуры плавления шихты, расплавление проводят концентрацией анодного пятна плазменной дуги на дне тигля, которое вслед за образовавшимся расплавом перемещают на его боковую поверхность. Распыление производится при поддержании слоя расплава на боковой поверхности тигля концентрацией анодного пятна на его кромке.

В частных случаях в качестве газа используют аргон, гелий, азот или их смесь. Температуру расплава обеспечивают на 20...100 °C выше температуры плавления шихты. Шихта содержит по меньшей мере один тугоплавкий материал. Используют шихту, содержащую вольфрам и углерод, при этом содержание углерода в шихте составляет 3,9...4,5 масс.%, а температуру расплава поддерживают выше температуры плавления наиболее тугоплавкого карбида. Тигель вращают со скоростью, необходимой для образования при кристаллизации капель сферических гранул заданного гранулометрического состава. Скорость вращения тигля составляет 500...20 000 об/мин. Получают порошок по меньшей мере одного тугоплавкого металла

или сплава тугоплавкого металла, или по меньшей мере одного карбида, борида или карбонитрида тугоплавкого металла.

Результат достигается за счет использования устройства для получения порошка тугоплавкого материала, содержащего цилиндрическую камеру с крышкой, в которой имеется бункер с дозатором для исходной шихты, соединенный с питателем. Плазмотрон с механизмом его перемещения, устанавливается в камере, а распылитель в виде водоохлаждаемого цилиндрического тигля, – соосно с камерой с возможностью вращения и выполнен из электропроводящего материала, инертного к расплаву материала. Обогреваемое средство подачи исходной шихты в тигель, соединенное под углом с питателем, и бункер для сбора порошка, располагаются вне камеры и соединены с ней в нижней ее части.

Обогреваемое средство для подачи исходной шихты в тигель выполнено в виде лотка с размещенным вокруг него трубчатым нагревателем из композиционного материала, в частности углерод-углерод. Угол соединения обогреваемого средства для подачи исходной шихты в тигель больше угла естественного откоса шихты. Тигель может быть выполнен из меди, вставка, размещенная на внутренней стенке тигля, выполнена из нитрида титана, а вставка, размещенная на дне тигля, выполнена из композиционного материала углерод-углерод.

Устройство (рисунок 4.4) содержит цилиндрическую камеру 13 со скошенным дном и крышкой. В крышку по разные стороны от оси камеры вмонтированы плазмотрон 5 и питатель 10. Плазмотрон 5 соединен с механизмом его перемещения 4. Питатель соединен с расположенным вне камеры бункером 8 с исходной шихтой 7, имеющим дозатор 9. В камере соосно с ней расположен тигель-распылитель 2, закрепленный на механизме вращения 1. С питателем 10 соединено обогреваемое средство подачи исходной шихты 12 в тигель 2, размещенный в камере 13. Обогреваемое средство может состоять из лотка 11 и размещенного вокруг него трубчатого нагревателя 6.

Обогреваемым средством подачи порошка в случае отсутствия лотка 11 может служить трубчатый нагреватель 6, выполненный из композиционного материала углерод-углерод. В нижней части скошенного дна камеры 13 расположен соединенный с ней бункер 14 для сбора порошка.

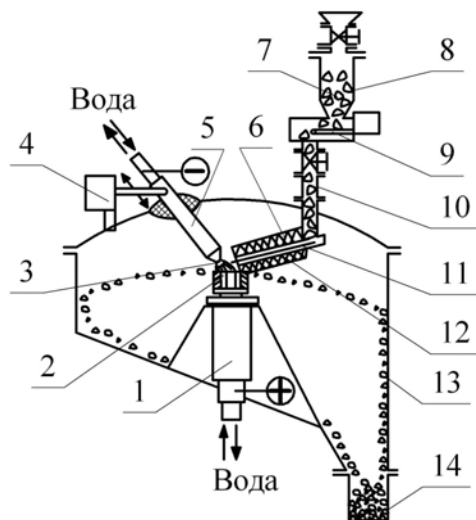


Рисунок 4.4. – Схема установки для получения порошка тугоплавких материалов

Водоохлаждаемый тигель-распылитель 2, представленный на рисунке 4.5, состоит из цилиндрического каркаса 15, выполненного из электропроводящего материала, располагается по внутренней стенке каркаса вставки 16 из материала, инертного к расплаву, и размещается на дне каркаса вставки 17 из электропроводного материала.

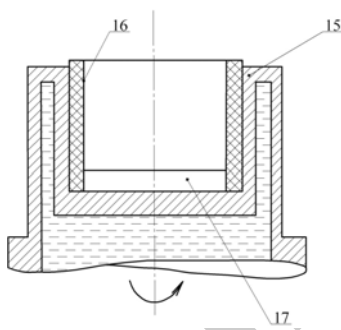


Рисунок 4.5. – Схема тигля установки для получения порошка тугоплавких материалов

Исходную шихту 7 в форме крупки из бункера 8 загружают в дозатор 9. Установку герметизируют, вакуумируют и заполняют требуемым газом до атмосферного давления или до давления, необходимого для получения порошка требуемого тугоплавкого материала. С помощью механизма вращения 1 устанавливают заданную скорость вращения тигля 2. Между тиглем, который является анодом, и катодом плазмотрона 5 возбуждают плазменную дугу. Анодное пятно дуги сосредотачивают на дне тигля 2.

Порошок из дозатора 9 через питатель 10 попадает в лоток 11, нагретый с помощью трубчатого нагревателя 6, изготовленного из материала углерод-углерод, до 3000 °С. Проходя по лотку, частицы крупки нагреваются до температуры $0,4...0,8 T_{пл}$ и сыплются во вращающийся тигель 2, где под действием плазменной дуги расплавляются. Образующийся расплав под действием центробежных сил отбрасывается на боковую поверхность тигля 2, покрытую теплоизолирующей вставкой 16. По мере поступления новых порций крупки количество расплава увеличивается, он поднимается по боковой поверхности. Анодное пятно плазменной дуги посредством механизма перемещения плазмотрона 4 поднимают вслед за расплавом и концентрируют на кромке тигля 2. Расплавы, достигая кромки тигля 2, срываются с нее в виде мелких капель, которые затвердевают в полете в атмосфере камеры. Полученный порошок сыпается в расположенный в нижней части камеры бункер 14.

Использование в устройстве средства предварительного нагрева исходной шихты перед подачей ее в тигель позволяет уменьшить величину тока плазменного разряда, необходимого для расплавления шихты и тепловые потери.

Размещение на внутренних боковых стенках теплоизоляционных вставок из материала, инертного к расплаву, значительно снижает электротепловые нагрузки на тигель. В результате значительно увеличивается ресурс работы тигля и отпадает необходимость в использовании сложных и быстро выходящих из строя средств съема электрического тока, что позволяет упростить их конструкцию.

Размещение по разные стороны от оси цилиндрической камеры плазмотрона и бункера с дозатором позволяет точно и быстро перемещать по стенке тигля анодное пятно вслед за поднимающимся расплавом и устранить образование затвердевшего расплава

на кромке тигля, что приводит к стабилизации свойств получаемого порошка.

Предварительный нагрев исходной шихты в трубчатом нагревателе до температуры 0,4...0,8 $T_{пл}$ дает возможность при более низкой величине тока плазменного разряда расплавлять шихту в тигле и поддерживать расплав выше температуры плавления. В результате расплав имеет гомогенный состав, а получаемый при распылении порошок однороден по составу и структуре.

Поступающая в сконцентрированное на дне тигля анодное пятно шихта расплавляется. По мере поступления новых порций шихты увеличивающееся количество расплава поднимается по боковой стенке тигля, закрытой теплоизоляционной вставкой. Расплав шихты тугоплавких материалов является электропроводным, поэтому анодное пятно плазменной дуги поднимается вместе с расплавом, и когда расплав достигает кромки тигля, анодное пятно концентрируют на его кромке для поддержания на ней температуры выше $T_{пл}$ в течение всего процесса распыления расплава под действием центробежных сил. В результате указанных действий на кромке тигля не образуется затвердевшего слоя расплава. Процесс распыления становится стабильным, а следовательно, улучшается структура порошка, снижается энергопотребление и увеличивается производительность.

Возможность изменения состава газовой атмосферы, температуры средства предварительного нагрева, величины тока плазменного разряда, скорости вращения тигля позволяет получать порошок широкого размерного диапазона из различных тугоплавких материалов: тугоплавких металлов, таких как вольфрам и молибден; сплавов на основе тугоплавких металлов; карбидов тугоплавких металлов; смеси карбидов тугоплавких металлов, например релита ($WC - W_2C$); боридов, нитридов и карбонитридов, карбонитридо-боридов тугоплавких металлов.

Распыление вольфрама обеспечивает повышение производительности процесса, стабилизирует свойства получаемого порошка и значительно снижает токовые и тепловые нагрузки на тигель, что обеспечивает увеличенный ресурс его работы.

Для распыления использовали крупку дробленого релита с размером частиц менее 1 мм. Содержание углерода в исходной крупке составляло 4,0 масс.%, средняя микротвердость дробленого релита

$H_{\mu} = 2200$ HV. Ток плазменной дуги изменяли в пределах от 800 до 1500 А, напряжение на дуге 70...85 В. Предварительный подогрев крупки релита осуществляли путем контакта перемещающейся исходной крупки с внутренней поверхностью трубчатого нагревателя. Нагреватель выполнен из композиционного материала углерод-углерод и нагревался до температуры 2200 °С проходящим током от независимого источника электропитания. Температура крупки на выходе из нагревателя составляла 1800...1900 °С. Распыление проводили в атмосфере чистого азота из тигля с диаметром открытой кромки 62 мм. Также проводили сравнительное распыление крупки релита по известному способу. Результаты распыления приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1. – Результаты распыления например релита ($WC - W_2C$)

Характеристика	Размерность	Значение характеристики				
Ток плазменной дуги	А	800	1500	800	1100	1500
Производительность	кг/ч	22	32	7	12	18
Средний диаметр частиц порошка	мкм	300	300			
Характеристика порошка	—	Практически полностью сферические частицы	Сферы			
Микротвердость	HV	3600...4200				

Распыление релита обеспечивает повышение производительности процесса, стабилизирует свойства получаемого сферического порошка и значительно снижает токовые и тепловые нагрузки на тигель, что обеспечивает увеличенный ресурс его работы. Микротвердость порошка релита, полученного заявляемым способом, находится в диапазоне 3600...4200 HV, что в 1,2...1,3 раза превышает значения по микротвердости порошка релита, полученного по известному способу.

Известен способ получения сферических порошков и гранул, включающий вращение цилиндрической металлической заготовки вокруг вертикальной оси, оплавление торца заготовки электронным лучом, отрыв расплавленных частиц от кромки торца заготовки под

действием центробежных сил и затвердевание частиц при полете в вакууме [132]. Для реализации способа необходима большая горизонтально расположенная рабочая камера диаметром около 4-х метров, которую сложно изготовить и которая занимает большую производственную площадь.

Также известен способ получения сферических порошков и гранул, включающий вращение цилиндрической металлической заготовки вокруг горизонтальной оси, оплавление торца заготовки электрической дугой, горящей между заготовкой и нерасходуемым электродом, отрыв расплавленных частиц от кромки торца заготовки под действием центробежных сил и затвердевание частиц при полете в атмосфере инертного газа [133]. В данном случае рабочая камера имеет диаметр около 2 м, и вследствие ее вертикальной установки она занимает мало места. Однако для плавления дугой необходим подвод электрического тока большой величины к заготовке, вращающейся с большой скоростью, перемещающейся поступательно и заменяющейся на новую после расплавления, что представляет собой почти неразрешимую техническую задачу.

Существует способ получения порошков и гранул, включающий вращение цилиндрической заготовки вокруг горизонтальной оси, оплавление торца заготовки плазменной струей дугового плазмотрона, отрыв расплавленных частиц от кромки торца заготовки под действием центробежных сил и затвердевание частиц при полете в газовой среде [134]. Использование независимого источника нагрева – дугового плазмотрона, не нуждающегося в подводе электрического тока к заготовке, позволяет значительно упростить процесс вращения, перемещения и замены распыляемых заготовок. Рабочая камера, заполненная инертным газом, имеет небольшие размеры, поэтому затраты на изготовление камеры и на производственную площадь, занимаемую камерой, невелики.

Недостатком указанного способа является его склонность к образованию пористости внутри порошков (гранул), что обусловлено следующим. Расплавленные частицы, оторвавшиеся от кромки торца заготовки, разлетаются в вертикальной плоскости в виде диска. При этом расплавленные частицы, летящие вверх, сталкиваются с уже затвердевшими частицами, падающими вниз. Распыленные частицы имеют разные размеры, и некоторые мелкие твердые частицы при столкновении с более крупными расплавленными частицами

протыкают их с образованием каналов или пустот. Это приводит к снижению качества изделий, получаемых из порошков-гранул, и даже вынуждает браковать некоторые изделия. При этом наличие недопустимой внутригранульной пористости выявляется только после изостатического прессования и термообработки изделий, что приводит к непроизводительным затратам вследствие непреднамеренного изготовления бракованных изделий.

Эта задача решается тем, что в способе получения порошков и гранул [134], включающем вращение цилиндрической заготовки вокруг горизонтальной оси, оплавление торца заготовки плазменной струей дугового плазмотрона, отрыв расплавленных частиц от кромки торца под действием центробежных сил и затвердевание частиц при полете в газовой среде, в отличие от известных технических решений, в данном способе в процессе оплавления формируют на торце заготовки вогнутую полость, диаметр которой равен диаметру заготовки, а глубина полости составляет от 0,1 до 0,35 диаметра заготовки.

Расплавленные частицы разлетаются не в плоскости диска, а по конической поверхности, образованной касательной к криволинейной поверхности упомянутой вогнутой полости, сходной по форме с шаровым сегментом. Частица металла, оторвавшаяся от кромки торца заготовки, пребывает в расплавленном состоянии на расстоянии 100...300 мм от заготовки, затем затвердевает, теряет скорость и на расстоянии 600...900 мм от заготовки падает вниз. Поскольку движение частиц происходит по конической поверхности, зона падения твердых частиц удалена от зоны разлета расплавленных частиц, и столкновение частиц, приводящее к пористости, устраняется.

Диаметр вогнутой полости должен быть равен диаметру заготовки. Если на торце заготовки формировать полость диаметром меньше диаметра заготовки, то разлет частиц будет происходить в плоскости диска, как в указанном ранее способе. При неглубокой полости, глубиной менее 0,1 диаметра заготовки, разлет частиц также происходит практически в плоскости диска, и преимущества предлагаемого способа не проявляются. При глубине полости более 0,35 диаметра заготовки торец приобретает форму короны, заостренные края которой отрываются центробежными силами в виде крупных бесформенных частиц.

Сущность предлагаемого способа поясняется рисунком 4.5.

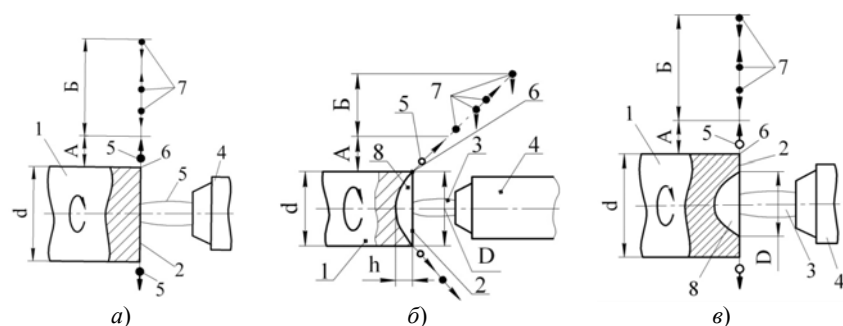


Рисунок 4.6. – Схема разлета частиц при получении порошков классическим способом (а), рассматриваемым способом (б) и рассматриваемым способом при формировании вогнутой полости диаметром меньше диаметра заготовки (в)

Возможность осуществления изобретения и достижения указанного выше технического результата подтверждается следующими примерами получения сферических порошков и гранул.

Отливали слитки из жаропрочного никелевого сплава ЭП 741НП и обтачивали их на цилиндрические заготовки диаметром 75 мм и длиной 700 мм. Заготовки 1 загружали в герметичную камеру диаметром 2000 мм установки центробежного распыления УЦР-4М. Заготовки вращали вокруг горизонтальной оси со скоростью 9000 мин⁻¹. Торцев 2 заготовки 1 оплавливали плазменной струей 3 дугового плазмотрона 4 мощностью 70 кВт. Под действием центробежной силы расплавленные частицы 5 отрывались от кромки 6 торца заготовки, затвердевали при полете в инертной атмосфере (смесь 20 % аргона и 80 % гелия) и падали вниз в виде закристаллизовавшихся частиц 7. При распылении каждой заготовки получали 22...24 кг порошка (гранул) размером от 50 до 315 мкм. Эту партию порошка отбирали для исследования. Затем, не нарушая герметичности установки, загружали и распыляли следующую заготовку с отбором от нее отдельной партии порошка.

Распыление одной заготовки провели без формирования вогнутой полости (рисунок 4.6, а). В процессе оплавления других заготовок на их торцах 2 формировали вогнутые полости 8 посредством изменения расхода газа через плазмотрон и перемещения плазмотрона 4 относительно оси вращения заготовки 1 (рисунки 4.6, б

и 4.6, в). Размеры вогнутой полости 8 – диаметр D и глубину h – определяли после окончания распыления всех заготовок путем обмера недоплавленных остатков заготовок (огарков).

Партию порошка от каждой заготовки просеивали, отбирая крупные фракции от 200 до 315 мкм. Эти гранулы приклеивали к пластине, шлифовали и протравливали. Поле шлифа просматривали под микроскопом, подсчитывали количество пор размером более 50 мкм, и число обнаруженных дефектных частиц относили к 1000 шт. частиц, подвергнутых испытанию, результаты которых представлены в таблице 4.2.

На рисунке 4.6, а оплавление торца заготовки происходит без формирования вогнутой полости. Зона А разлета расплавленных частиц 5 и зона Б падения твердых частиц 7 находятся в одной вертикальной плоскости. Поэтому вероятность столкновения и взаимного проникновения частиц 5 и 7 заметно велика. Количество пористых частиц составляет 1,6...2,0 %.

На торце 2 заготовки (рисунок 4.6, б) имеется вогнутая полость 8, диаметр D которой равен диаметру заготовки d . Распыление частиц происходит по касательной к кривой, описывающей форму полости 8, от кромки 6, то есть по конической поверхности. Поэтому зоны существования расплавленных частиц 5 (зона А) и затвердевших частиц 7 (зона Б) разнесены в пространстве по горизонтали. Вероятность столкновения встречно движущихся частиц значительно снижается. Количество пористых частиц составляет 0,4...0,8 %.

Таблица 4.2. – Результаты сравнительных испытаний

Схема разлета частиц	Диаметр вогнутой полости D , мм	Глубина вогнутой полости h , мм	Количество пористых частиц на 1000 шт. гранул, шт.
1	2	3	4
Рисунок 4.6, а	Отсутствует	Отсутствует	16...20
Рисунок 4.6, б	$D = d = 75$ мм	$h = 0,1$ $d = 7,5$ мм	6...8
Рисунок 4.6, в	$D = d = 75$ мм	$h = 0,24$ $d = 18$ мм	4...5

Окончание таблицы 4.2

1	2	3	4
Рисунок 4.6, δ	$D = d = 75$ мм	$h = 0,35$ $d = 26$ мм	4...5
Рисунок 4.6, δ	$D = d = 75$ мм	$h < 0,1$ $d = 5$ мм	11...13
Рисунок 4.6, δ	$D = d = 75$ мм	$h > 0,35$ $d = 30$ мм	Отрыв частиц размером до 5 мм
Рисунок 4.6, δ	$D < d = 60$ мм	$h = 15$ мм	15...18

На рисунке 4.6, δ полость 8 имеет диаметр D меньше диаметра заготовки d . Однако расплавленные частицы отрываются не от края лунки 8, а от кромки 6. Это вызвано тем, что оплавляемый слой из полости 8 перетекает в оплавленный слой, расположенный на плоской части торца 2 заготовки, а также тем, что центробежные силы, дробящие расплав, на окружности D меньше, чем на окружности d . Поэтому распыление частиц происходит, как представлено на рисунке 4.6, a , в вертикальной плоскости, и по количеству пористых частиц (1,5...1,8 %) данный режим мало отличается от данного способа.

Таким образом, способ получения сферических порошков и гранул согласно изобретению решает задачу уменьшения пористости в распыляемых частицах. Это позволяет достигнуть технический результат, выражающийся в повышении качества изделий, производимых из полученных порошков и гранул, а также снижении брака данных изделий.

Предложенный способ опробован в производственных условиях при получении порошков-гранул из жаропрочных никелевых сплавов.

Способ получения порошков, включающий вращение цилиндрической заготовки вокруг горизонтальной оси, оплавление торца заготовки плазменной струей дугового плазмотрона с обеспечением распыления расплавленных частиц под действием центробежных сил и затвердевания частиц при полете в газовой среде, отличающийся тем, что на торце заготовки формируют вогнутую полость, диаметр которой равен диаметру заготовки, а глубина – 0,10...0,35

диаметра заготовки, путем изменения расхода газа через плазмотрон и перемещения плазмотрона относительно оси вращения заготовки, а распыление расплавленных частиц осуществляют по конической поверхности, образованной касательной к криволинейной поверхности вогнутой полости.

Известна установка для получения металлического порошка, состоящая из плавильной камеры с нагревателем, камеры подачи заготовок и копильника, причем плавильная камера выполнена составной из двух частей с разъемом между ними в вертикальной плоскости, первая из которых (стационарная) связана с камерой подачи заготовок и копильником, а вторая (отъемная) связана с нагревателем [135]. Недостатком этой установки является низкое качество производимого порошка из-за возможных инородных включений и повышенного содержания окислов на поверхности частиц. Известна установка для получения металлического порошка, содержащая плавильную камеру с нагревателем, механизм вращения и осевого перемещения заготовки, размещенные в герметичном кожухе, дозатор заготовок, приемную камеру для порошка и емкость для порошка [136]. Недостатком этой установки является ограничение номенклатуры производимых порошков, неоднородность их фракционного состава.

Предлагаемая установка [136] для получения металлического порошка содержит плавильную камеру с нагревателем, соединенную с ней камеру механизмов, дозатор заготовок в плавильную камеру, вакуумную систему, приемную камеру, емкость для сбора порошка и размещенные в камере механизмов механизм осевого перемещения заготовок с толкателем и механизм вращения заготовок с приводными валками. Механизм вращения заготовок снабжен прижимным роликом и подшипниковыми опорами с устройствами газового охлаждения, электроизолирующими втулками противоэрозионного износа поверхностей качения подшипниковых опор, датчиками контроля температуры и уровня виброколебаний. Приводные валки и прижимной ролик механизма вращения заготовок установлены на подшипниковых опорах, толкатель выполнен с сопловым аппаратом на торце, обращенным в сторону подачи заготовки, а плавильная камера и камера механизмов соединены между собой байпасным трубопроводом с клапаном.

Технический результат – расширение диапазона по крупности частиц получаемых порошков, повышение их однородности по фракционному составу и, как следствие, расширение сортамента изделий, получаемых из этих порошков, с повышенным уровнем физико-механических свойств и повышение срока службы.

Предлагаемая установка позволяет получать металлические порошки различной размерности, в том числе и ультрадисперсные с размерностью частиц менее 100 мкм, однородного фракционного состава за счет расширения диапазона частоты вращения заготовки до 20 000...25 000 мин⁻¹. Поддержание такой высокой частоты вращения заготовки обеспечивают конструктивные особенности установки, заключающиеся в том, что подшипниковые опоры приводных валков механизма вращения и прижимного ролика, испытывающие повышенный нагрев трущихся частей, генерацию электростатических зарядов, повышенную частоту виброколебаний, снабжены устройствами газового охлаждения, электроизолирующими втулками противозррозийного износа поверхностей качения подшипниковых опор, датчиками контроля температуры и уровня виброколебаний.

Для снижения износа толкателя от трения, особенно при повышенных частотах вращения заготовки, толкатель, размещенный в камере механизмов, выполнен с сопловым аппаратом на торце, обращенным в сторону подачи заготовки. При этом за счет газовой струи, выходящей из сопла, создается «газовая подушка» между толкателем и торцом заготовки, резко снижающей трение и образование металлической пыли, проникновению которой в трущиеся части подшипниковых опор препятствует наличие байпасного трубопровода с клапаном между плавильной камерой и камерой механизмов. Клапан, обеспечивающий перепуск газа настраивается так, что в камере механизмов поддерживается более высокое давление газа, чем в плавильной камере. Газ, содержащий металлическую пыль перетекает в плавильную камеру, тем самым препятствуя осаждению пыли в камере механизмов и в том числе в подшипниковых опорах.

Установка позволяет получать мелкозернистую структуру самих частиц, уменьшить их размер и размер примесных частиц, которые практически всегда присутствуют в массе основного порошка, и благодаря этому снизить их вредное влияние на механические свойства компактных изделий, отпрессованных из порошков.

Изделия, получаемые из таких порошков, обладают более высоким уровнем физико-механических свойств (пределы прочности, пластичности), которые позволяют расширить сортамент выпускаемых изделий из них, в том числе применять порошки для изготовления изделий ответственного назначения с повышением эксплуатационного ресурса.

Данные, приведенные в таблице 4.3, свидетельствуют о том, что предлагаемая установка позволяет получать металлические порошки (гранулы) различной крупности, в том числе и ультрадисперсные с размерностью менее 100 мкм более однородного фракционного состава, что повышает уровень физико-механических свойств изделий, отпрессованных из них. Ресурс работы изделий под фиксированной нагрузкой при этом возрастает, как следует из данных таблицы 4.3, также до двух раз.

Известна установка для изготовления металлических гранул распылением расплава металла, содержащая плавильную печь, герметичную камеру грануляции с крышкой, электрообогреваемый металлопровод, выполненный в виде сифона, один конец которого размещен в плавильной печи с образованием жидкостного затвора из расплава гранулируемого металла, а другой конец – в камере грануляции. Диспергатор выполнен в виде перфорированной емкости, прикрепленной к приводному валу вращаемого электродвигателя через зубчатую передачу с сальниковым уплотнением, контейнер сбора гранул [137]

Таблица 4.3. – Свойства гранул, полученных на рассматриваемой установке распыления

Наименование параметра	Значение параметра
1 Содержание кислорода	≤0,005
2 Крупность основной фракции порошка, мкм	<100
3 Содержание в партии гранул основной фракции, %	92
4 Насыпная плотность, г/см ³	5,12
5 Плотность после утряски, г/см ³	5,68
6* Предел прочности, МПа	1450
7* Предел текучести, МПа	1020
8* Относительное удлинение, %	18
9* Сопротивление малоциклоу усталости, количество циклов	до 10 000

* – свойства даны для изделий, отпрессованных из гранул, полученных по указанным вариантам.

К недостаткам данной установки можно отнести следующее: при наличии магнитных полей, возникающих при нагреве металлопровода электрическим током и струи жидкого металла, происходит «заброс» расплава в промежуток между приводным валом и металлопроводом, что приводит к остановке вращения привода вала и диспергатора и прекращению процесса грануляции. Исполнение конструкции привода диспергатора с помощью шестерен громоздко и не позволяет достигать вращения вала более 1000 мин^{-1} , тем самым исключается получение более мелких гранул, менее 1 мм.

Присутствует низкая эффективность охлаждения инертного газа в грануляторе в процессе его работы. Охлаждение осуществляется только путем теплопередачи через внешнюю стенку, что приводит к низкому выходу годных гранул за счет налипания капель неохлажденного металла к внутренней стенке гранулятора. Тепловой поток от диспергатора приводит к спеканию готовых гранул в контейнере-сборнике и снижает выход годного. Рассмотрим установку, применение которой решает техническую задачу повышения производительности по выпуску гранул, повышает выход в годный гранул любого заданного гранулометрического состава, снижает расход инертного газа.

Отличием рассматриваемой установки является то, что привод вращения диспергатора осуществляется газотурбинным двигателем с замкнутой системой газопроводов циркуляции инертного газа, снабженной теплообменником и компрессором. Газотурбинный двигатель установлен на герметичной емкости, расположенной в камере грануляции по центру гранулятора соосно с металлопроводом и диспергатором, установленным на валу газотурбинного двигателя.

Использование привода вращения диспергатора газотурбинным двигателем с замкнутой системой газопроводов циркуляции инертного рабочего газа, снабженной теплообменником и компрессором, позволяет увеличить скорость вращения диспергатора свыше 1000 мин^{-1} до $10\,000 \text{ мин}^{-1}$. Это обеспечивает получение гранул любого заданного гранулометрического состава и надежность работы привода диспергатора, при этом упрощается его конструкция (отсутствует сальниковое уплотнение, шестерни и др.)

Циркуляция рабочего инертного газа привода вращения диспергатора в замкнутом цикле – компрессор → газотурбинный двигатель

→ герметичная емкость → теплообменник → компрессор – позволяет интенсифицировать процесс охлаждения газа в самом грануляторе в процессе его работы. Это достигается увеличением поверхности охлаждения герметичной емкости, что повышает производительность установки, увеличивает выход годных гранул и исключает их налипание на внутреннюю поверхность гранулятора. Герметичная емкость уменьшает рабочий объем гранулятора, при этом снижается удельный расход инертного газа. Данная емкость экранирует тепловой поток от диспергатора к контейнеру сбора гранул, тем самым исключает спекание гранул [138].

На рисунке 4.7 изображена предлагаемая установка для получения гранул центробежным распылением.

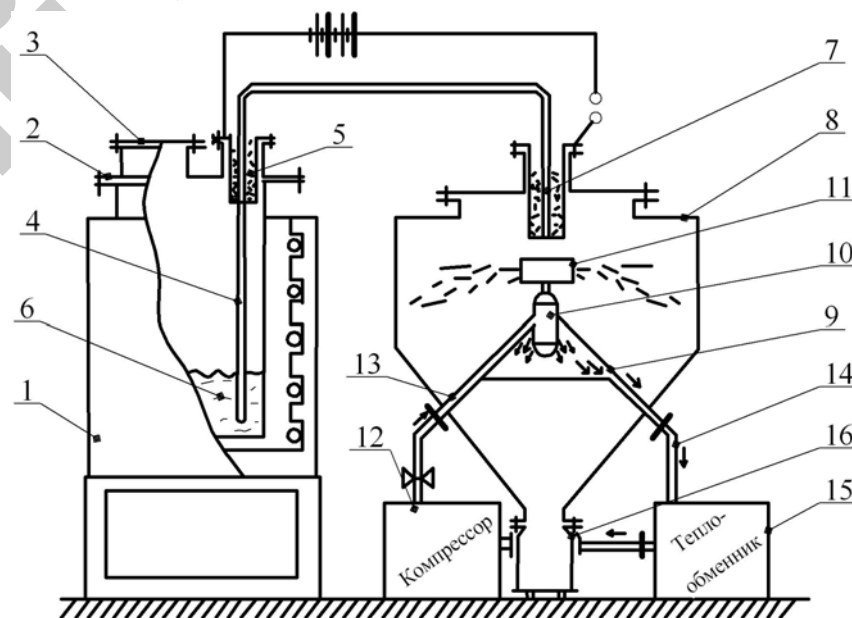


Рисунок 4.7. – Схема установки для получения гранул центробежным распылением

Она состоит из печи сопротивления 1 с герметичным плавильником 2, в крышке которого находится загрузочный люк 3 и патрубок ввода металлопровода 4. Электрообогреваемый металлопровод

выполнен в виде сифона, один конец которого через герметизирующее уплотнение 5 погружен в жидкостный затвор из металла 6, а второй через герметизирующее электроизоляционное уплотнение 7 введен в крышку камеры грануляции 8. Внутри камеры грануляции установлена герметичная емкость 9, на которой установлен газотурбинный двигатель 10 с установленным на его валу диспергатором 11 соосно с металлопроводом 4.

Установка снабжена компрессором 12 с нагнетательным трубопроводом 13, соединенным с газотурбинным двигателем 10 и всасывающим трубопроводом 14, соединенным с теплообменником 15, гранулоприемником 16. Прогрев металлопровода 4 осуществляется от внешнего источника тока. В плавильнике 2 после загрузки исходного продукта закрывается крышка люка 3, и в установке создается инертная атмосфера путем последовательного вакуумирования до остаточного давления 65 Па и заполнения инертным газом до избыточного давления 6...7 Па.

Металл нагревается до температуры, превышающей температуру плавления металла на 10...40 °С, а затем по металлопроводу 4, предварительно нагретому до такой же температуры, подается в камеру грануляции путем создания в плавильнике давления 40...95 Па.

Струя расплавленного металла попадает во вращающийся перфорированный диспергатор 10, из которого под действием центробежной силы выбрасывается в объем камеры грануляции с образованием гранул сферической формы. Полученные гранулы перемещаются в гранулоприемник 16. После грануляции большей части загружаемого металла процесс прекращается путем стравливания избыточного давления инертного газа в плавильнике. Плавильная печь охлаждается до кристаллизации жидкого затвора, вскрывается люк, производится новая загрузка исходного металла и, после создания в плавильнике инертной атмосферы и нагрева металла, производится повторный цикл грануляции.

Существуют множество различных способов производства порошков распылением расплава. В настоящее время в электронике для поверхностного монтажа электронных компонентов используются паяльные пасты, содержащие порошки припоя с размерами частиц от 80 до 40 мкм и от 40 до 25 мкм. Такие порошки изготавливают различными способами. Один из них представляет собой

распыление струи расплава струями газа или жидкости [139]. Однако порошки, полученные этим способом, имеют очень широкий разброс частиц по размерам. Для характеристики однородности порошка по размерам принято использовать величину, называемую стандартным отклонением. Эту величину рассчитывают как отношение диаметра частиц с выходом 84,1 % и диаметра частиц с выходом 50 %.

$$\sigma = D_{84,1} / D_{50}, \quad (4.3)$$

где $D_{84,1}$ – диаметр частиц с выходом 84,1 %;

D_{50} – диаметр частиц с выходом 50 % или медианный размер частиц порошка.

Диаметр D_{50} также часто используется отдельно для характеристики размерности порошка. Обычно σ для порошков, полученных разными методами, изменяется от 1,6 для метода центробежного распыления до 2,2...2,5 для метода газового распыления. Идеальный случай когда $\sigma = 1$ соответствует порошкам с одинаковыми размерами частиц. Содержание фракции –80+40 мкм в порошке, произведенном газовым распылением, не превышает 15 %.

Существуют способы производства порошков металлов за счет распыления расплава ультразвуковыми колебаниями [140]. Этот способ позволяет улучшить однородность порошка и увеличить выход узкой фракции. Однако получение мелких порошков, например, с размерами частиц в интервале –40+25 мкм затруднено и составляет всего 10...15 %.

Существует также метод центробежного распыления расплавленных металлов. Главное достоинство этого метода возможность получения порошков с узким фракционным составом. Обычно для метода центробежного распыления $\sigma = 1,6...1,8$. Например, метод производства мелких металлических гранул [141], используется для производства порошков малой размерности. Этот метод реализуется следующим образом. Жидкий металл в виде цилиндрической струи подается на вращающийся диск (стакан, чаша) и при соприкосновении с диском получает вращательное движение. При вращении расплава в нем возникают центробежные силы, под действием которых расплав растекается в пленку, затем эта пленка дробится на мелкие капли.

Решение поставленной задачи достигается тем, что расплав предварительно под напором формируют в виде конической вращающейся пленки, а затем придают дополнительное вращение нижней кромке пленки в направлении, совпадающем с направлением собственного вращения пленки на расстоянии, определяемом из соотношения [142]:

$$L = 1,7 \left(\frac{\Delta P r_0}{\theta} \right)^{0,5}, \text{ м}, \quad (4.4)$$

где r_0 – меньший радиус конической пленки, м;
 ΔP – напор в расплаве, Па;
 θ – поверхностное натяжение расплава, Н/м.

Также задают дополнительное вращение расплава с частотой, равной собственной частоте расплава, и системы, задающей это вращение, и распыление ведут в среде легкого газа, например в гелии. Предварительное формирование расплава в виде пленки, а не цилиндрической струи позволяет увеличить поверхность контакта расплава и вращающегося устройства и получать более однородные по размеру мелкие частицы. Подача расплава в виде пленки под напором позволяет увеличить скорость истечения расплава и соответственно производительность процесса. Придание дополнительного вращения, совпадающего по направлению с вращением пленки, позволяет увеличить суммарную частоту вращения расплава и, тем самым, уменьшить размер образующихся капель. Воздействие вращением на пленку на определенном расстоянии позволяет осуществлять ее распыление в той части, которая имеет наименьшую толщину (до распада на струйки и капли), и получать более мелкие порошки. Осуществление процесса в среде легкого инертного газа (например, гелия) позволяет повысить однородность частиц порошка по размерам частиц за счет реализации ламинарного режима течения газа вблизи пленки. Все перечисленные признаки обеспечивают решение поставленной задачи, что позволяет сделать вывод о наличии причинно-следственных связей между совокупностью существенных признаков заявляемого технического решения и достигнутым техническим результатом.

Установка (рисунок 4.8) состоит из герметичной камеры давления 1, соединенной трубопроводом с баллоном сжатого газа 10. Вокруг камеры давления располагается печь 2. В донную часть камеры давления встроена центробежная форсунка 3, содержащая камеру закручивания, конфузور и сопло. Под форсункой 3, соосно отверстию ее сопла, размещен диск 6, соединенный с приводом вращения 7. Диск 6 механически соединен с микрометрическим устройством, которое позволяет осуществлять вертикальные перемещения диска 6 относительно торца центробежной форсунки 3. Установка содержит сборник 8 порошка и вакуумный насос 9 для создания в камере распыления вакуума и инертной среды (например, гелия), предохраняющей металлические порошки от окисления.

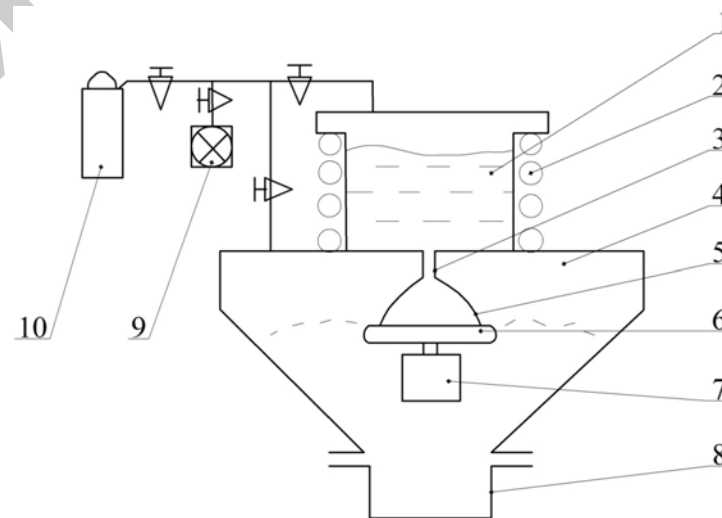


Рисунок 4.8. – Схема одного из вариантов установки для получения порошка центробежным распылением

На рис 4.9 представлена схема для тангенциальной подачи расплава в камеру закручивания центробежной форсунки и получения конической пленки. Расплав 11 под давлением поступает тангенциально в камеру закручивания 12, 13 и приобретает интенсивное вращательное движение. Далее в конфузоре 14 это вращение еще

более усиливается. На выходе из сопла 15 вращающийся расплав под действием центробежных сил формируется в пленку 16.

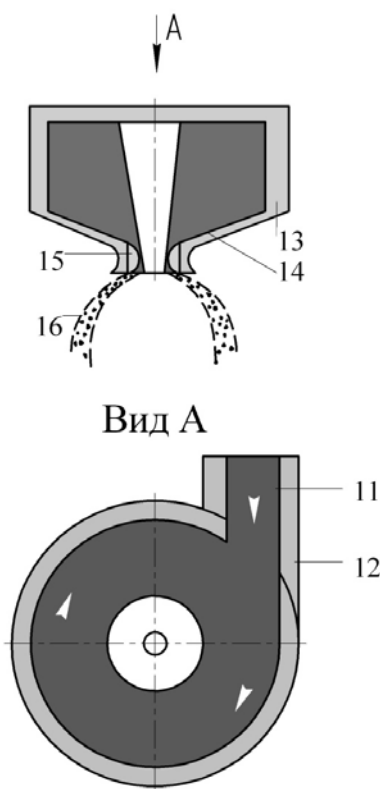


Рисунок 4.9. – Схема тангенциальной подачи расплава в камеру закручивания центробежной форсунки

Реализация предложенного технического решения осуществляют следующим образом. Металл или сплав загружают в камеру давления, герметизируют ее и камеру распыления, а далее вакуумируют их объемы до давления примерно 1,33 Па. Затем включают печь и проводят обогрев камеры давления, а вместе с тем нагрев и расплавление металла. После расплавления металла заполняют камеру давления инертным газом (аргоном), а распыления инертным газом (гелием) до давления примерно 1,013 МПа. Включают

привод вращения и разгоняют диск до рабочей частоты вращения. Затем при помощи микрометрического устройства со шкалой устанавливают диск на расстоянии L от торца центробежной форсунки, которое варьируется в пределах от 10 до 60 мм. Подают сжатый до рабочего давления (обычно 0,4...0,8 МПа) газ (аргон) в камеру давления и открывают стопор.

Расплав под давлением поступает тангенциально из обогреваемой емкости в камеру закручивания центробежной форсунки, приобретая вращательное движение, которое еще более усиливается в конфузорной части форсунки. Расплав, выходя из сопла форсунки в виде полой вращающейся струи, деформируется под действием центробежных сил в утончающуюся коническую пленку и растекается по поверхности вращающегося диска слоем с толщиной около 10...20 мкм. Причем направления дополнительного вращения расплава задают в том же направлении, в котором происходит собственное вращение пленки. Это достигается совпадением направления тангенциального канала и направлением дополнительного вращения. В этом слое диском возбуждаются центробежные силы, под воздействием которых пленка распыляется на мелкие капли, застывающие в порошок. Порошок рассеивают по фракциям и определяют их массовую и процентную долю отдельных фракций, медианный размер частиц, стандартное отклонение. Одновременно дисперсность порошка оценивают по процентному содержанию (G , масс.%) частиц мелкой фракции ($-80+40$ мкм).

Применение двух методов для характеристики дисперсности порошка обусловлено тем, что при бимодальном распределении частиц порошка по размерам обе эти характеристики дают более полную и достоверную информацию о дисперсности порошка в целом. Проводили распыление при изменении расстояния от вершины конической пленки L до поверхности диска в пределах 10...55 мм. Давление аргона на расплав составляло 0,5...0,6 МПа, частота вращения диска составляла $24\,000\text{ мин}^{-1}$, радиус сопла форсунки $r_0 = 0,6$ мм. Эффективность распыления оценивали по содержанию фракции $-80+40$ мкм и величине стандартного отклонения полученного порошка в зависимости от расстояния L . Результаты испытаний предложенного технического решения представлены в таблице 4.4.

Таблица 4.4. – Зависимость содержания фракции –80+40 мкм и стандартного отклонения σ от длины пленки

Расстояние от вершины конической пленки L , мм	15	20	30	45	55,4
Стандартное отклонение, σ	2,4	2,1	1,7	1,8	2,2
Выход порошка фракции –80+40 мкм, масс. %	30	42	48	35	33

Из представленных в таблице 4.4 результатов видно, что при расстоянии от вершины конической пленки равном 29 мм, получаемый порошок имеет наивысшую дисперсность и однородность. Это расстояние при указанных параметрах распыления близко к оптимальному значению ($L_{\text{опт}}$). Если на пленку оказывать воздействие центробежными силами на высотах меньших $L_{\text{опт}}$, происходит снижение эффективности дробления и укрупнение порошка из-за большей толщины пленки. Если же обрабатывать расплав диском на высоте $L > L_{\text{опт}}$, происходит дробление не пленки, а капель, на которые она распадается. Поскольку капиллярное давление, препятствующее дроблению капли, более чем в 20 раз выше, чем это давление в пленки (с толщиной, равной радиусу капли), то и эффективность центробежного распыления снижается. Это объясняется тем, что пленка расплава под действием капиллярного давления распадается на струйки и капли.

Длина (L), при которой наступает распад пленки, определяется из известного соотношения

$$L = 8,46 \left(\frac{\Delta P r_0}{\theta} \right)^{0,5}.$$

Расчетные значения $L_{\text{опт}}$ при параметрах опыта ($r_0 = 0,6$ мм, $P = 0,5$ МПа, $\theta = 0,5$ Н/м) отличаются от опытных значений. Это связано с тем, что в уравнении не учитывается вязкость жидкостей, которая снижает длину устойчивой части пленки. Поэтому оптимальное значение длины пленки необходимо рассчитывать по формуле (4.4).

При указанной оптимальной длине пленки $L = 30 \times 10^{-3}$ м и при режимах, указанных в таблице 4.4, были получены порошки припоя Sn – Cu (3 %). Для сравнения были также проведены испытания распыления цилиндрической струи по схеме прототипа. Результаты этих сравнительных испытаний приведены в таблице 4.5.

Таблица 4.5. – Сравнение характеристик порошков припоя Sn 97 %, Cu 3 %, приготовленных по известному и предлагаемому способам

Номер опыта	Вариант распыления	Режимы распыления и свойства порошка						
		P , МПа	G , кг/ч	T , °C	L , мм	N , $\times 10^3$, мин ⁻¹	D_{50} , мкм	σ
2–1	Пленка	5,5	96	270	30	24	59	1,76
2–2	Пленка	5,7	114	270	30	24	62	1,63
2–6	Пленка	5,6	96	270	30	24	58	1,83
Предлагаемый	Пленка		102				60	1,74
2–7	Струя	0	67	320	30	24	110	1,73
2–8	Струя	0	66,8	222	30	24	105	2,19
2–9	Струя	4,5	62,2	293	30	24	100	1,8
Известный	Струя		65,3				105	1,91

Выход мелкой фракции –80+40 мкм в известном способе при распылении припоя составляет 35 %, в то время как в предлагаемом составляет 45 %.

Из таблицы 4.5 следует, что реализация процесса по предложенному способу в сравнении с известным способом позволяет:

- увеличить производительность почти в 1,6 раза выше;
- снизить медианный размер частиц со 102 мкм до 65 мкм;
- улучшить однородность частиц порошка по размерам: для известного способа $\sigma = 1,91$, а для предлагаемого $\sigma = 1,74$.

Распад пленки при сходе с кромки диска может происходить по трем вариантам: «струйный» (когда пленка распадается на струйки),

«пленочный» (пленка распадается на отдельные пленочные фрагменты) и «капельный» (пленка распадается на капли). Последний вариант обеспечивает получение наиболее однородного распределения по размерам капель. Для обеспечения «капельного» режима распада растекание пленки по поверхности диска должно происходить без ее преждевременного разрыва, которое достигается при ламинарном растекании пленки.

Переход от ламинарного течения к турбулентному определяется режимом течения газа и зависит от соотношения инерционных и вязких сил газа и называется критерием Рейнольдса в следующем виде

$$Re = \frac{vd\rho}{\eta}, \quad (4.5)$$

где v – скорость движения газа;
 d – диаметр пленки;
 ρ – плотность газа;
 η – динамическая вязкость газа.

При прочих равных условиях распыление пленки в среде гелия позволяет обеспечить ламинарный режим течения при больших скоростях газа (почти в 15 раз). Например, при частоте вращения диска диаметром 50 мм критическая скорость вращения в азоте (аргоне) достигается при частоте вращения в 15 раз меньших, чем при распылении в гелии.

Известны установки для получения порошков и гранул, содержащие рабочую камеру, заполняемую инертным газом, и дуговой плазмотрон для плавления вращающейся заготовки. Расплавленные частицы металла под действием центробежных сил разлетаются и затвердевают в среде инертного газа в виде порошка или гранул. В плазмотрон непрерывно подают инертный газ, а излишки его выпускают из рабочей камеры в атмосферу, что приводит к непроизводительным затратам [143].

Наиболее близким к предлагаемому техническому решению по сущности и совокупности признаков является установка для получения порошков и гранул, содержащая рабочую камеру,

заполняемую инертным газом, дуговой плазмотрон для плавления вращающейся заготовки и компрессоры с трубопроводами для непрерывной откачки инертного газа из рабочей камеры и подачи его в плазмотрон, а также вакуумную систему, состоящую из насоса предварительного разрежения и высоковакуумного насоса [144].

В данной установке инертный газ циркулирует из рабочей камеры в плазмотрон без пополнения газа извне, что позволяет получить заметную экономию. Однако для этого необходимы затраты на изготовление и последующую эксплуатацию дополнительного устройства для циркуляции инертного газа.

Эта задача решается тем, что установка для получения порошков и гранул, содержащая рабочую камеру, заполняемую инертным газом, дуговой плазмотрон для плавления вращающейся заготовки и компрессоры с трубопроводами для непрерывной откачки инертного газа из рабочей камеры и подачи его в плазмотрон, отличается от известных технических решений тем, что в качестве компрессоров установлены вакуумные механические насосы, а трубопроводы снабжены вентилями с возможностью предварительной откачки воздуха из рабочей камеры, заполнения ее инертным газом и последующей непрерывной откачки газа из камеры с подачей его в плазмотрон.

Установка для получения порошков и гранул (рисунок 4.10) содержит герметичную рабочую камеру 1, заполняемую инертным газом, дуговой плазмотрон 2 для плавления вращающейся заготовки 3, а также компрессоры 4 и 4' с трубопроводами 5 для непрерывной откачки инертного газа из камеры 1 и подачи его в плазмотрон 2. В контур циркуляции газа также входит фильтр 6 для очистки газа от механических примесей и ресивер 7 для устранения пульсаций давления газа, которыми сопровождается работа компрессоров. В установке имеется источник 8 сжатого инертного газа для заполнения рабочей камеры 1 через вентиль 9. Оба компрессора 4 и 4' являются однотипными и снабжены вентилями на входе 10 и 10' и вентилями на выходе 11 и 11' с возможностью подключения к трубопроводам 5 либо одного из компрессоров, либо двух компрессоров, для их совместной работы. Для создания высокой степени разрежения в установке имеется высоковакуумный насос 12 с вентилем 13.

Новым в установке является то, что в качестве компрессоров установлены вакуумные мембранные насосы 4 и 4', а трубопроводы 5 снабжены вентилями 14, 15, 16 и 17 с возможностью предварительной откачки воздуха из рабочей камеры 1, заполнения ее инертным газом и последующей откачки газа из камеры 1 и подачи его в плазмотрон 2.

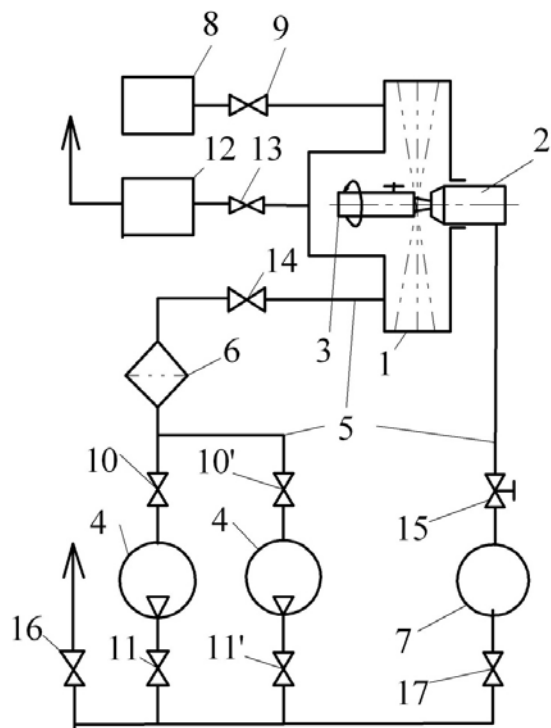


Рисунок 4.10. – Принципиальная схема установки для получения порошков и гранул

При получении порошков и гранул высокой чистоты, что необходимо для жаропрочных никелевых сплавов, целесообразно использовать вакуумные мембранные насосы, не загрязняющие перекачиваемый газ вследствие отсутствия масла и повышенной герметичности, например, насосы вакуумные мембранные типа НВМ-10.

В исходном положении рабочая камера 1 герметизирована, а все вентили закрыты. Для вакуумирования камеры 1 открывают вентили 10, 11, 14, 15 и 16. Включают вакуумный мембранный насос 4. Для ускорения откачки можно включить второй насос 4', предварительно открыв вентили 10' и 11'. Происходит откачка воздуха из камеры 1, плазмотрона 2, фильтра 6 и ресивера 7 с выбросом воздуха в атмосферу через вентиль 16. Достигнув номинальной для насоса 4 величины разрежения, выхлопной вентиль 16 закрывают, насосы 4 и 4' отключают. Более глубокое разрежение, необходимое для плавки жаропрочных никелевых сплавов, обеспечивают подключением к камере 1 высоковакуумного насоса 12 через открытый вентиль 13. После достижения необходимой величины вакуума вентиль 13 закрывают.

Затем открывают вентиль 9 и заполняют инертным газом рабочую камеру 1 и контур циркуляции газа, включая трубопроводы 5, фильтр 6, насосы 4 и 4', ресивер 7 и плазмотрон 2. После заполнения установки инертным газом до заданного избыточного давления закрывают вентиль 9, открывают вентиль 17. Включают насос 4 и, при необходимости, насос 4'. Происходит перекачка инертного газа из камеры 1 в плазмотрон 2. Далее зажигают плазмотрон и приступают к рабочему циклу плавки и центробежного распыления вращающейся заготовки 3.

Преимуществом данной схемы является снижение затрат на изготовление и эксплуатацию установки для получения порошков и гранул за счет использования одного аппарата (вакуумного механического насоса) вместо прежних двух: вакуумного насоса предварительного разрежения и компрессора для подачи инертного газа в плазмотрон.

4.2 Оборудование и технологическая оснастка для изготовления ферроабразивных порошков

Технология получения металлических порошков на сегодняшний день является наиболее признанной во всех отраслях промышленности.

В порошковой металлургии используется широкий спектр сплавов [127], от припоев для электронной промышленности, жаропрочных сплавов на основе никеля, кобальта и железа для авиационной промышленности, гидридных и магнитных сплавов, сплавов таких активных металлов как титан для производства катодов.

Производственные этапы [145], используемые для получения порошков, включают плавление, распыление и затвердевание соответствующих металлов и сплавов. Такие методы получения порошков, как восстановление и распыление струей воды ограничены в использовании по причине особых требований к качеству порошков, таких как геометрия частиц, морфология частиц и химическая чистота.

Распыление инертным газом в сочетании с индукционной плавкой в вакууме [146] является ведущей технологией в производстве высококачественных металлических порошков со следующими специфическими требованиями: сферическая форма, чистота, быстрая кристаллизация, однородная микроструктура.

Имеется возможность сочетать различные технологии плавления с распылением инертным газом, что делает возможным производство жаропрочных сплавов, сверхчистых и активных материалов.

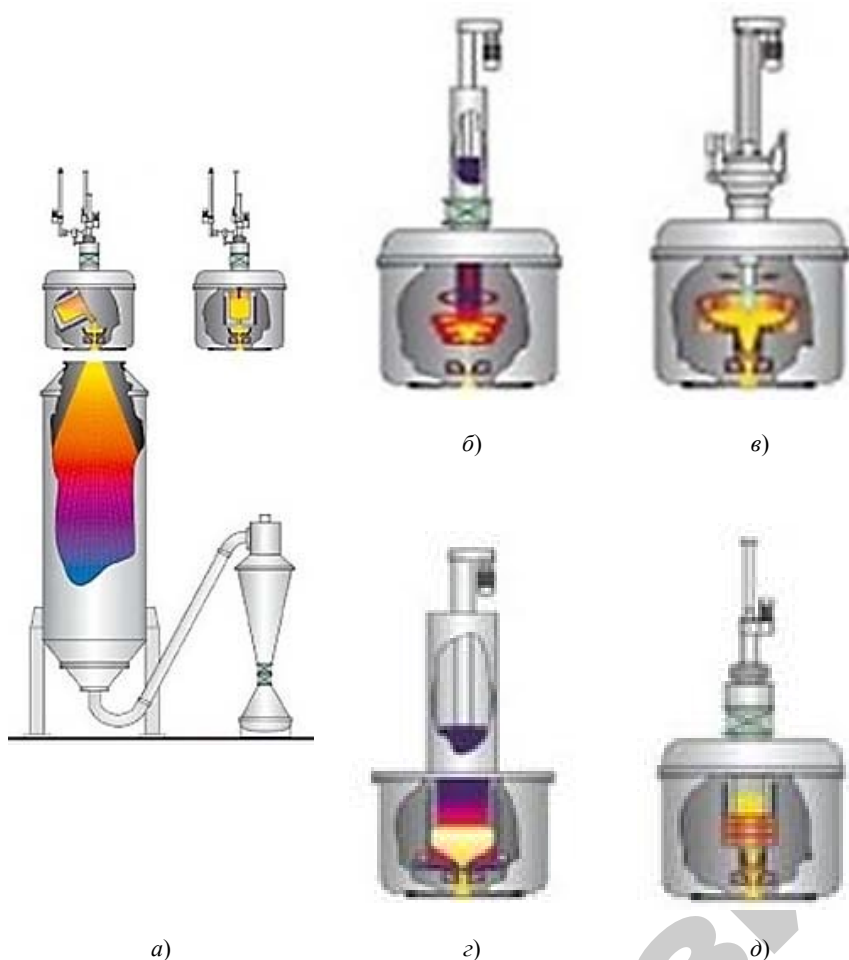
Производственная установка распыления инертным газом включает вакуумную установку с полезным объемом 35 л (рисунок 4.11). Она оборудована системой высокого вакуума и циклонным разделителем частиц.

Стандартная конструкция вакуумной установки для распыления инертным газом сочетает печь для вакуумного индукционного плавления, где сплавы плавятся, очищаются и дегазуются (рисунок 4.12, а). Очищенный расплав сливается по предварительно нагретому желобу в газовую форсунку, где металл распыляется струей инертного газа под высоким давлением. Полученный металлический порошок затвердевает в полете в башне, расположенной прямо под распылительной форсункой. Смесь порошка и газа транспортируется по трубопроводу в циклонную установку, где крупные и мелкие фракции порошка отделяются от распылительного газа. Металлический порошок собирается в герметичные контейнеры, расположенные под циклонной установкой.



Рисунок 4.11. – Вакуумная установка для индукционной плавки и распыления инертным газом

Существуют современные установки распыления (рисунок 4.12), где различные технологии плавки комбинируются с распылением инертным газом. Системы распыления, чаще всего имеют модульную конструкцию и подходят к лабораторным установкам (объем тигля 1...8 л), для опытного производства (объем тигля 10...50 л) и до промышленных систем (объем тигля до 300 л), рисунок 4.13.



a – стандартная конструкция вакуумной установки для распыления инертным газом; *б* – индукционная плавка электрода с распылением газом; *в* – плавление посредством разряда плазмы в водоохлаждаемом медном тигле; *г* – «тройная переплавка»; *д* – плавление в медном индукционном тигле с холодными стенками, оборудованном системой донного слива

Рисунок 4.12. – Базовые схемы различных установок для альтернативных способов плавления, использующихся в производстве металлических порошков



Рисунок 4.13. – Схема установки распыления для серийного производства с камерой плавления с двойными дверями

На рисунке 4.14 изображена большая установка распыления инертным газом для серийного производства. Плавильный тигель этой установки имеет максимальную производительность до 2 т. Распылительная башня соединена с плавильной камерой при помощи двойной двери с установленными на ней тиглями. Каждая из дверей установки оборудована устройством для индукционной плавки. Данная конструкция позволяет очень быструю замену тигля. Пока один из тиглей находится в работе, другой может в это время чиститься либо набиваться. Это уменьшает время простоя установки при смене операций. Дополнительно конструкция с двойной дверью повышает гибкость установки, поскольку в одной установке может использоваться разное плавильное оборудование. Плавильная камера оборудована погрузчиком для кускового материала, двумя устройствами для измерения температуры и резервной системой разлива.

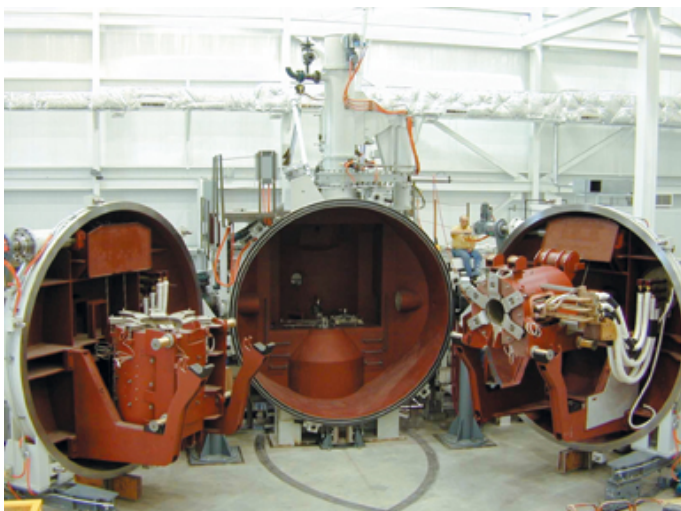


Рисунок 4.14. – Камера плавления с двойными дверями с плавильными тиглями емкостью до 2 т

Каждая из литниковых воронок, включая форсунку для подачи газа, закреплена на тележке. Тележку можно сдвигать в сторону для погрузки и разгрузки без продувки установки и нарушения печной атмосферы. Резервная система разливки делает возможной высокую гибкость установки при закупорке выходного отверстия форсунки. В этом случае, резервная предварительно нагретая система разливки, находящаяся в положении готовности, перемещается в положение разливки для продолжения процесса.

«Стандартная» конструкция установок распыления газом с устройством индукционного плавления использует керамический плавильный тигель, а также литниковую воронку и носик форсунки, рисунок 4.12, а. Из-за контакта между расплавленным металлом и керамикой тигля и материалом форсунки, в расплаве могут появиться керамические включения, что негативно сказывается на качестве материала высокопрочных порошковых деталей. Порошки активных металлов, например титановых сплавов не могут производиться по этой технологии из-за реакции между расплавом и керамикой. Для решения данной проблемы необходимо применять технологии плавления, при которых расплав не находится в контакте с керамическим тиглем. Кроме того, во время плавления жела-

тельна дополнительная очистка металла. Типичными материалами, получаемыми по технологии без использования керамики, являются тугоплавкие и активные материалы, например: Ti, TiAl, FeGd, FeTb, Zr и Cr.

В установках для индукционной плавки электрода с распылением газом (рисунки 4.12, б и 4.15) прутки после предварительной плавки в форме электродов проходят индукционную плавку и распыляются без использования плавильного тигля. Плавление производится опусканием медленно вращающегося электрода в кольцевой индуктор. Капли металла скапывают с электрода в систему форсунок и распыляются инертным газом. Данная технология изначально разработана для сплавов таких активных металлов как титан либо для тугоплавких сплавов. Она может также использоваться для многих других материалов.



Рисунок 4.15. – Общий вид установки для индукционной плавки электрода с распылением газом

Для получения порошков, свободных от керамических включений и для распыления активных и (или) тугоплавких сплавов, плавление может также производиться посредством разряда плазмы в водоохлаждаемом медном тигле, рисунок 4.12, в. Дно тигля по данной технологии соединено с распылительной форсункой с индукционным нагревом, также сделанной из медного сплава. Эта система распыления без использования керамики подводит струю жидкого металла к форсунке, где происходит ее распыление инертным газом.

Активные металлы, например титан, или интерметаллидные сплавы TiAl могут также плавиться в медном индукционном тигле с холодными стенками, оборудованном системой донного слива. Такую схему получения принято называть вакуумной индукционной плавкой и распылением газом на основе технологии плавки в тигле с холодными стенками (рисунок 4.12, д).

Высококачественные сплавы для авиационной промышленности обычно получают посредством так называемого «процесса тройной переплавки». Во время этого процесса очистка материала производится при помощи химически активного шлака во время этапа электрошлакового переплава. Сочетание технологии электрошлакового переплава с системой слива расплава без использования керамики дает производственную технологию для получения порошкового материала с высокой степенью чистоты и химической однородности. По технологии электрошлакового переплава с проводящей системой с холодными стенками (рисунок 4.12, з) распыляемый материал подается в виде электрода. Электрод опускается в металлургический шлак. Кончик электрода плавится в месте контакта со шлаком, формируются капли очищенного металла, которые проходят через слой шлака.

Под слоем шлака формируется слой расплавленного металла, который собирается в медный водоохлаждаемый тигель. По проводящей системе с холодными стенками металл поступает к форсунке, где распыляется мощной струей инертного газа.

За последнее десятилетие наряду с традиционными технологиями получения порошков распылительная формовка приобретает все большее значение (рисунок 4.16). Эта технология позволяет напрямую получать полуфабрикаты деталей. По сравнению с компактированием

возможно исключить целый ряд этапов процесса, минимизируется усваивание кислорода и значительно уменьшается риск загрязнений по сравнению с горячим изотермическим прессованием порошка. Принципы распылительной формовки заключаются в том, чтобы распылить расплавленный металл и быстро охладить его в сборнике. При перемещении сборника формируется полуфабрикат. Из-за высокой скорости охлаждения, возникающей во время распыления, получается мелкозернистая структура без макросегрегации. В зависимости от конструкции распылителя можно использовать перемещение форсунок и сборники различного вида, например болванки, кольца, трубки и прутки.



Рисунок 4.16. – Распылительная формовка с использованием двойного распылителя

Полученные полуфабрикаты проходят через вторичные этапы процесса: термообработка, прокат, поковка, выпрессовывание и горячее изотермическое прессование. Данная технология находит широкое применение в получении болванок алюминиевых, медных сплавов, спецсплавов и жаропрочных сплавов.

4.3 Техничко-экономические показатели использования ферроабразивных порошков

Финишной МАО обрабатывались детали машин типа тел вращения (валы, оси и т. д.) с применением ферроабразивных порошков на основе отходов производства (материал: инструментальная сталь Р6М5 ГОСТ 19265–73). Техничко-экономическую эффективность внедрения процесса магнитно-абразивной обработки с использованием концентрированных потоков энергии магнитного поля и ферроабразивных порошков на основе отходов производства оценивали сравнением данного метода с базовым вариантом (шлифование).

Сравнение технико-экономической эффективности выполнено при условии, что обеспечиваются тождественные результаты обработки по обоим вариантам, т. е. качество обработки и условия труда достаточно близки. В этой связи экономический эффект рассматривается в сфере производства только по тем элементам затрат, в которых имеются различия, обеспеченные применением финишной магнитно-абразивной обработки с применением ферроабразивных порошков на основе отходов производства. По этой причине в расчет не входил анализ затрат на предварительную обработку.

При расчете экономической эффективности за основу принимались технологические затраты обработки 1 дм² цилиндрической поверхности детали диаметром 40 мм.

Технологическую себестоимость процесса окончательной обработки определяем по формуле:

$$C = Z + O_{\text{соц}} + M + A + P + Z_{\text{пр}} + \Pi,$$

где Z – заработная плата рабочего, руб.;

$O_{\text{соц}}$ – отчисления на социальные нужды, руб.;

M – материальные затраты, руб.;

A – амортизационные отчисления по оборудованию, руб.;

P – затраты на ремонт и техническое обслуживание, руб.;

$Z_{\text{пр}}$ – прочие затраты, руб.;

Π – общепроизводственные расходы, руб.

Расходы на оплату труда рабочего:

$$Z = T_{\text{шт}} C_{\text{т ст}} K_{\text{т н}},$$

где $T_{\text{шт}}$ – штучное время обработки одной детали, ч;

$C_{\text{т ст}}$ – тарифная ставка рабочего, руб.;

$K_{\text{т н}}$ – тарифная надбавка ($K_{\text{т н}} = 1,4 \dots 2,5$).

Тарифная ставка:

$$C_{\text{т ст}} = T_{\text{н то}} C_{\text{ч}} K_{\text{т р}},$$

где $T_{\text{н то}}$ – нормативная трудоемкость отдельной операции ($T_{\text{н то}} = T_{\text{шт}}$), ч.;

$C_{\text{ч}}$ – часовая тарифная ставка рабочего, руб./ч;

$K_{\text{т р}}$ – тарифный коэффициент данного разряда работы.

Отчисления на социальные нужды включают социальное страхование, пенсионный фонд, фонд занятости населения и производятся от всех видов оплаты труда:

$$O_{\text{соц}} = (Z R) / 100 \%,$$

где R – процент отчислений на социальные нужды, равный 30 %.

Расчет заработной платы шлифовщика.

Штучное время шлифования детали:

$$T_{\text{шт}} = T_0 + T_{\text{в}} + T_{\text{доп}},$$

где T_0 – основное время шлифования детали, ч ($T_0 = 0,07$ ч);

$T_{\text{в}}$ – вспомогательное время шлифования детали, ч ($T_{\text{в}} = 0,12$);

$T_{\text{доп}}$ – дополнительное время на обслуживание рабочего места и отдых, ч ($T_{\text{доп}} = 0,03$).

$$T_{\text{шт(б)}} = 0,07 + 0,12 + 0,03 = 0,22 \text{ ч.}$$

Тарифная ставка шлифовщика ($C_{\text{ч}} = 1346,9$ руб./ч, $K_{\text{т р}} = 1,57$, для 4-го разряда по единой тарифной сетке на 2011 г.)

$$C_{т ст(б)} = 0,22 \cdot 1346,9 \cdot 1,57 = 465,2 \text{ руб.}$$

Расходы на оплату труда:

$$З_{(б)} = 0,22 \cdot 465,2 \cdot 2,0 = 204,7 \text{ руб.}$$

Отчисления на социальные нужды:

$$О_{соц(б)} = 204,7 \cdot 30 / 100 = 61,23 \text{ руб.}$$

Расчет заработной платы оператора МАО

Штучное время МАО детали:

$$T_{шт} = T_o + T_b + T_{доп},$$

где T_o – основное время МАО детали, ч ($T_o = 0,03$ ч);

T_b – вспомогательное время МАО детали, ч ($T_b = 0,04$);

$T_{доп}$ – дополнительное время на обслуживание рабочего места и отдых, ч ($T_{доп} = 0,02$).

$$T_{шт(п)} = 0,03 + 0,04 + 0,02 = 0,09 \text{ ч.}$$

Тарифная ставка оператора МАО ($C_q = 1346,9$ руб./ч; $K_{т.р} = 1,57$, для 4-го разряда по единой тарифной сетке на 2011 г.).

$$C_{т ст(п)} = 0,09 \cdot 1346,9 \cdot 1,57 = 190,3 \text{ руб.}$$

Расходы на оплату труда:

$$З_{(п)} = 0,09 \cdot 190,3 \cdot 2,0 = 34,3 \text{ руб.}$$

Отчисления на социальные нужды:

$$О_{соц(п)} = 34,3 \cdot 30 / 100 = 10,29 \text{ руб.}$$

Материальные затраты

Материальные затраты состоят из стоимости электроэнергии $C_{эл}$ и стоимости абразивных материалов C_a :

$$M = C_{эл} + C_a.$$

Расчет материальных затрат на шлифование:

$$C_{эл} = W_1 C_w T_{оп} \eta / 60,$$

где W_1 – мощность электродвигателей главного привода станка, ($W_1 = 18,0$ кВт).

$$C_{эл(б)} = 18,0 \cdot 193,8 \cdot 18 \cdot 0,75 / 60 = 784,9 \text{ руб.}$$

$$C_{a(б)} = k C_{a п},$$

где k – коэффициент потерь абразивного материала при обработке ($k = 0,04$);

$$C_{a(б)} = 0,04 \cdot 12400 = 496 \text{ руб.},$$

$$M_{(б)} = 784,9 + 496 = 1280,9 \text{ руб.}$$

Расчет материальных затрат на МАО:

$$C_{эл(п)} = (W_1 + W_2 + W_3) C_w T_{оп} \eta / 60,$$

где W_1, W_2, W_3 – мощность электродвигателей главного привода станка, мощность электродвигателей осцилляции и мощность электромагнитных катушек соответственно ($W_1 = 13,0$ кВт; $W_2 = 1,0$ кВт; $W_3 = 0,6$ кВт).

$$C_{эл(п)} = (13,0 + 1,0 + 0,6) \cdot 193,8 \cdot 2 \cdot 0,75 / 60 = 70,7 \text{ руб.}$$

$$C_{a(п)} = k C_{a п},$$

где k – коэффициент потерь абразивного материала при обработке ($k = 0,01$);

$C_{a п(п)}$ – стоимость 1 кг ФАП на основе отходов производства ($C_{a п} = 20$ тыс. руб./кг).

$$C_{a(n)} = 0,01 \cdot 20\,000 = 200 \text{ руб.},$$

$$M_{(n)} = 70,7 + 200 = 270,7 \text{ руб.}$$

Амортизационные отчисления

Амортизационные отчисления определяем по формуле:

$$A = (T_o \cdot B \cdot a) / (100 \cdot \Phi_d \cdot k_3),$$

где a – годовая норма амортизационных отчислений, %;

B – балансовая стоимость оборудования (в нашем случае балансовая стоимость – стоимость станка, руб.),

Φ_d – действительный годовой фонд времени работы, ч;

k_3 – коэффициент использования оборудования по времени, 0,85.

Амортизационные отчисления на шлифование:

$$A_{(6)} = (0,07 \cdot 21\,500\,000 \cdot 10) / (100 \cdot 1978 \cdot 0,85) = 89,5 \text{ руб.}$$

Амортизационные отчисления на МАО:

$$A_{(n)} = (0,03 \cdot 5\,200\,000 \cdot 10) / (100 \cdot 1978 \cdot 0,85) = 9,2 \text{ руб.}$$

Затраты на ремонт и техническое обслуживание оборудования, %

Затраты на ремонт и техническое обслуживание определяются из выражения:

$$P = (T_o \cdot k_3 \cdot p \cdot B) / 100 \cdot \Phi_d,$$

где p – годовая норма отчислений на ремонт и техническое обслуживание оборудования, %.

Расчет затрат на ремонт и техническое обслуживание установки для шлифования:

$$P_{(6)} = (0,07 \cdot 0,85 \cdot 4 \cdot 21\,500\,000) / (100 \cdot 1978) = 25,8 \text{ руб.}$$

Расчет затрат на ремонт и техническое обслуживание установки для МАО:

$$P_{(n)} = (0,03 \cdot 0,85 \cdot 4 \cdot 5\,200\,000) / (100 \cdot 1978) = 2,7 \text{ руб.}$$

Прочие затраты

Прочие затраты принимаем в размере 3 % от $(3 + O_{\text{соц}} + M + A + P)$.

Расчет прочих затрат на шлифование:

$$3_{\text{пр(6)}} = (204,7 + 61,23 + 1280,9 + 89,5 + 25,8) \cdot 0,03 = 49,9 \text{ руб.}$$

Расчет прочих затрат на МАО:

$$3_{\text{пр(n)}} = (34,3 + 10,29 + 270,7 + 9,2 + 2,7) \cdot 0,03 = 9,81 \text{ руб.}$$

Таким образом, технологическая себестоимость финишной обработки составит

$$C_{(6)} = 204,7 + 61,23 + 1280,9 + 89,5 + 25,8 + 49,9 = 1712,1 \text{ руб.}$$

$$C_{(n)} = 34,3 + 10,29 + 270,7 + 9,2 + 2,7 + 9,81 = 337 \text{ руб.}$$

Расчет годового дохода и эффективности капиталовложений

Годовой экономический доход от использования обработанных деталей основывается на сопоставлении затрат по базовому и проектируемому вариантам

$$D_r = (C_1 - C_2) \cdot \Pi \pm \Delta A,$$

где C_1 , C_2 – соответственно удельные себестоимости базового и проектируемого способов обработки, руб./дм²,

Π – программа выпуска деталей, шт./год,

ΔA – разность между амортизационными отчислениями базового и проектируемого вариантов.

На основании годового экономического эффекта определяется сравнительная дисконтированная стоимость за срок службы предлагаемого оборудования:

$$\Delta \mathcal{E} = (D_r / (R + E)) - \Delta K,$$

где E – процентная ставка за кредит с учетом уровня инфляции;

ΔK – дополнительные капиталовложения;

R – амортизационная составляющая капиталовложений для дисконтирования разновременных затрат, определяемая из выражения:

$$R = E / ((1 + E) t - 1),$$

где t – срок службы до списания предлагаемого для замены оборудования, лет.

Срок окупаемости дополнительных капитальных вложений определяется по формуле:

$$\Delta T = \Delta K / D_r;$$

$$D_r = (1712,2 - 337) \cdot 5150 - (89,5 - 9,2) = 7082199,7 \text{ руб.}$$

Расчет амортизационной составляющей капиталовложений для дисконтирования разновременных затрат:

$$R = 0,12 / ((1 + 0,12) \cdot 9 - 1) = 0,068.$$

Расчет сравнительной дисконтированной стоимости за срок службы предлагаемого оборудования:

$$\begin{aligned} \Delta \mathcal{E} &= (7082199,7 / 0,068 + 0,12)) - (1\,720\,000 - 416\,000) = \\ &= 36\,367\,275 \text{ руб.} \end{aligned}$$

Срок окупаемости дополнительных капитальных вложений:

$$\Delta T = 1\,304\,000 / 7082199,7 = 0,18 \text{ г.}$$

При расчете технико-экономической эффективности все расчеты выполнялись в ценах на 2011 г. и сведены в таблицу 4.6.

Таблица 4.6. – Техничко-экономические показатели процесса МАО с использованием концентрированных потоков энергии магнитного поля и ферроабразивных порошков на основе отходов производства

Показатель	Вариант	
	Базовый (шлифование)	Проектируемый (МАО)
Капиталовложения, тыс. руб.	416	1720
Годовая программа обработки, дм ²	5150	5150
Технологическая себестоимость обработки 1 дм ² поверхности, руб.:		
– всего, в том числе:	1712,2	337
– заработная плата	204,7	34,3
– отчисления на социальные нужды	61,23	10,29
– материальные затраты	1280,9	270,7
– амортизационные отчисления	89,5	9,2
– затраты на ремонт и ТО	25,8	2,7
– прочие затраты	49,9	9,81
Годовой экономический эффект, млн руб.	–	7,1
Сравнительная дисконтированная стоимость, млн руб.	–	36,3
Срок окупаемости дополнительных капиталовложений, лет	–	0,2

Из таблицы 4.6 видно, что использование в качестве финишного метода обработки МАО является экономически более выгодным по сравнению со шлифованием.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Широко применяемая в машиностроении финишная обработка фасонных поверхностей и криволинейных участков гибкими абразивными инструментами обеспечивает копирование профиля обрабатываемой поверхности за счет податливости связки. Это позволяет выравнивать глубины резания отдельными абразивными частицами порошка. Методы, основанные на использовании свободного абразива, допускают более равномерное распределение режущих кромок относительно обрабатываемых поверхностей, а также их переориентацию и перемещение в процессе обработки. Финишная обработка поверхностей закрепленным и свободным абразивом наиболее приемлема для обработки поверхностей простой геометрической формы. При использовании этих методов для обработки поверхностей сложной геометрической формы возникают проблемы неравномерного съема металла на сопрягаемых (труднодоступных) участках профиля. Потому обработка гибкими абразивными инструментами и свободным абразивом не может гарантировать качество поверхностей сложного профиля, как по геометрической форме, так и по шероховатости поверхности.

Методы финишной обработки сложнопрофильных поверхностей подвижно-скоординированными абразивными частицами основаны на создании режущего контура инструмента путем самоустанавливания абразивных частиц по контуру обрабатываемой поверхности, копируя ее геометрию. Роль связующего элемента выполняет энергия магнитного поля, создающая упругие силы воздействия на абразивные частицы порошка. Способность магнитного поля изменять давление абразивных частиц на обрабатываемую поверхность позволяет объединять в одном рабочем цикле чистовую и финишную обработку.

Суть явлений и происходящие процессы в зоне обработки при МАО рассмотрены в монографии с позиций свойств «рабочей технологической среды», которая включает компоненты: внешнее магнитное поле + ФАП + СОТС. Комплексное рассмотрение рабочей

технологической среды на предмет рационального подбора материалов ФАП, СОТС и топографии магнитного поля позволило разработать методологию технологического обеспечения обработки сложнопрофильных поверхностей.

При магнитно-абразивной обработке поверхностей сложной геометрической формы на участках сопряжения различных поверхностей нарушаются однородность ферроабразивной щетки и режимы резания. Это вызвано возникновением в этих зонах градиента магнитной индукции и изменением кинематических параметров процесса резания. Предложено распределение магнитного поля в рабочем зазоре и вычисление его параметров производить путем решения граничной задачи с краевыми эффектами для уравнений Максвелла и закона Био – Савара – Лапласа.

Предложены новые виды ферроабразивных порошков и методы их получения. Эффективность магнитно-абразивной обработки зависит от формы ферроабразивных порошков, их гранулометрического состава, химической активности к обрабатываемому материалу, микротвердости абразивной составляющей, а также от технологичности изготовления и их стоимости.

Важным компонентом рабочей технологической среды при магнитно-абразивной обработке сложнопрофильных поверхностей являются смазочно-охлаждающие технологические среды, активирующие процесс съема металла. Установлено, что наибольшей способностью к адсорбции при магнитно-абразивной обработке обладают поверхностно активные вещества. Действие адсорбции понижает поверхностную энергию металла, способствует зарождению пластических сдвигов и развитию дефектов при значительно меньших напряжениях. Поверхностные дефекты представляют собой микроскопические и субмикроскопические трещины и щели клиновидного сечения, в которых свободная поверхностная энергия возрастает от нуля до максимально нормального значения на поверхности тела. Наличие микротрещин в поверхностном слое приводит к снижению прочностных характеристик изделия, существенно отличающихся от теоретических значений. Положительная роль микро-

трещин заключается в том, что проникшая в них ПАВ способствует снижению усилия деформаций.

Таким образом, показано, что значение физико-механических параметров и геометрических характеристик поверхностного слоя детали после магнитно-абразивной обработки сложнопрофильных поверхностей, определяется совместным действием абразивного резания, пластического выглаживания микронеровностей, химических реакций активных веществ и электромагнитных явлений в зоне обработки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Синькевич, Ю. В. Электроимпульсное полирование сплавов на основе железа, хрома и никеля / Ю. В. Синькевич, В. К. Шелег, И. Н. Янковский, Г. Я. Беляев. – Минск : БНТУ, 2014. – 324 с.
2. Оликер, В. Е. Порошки для магнитно-абразивной обработки и износостойких покрытий / В. Е. Оликер. – М. : Металлургия, 1990. – 176 с.
3. Федорченко, И. М. Структура металлокерамических материалов на основе железа / И. М. Федорченко [и др.]. – М. : Металлургия, 1968. – 140 с.
4. Буланов, В. Я. Диагностика металлических порошков / В. Я. Буланов, Л. И. Кватер, Т. В. Долгаль. – М. : Наука, 1983. – 278 с.
5. Коваленко, В. С. Металлографические реактивы: справочник / В. С. Коваленко. – М. : Металлургия, 1981. – 120 с.
6. Гоулдстейн, Дж. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ : в 2 кн. / Дж. Гоулдстейн [и др.]. – М. : Мир, 1984. – Кн. 1. – 348 с.
7. Баранова, Л. В. Металлографическое травление металлов и сплавов : справочник / Л. В. Баранова, Э. Л. Демина – М. : Металлургия, 1986. – 256 с.
8. Забелин, С. Ф. Особенности кинетики нанокристаллизации аморфных металлических материалов при нестационарных режимах термического воздействия / С. Ф. Забелин, В. А. Зеленский // Ученые записки ЗабГГПУ. Серия «Физика, математика, техника, технологии». – 2012. – № 3(44). – С. 62–72.
9. Жорняк, А. Ф. Металлические порошки / А. Ф. Жорняк – М. : Металлургия, 1981. – 88 с.
10. Ничипоренко, О. С. Распыленные металлические порошки / О. С. Ничипоренко, Ю. И. Найда, А. Б. Медведовский. – Киев : Наук. думка, 1980. – 240 с.
11. Волков, В. Л. Карбонильное железо / В. Л. Волков, В. Г. Сыркин, И. С. Толмасский. – М. : Металлургия, 1969. – 256 с.

12. Сучков, А. Б. Получение чистого железного порошка электролизом расплавленных солей / А. Б. Сучков [и др.] // Порошковая металлургия. – 1968. – № 6. – С. 1–7.

13. Борок, Б. А. Получение чистого железного порошка химико-металлургическим способом / Б. А. Борок, В. Г. Тепленко, З. В. Соловьева // Порошковая металлургия. – 1968. – № 9. – С. 1–9.

14. Буланов, В. Я. Гидрометаллургия железных порошков / В. Я. Буланов, Н. А. Ватолин, Г. Г. Залазинский, П. И. Волкова. – М. : Наука, 1984. – 212 с.

15. Федорищенко, А. С. Получение порошка стали из железной стружки / А. С. Федорищенко // Порошковая металлургия. – М. : Металлургиздат, 1954. – С. 120–124.

16. Фришберг, И. В. Газофазный метод получения порошков / И. В. Фришберг, Л. И. Кватер, Б. П. Кузьмин, С. В. Грибовский. – М. : Наука, 1978. – 224 с.

17. Развитие методологии создания композиционных ферроабразивных порошков без использования формообразующих средств технологического оснащения : отчет о НИР (промеж.) / БГАТУ ; рук. темы Л. М. Акулович. – Минск : БГАТУ, 2014. – 48 с. – № ГР 20141304.

18. Распопов, Н. А. Морфология и металлографическое строение легированных частиц распыленного порошка / Н. А. Распопов [и др.] // Сталь. – 1984. – № 12. – С. 56–59.

19. Раковский, В. С. Новые технологические процессы и материалы порошковой металлургии / В. С. Раковский, В. В. Саклинский. – М. : Знание, 1981. – 64 с.

20. Распопов, Н. А. Газодинамические особенности формирования частиц порошка при воздушном распылении железоуглеродистых сплавов / Н. А. Распопов // Порошковая металлургия. – 1983. – № 8. – С. 10–16.

21. Способ изготовления магнитно-абразивного материала : а. с. 737203 СССР : МКИ В 24 D 3 / 34 / В. И. Трефимов [и др.]. – № 2374699 ; заявл. 15.06.1976 ; опубл. 30.05.1980 // Открытия. Изобретения. – 1980. – № 20. – С. 75.

22. Радомысельский, И. Д. Порошковые конструкционные материалы / И. Д. Радомысельский, Н. И. Щербань. – Киев : Знание, 1983. – 16 с.

23. Радомысельский, И. Д. Исследование механических свойств спеченной конструкционной стали, легированной хромом, медью, никелем / И. Д. Радомысельский [и др.] // Конструкционные материалы. – Киев : ИПМ АН УССР. – 1970. – С. 43–49.

24. Буланов, В. Я. Структура – состав – свойства железных порошков / В. Я. Буланов, Л. И. Кватер. – Свердловск : Сред.-Урал. кн. изд-во, 1983. – 60 с.

25. Холодный, И. П. Исследование свойств порошковых низколегированных сталей / И. П. Холодный, И. А. Сидоров, В. Ф. Астраханцев // Порошковые конструкционные материалы. – Киев : ИПМ АН УССР. – 1980. – С. 42–44.

26. Напара-Волгина, С. Г. Термическая и термохимическая обработка порошковых конструкционных сталей / С. Г. Напара-Волгина, Л. Н. Костырко, И. Д. Радомысельский // Порошковая металлургия. – 1983. – № 3. – С. 49–67.

27. Грум-Гржимайло, Н. В. Химические связи в металлических сплавах / Н. В. Грум-Гржимайло. – М. : Изд-во АН СССР, 1960. – 107 с.

28. Шатт, В. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / В. Шатт. – М. : Металлургия, 1983. – 519 с.

29. Анциферов, В. Н. Спеченные легированные стали / В. Н. Анциферов, В. Б. Акименко. – М. : Металлургия. – 1983. – 87 с.

30. Гольдштейн, М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М. : Металлургия, 1985. – 407 с.

31. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин. – М. : Металлургия, 1984. – 359 с.

32. Перкас, М. Д. Высокопрочные мартенситно-стареющие стали / М. Д. Перкас, В. М. Кардонский. – М. : Металлургия, 1970. – 224 с.

33. Анциферов, В. Н. Спеченные мартенситно-стареющие стали / В. Н. Анциферов, Ю. М. Колбенева. – Пермь : Пермский политех. ин-т. – 1975. – 53 с.

34. Федорченко, И. М. Современное состояние производства и тенденции в разработке материалов для узлов трения / И. М. Федорченко, Л. И. Пугина, В. М. Крячек // Порошковая металлургия. – 1977. – № 4. – С. 88–97.

35. Мошков, А. Д. Пористые антифрикционные материалы / А. Д. Мошков. – М. : Машиностроение, 1963. – 207 с.

36. Радомысельский, И. Д. Производство и использование порошковых деталей в легкой промышленности / И. Д. Радомысельский, Д. С. Ясь, В. И. Павленко. – Киев : Техника, 1982. – 175 с.

37. Гольдштейн, М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М. : Metallurgia, 1985. – 407 с.

38. Кипарисов, С. С. Получение и свойства износостойких материалов на основе карбида титана со связкой из сложнотлегированных сталей / С. С. Кипарисов, В. К. Нарва, Н. С. Лошкарев // Спеченные износостойкие материалы. – М. : Metallurgia. – 1977. – С. 44–51.

39. Билык, И. И. Перспектива использования карбонитридов в качестве твердой составляющей металлокерамических сплавов / И. И. Билык // Порошковая металлургия. – 1972. – № 6. – С. 49–51.

40. Ясинская, Г. А. Смачиваемость тугоплавких карбидов, боридов и нитридов расплавленными металлами / Г. А. Ясинская // Порошковая металлургия. – 1966. – № 7. – С. 53–56.

41. Слепцов, В. М. Некоторые свойства керметов типа карбид титана – сталь с добавками молибдена / В. М. Слепцов [и др.] // Порошковая металлургия. – 1974. – № 8. – С. 45–49.

42. Жилев, В. А. Механизм формирования коаксиальной структуры в сплавах на основе карбидов и карбонитридов титана / В. А. Жилев, В. В. Федоренко, Г. П. Швейкин // Исследование технологии металлических порошков и спеченных материалов. – Свердловск : УНЦ АН СССР. – 1980. – С. 57–65.

43. Кипарисов, С. С. Термическая обработка металлокерамических материалов на основе карбида титана / С. С. Кипарисов, И. В. Панков, В. К. Нарва // Порошковая металлургия. – 1969. – № 9. – С. 10–13.

44. Кипарисов, С. С. Новые износостойкие металлокерамические материалы с использованием карбида титана / С. С. Кипарисов, В. К. Нарва, Л. И. Далева. – М. : Цветметинформация, 1972. – 58 с.

45. Скороход, В. В. Современное представление о механизме спекания однофазных систем / В. В. Скороход. – Киев : Наук. думка, 1970. – 251 с.

46. Скороход, В. В. К теории спекания / В. В. Скороход // Порошковая металлургия. – 1961. – № 2. – С. 21–25.

47. Ивенсен, В. А. Кинетика уплотнения металлических порошков при спекании / В. А. Ивенсен. – М. : Metallurgia, 1971. – 263 с.

48. Райченко, А. И. Теоретические представления о твердофазном спекании многокомпонентных систем / А. И. Райченко. – Киев : Наук. думка, 1970. – 123 с.

49. Райченко, А. И. Диффузионные расчеты для порошковых смесей / А. И. Райченко. – Киев : Наук. думка, 1969. – 104 с.

50. Харламов, Ю. А. Системный анализ детонационного напыления покрытий / Ю. А. Харламов // Порошковая металлургия. – 1981. – № 4. – С. 21–31.

51. Шеннон, Р. Имитационное моделирование систем – искусство и наука / Р. Шеннон – М. : Мир, 1978. – 420 с.

52. Новик, И. Б. О моделировании сложных систем (Философский очерк) / И. Б. Новик. – М. : Мысль, 1965. – 210 с.

53. Адлер, Ю. П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю. П. Адлер, Е. В. Маркова, Ю. В. Грановский. – М. : Наука, 1976. – 227 с.

54. Барон, Ю. М. Теоретическое и экспериментальное исследование процесса абразивной обработки деталей машин в магнитном поле : автореф. дис. канд. техн. наук / Ю. М. Барон ; Ленингр. политех. ин-т. – Ленинград, 1969. – 19 с.

55. Абразивный материал для магнитно-абразивной обработки : а. с. 234184 СССР : МПК В 24 D 3 / 06 / В. А. Блюмберг, Ю. М. Барон, З. И. Кремень, Б. П. Грохольский. – № 1222241 ; заявл. 28.11.1968 ; опубл. 24.12.1968 // Открытия. Изобретения. – 1968. – № 3. – С. 150.

56. Жданович, В. И. Исследование процесса магнитно-абразивной обработки наружных цилиндрических поверхностей : автореф. дис. канд. техн. наук / В. И. Жданович ; Физико-технический ин-т АН БССР. – Минск, 1974. – 23 с.

57. Хомич, Н. С. Работоспособность композиционных материалов при МАП / Н. С. Хомич, Г. Д. Наливка // Новые материалы испытаний и обработки материалов : сб. науч. тр. / ФТИ АН БССР. – Минск : Наука и техника, 1975. – С. 189–195.

58. Наливка, Г. Д. Порошковые материалы для магнитно-абразивной обработки / Г. Д. Наливка, А. Н. Степанчук, Л. Н. Тульский // Порошковая металлургия. – 1976. – № 12. – С. 63–69.

59. Наливка, Г. Д. Магнитно-абразивное полирование титановых сплавов композиционными порошками / Г. Д. Наливка, Л. Н. Кравченко, О. П. Руденко, Л. А. Котляренко // Синтетические алмазы. – 1979. – № 2. – С. 41–44.

60. Юрченко, О. С. Исследование некоторых закономерностей взаимодействия металлов группы железа с тугоплавкими соединениями : автореф. дис. канд. техн. наук / О. С. Юрченко ; Киевский политех. ин-т. – Киев, 1971. – 25 с.

61. Наливка, Г. Д. Композиционные порошки на основе карбидов для магнитно-абразивной обработки / Г. Д. Наливка, П. С. Кислый // Магнитно-абразивные материалы и методы их испытаний : сб. науч. тр. / ИПМ АН УССР. – Киев : Институт проблем материаловедения АН УССР, 1980. – С. 34–42.

62. Крымский, М. Д. Оптимизация свойств магнитно-абразивного материала на основе железа и карбида кремния / М. Д. Крымский, О. А. Катрус, А. И. Дубров // Магнитно-абразивные материалы и методы их испытаний : сб. науч. тр. / ИПМ АН УССР. – Киев : Институт проблем материаловедения АН УССР, 1980. – С. 25–33.

63. Билык, И. И. Получение магнитно-абразивных порошков с неравномерным распределением абразивной составляющей / И. И. Билык, А. Н. Степанчук // Магнитно-абразивные материалы и методы их испытаний : сб. науч. тр. / ИПМ АН УССР. – Киев : Институт проблем материаловедения АН УССР, 1980. – С. 43–46.

64. Наливка, Г. Д. Исследование некоторых свойств псевдоплавленных магнитно-абразивных материалов / Г. Д. Наливка, В. С. Полещук, А. Н. Степанчук // Магнитно-абразивное полирование : сб. науч. тр. / ФТИ АН БССР. – Минск, 1976. – С. 115–117.

65. Наливка, Г. Д. Некоторые свойства магнитно-абразивных порошков из псевдоплавленных композиций Fe – TiC / Г. Д. Наливка, В. С. Полещук, А. Н. Степанчук // Порошковая металлургия. – 1979. – № 8. – С. 83–86.

66. Полещук, В. С. Композиционные магнитно-абразивные порошки на основе железа, карбидов титана, ванадия и хрома / В. С. Полещук, Г. Д. Наливка, Н. Г. Кисель // Порошковая металлургия. – 1983. – № 3. – С. 94–100.

67. Способ изготовления магнитно-абразивного материала : а. с. 737203 СССР : МКИ В 24 D 3 / 34 / В. И. Трефимов [и др.] – № 2374699 ; заявл. 15.06.1976 ; опубл. 30.05.1980 // Открытия. Изобретения. – 1980. – № 20. – С. 75.

68. Способ получения карбида титана : а. с. 644728 СССР : МКИ С 01 В 31 / 30 / А. Г. Мержанов [и др.] – № 2444251 ; заявл. 21.01.1977 ; опубл. 30.01.1979 // Открытия. Изобретения. – 1979. – № 4. – С. 76.

69. Мержанов, А. Г. Карбид титана, полученный методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза – высокоэффективный абразивный материал / А. Г. Мержанов [и др.] // Порошковая металлургия. – 1981. – № 10. – С. 50–55.

70. Лященко, А. Б. Получение композиционных магнитно-абразивных материалов в режиме горения / А. Б. Лященко, М. Д. Крымский, Л. Н. Тульчинский // Порошковая металлургия. – 1983. – № 9. – С. 44–48.

71. Мержанов, А. Г. СВС-абразивы: производство, свойства, применение / А. Г. Мержанов [и др.] // Наука производству. – 1998. – № 8(10). – С. 4–12.

72. Коновалов, Е. Г. Основы электроферромагнитной обработки / Е. Г. Коновалов, Ф. Ю. Сакулевич. – Минск : Наука и техника, 1974. – 272 с.

73. Жорняк, А. Ф. Магнитно-абразивные порошки на основе Fe – С – W-сплавов / А. Ф. Жорняк // Порошковая металлургия. – 1981. – № 9. – С. 79–82.

74. Акулович, Л. М. Технология и оборудование магнитно-абразивной обработки металлических поверхностей различного профиля / Л. М. Акулович, Л. Е. Сергеев. – Минск : БГАТУ, 2013. – 369 с.

75. Способ обработки изделий из немагнитных материалов : а. с. 137756 СССР : МПК В 24 В 7 / 10 / Л. Д. Калиновский, А. В. Мещеряков, В. А. Шальнов. – № 679956 ; заявл. 23.09.1960 // Открытия. Изобретения. – 1961. – № 8. – С. 42.

76. Шальнов, В. А. Электромагнитные устройства для обработки деталей металлическим порошком / В. А. Шальнов, Б. П. Бармин // ГНИИНТИ, 1964. – № 6-64-432/15. – С. 12–15.

77. Майборода, В. С. Основні закономірності впливу форми, розмірів частинок, типу магнітно-абразивного порошку при МАО

на взаємодію обробленого інструменту з деталлю / В. С. Майборода, Н. В. Мініцька // Процеси механічної обробки в машинобудуванні. – 2011. – № 10. – С. 211–216.

78. Степанов, О. В. Исследование процесса формирования магнитно-абразивного порошкового инструмента для обработки деталей сложной формы : автореф. дис. канд. техн. наук. / О. В. Степанов ; Киевский политех. ин-т. – Киев, 1997. – 16 с.

79. Крымский, М. Д. Магнитно-абразивные материалы, полученные методом внутреннего азотирования / М. Д. Крымский // Порошковая металлургия. – 1983. – № 9. – С. 77–82.

80. Материал для магнитно-абразивной обработки : а. с. 831599 СССР : МПК В 24 D 3 / 00 / М. Д. Крымский – № 2731624 ; заявл. 05.03.1979 ; опубл. 21.05.1981 // Открытия. Изобретения. – 1981. – № 19. – С. 73.

81. Способ получения магнитно-абразивного порошка : а. с. 835643 СССР : МПК В 22 F 1 / 02 / М. Д. Крымский – № 2731094 ; заявл. 05.03.1979 ; опубл. 07.06.1981 // Открытия. Изобретения. – 1981. – № 21. – С. 59.

82. Коновалов, Е. Г. Чистовая обработка деталей в магнитном поле ферромагнитными порошками / Е. Г. Коновалов, Г. С. Шулев. – Минск : Наука и техника, 1967. – 125 с.

83. Иконников, А. М. Совершенствование технологии магнитно-абразивной обработки фасонных поверхностей : автореф. дис. канд. техн. наук / А. М. Иконников ; Алтайский политех. ин-т им. И. И. Ползунова. – Барнаул, 2004. – 18 с.

84. Разработка технологического процесса магнитно-абразивной обработки пуансонов применительно к деталям отрасли : отчет о НИР / Академия Наук БССР, Физико-технический институт ; рук. Ф. Ю. Сакулевич. – Минск, 1974. – 93 с.

85. Исследование общих вопросов теории и технологии процесса магнитно-абразивной обработки : отчет о НИР / Академия Наук БССР, Физико-технический институт ; рук. Ф. Ю. Сакулевич. – Минск, 1975. – 566 с.

86. Хомич, Н. С. Магнитно-абразивная обработка изделий / Н. С. Хомич. – Минск : БНТУ, 2006. – 265 с.

87. Ящерицын, П. И. Шлифование металлов / П. И. Ящерицын, Е. А. Жолнерович. – Минск : Беларусь, 1970. – 483 с.

88. Гольдшмидт, Х. Дж. Сплавы внедрения : в 2 т / Х. Дж. Гольдшмидт. – М. : Металлургия, 1971. – Т. 1. – 423 с.

89. Верещака, А. С. Повышение производительности процесса фрезерования конструкционных сталей твердосплавным инструментом с покрытием / А. С. Верещака, П. С. Деревяев. – М. : МДНТП, 1976. – 120 с.

90. Верещака, А. С. Режущие инструменты с композиционными покрытиями для обработки различных конструкционных материалов / Верещака А. С. [и др.] // Вестник машиностроения. – 1984. – № 8 – С. 32–35.

91. Маслов, Е. Н. Теория шлифования материалов / Е. Н. Маслов. – М. : Машиностроение, 1974. – 320 с.

92. Полосаткин, Г. Д. Исследование механизма образования микроцарапины на металлах в диапазоне скоростей от 0,02 до 120 м/с / Г. Д. Полосаткин, И. А. Соломеин // Склерометрия. – М. : Наука, 1976. – С. 238–245.

93. Рыжов, Э. В. Математические методы в технологических исследованиях / Э. В. Рыжов, О. А. Горленко. – Киев : Наук. думка, 1990. – 184 с.

94. Островский, В. И. Теоретические основы процесса шлифования / В. И. Островский. – Л. : Изд-во Ленинградского ун-та, 1981. – 141 с.

95. Маслова, А. Ю. О методике определения геометрических параметров абразивной режущей кромки / А. Ю. Маслова, А. П. Осипов, В. В. Федотов // Шлифаабразив-2006. – Волжский, 2006. – С. 74–77.

96. Сакулевич, Ф. Ю. Основы магнитно-абразивной обработки / Ф. Ю. Сакулевич. – Минск : Наука и техника, 1981. – 326 с.

97. Маслов, Е. Н. Теоретические основы процесса царапания металлов / Е. Н. Маслов // Склерометрия. – М. : Наука, 1968. – С. 24–44.

98. Ламмеранен, Й. Вихревые токи / Й. Ламмеранен, М. Штафль. – М. : Энергия, 1967. – 208 с.

99. Кузнецов, В. А. О необходимости учета электрохимических явлений при исследовании действия смазочно-охлаждающих средств на водной основе / В. А. Кузнецов, Ю. М. Коробов, Ю. Г. Котлов // ФХММ. – М., 1975. – № 4. – С. 27.

100. Михайлов, А. В. Увеличение эффективности ЭМА преобразователя с нормальным подмагничивающим полем / А. В. Михайлов, Ю. Л. Гобов, Я. Г. Смородинский // III Всероссийская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых учёных с международным участием «Измерения, контроль и диагностика-2014», Ижевск, 2014 / Сб. матер. [электрон. ресурс]. – Режим доступа : <ftp://straniks.ddns.is74.ru/EEL/Data/Конференции%20и%20семинары/Труды%20XIII%20МНПК%20СТТ-2007'/Материалы%20XIII%20МНПК%20'СТТ-2007'.%20Том%201.pdf> – Дата доступа: 16.07.2015.

101. Майборода, В. С. Закономерности формирования ферроабразивного порошка в магнитно-абразивный инструмент в условиях кольцевого расположения магнитных зазоров / В. С. Майборода [и др.] // Порошковая металлургия. – 1989. – № 5. – С. 72–76.

102. Майборода, В. С. Особенности перемещения порошка при магнитно-абразивной полировке малогабаритных деталей сложной конфигурации / В. С. Майборода, В. Я. Шлюко, Т. Я. Гридасова // Порошковая металлургия. – 1985. – № 7. – С. 90–95.

103. Майборода, В. С. Формирование порошкового магнитно-абразивного инструмента при обработке лопаток газотурбинных двигателей / В. С. Майборода, О. В. Степанов // Порошковая металлургия. – 1996. – № 12. – С. 92–98.

104. Степанов, О. В. Методика расчета конструктивных параметров станка для магнитно-абразивной обработки лопаток ГТД / О. В. Степанов [и др.] // Авиационная промышленность. – 1992. – № 4. – С. 17–19.

105. Вязовская, Л. М. Применение магнитно-абразивного метода для обработки лопаток / Л. М. Вязовская [и др.] // Авиационная промышленность. – 1990. – № 9. – С. 20–22.

106. Майборода, В. С. Исследование поведения магнитно-абразивного порошка в процессе магнитно-абразивной полировки деталей типа лопаток / В. С. Майборода // Технология и организация производства. – 1986. – № 4. – С. 60–63.

107. Крымский, М. Д. Распределение магнитно-абразивного порошка в рабочем зазоре станка / М. Д. Крымский // Магнитно-абразивные материалы и методы их испытания. – Киев : Ин-т пробл. материаловедения АН УССР. – 1980. – С. 92–97.

108. Майборода, В. С. Закономерности движения ферроабразивного порошка при магнитно-абразивной обработке / В. С. Майборода, В. Я. Шлюко // Порошковая металлургия. – 1987. – № 8. – С. 3–8.

109. Волков, Е. А. Численные методы : учеб. пособие для вузов / Е. А. Волков. – 2-е изд., испр. – М. : Наука, 1987. – С. 63–68.

110. Акулович, Л. М. Основы магнитно-абразивной обработки металлических поверхностей / Л. М. Акулович, Л. Е. Сергеев, В. Я. Лебедев. – Минск : БГАТУ, 2012. – 316 с.

111. Порошки металлические. Определение насыпной плотности : ГОСТ 19440–94. – Введ. 01.01.1996. – Минск : Межгос. совет по стандартизации, метрологии и сертификации : Белорус. гос. ин-т стандартизации и сертификации, 1996. – 16 с.

112. Весы лабораторные. Общие технические требования : ГОСТ 24104–2001. – Введ. 03.09.2002. – Минск : Межгос. совет по стандартизации, метрологии и сертификации : Белорус. гос. ин-т стандартизации и сертификации, 2004. – 8 с.

113. Сетки проволоочные тканые с квадратными ячейками. Технические условия : ГОСТ 6613–86. – Введ. 01.12.2010. – Минск : Межгос. совет по стандартизации, метрологии и сертификации : Белорус. гос. ин-т стандартизации и сертификации, 2010. – 16 с.

114. Гусев, А. И. Магнитная восприимчивость нестехиометрических соединений переходных *d*-металлов / А. И. Гусев, С. З. Назарова // УФН. – 2005. – № 7. – С. 681–704.

115. Теплоэнергетика и теплотехника: общие вопросы : справочная серия. В 4 кн. / под общей ред. А. В. Клименко и В. М. Зорина. – 4-е изд. – М. : Издательский дом МЭИ, 2007. – 528 с.

116. Вукалович, М. П. Термодинамика / М. П. Вукалович, И. И. Новиков. – М. : Машиностроение, 1972. – 672 с.

117. Хоменко, В. А. Магнитно-абразивная обработка метчиков / В. А. Хоменко, А. М. Иконников, А. В. Богданов // Ползуновский вестник. – 1991. – № 1. – 320 с.

118. Майборода, В. С. Дослідження впливу в'язкості змашувально-охолоджуючого технологічного середовища на властивості магнітно-абразивного інструменту / В. С. Майборода, О. А. Ивановский // Вестник национального технического университета Украины «Киевский политехнический институт». Машиностроение. – 2004. – Вып. 45. – С. 99–102.

119. Прейс, Г. А. Повышение износостойкости оборудования пищевой промышленности : монография / Г. А. Прейс, Н. А. Сологуб, А. И. Некоз ; под ред. Г. А. Прейса. – М. : Машиностроение, 1979. – 207 с.

120. Ящерицын, П. И. Технологические основы обработки изделий в магнитном поле / П. И. Ящерицын [и др.]. – Минск : Физико-технический институт, 1997. – 416 с.

121. Saito, T. Development of Gas-Atomized Magnetic Tools / T. Saito, K. Koike, H. Yamato // Key Eng. Mater. – 2005. – Vol. 54. – 2005. – P. 287–290.

122. Ящерицын, П. И. Технология восстановления деталей оборудования хлебопекарного производства / П. И. Ящерицын [и др.] // Технология машиностроения. – 2001. – № 1. – С. 40–41.

123. Ящерицын, П. И. Теория резания. Физические и тепловые процессы в технологических системах / П. И. Ящерицын, М. Л. Еременко, Е. Э. Фельдштейн. – Минск : Выш. шк., 1990. – 510 с.

124. Кнорозов, Б. В. Технология металлов и металловедение / Б. В. Кнорозов, Л. Ф. Усова, А. В. Третьяков [и др.]; под ред. Л. Ф. Усовой. – М. : Металлургия, 1987 – 800 с.

125. Способ электрохимического анализа : пат. 2199734 Российская Федерация : МПК7 G 01 N 27 / 48 / С. В. Соколов [и др.]; заявитель Соколов С. В. – № 2000130511 ; заявл. 04.12.00 ; опубл. 27.02.03 // Бюл. / Роспатент. – 2003. – № 15. – С. 27.

126. Schubert, G. Aufbereitung metallischer Sekundärrohstoffe / G. Schubert. – Leipzig : VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1984. – 368 s.

127. Кипарисов, С. С. Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов, Г. А. Либенсон. – 2-е изд. – М. : Металлургия, 1991. – 430 с.

128. Кононов, И. А. Установка для получения порошков методом центробежного распыления вращающейся заготовки / И. А. Кононов [и др.] // Металлургия гранул ; под. ред. А. Ф. Белова. – 1984. – Вып. 2. – С. 242–250.

129. Способ получения металлических порошков : пат. 2203773 Российская Федерация : МПК7 В 22 F 9 / 04, В 23 С 3 / 04 / В. Г. Бакуменко, П. И. Булычев, А. А. Таланов ; заявитель ОАО «ЧМЗ». – № 2001114229 ; заявл. 23.05.01 ; опубл. 20.06.2007 // Бюл. / Роспатент. – 2007. – № 17. – С. 31.

130. Установка для получения сферических наплавочных материалов : а. с. 503688 СССР : МПК В 23 К 37 / 00 / Л. К. Дружинин [и др.]. – № 2064873 ; заявл. 07.10.74 // Открытия. Изобретения. – 1976. – № 7. – С. 10.

131. Способ получения порошка карбида вольфрама, устройство для реализации способа и порошок карбида вольфрама, полученный этим способом : пат. 2301133 Российская Федерация : МПК7 В 22 F 9 / 10, С 01 В 31 / 34 / С. В. Агеев, Ю. П. Москвичев ; заявитель С. В. Агеев. – № 2005133822 ; заявл. 02.11.05 ; опубл. 20.06.07 // Бюл. / Роспатент. – 2007. – № 17. – С. 28.

132. Perfectionnement des machines a fabriquer des poudres par fusion d'une electrode tournante : пат. 2301133 Франция : МПК В 01 J 2 / 02, В 22 F 9 / 10, В 22 F 9 / 14 / Creusot Loire; заявитель Creusot Loire. – заявл. 07.12.73 ; опубл. 04.07.75 // В.О.Р.И – «Listes» / Institut National de la propriete industrielle. – 1975. – № 27. – S. 33.

133. Device for producing fine powder of liquid metal : пат. 3752610 США : МПК В 29 С 23 / 00 / S. G. Glazunov, L. A. Khrustsevich, Y. F. Altunin ; заявитель Sergei Georgievich Glazunov. – заявл. 01.07.72 ; опубл. 14.08.73 // United States Patent and Trademark Office. – 1973.

134. Способ получения сферических порошков и гранул : пат. 2361698 Российская Федерация : МПК7 В 22 F 9 / 10, В 22 F 9 / 08 / А. К. Давыдов [и др.]; заявитель ОАО «Ступинская металлургическая компания». – № 2008110117 ; заявл. 19.03.08 ; опубл. 20.07.09 // Бюл. / Роспатент. – 2009. – № 20. – С. 41.

135. Установка для получения металлического порошка : а. с. 820068 СССР : МПК В 22 F 9 / 08 / В. Т. Мусиенко, И. А. Кононов, О. П. Катков. – № 2859497 ; заявл. 27.12.79 ; опубл. 23.02.81 // Открытия. Изобретения. – 1981. – № 7. – С. 16.

136. Установка для получения металлического порошка : пат. 2356696 Российская Федерация : МПК7 В 22 F 9 / 10 / Г. С. Гарибов [и др.]; заявитель ОАО «ВИЛС» – № 2008110117 ; заявл. 14.09.07 ; опубл. 27.05.09 // Бюл. / Роспатент. – 2009. – № 15. – С. 34.

137. Установка для получения гранул центробежным распылением расплава : пат. 2038924 Российская Федерация : МПК7 В 22 F 9 / 10 / Е. П. Мошин [и др.]; заявитель Е. П. Мошин [и др.]. – № 5067208 ; заявл. 03.08.92 ; опубл. 09.07.95 // Бюл. / Роспатент. – 1995. – № 19. – С. 21.

138. Установка для получения гранул центробежным распылением расплава : пат. 2314179 Российская Федерация : МПК7 В 22 F 9 / 10 / В. А. Патрушев, В. И. Николаев ; заявитель В. А. Патрушев, В. И. Николаев. – № 2006105989 ; заявл. 26.02.06 ; опубл. 10.01.08 // Бюл. / Роспатент. – 2008. – № 1. – С. 39.

139. Rotating gas jet apparatus for atomization of metal stream : пат. 3826598 США : МПК В 22 D 23 / 08 / А. Kaufmann ; заявитель Nuclear Metals Inc. – заявл. 15.01.73 ; опубл. 30.07.74 // United States Patent and Trademark Office. – 1974.

140. Способ получения металлического порошка : а. с. 1246487 СССР : МПК В 22 F 9 / 10 / А. В. Харитонов [и др.]. – № 3788219 ; заявл. 01.09.84 ; опубл. 07.06.91 // Открытия. Изобретения. – 1991. – № 21. – С. 22.

141. Технология малых сферических металлических частиц и метода изготовления : пат. 317212 Япония : МПК7 В 22 F 9 / 10 / С. Сигэнобу, К. Йошики ; заявитель С. Мичигана Ко. – № 118342 ; заявл. 2001 ; опубл. 2002 // Патентное Бюро Японии. – 2002.

142. Способ получения металлического порошка : пат. 2302926 Российская Федерация : МПК7 В 22 F 9 / 10 / Ш. М. Шейхалиев, А. В. Берюхов ; заявитель ООО «РСТ». – № 2005106010 ; заявл. 03.03.05 ; опубл. 20.07.07 // Бюл. / Роспатент. – 2007. – № 20. – С. 16.

143. Устройство для получения гранул : а. с. 688282 СССР : МПК В 22 D 23 / 08 / В. Н. Каринский, В. Т. Мусиенко, С. Г. Глазунов. – № 2447332 ; заявл. 30.09.79 ; опубл. 30.09.79 // Открытия. Изобретения. – 1979. – № 36. – С. 29.

144. Устройство для рециркуляции газа в установке для распыления расплавленного металла : а. с. 521021 СССР : МПК В 05 В 7 / 06 / И. В. Волков [и др.]. – № 2107172 ; заявл. 24.02.1975 ; опубл. 15.07.1976 // Открытия. Изобретения. – 1976. – № 26. – С. 11.

145. Анциферов, В. Н. Порошковая металлургия и напыленные покрытия / В. Н. Анциферов, Г. В. Бобров, Л. К. Дружинин. – М. : Металлургия, 1987. – 792 с.

146. Шульга, А. В. Вакуумная индукционная плавка : учебное пособие / А. В. Шульга. – М. : Изд-во МИФИ, 2010. – 64 с.

Научное издание

Акулович Леонид Михайлович,
Сергеев Леонид Ефимович,
Покровский Артур Игоревич,
Сенчуров Евгений Витальевич

ФЕРРОАБРАЗИВНЫЕ ПОРОШКИ ДЛЯ МАГНИТНО-АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Ответственный за выпуск *М. А. Прищепов*

Редактор *В. А. Лукьянчук*

Корректор *Д. О. Бабакова*

Компьютерная верстка *Д. О. Бабаковой*

Дизайн и оформление обложки *Д. О. Бабаковой*

Подписано в печать 17.12.2015 г. Формат 60×84¹/₁₆.

Бумага офсетная. Ризография.

Усл. печ. л. 16,51. Уч.-изд. л. 12,9. Тираж 100 экз. Заказ 738.

Издатель и полиграфическое исполнение:

Учреждение образования

«Белорусский государственный аграрный технический университет».

Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,

распространителя печатных изданий

№ 1/359 от 09.06.2014.

№ 2/151 от 11.06.2014.

Пр. Независимости, 99–2, 220023, Минск.