

БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ КОНЦЕРН
ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.017:539.213

Стасенко Дмитрий Леонидович

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОРОШКА
И ДИСКРЕТНЫХ ВОЛОКОН С АМОРФНОЙ
И МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ
ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ РАСПЛАВА
И ИЗДЕЛИЙ НА ИХ ОСНОВЕ

05.16.06 - Порошковая металлургия и композиционные материалы

Автореферат диссертации на соискание
ученой степени кандидата технических наук

Минск 2004

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Работа выполнена в Учреждении образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого».

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор Верещагин Михаил Николаевич, Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», кафедра «Обработка материалов давлением»

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор Ковалевский Виктор Николаевич, Учреждение образования «Белорусский национальный технический университет», г. Минск

кандидат технических наук Минько Дмитрий Васильевич, Научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт сварки и защитных покрытий с опытным производством, г. Минск

Оппонирующая организация: Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Б. г. Гомель

Защита состоится 9 апреля 2004 г. в 14-00 на заседании совета по защите диссертаций Д 02.40.01 в Белорусском государственном научно-производственном концерне порошковой металлургии по адресу: 220071, г. Минск, Платонова, 41, тел. 239-98-42.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Белорусского государственного научно-производственного концерна порошковой металлургии.

Автореферат разослан «___» марта 2004 г.

Ученый секретарь совета по защите диссертаций, к.т.н., доцент $\gamma 0$ $\$/<2У\$

В.М. Горохов

© Стасенко Д.Л., 2004

Актуальность темы диссертации. Традиционные металлургические технологии не дают возможность получать комплекс свойств, необходимых для новейших конструкций и деталей. Повышение эксплуатационных свойств путем легирования практически исчерпало себя. Необходимы новые подходы к созданию материалов и технологий.

В работах отечественных и зарубежных ученых показано значительное повышение эксплуатационных свойств различного класса материалов, полученных в процессе охлаждения расплава со скоростью $10^5 - 10^6$ °C/с.

Одним из перспективных направлений в технике является использование сверхвысоких скоростей ($10^5 - 10^6$ °C/с) охлаждения расплава при получении металлических порошков и дискретных волокон. Данная технология получения быстрозакаленных материалов позволяет значительно повысить растворимость легирующих элементов в твердом растворе, получить метастабильные фазы и новые структурные состояния - аморфное, микрокристаллическое и др. Полученные быстрой закалкой из расплава материалы обладают высокой прочностью и коррозионной стойкостью, имеют высокую магнитную проницаемость с одновременно высокой износостойкостью. Данные материалы могут быть использованы также и в порошковой металлургии для изготовления пористых проницаемых материалов и создания износостойких покрытий на деталях различного назначения. Экономическая целесообразность использования технологии диспергирования расплава проявляется по мере увеличения сортамента продукции, объема производства, совершенствования и создания нового оборудования для ее осуществления.

Однако существующие методы газового распыления расплава при получении металлических порошков не позволяют получать аморфную структуру из-за невысокой скорости $10^2 - 10^3$ °C/с охлаждения. Кроме того, известные методы газового распыления расплава ограничены с точки зрения получения порошка фракции 5-50 мкм, количество которого не превышает 20-30 % масс. Капиллярно-газово-центробежное диспергирование расплава газовым потоком со сложным поступательно-вращательно-колебательным движением газа-энергоносителя с последующим охлаждением продуктов диспергирования со скоростью $10^5 - 10^6$ °C/с является предпочтительным для получения металлических порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5-50 мкм и позволяет значительно повысить растворимость легирующих элементов в твердом растворе, получить метастабильные фазы и новые структурные состояния.

Вместе с тем, практически вся информация по получению порошков с аморфной и мелкокристаллической структурой, как правило, посвящена бинарным, реже трехкомпонентным сплавам на основе железа. Дисперги-

рованию расплавов сложнолегированных сплавов уделено недостаточное внимание, однако исследования диспергирования сложнолегированных на базе традиционных легирующих и аморфизирующих элементов сплавов на основе железа показали значительное повышение физико-механических свойств этих сплавов. Широкое использование данной технологии сдерживается нерешенностью ряда задач, обусловленных новизной и сложностью проблемы: не созданы теоретические модели, обеспечивающие возможность расчетов размеров получаемых частиц при сложном капиллярно-газово-центробежном диспергировании расплава с учетом влияния теплофизических и гидродинамических процессов; отсутствуют устройства и аппаратура, способные значительно повысить долю мелких фракций порошков, получать изделия с повышенными физико-механическими и химическими свойствами путем управления процессом формообразования и условиями охлаждения; не исследованы закономерности формирования физических и структурных свойств порошков и волокон в процессе капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава.

Управление технологическими факторами при этом основывается на изучении механики, гидродинамики, теплофизики процессов формообразования порошков и волокон. Поэтому проведение теоретических и экспериментальных исследований метода целенаправленного регулирования геометрии и физико-механических свойств порошков и волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой, базирующихся на установлении функциональной взаимосвязи между технологическими параметрами процесса и физическими явлениями, протекающими при их формообразовании, является важной и актуальной задачей, имеющей как научное, так и практическое значение. Развитие теории непрерывно связано с совершенствованием известных и разработкой новых способов и устройств, обеспечивающих расширение технологических возможностей процессов формообразования порошков и волокон, повышением производительности, снижением материалоемкости оборудования при одновременном, целенаправленном формировании свойств получаемой продукции.

Связь работы с крупными научными программами, темами. Научные исследования проводились в соответствии с проектом № Т 98-238 Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований Республики Беларусь «Разработка теории структурообразования метастабильных прецизионных сплавов при высокоэнергетической термомодеформационной обработке» (1999 - 2001 гг.) гос. регистрац. № 2000989; Межвузовской программой фундаментальных исследований «Металлургия» Министерства образования Республики Беларусь. Задание № 322/03.04 «Разработка теоретических основ структурообразования мелкокристаллических материалов и создание износостойких покрытий на основе сплавов с метастабильной структурой» (1997-2000 гг.) гос. регистрац. №99973819; Задание № 05 - 915 «Разработка научных основ технологии

формообразования проволоки с аморфной и мелкокристаллической структурой, создание основ технологии и опытного оборудования для ее реализации» (1995 - 1996 гг.) гос. регистрац. № 1996561.

Цель и задачи исследования. Целью работы является получение металлического порошка и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой методом диспергирования расплава, обеспечивающего получение фракции 5-50 мкм и изделий на их основе.

Для достижения поставленной цели в работе были определены следующие задачи:

1. Изучить особенности формирования неравновесной структуры в металлических сплавах на основе железа при быстрой закалке расплава, установить факторы, определяющие способность образования данного состояния и определить взаимосвязь структуры и свойств получаемых порошков и волокон.

2. Разработать математическую модель процесса получения порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой методом капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава.

3. Разработать и оптимизировать режимы процесса капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава, при котором обеспечивается получение металлического порошка и дискретного волокна фракции 5-50 мкм.

4. Исследовать основные закономерности формирования структурных и физико-механических свойств металлических порошков и дискретных волокон в зависимости от технологических режимов и параметров процесса капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава.

5. Разработать новый технологический процесс, создать оборудование для получения металлических порошков и дискретных волокон и изделий из них.

Объект и предмет исследования. Объектом исследований являются порошки и дискретные волокна с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5-50 мкм, получаемые из сплавов на основе железа методом капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава.

Предметом исследований является - процесс капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава, обеспечивающий улучшение физико-механических и эксплуатационных свойств, изменение структуры, размеров и формы порошков и дискретных волокон фракции 5-50 мкм путем управления фазовым составом сплавов, условиями охлаждения и формирования частиц.

Гипотеза. В работе сформулировано научное предположение о том, что капиллярно-газово-центробежное диспергирование расплава газовым потоком со сложным движением газа-энергоносителя с последующим высокоскоростным охлаждением продуктов диспергирования позволит получить металлические порошки и дискретные волокна с аморфной и мелкокристал-

лической структурой фракции 5-50 мкм. Результаты моделирования и опытно-экспериментальная проверка подтвердили правильность гипотезы, что позволило разработать новый технологический процесс и создать оборудование для получения металлических порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5-50 мкм.

Методология и методы проведения исследований. Методология работы определяется гипотезой, для подтверждения которой требовалось решение ряда взаимосвязанных задач, направленных на выявление закономерностей формирования физических и структурных свойств получаемых порошков и дискретных волокон, а также на установление связи между их эксплуатационными характеристиками и технологическими факторами процесса диспергирования расплава. При выполнении работы использован современный математический аппарат. В качестве специальных методов применено математическое моделирование, использовались современное оборудование и приборы: микроскоп сканирующий «Nanolab 7» фирмы «Orton» (Германия); металлографический микроскоп модели «MeF-2» фирмы «Reichert» (Австрия); «SediGraph 2100» фирмы «Micromeritics» (США); микротвердомер MKV-D фирмы «Akami»; импульсный твердотельный лазер «Квант-15»; дифрактометр «Дрон-3» и др. Размеры частиц, насыпная плотность, плотность утряски и форма частиц определялись по ГОСТ 18318-94, ГОСТ 19440-94, ГОСТ 25279-93 и ГОСТ 25849-83, соответственно.

Результаты исследований обрабатывались методами математической статистики. Достоверность результатов и выводов обеспечена воспроизводимостью полученных теоретических и экспериментальных данных и использованием апробированных методик и средств измерения.

Научная новизна и значимость полученных результатов. Разработана математическая модель процесса получения металлических порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой методом капиллярно-газово-центровбежного диспергирования расплава. Получены уравнения, описывающие кинематику истечения расплава из тигля, а также закономерности процесса диспергирования расплава газовым потоком, имеющим поступательно-вращательно-колебательное движением газа-энергоносителя. Проведен количественный анализ влияния термических процессов при газовом диспергировании расплава. Представлен теоретический анализ закономерности процесса получения дискретного волокна со средним диаметром « 20 мкм. Изучены закономерности диспергирования капель расплава поверхностью вращающегося кристаллизатора. Показано, что теоретические размеры порошка и дискретного волокна фракции 5-50 мкм зависят от свойств распыляемого материала, диаметра и угловой скорости кристаллизатора, а также размера капли, полученной на стадии газового диспергирования расплава.

Получены статистические модели процесса капиллярно-газово-центровбежного диспергирования расплава, позволяющие оптимизировать основные параметры процесса с целью эффективного регулирования геометрии и физико-механических свойств порошков и дискретных волокон, а также повысить стабильность и производительность процесса.

Предложен и научно обоснован новый технологический процесс капиллярно-газово-центровбежного диспергирования расплава, позволивший получать непосредственно из расплава порошки различной формы и дискретное волокно с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5-50 мкм.

Установлено, что при скорости охлаждения в пределах $4-8 \cdot 10^5$ °C/с металлических расплавов сплавов $Fe_{94,9}B_{3,6}Si_{0,5}C_{1,0}$, $Fe_{73,9}Cr_{4,5}Ni_{1,8}Al_{0,3}Cu_{5,5}B_{4,5}Si_{7,6}V_{0,9}C_{1,0}$, $Fe_{94}B_{4,5}Si_{1,5}$, $Fe_{87}Cr_{4,5}B_{3,8}Si_{1,5}V_{2,1}C_{1,1}$, $Fe_{70,48}Cr_{3,88}Co_{2,42}Ni_{6,68}Mo_{6,42}B_{4,8}Si_{0,32}$ (% масс.), $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$ (% ат.) образуется аморфная и мелкокристаллическая структура с микротвердостью HV 11,1-11,4 ГПа, что связано с ее влиянием на процесс формирования твердой фазы при кристаллизации. Высокий градиент температуры на границе расплав/твердая фаза приводит к образованию ячеистой структуры с размерами ячейки 2,85–2,86 Å, которая формируется на стадии расплава с однородным распределением легирующих элементов сплава по объему получаемой частицы.

Экспериментально установлена функциональная взаимосвязь между технологическими параметрами процесса получения порошков и дискретных волокон капиллярно-газово-центровбежным диспергированием расплава и физическими явлениями, протекающими при их формообразовании. Показано, что уменьшение диаметра капиллярного отверстия тигля (от 1 мм до 0,2 мм) ведет к существенному уменьшению размеров блоков (от 2,89 Å до 2,85 Å), их микродеформаций и распределению напряжений по объему зерна.

Установлена взаимосвязь скорости охлаждения расплава с температурой стеклования сплавов, их фазовым составом, микротвердостью и электросопротивлением в процессе изотермического отжига. Доказано, что кристаллизация аморфных сплавов $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$ (% ат.) протекает по механизму эвтектической кристаллизации при наличии двух максимумов твердости $5 \cdot 10^9$ Па при 280 °C и $6 \cdot 10^9$ Па при 360 °C, первый из которых связан с температурой стеклования, а второй – возникает на стадии кристаллизации с появлением боридной фазы $(Fe,Ni)_3B$, причем с уменьшением диаметра волокна существует тенденция к росту температуры стеклования.

Исследованы структура и эксплуатационные свойства покрытий, полученных лазерным оплавлением порошкообразного слоя из сферического аморфного порошка сплава $Fe_{87}Cr_{4,5}B_{3,8}Si_{1,5}V_{2,1}C_{1,1}$ (% масс.) и газопламенным напылением сиксты на основе аморфного порошка из сплава $Fe_{73,9}Cr_{4,5}Ni_{1,8}Al_{0,3}Cu_{5,5}B_{4,5}Si_{7,6}V_{0,9}C_{1,0}$ (% масс.). Установлено, что структур-

ный фактор при формировании аморфного слоя и зоны термического влияния покрытия играет ключевую роль в упрочнении жидкофазного поверхностного слоя. Рост скорости охлаждения до момента начала аморфизации ведет к увеличению содержания в сплаве твердого раствора α -Fe и снижению содержания Fe_3C . Доказан рост износостойкости лазерных покрытий с аморфизированными включениями по сравнению с кристаллической структурой в 3 раза и газопламенных – в 4,5 раза.

Практическая и экономическая значимость полученных результатов. На основании выполненных теоретических и экспериментальных исследований разработаны новый технологический процесс (ТП ОМД 104.000) и опытная установка (Патент РБ № 4297) для изготовления металлического порошка и дискретных волокон методом капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава с производительностью 20–25 кг/ч.

Результаты работы внедрены на Пинском заводе кормовых витаминов. Изготовлена партия фильтрующих элементов для тонкой очистки от механических частиц пара, подаваемого при проведении стерилизации на фильтры тонкой очистки воздуха типа «ФТОС». Фильтрующие элементы представляют собой втулку с наружным диаметром 46 мм и длиной 100 мм, изготовленную из порошка фракции 10–50 мкм коррозионностойкой стали $Fe_{73,9}-Cr_{4,5}-Ni_{1,8}-Al_{0,3}-Cu_{5,5}-B_{4,5}-Si_{7,6}-V_{0,9}-C_{1,0}$ (% масс.). Пористость элементов составила 38–40 % при среднем размере пор 10–16 мкм. Абсолютная тонкость фильтрования составила 2–3 мкм по пару. Фильтроэлементы были использованы для очистки от механических включений пара, подаваемого при проведении стерилизации при температуре 130–140 °С и давлении $\approx 0,2$ МПа. Применение данных фильтрующих элементов позволило уменьшить расход материала (фторопласта) на изготовление уплотнителей вентилях в 3 раза, повысить долговечность работы фильтрующих касет в фильтрах тонкой очистки воздуха типа «ФТОС» в 4 раза, применяемых для получения стерильного воздуха, подаваемого в процессе ферментации для насыщения кислородом воздуха ферментационной среды, снизить количество нестерильных операций в 2 раза. Фактический экономический эффект от внедрения фильтрующих элементов для очистки пара в течение 1 года (с 01.10.2001 г. по 30.09.2002 г.) составил 35 120 000 рублей.

Результаты работы внедрены на РНИУП «Луч», г. Гомель. Магнитоабразивное полирование (МАП) дискретным волокном из сплава $Fe_{94,9}-B_{3,6}-Si_{0,5}-C_{1,0}$ (% масс.) прошло испытания и использовано для обработки элементов сверхвысокочастотных радио и телевизионных устройств сложения мощности сигналов. Применение МАП дискретным волокном позволило снизить шероховатость обработанных поверхностей до Ra 0,2, что позволило значительно улучшить радиотехнические характеристики устройств, заменить элементы из меди на алюминиевые, за счет чего снизить массу устройств в 3 раза. Фактический экономический эффект от внедрения магнит-

нообразивного полирования дискретным волокном элементов устройств сложения мощности радио и телевизионных передатчиков в течение 1 года (с 01.01.2003 г. по 31.12.2003 г.) составил 5 902 890 рублей.

Полученные методом капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава дискретные волокна из сплава системы $Fe_{73,9}-Cr_{4,5}-Ni_{1,8}-Al_{0,3}-Cu_{5,5}-B_{4,5}-Si_{7,6}-V_{0,9}-C_{1,0}$ (% масс.) внедрены в качестве одного из компонентов шихты, после атриторной обработки, наносимой газопламенным напылением на рабочие поверхности прокатных роликов для формирования износостойкого покрытия в УП «Технопарк БНТУ «Метолит», для РУП «Белорусский металлургический завод», г. Жлобин. Износостойкость роликов с покрытием повышена по сравнению с базовым вариантом в 4,5 раза.

Результаты работы также использованы при проведении лекционных и лабораторных занятий по курсам «Тепловые процессы в технологических системах» для специальности Т. 03. 01. 00 «Технология, оборудование и автоматизация машиностроения» и «Монтаж и ремонт станочного оборудования» для специализации Т. 03. 01. 04 «Металлорежущие станки и инструменты».

Основные положения, выносимые на защиту. На защиту выносятся следующие основные положения:

1. Математическая модель, описывающая закономерности процесса диспергирования расплава, гидродинамику и теплофизику процессов формообразования порошков различной формы и дискретного волокна при высокоскоростной заалке расплава.

2. Статистические модели процесса капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава, позволяющие установить закономерности влияния технологических факторов на геометрические размеры порошков и дискретных волокон, а также определить методом многопараметрической оптимизации эффективные режимы получения сферического порошка и дискретных волокон фракции 5–50 мкм.

3. Результаты экспериментальных исследований закономерностей формирования физических и структурных свойств порошков и дискретных волокон в процессе высокоскоростной заалки расплава.

4. Результаты исследований морфологии поверхности, гранулометрического состава и физико-механических свойств порошка и дискретных волокон, фазового состава и эксплуатационных свойств покрытий, полученных лазерным оплавлением порошка на металлической подложке и газопламенным напылением порошка, определяющих эксплуатационные свойства деталей.

5. Технология получения металлического порошка и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой.

Личный вклад соискателя. Основные положения, выводы и рекомендации, диссертации принадлежат автору, который совместно с руково-

директором работы выбрал научно-техническое направление и определил задачи исследования, провел комплекс теоретических и экспериментальных исследований и разработал технологию получения неравновесных материалов путем диспергирования расплава газовым потоком со сложным движением газа-энергоносителя и последующего высокоскоростного охлаждения продуктов диспергирования на вращающемся диске-кристаллизаторе. Соавторы научных публикаций и патента, результаты которых вошли в диссертацию, принимали участие в исследованиях и в обсуждении полученных данных.

Апробация результатов диссертации. Основные результаты исследований и положения работы были доложены:

на Международных научно-технических конференциях «Современные проблемы машиноведения» (научное чтение, посвященное П.О. Сухому), г. Гомель, 1996, 1998, 2002 г.;

на Международной научно-технической конференции «Математические модели физических процессов и их свойства» (Россия, г. Таганрог, 1997 г.);

на научно-технической конференции «Новые технологии в машиностроении и вычислительной технике» (г. Брест, 1998 г.);

на Республиканской научно-технической конференции «Новые материалы и технологии» (г. Минск, 1998 г.);

на X юбилейной международной научной школе «Вибротехнология - 2000» по механической обработке дисперсных материалов и сред (Украина, г. Одесса, 2000 г.).

Опубликованность результатов. Основные материалы диссертационной работы опубликованы в 15 научных трудах, в том числе: 5 статей в научно-технических журналах, 4 статьи в научных сборниках и 5 тезисов докладов на научно-технических конференциях. Новизна технических решений подтверждена патентом Республики Беларусь. Общее количество страниц опубликованных материалов - 109.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, общей характеристики работы, 5 глав, заключения, списка использованных источников и приложения.

Полный объем диссертации 246 страниц. Работа содержит 99 страниц машинописного текста, 169 рисунков на 94 страницах, 51 таблицу на 29 страницах, списка использованных источников в количестве 126 наименований на 7 страницах и приложений на 17 страницах.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы, сформулирована цель и задачи, решение которых является ее составными частями, предоставлены основные положения, выносимые на защиту, показана научная и практиче-

ская ценность диссертационной работы, а также личный вклад соискателя и апробация результатов работы.

Первая глава посвящена обзору и анализу литературных данных по теме диссертации. Проанализированы особенности неравновесного состояния металлических систем, оценена возможность получения аморфного состояния в них. Показано, что процесс аморфизации металлов характеризуется критической скоростью кристаллизации, обусловленной как термодинамическими факторами, так и проявлением молекулярно-кинетических принципов межатомного взаимодействия. Определены факторы, определяющие способность формирования неравновесного состояния в металлических сплавах - характеристики диаграмм состояния, физико-химические свойства компонентов, особенности образующихся фаз. Показано, что существует прямая взаимосвязь структуры и свойств неравновесных материалов. Высокоскоростная закалка расплава радикально изменяет фазовый состав сплавов и приводит к изменению концентрационных границ областей разного фазового состава, а также к появлению новых метастабильных фаз. Представлена характеристика основных способов получения метастабильных металлов, в том числе и аморфных. Показано, что несмотря на большое их количество, не все получили промышленное распространение вследствие низкой производительности и непостоянства комплекса физико-механических свойств получаемых изделий. В результате проведенного анализа установлена перспективность применения газового диспергирования расплава в качестве основы для создания нового процесса получения мелкодисперсных порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой при высокоскоростной закалке расплава.

Во второй главе дается описание экспериментальной установки и аппаратуры для получения металлического порошка и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5-50 мкм методом капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава, обеспечивающего высокоскоростную закалку расплава. Приведены методики исследования, использованные в работе, и определены основные правила и технические параметры процесса получения металлических порошков и дискретных волокон с неравновесной структурой. Конструктивные особенности новой установки для получения металлического порошка и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5-50 мкм (патент Республики Беларусь № 4297 от 22.10.2001 г.), включающей центробежный кристаллизатор с пазами на рабочей поверхности, газоструйные стержневые генераторы и коробчатый кристаллизатор обеспечивают оптимизацию условий охлаждения расплаиваемых частиц и позволяют воздействовать на процесс их формирования. Приведены конструктивные особенности распылительного устройства, содержащего газоструйные стержневые генераторы акустической частоты, обеспечивающие

придание газу-энергоносителю сложного поступательно-вращательно-колебательного движения, а также метод настройки резонаторов. Представлено описание регулирующей и контролирующей аппаратуры для осуществления процесса капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава.

В качестве исходных материалов для получения металлических порошков и дискретных волокон в процессе высокоскоростной закалки расплава использовались сплавы: $Fe_{94,9}-B_{3,6}-Si_{0,5}-C_{1,0}$, $Fe_{73,9}-Cr_{4,5}-Ni_{1,8}-Al_{0,3}-Cu_{5,5}-B_{4,5}-Si_{7,6}-V_{0,9}-C_{1,0}$, $Fe_{94}-B_{4,5}-Si_{1,5}$, $Fe_{87}-Cr_{4,5}-B_{3,8}-Si_{1,5}-V_{2,1}-C_{1,1}$, $Fe_{70,48}-Cr_{8,88}-Co_{2,42}-Ni_{6,68}-Mo_{6,42}-B_{4,8}-Si_{0,32}$ (% масс.), $Fe_{40}-Ni_{40}-B_{20}$ (% ат.).

Металлический порошок и дискретное волокно подвергалось рассеиванию на приборе определения гранулометрического состава модели 029 по ГОСТ 18318-94. Их текучесть, насыпную плотность, плотность утряски и формуемость определяли, соответственно, по ГОСТ 20899-98 и ГОСТ 25279-93. При определении микроструктуры проводилась фотосъемка образцов с использованием оптического микроскопа «Mef-2» и электронного сканирующего микроскопа «Nanolab-7». Рентгеноструктурный и рентгенофазный анализ выполнялся с использованием дифрактометра «Дрон-3». Микротвердость порошков, дискретных волокон и покрытий из них определялась на микротвердомере МКВ-D.

Исследования дифференциально-термического поведения сплавов при нагреве выполнялись в атмосфере гелия, а нагрев осуществлялся до температуры кристаллизации материала, которая является функцией его состава и режимов получения образцов. Для исследуемого сплава $Fe_{40}-Ni_{40}-B_{20}$ (% ат.) она находилась в пределах 250–600 °С.

Получение порошковых покрытий выполнялось методом газопламенного напыления и лазерного оплавления порошкообразного слоя. В качестве наплавляемого материала применялись сплавы $Fe_{87}-Cr_{4,5}-B_{3,8}-Si_{1,5}-V_{2,1}-C_{1,1}$ (% масс.) и $Fe_{73,9}-Cr_{4,5}-Ni_{1,8}-Al_{0,3}-Cu_{5,5}-B_{4,5}-Si_{7,6}-V_{0,9}-C_{1,0}$ (% масс.), а в качестве подложки была выбрана углеродистая. Износостойкость полученных покрытий определялась методом торцевого трения в соответствии с требованиями ГОСТ 23.211-80 и методом диск-колюдка.

В третьей главе рассматривается многопараметрическая оптимизация режимов процесса получения металлических порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5–50 мкм диспергированием расплава.

Для получения статистических моделей использовали центральный композиционный ротатбельный равномер-план второго порядка. В качестве параметров многопараметрической оптимизации выбрали следующие технологические параметры: h_p – положение резонаторов газоструйных стержневых генераторов акустической частоты распыляющего устройства; P_k – давление газа над поверхностью расплава в тигле; d_k – диаметр капиллярного отверстия в тигле; ΔT – температура перегрева расплава выше

температуры плавления сплава; P_2 – давление газа-энергоносителя; V_{kp} – скорость вращения центробежного кристаллизатора; L_{kp} – ширина пазов в кристаллизаторе.

Выбор равномер-плана второго порядка обусловлен тем, что ротатбельность обеспечивает равные возможности для поиска экстремума в разных направлениях, а также минимизирует функции отклика, когда полином второго порядка применяется для аппроксимации поверхности, которая является на самом деле поверхностью третьего порядка. В качестве отклика оптимизации были выбраны процентное содержание металлического порошка и дискретного волокна фракции Y_{0-50} и средний диаметр частицы d_c .

Обработку данных, полученных по матрице центрального композиционного ротатбельного равномер-плана второго порядка производили с помощью прикладных программ Mathcad 2000 и Mathematica 2.2, работающих в среде WindowsME.

Статистические модели, определяющие зависимость процентного содержания металлического порошка фракции Y_{0-50} и его среднего размера d_c при диспергировании расплава газовым потоком со сложным движением газа-энергоносителя от технологических факторов h_p , P_k , d_k , ΔT , P_2 , имеют вид:

$$Y_{0-50} = 0,306 \cdot \frac{P_k^{0,4834} \cdot P_2^{0,9711} \cdot (-0,1212h_p^2 + 3,7398h_p - 24,581)}{d_k^{1,0672} \cdot \Delta T^{0,0542}}; \quad (1)$$

$$\tilde{d}_c = 0,225 \cdot \frac{d_k^{0,529} \cdot \Delta T^{0,0079} \cdot (1,9801h_p^2 - 60,938h_p + 651,92)}{P_k^{0,0348} \cdot P_2^{0,2488}}. \quad (2)$$

Статистические модели, определяющие зависимость процентного содержания дискретного волокна фракции Y_{0-50} и среднего эффективного диаметра d_c от технологических факторов V_{kp} , L_{kp} при оптимальных параметрах предыдущей стадии, имеют вид:

$$Y_{0-50} = 0,074 \cdot (0,1797 \cdot V_{kp}^{0,3425} \cdot L_{kp} + 9,428 \cdot V_{kp}^{0,3425}); \quad (3)$$

$$d_c = 8,559 \cdot 10^{-3} \cdot (-9 \cdot 10^{-6} \cdot V_{kp}^2 + 0,0844 \cdot V_{kp} - 75,456) \times (-1,211L_{kp}^2 + 0,485L_{kp} + 115,53). \quad (4)$$

Обобщенные статистические модели, определяющие зависимость процентного содержания дискретного волокна и металлического порошка фракции Y_{0-50} и среднего эффективного диаметра d_c от технологических факторов h_p , P_k , d_k , ΔT , P_2 , V_{kp} , L_{kp} при капиллярно-газово-центробежном диспергировании расплава:

$$\tilde{d}_c = 1,505 \cdot 10^{-5} \cdot \frac{d_k^{0,529} \cdot \Delta T^{0,0079} \cdot (1,980 h_p^2 - 60,938 h_p + 651,92)}{P_k^{0,0348} \cdot P_2^{0,2488}} \times (5)$$

$$\times (0,0844 V_{kp} - 9 \cdot 10^{-6} V_{kp}^2 - 75,456) \cdot (-1,21 L_{kp}^2 + 0,485 L_{kp} + 115,53);$$

$$Y_{0-50} = 3,17 \cdot 10^{-3} \times \frac{P_k^{0,4834} \cdot P_2^{0,9711} \cdot (-0,1212 h_p^2 + 3,7398 h_p - 24,581) \cdot (0,1797 V_{kp}^{0,3425} L_{kp} + 9,428 V_{kp}^{0,3425})}{d_k^{1,0672} \cdot \Delta T^{0,0542}} (6)$$

Многочисленной оптимизацией методом спирального координатного спуска определяем следующий оптимальный режим получения металлических порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 0–50 мкм: $h_p = 15$ мм; $P_k = 80$ кПа; $d_k = 300$ мкм; $\Delta T = 120$ °С; $P_2 = 4$ МПа; $V_{kp} = 6000$ об/мин; $L_{kn} = 3$ мм.

В четвертой главе приводятся теоретические основы процесса получения металлических порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой методом капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава.

Анализ процесса истечения жидкости (расплава) из капиллярного отверстия тигля показал, что форма его продольного сечения играет ключевую роль при формировании струи. Вид кинематического уравнения движения расплава в тигле при этом зависит от отношения вязкого, инерционного и кинематического сопротивлений. В отличие от цилиндрического тигля, у которого радиус постоянен, синусоидальный тигель, используемый в разработанной технологии, характеризуется переменным радиусом, а истечение жидкости из него имеет пульсирующий характер. Скорость истечения расплава из такого синусоидального тигля определяется выражением:

$$V = -(\Delta p r_0^2) / \left(8\eta \int_0^l \left[\alpha + \beta \sin \left(\frac{2\pi z}{\lambda} + \psi \right) \right]^2 dz \right), (7)$$

где $\Delta p = \frac{2\sigma_{ж} \cos(\gamma + \Theta_p)}{r}$ – капиллярное давление; $\sigma_{ж}$ – свободная энергия на границе жидкости с газом; Θ_p – краевой равновесный угол смачивания; r, r_0 – текущий и выходной радиус капилляра; η – динамическая вязкость расплава; $\alpha = r_0 + r_1/2r_0$; $\beta = r_1 + r_0/2r_0$; r_1 – минимальный радиус капилляра; λ – период синусоиды капилляра.

В момент истечения струя расплава имеет форму цилиндра, которая перемещается с некоторой постоянной скоростью. Для нахождения закономерностей измерения температуры расплава при движении струи расплава в зону диспергирования было составлено уравнение теплового ба-

ланса для элементарной струи при охлаждении ее боковой поверхности за некоторый малый промежуток времени:

$$\alpha(T_i' - T_c) dF_1' dt = -\rho' c_p' d(T_i' - T_c) dV_1', (8)$$

где α – коэффициент теплопередачи на поверхности раздела расплав-охладитель; T_i', T_c – текущая температура элементарной струи расплава и температура окружающей среды соответственно; ρ', c_p' – плотность и удельная теплоемкость расплава соответственно; dF_1', dV_1' – площадь боковой поверхности элемента цилиндрической струи расплава и его объем, соответственно. Уравнение (8) позволяет определить текущую температуру расплава в любой момент времени при различных условиях теплообмена его с окружающей средой. Показано, что температура расплава при его истечении в большей степени зависит от расстояния до зоны диспергирования в сравнении с другими параметрами процесса и имеет линейный характер, причем увеличение скорости истечения и диаметра капилляра ведет к меньшему падению температуры расплава, тогда как рост коэффициента теплоотдачи приводит к увеличению падения данной температуры. Последняя играет решающую роль при получении металлических порошков и дискретных волокон фракций 5–50 мкм.

Анализ закономерностей диспергирования расплава газовым потоком со сложным движением газа-энергоносителя позволил определить его мощность в зависимости от времени, которая описывается следующим выражением:

$$W_i(t) = 50 Q \rho_g(t) \left[V_{yi}^2 - (1 - \text{tg}^2 \alpha) - \omega_i^2 r_i^2 \right] + 295 N \left[\left(\frac{d_c - d_{CT}}{100} \right) \cdot \left(1 + 0,8 \frac{d_{CT}}{d_c} \right) \right]^2 \sqrt{\frac{P_n - 0,9}{P_a}}, (9)$$

где $Q = dm_p/dt$ – расход газа-энергоносителя; $\rho_g(t)$ – плотность газа в потоке в i -ой точке пространства; V_{yi} – компонента скорости потока газа в вертикальном направлении; α – угол атаки потока газа-энергоносителя на струю расплава; ω_i – угловая скорость газового потока; r_i – текущий радиус вращения потока газа; d_{CT}, d_c – диаметр стержня резонатора и его сопла соответственно; P_n, P_a – избыточное и давление окружающей среды соответственно.

Расчетная максимальная мощность, развиваемая устройством для диспергирования при использовании в качестве газа-энергоносителя азота, составляет 68 кВт при давлении газа $P_2 = 2$ МПа. При этом средний диаметр каплей, образующихся при диспергировании расплава данным распылительным устройством, может быть найден из решения системы уравнений, включающей уравнение сохранения момента количества движения, уравнение Бернулли и неразрывности:

$$d_c = 1,89 \sqrt[3]{\frac{\sigma_k^4}{r^2(P_k + P_2)}} \quad (10)$$

где r, r_k – радиус потока расплава после диспергирования и капиллярного отверстия тигля соответственно; σ – поверхностное натяжение расплава; P_k, P_2 – давление газа в тигле и давление газа, развиваемое устройством.

Расчет среднего диаметра получаемых частиц металлического порошка согласно (10) показывает, что при давлении газа-энергоносителя $P_2 = 2$ МПа эта величина составляет 50 мкм. Проведенный качественный анализ влияния термических процессов при газовом диспергировании струи расплава позволил установить, что скорость охлаждения капель расплава зависит от многих факторов – их геометрических размеров, коэффициента теплоотвода конвекцией, температуры расплава, свойств распыляемого материала. Уменьшение размера капель расплава после диспергирования ведет к росту скорости охлаждения с одновременным уменьшением времени охлаждения и затвердевания получаемых частиц.

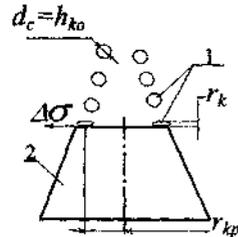


Рис. 1. Схема контакта и растекания расплава по поверхности кристаллизатора: 1 – капля расплава; 2 – кристаллизатор

Показано, что процесс растекания капель расплава по твердой поверхности центробежного кристаллизатора состоит из трех последовательных стадий: на начальной стадии капля под действием капиллярных сил и силы тяжести превращается в плоскую «лужицу». Затем происходит дальнейшее растекание жидкости под действием центробежных сил со степенной зависимостью расстояния от времени. На последней стадии скорость растекания быстро уменьшается, и растекание прекращается. На рис. 1 представлена схема к определению размеров дискретного волокна в процессе центробежного диспергирования капли расплава.

Закон перемещения фронта жидкого металла при растекании расплава описывается уравнением:

$$X = \left(\frac{3m\Delta\sigma}{2\eta\rho_L\xi} \right)^{1/3} \cdot t^{1/3}, \quad (11)$$

где X – расстояние от центра капли с массой m ; η, ρ_L – динамическая вязкость и плотность жидкого металла; ξ – коэффициент, учитывающий неоднородность толщины слоя расплава; t – время; $\Delta\sigma$ – приращение поверхностного натяжения при движении капли расплава на твердой поверхности, $\Delta\sigma = \sigma_{ж} \cdot (\cos\theta_0 - \cos\theta)$.

Из условия квазистационарности ($t \gg \rho_L / \mu \delta^2$) и безынерционности ($Re \ll r/\delta$) следует, что скорость перемещения фронта жидкости описывается уравнением:

$$dr/dt = \frac{\Delta\sigma m}{\pi \alpha \mu \rho_L} \cdot \frac{1}{r_k^3} \cdot \frac{\Delta\sigma C_s \sqrt{D_v \pi}}{2 \alpha \mu \rho_L} \cdot \frac{\sqrt{t}}{\rho_L}, \quad (12)$$

где μ – кинематическая вязкость расплава; D_v – коэффициент объемной диффузии расплава в кристаллизатор; C_s – концентрация диффундирующего вещества (расплава) в поверхностный слой кристаллизатора; r_k – текущий радиус капли расплава при растекании; $\alpha = 1$ – поправочный коэффициент, учитывающий повышение гидравлического сопротивления слоя расплава. При анализе кинетики растекания жидкого металла по поверхности кристаллизатора использовано уравнение:

$$\left(\frac{\alpha \eta \rho_L x}{2m} \right) a^2 \frac{da}{dt} = \Delta\sigma + \frac{m}{x \rho_L a^2} \left(2\sigma_{23} + \frac{mg}{2x} \right), \quad (13)$$

где a – перемещение расплава; $\dot{a} = da/dt$ – скорость перемещения капли расплава; σ_{23} – удельная свободная межфазовая энергия. Решение уравнения (13) дает выражение для нахождения времени растекания расплава:

$$t = A \left(\frac{a^3}{3} - Ba + B^{3/2} \arctg \left(\frac{a}{\sqrt{B}} \right) \right), \quad (14)$$

где $A = \frac{\alpha \eta \rho_L x}{2m \Delta\sigma}$; $B = \frac{m(2\sigma_{23} + gm/2x)}{x \rho_L \Delta\sigma}$. Здесь $\Delta\sigma$ играет роль «движущей силы» растекания для тонкого слоя расплава; $2\sigma_{23}m$ – сокращение площади переднего и заднего торцев капли в процессе ее растекания; $gm^2/2x^2\rho_L a^2$ – понижение центра тяжести растекающегося расплава.

Работа для перевода сферической капли в тонкую пленку определяется скоростью диссипации первоначальной кинетической энергии капли жидкого металла, летящего со скоростью V_0 в направлении закалочной поверхности:

$$A = 2^{-(n+1)} \pi \rho_L^4 V^{1-n} h_{k0}^{-9} \frac{r^{n+2}}{n+10} \left(-\frac{dh}{dt} \right)^{n+2}, \quad (15)$$

где n – показатель, характеризующий режим растекания жидкого металла; V – скорость перемещения фронта расплава (уравнение (12)); $h_{k0} = r_0$ – начальный размер капли расплава.

Дифференцирование уравнения (15) по времени определяет выражение для нахождения конечных размеров дискретного волокна h при центробежном диспергировании:

$$V_0^{1-n} = \frac{2^{-(n+1)}}{n+10} \left(\frac{V}{\rho_L h_{k0}} \right)^{1-n} \cdot \frac{2}{n+8} \left(-2h_{k0}^{\frac{n+8}{2}} + h^{\frac{n-8}{2}} \cdot h_{k0}^{\frac{n+8}{2}} \right). \quad (16)$$

Теоретический анализ уравнения (16) показал, что размеры дискретного волокна уменьшаются с ростом скорости полета капли расплава и уменьшением размеров последней. Минимальная расчетная величина среднего приведенного диаметра дискретного волокна составляет 15-25 мкм при оптимальных параметрах процесса.

На процесс формирования дискретных волокон на поверхности центробежного кристаллизатора при быстрой закалке расплава решающее влияние оказывают тепловые условия их охлаждения и затвердевания, причем теплопередача кристаллизатору зависит от распределения температуры в расплаве. Решение уравнения теплопроводности позволило определить температурное поле и скорость охлаждения расплава на любой стадии процесса с момента его попадания на поверхность кристаллизатора. Доказано, что уменьшение приведенного диаметра волокна ведет к росту скорости его охлаждения.

Изучены закономерности дробления капель расплава поверхностью центробежного кристаллизатора. Установлено, что теоретические размеры получаемых порошков и дискретных волокон фракций 5-50 мкм зависят от свойств распыляемых материалов, диаметра и угловой скорости вращения центробежного кристаллизатора, а также исходного размера капли расплава. При прочих равных условиях рост скорости вращения кристаллизатора и уменьшение размера капли ведет к монотонному уменьшению получаемых частиц до 20 мкм.

В пятой главе представлены* результаты экспериментальных исследований процесса получения металлического порошка и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой диспергированием расплава с высокоскоростной закалкой (ТП ОМД 104.000), рассмотрены особенности получения быстрозакаленных материалов, а также приведены их основные свойства.

Исследования проводились на экспериментальной установке в два этапа. На первом этапе исследовался процесс диспергирования расплава газовым потоком со сложным движением газа-энергоносителя, где изучалось влияние технологических факторов h_p , P_k , d_k , ΔT , P_z на фракционный состав получаемого порошка. На втором этапе изучался процесс центробежного диспергирования расплава на поверхности кристаллизатора с пазами на рабочей части из материала с высокой теплопроводностью. При оптимальных технологических параметрах первого этапа введение центро-

бежного кристаллизатора в зону диспергирования расплава газовым потоком со сложным движением газа-энергоносителя позволило обеспечить вторичное диспергирование продуктов первого этапа процесса и возможность получения металлических порошков и дискретных волокон фракции 5-50 мкм. Высокоскоростная закалка позволила получить в порошках и дискретных волокнах мелкокристаллическое и аморфное состояние в зависимости от условий обработки, а также обеспечить оптимизацию условий охлаждения распыляемых частиц и возможность воздействия на процесс их формообразования.

Исследования на первом этапе показали, что перемещение стержневых газоструйных резонаторов в направлении от входного отверстия сопла канала диспергирующего устройства ведет к росту выхода порошка мелких фракций, причем при $h_p = 15$ мм процесс диспергирования расплава струей газа-энергоносителя происходит с максимальной амплитудой колебаний. Максимально возможный массовый процент порошка мелких фракций получен при давлении в тигле $P_k \approx 0,1$ МПа. Однако следует заметить, что давление инертного газа в кварцевом тигле ограничено его прочностью. Изменение температуры перегрева расплава выше температуры плавления сплава мало влияет на конечные размеры порошков и дискретных волокон в выбранном интервале варьирования температуры. В дальнейшем при проведении экспериментальных исследований принимался максимальный перегрев расплава $\Delta T = 100$ °С, что позволяет капельной фазе расплава, полученной после первого этапа

диспергирования, иметь сферическую форму до начала вторичного диспергирования на центробежном кристаллизаторе. Изменение диаметра капиллярного отверстия в тигле и особенно давление газа-энергоносителя являются одними из главных параметров, влияющих на конечные размеры порошка. Уменьшение диаметра капиллярного отверстия тигля до 0,2-0,3 мм ведет к росту порошка фракции 0-50 мкм до 16% при $P_z = 0,8$ МПа и до 25% при $P_z = 2$ МПа. При оптимальных параметрах процесса $h_p = 15$ мм; $P_k = 0,1$ МПа; $d_k = 0,3$ мм; $\Delta T = 100$ °С выход фракции 0-50 мкм увеличивается с 11% при $P_z = 0,5$ МПа до 29% при $P_z = 2,5$ МПа (рис. 2).

Использование центробежного кристаллизатора в процессе диспергирования расплава позволяет значительно повысить долю фракции 5-50 мкм

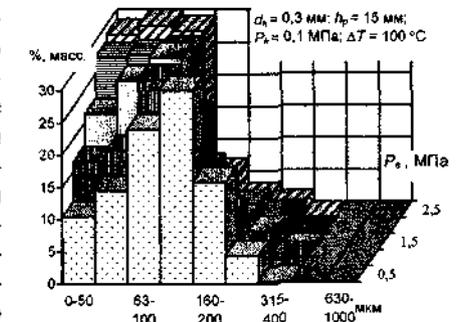


Рис. 2. Распределение порошка по granulometricкому составу в зависимости от газа-энергоносителя

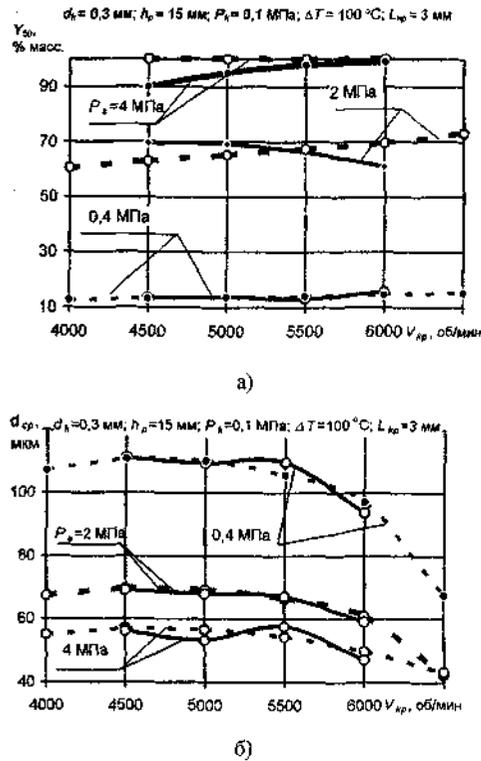


Рис. 3. Изменение фракции 0–50 мкм (а) дискретного волокна и его среднего приведенного диаметра (б) от частоты вращения центробежного кристаллизатора (—■— расчетный; —■— экспериментальный)

сталлическая структура с микротвердостью HV 11,1–11,4 ГПа, что связано с ее влиянием на процесс формирования твердой фазы при кристаллизации. Высокий градиент температуры на границе расплав/твердая фаза приводит к образованию ячеистой структуры с размерами ячейки 2,85–2,86 А, которая формируется на стадии расплава с гомогенным распределением легирующих элементов сплава по объему получаемой частицы. Дисперсность тонкой структуры тем выше, чем выше скорость охлаждения расплава и ее следует учитывать при рассмотрении механизма зарождения и роста кристаллов. Особенностью разработанного технологического процесса (ТП ОМД 104.000) изготовления быстрозакаленных дискретных волокон и порошка различной формы является получение беспористых частиц, что

быстрозакаленных частиц до 73–95 %. Как и на первом этапе исследований, определяющим параметром является давление газа-энергоносителя (рис. 3). Увеличение частоты вращения центробежного кристаллизатора с 4000 до 6000 мин^{-1} ведет к плавному снижению среднего приведенного диаметра получаемых частиц и росту выхода фракции 5–50 мкм. В то же время изменение давления газа-энергоносителя с 0,4 МПа до 4 МПа ведет к значительному изменению величины Y_{0-50} с 15 до 98 % и d_{cp} с 110 до 45 мкм, соответственно.

Установлено, что при скорости охлаждения в пределах $4-8 \cdot 10^5$ $^\circ\text{C}/\text{с}$ металлических расплавов сплавов $\text{Fe}_{94,9}\text{-B}_{3,6}\text{-Si}_{0,5}\text{-C}_{1,0}$, $\text{Fe}_{73,9}\text{-Cr}_{4,5}\text{-Ni}_{1,8}\text{-Al}_{0,3}\text{-Cu}_{5,5}\text{-B}_{4,5}\text{-Si}_{7,6}\text{-V}_{0,9}\text{-C}_{1,0}$, $\text{Fe}_{94}\text{-B}_{4,5}\text{-Si}_{1,5}$, $\text{Fe}_{87}\text{-Cr}_{4,5}\text{-B}_{3,8}\text{-Si}_{1,5}\text{-V}_{2,1}\text{-C}_{1,1}$, $\text{Fe}_{70,48}\text{-Cr}_{8,88}\text{-Co}_{2,42}\text{-Ni}_{6,68}\text{-Mo}_{6,42}\text{-B}_{4,8}\text{-Si}_{0,32}$ (% масс.), $\text{Fe}_{40}\text{-Ni}_{40}\text{-B}_{20}$ (% ат.) образуется аморфная и мелкокри-

сталлическая структура с микротвердостью HV 11,1–11,4 ГПа, что связано с ее влиянием на процесс формирования твердой фазы при кристаллизации. Высокий градиент температуры на границе расплав/твердая фаза приводит к образованию ячеистой структуры с размерами ячейки 2,85–2,86 А, которая формируется на стадии расплава с гомогенным распределением легирующих элементов сплава по объему получаемой частицы. Дисперсность тонкой структуры тем выше, чем выше скорость охлаждения расплава и ее следует учитывать при рассмотрении механизма зарождения и роста кристаллов. Особенностью разработанного технологического процесса (ТП ОМД 104.000) изготовления быстрозакаленных дискретных волокон и порошка различной формы является получение беспористых частиц, что

арактерно для традиционных технологий газового диспергирования расплава при производстве металлических порошков. Экспериментально установлена функциональная взаимосвязь между технологическими параметрами процесса получения порошков и дискретных волокон диспергированием расплава и физическими явлениями, протекающими при их формообразовании. Показано, что уменьшение диаметра капиллярного отверстия тигля ведет к существенному уменьшению размеров блоков (с 2,89 до 2,85А), их микродеформаций и распределению напряжений по объему зерна. Приведены результаты исследований влияния скорости охлаждения на температуру стеклования, фазовый состав, микротвердость и электросопротивление аморфного сплава $\text{Fe}_{40}\text{-Ni}_{40}\text{-B}_{20}$ (% ат.) в процессе изотермического отжига. Доказано, что кристаллизация аморфного сплава протекает по механизму эвтектической кристаллизации при наличии двух максимумов твердости, а с уменьшением эффективного размера волокна существует тенденция к росту температуры стеклования. Для данного сплава она увеличивается с 280°C при $d_{cp} = 40$ мкм до 300°C при $d_{cp} = 18$ мкм. Анализ результатов исследований сплавов $\text{Fe}_{94,9}\text{-B}_{3,6}\text{-Si}_{0,5}\text{-C}_{1,0}$, $\text{Fe}_{73,9}\text{-Cr}_{4,5}\text{-Ni}_{1,8}\text{-Al}_{0,3}\text{-Cu}_{5,5}\text{-B}_{4,5}\text{-Si}_{7,6}\text{-V}_{0,9}\text{-C}_{1,0}$, $\text{Fe}_{94}\text{-B}_{4,5}\text{-Si}_{1,5}$ (% масс.) показывает, что в разных областях скоростей нагрева (температуры кристаллизации) атомная перестройка происходит по разным механизмам. При низких скоростях нагрева ($2 \cdot 10^{-2}$ – $8 \cdot 10^{-1}$ $^\circ\text{C}/\text{с}$) основным механизмом является диффузия вакансионного типа. В области высоких скоростей нагрева (10^2 – 10^5 $^\circ\text{C}/\text{с}$) происходит перестройка окружения атомов, которая носит коллективный характер и обуславливает вязкое течение.

Таблица 1

Свойства порошков и дискретных волокон

Химический состав порошка, % масс.	Размер частиц, мкм	Пикнометрическая плотность, $\text{кг}/\text{м}^3$	Удельная поверхность, $\text{м}^2/\text{кг}$	Микротвердость, ГПа	Плотность утряски, $\text{кг}/\text{м}^3$	Насыпная плотность, $\text{кг}/\text{м}^3$	Фактор формы
$\text{Fe}_{87}\text{-Cr}_{4,5}\text{-B}_{3,8}\text{-Si}_{1,5}\text{-V}_{2,1}\text{-C}_1$	10–50	7710	130450	11,1–11,4	2400	2200	$L/B = 2...5$
$\text{Fe}_{73,9}\text{-Cr}_{4,5}\text{-B}_{4,5}\text{-Al}_{0,3}\text{-Cu}_{5,5}\text{-Ni}_{1,8}\text{-Si}_{7,6}\text{-V}_{0,9}\text{-C}_1$	10–50	7650	197400	3,3	2650	2350	$FF = 0,98$
$\text{Fe}_{94,9}\text{-B}_{3,6}\text{-Si}_{0,5}\text{-C}_1$	40–63	7690	107840	6,5–8	2350	2200	$L/B = 3...10$

Доказано влияние режимов процесса центробежного диспергирования расплавов на термическую стабильность аморфных сплавов. Наиболее лабильны, с точки зрения сохранения аморфной фазы, являются условия локалки расплава на центробежном кристаллизаторе при линейной скоро-

сти его вращения 20–22 м/с. Исследованы основные свойства получаемых порошков и дискретных волокон (табл. 1).

Исследованы структура, износостойкость и микротвердость покрытий, полученных лазерным оплавлением порошкообразного слоя из сферического аморфного порошка сплава $Fe_{87}Cr_{4,5}B_{3,8}Si_{1,5}V_{2,1}C_{1,1}$ (% масс.). Доказан рост износостойкости полученных покрытий с аморфизированными включениями по сравнению с кристаллической структурой исследуемого сплава в 3 раза.

Установлено, что износостойкость прокатных роликов с покрытием, полученным газопламенным напылением шихты, изготовленной из дискретных волокон сплава системы $Fe_{73,9}Cr_{4,5}Ni_{1,8}Al_{0,3}Cu_{5,5}B_{4,5}Si_{7,6}V_{0,9}C_{1,0}$ (% масс.), после атриторной обработки в УП «Технопарк БНТУ «Метолит» повышена по сравнению с базовым вариантом в 4,5 раза. Результаты исследований внедрены на РУП «Белорусский металлургический завод», г. Жлобин. Показано, что степень аморфизации вышеприведенного материала после высокоскоростного газопламенного напыления составила 62–70 % при микротвердости 11,1–11,4 ГПа. По мере возрастания в напыляемом порошке содержания высокотвердых частиц аморфного сплава до 40–50 % происходит последовательное возрастание прочности связи с основой и твердости покрытия, которая стабилизируется на уровне соответственно 60–75 МПа и HRC64–68. Повышение механических свойств сопровождается понижением пористости покрытия вплоть до 2–4 %, при ощутимом улучшении триботехнических свойств наплавленного материала – износ на уровне 1,6–1,7 мкм/10³ м и коэффициент сухого трения по стали 1,9–0,2.

Дискретные волокна из сплава системы $Fe_{94,9}B_{3,6}Si_{0,5}C_{1,0}$ (% масс.), изготовленные по разработанной технологии, внедрены на РНИУП «Луч», г. Гомель для магнитноабразивного полирования элементов сверхвысоко-частотных радио- и телевизионных устройств сложения мощности сигналов. Применение магнитноабразивного полирования дискретным волокном позволило снизить шероховатость обработанных поверхностей до $Ra0,2$, что позволило значительно улучшить радиотехнические характеристики сверхвысоко-частотных радио- и телевизионных устройств сложения мощности сигналов, заменить их элементы из меди на алюминиевые, за счет чего снизить массу устройств в 3 раза. Фактический годовой экономический эффект от внедрения магнитноабразивного полирования дискретным волокном элементов устройств сложения мощности радио и телевизионных передатчиков составил 5 902 890 рублей.

Фильтрующие элементы, изготовленные из сферического порошка фракции 5–50 мкм коррозионноустойчивой стали $Fe_{73,9}Cr_{4,5}Ni_{1,8}Al_{0,3}Cu_{5,5}B_{4,5}Si_{7,6}V_{0,9}C_{1,0}$ (% масс.), полученного по технологии диспергирования расплава газовым потоком со сложным движением газа-энергосносителя с последующим высокоскоростным охлаждением продуктов диспергирования на вращающемся диск-кристаллизаторе, нашли применение в качестве

фильтроэлементов и внедрены в производство Пинского завода кормовых витаминов (ПЗКВ). Фильтрующие элементы представляли собой втулку с наружным диаметром 46 мм и длиной 100 мм и были использованы для очистки от механических включений пара, подаваемого при проведении стерилизации при температуре 130–140 °С и давлении ~ 0,2 МПа, что позволило уменьшить расход материала (фторопласта) на изготовление уплотнителей вентилях в 3 раза, повысить долговечность работы фильтрующих касет в фильтрах тонкой очистки воздуха типа «ФТОС» в 4 раза, применяемых для получения стерильного воздуха, подаваемого в процессе ферментации для насыщения кислородом воздуха ферментационной среды, снизить количество нестерильных операций в 2 раза. Фактический годовой экономический эффект от внедрения фильтрующих элементов для очистки пара составил 35 120 000 рублей.

Суммарный экономический эффект от внедрения разработанных материалов и изделий на их основе составил 41 022 890 рублей.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработана математическая модель процесса получения порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой капиллярно-газово-центробежным диспергированием расплава. Получены уравнения, описывающие кинетику истечения расплава из тигля, а также закономерности процесса диспергирования расплава газовым потоком со сложным движением газа-энергосносителя. Проведен количественный анализ влияния термических процессов при газовом диспергировании расплава. Установлено, что скорость охлаждения капель расплава зависит от многих факторов, причем уменьшение их размера ведет к росту скорости охлаждения с одновременным уменьшением времени охлаждения и затвердевания получаемых частиц. Представлен теоретический анализ закономерности процесса получения дискретного волокна. Показано, что при контакте диспергированных частиц расплава с поверхностью вращающегося кристаллизатора, процесс растекания происходит в три последовательные стадии: на начальной стадии капля под действием капиллярных сил и силы тяжести превращается в плоскую «лужицу». Затем происходит дальнейшее растекание жидкости со степенной зависимостью растекания от времени. На последней стадии скорость растекания быстро уменьшается и растекание прекращается. Капля расплава приобретает форму дискретного волокна с минимальным средним приведенным диаметром, при оптимальных параметрах процесса ≈ 15–25 мкм. Изучены закономерности вторичного дробления капель расплава поверхностью вращающегося кристаллизатора. Показано, что теоретические размеры дисперсных порошков фракции 5–50 мкм зависят от свойств распыляемого материала, диаметра и угловой

скорости кристаллизатора, а также размера капли, полученной на первой стадии диспергирования [1–7, 10–12].

2. Разработаны статистические модели процесса капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава, позволившие многопараметрической оптимизацией определить рациональные режимы получения порошков различной формы и дискретного волокна с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5–50 мкм, путем управления следующими технологическими параметрами: h_p – положение резонаторов газоструйных стержневых генераторов акустической частоты распыляющего устройства; P_k – давление газа над поверхностью расплава в тигле; d_k – диаметр капиллярного отверстия в тигле; ΔT – температура перегрева расплава выше температуры плавления сплава; P_2 – давление газа-энергосносителя; V_{kp} – скорость вращения центробежного кристаллизатора; L_{kp} – ширина пазов в кристаллизаторе. Определен следующий оптимальный режим получения металлических порошков и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5–50 мкм: $h_p = 15$ мм; $P_k = 80$ кПа; $d_k = 300$ мкм; $\Delta T = 120$ °С; $P_2 = 4$ МПа; $V_{kp} = 6000$ об/мин; $L_{kp} = 3$ мм, при этом доля фракции 10–50 мкм быстрозакаленных частиц составляет 90–95 % [1, 2, 5, 7].

3. В работе впервые выполнен комплекс исследований процесса получения неравновесных материалов методом высокоскоростной закалки расплава путем его диспергирования газовым потоком со сложным движением газа-энергосносителя, с последующим охлаждением продуктов диспергирования на вращающемся диске-кристаллизаторе со скоростью 20–22 м/с. Экспериментально установлена функциональная взаимосвязь между технологическими параметрами процесса и физическими явлениями, протекающими при формообразовании изделий. Установлено, что высокая скорость охлаждения $4\text{--}8 \cdot 10^5$ °С/с металлических расплавов приводит к существенному изменению структуры и физико-механических свойств получаемых изделий. Это связано с ее влиянием на процесс формирования твердой фазы при кристаллизации, причем высокий градиент температуры на границе расплав/твердая фаза приводит к образованию ячеистой структуры с размерами ячейки 2,85–2,86 Å, которая формируется на стадии расплава с гомогенным распределением легирующих элементов сплава по объему получаемой частицы [1–7, 9–12, 15].

4. Установлена существенная взаимосвязь скорости охлаждения расплава с температурой стеклования сплавов, их фазовым составом, микротвердостью и электросопротивлением в процессе изотермического отжига. Доказано, что кристаллизация аморфных сплавов Fe₄₀-Ni₄₀-B₂₀ (% ат.) протекает по механизму эвтектической кристаллизации при наличии двух максимумов твердости $5 \cdot 10^9$ Па при 280 °С и $6 \cdot 10^9$ Па при 360 °С, а с уменьшением эффективного размера волокна существует тенденция к росту температуры стеклования [4–7, 11].

5. Впервые исследованы структуры и эксплуатационные свойства покрытий, полученных лазерным оплавлением порошкового слоя и газопламенным напылением шихты с аморфным порошком. Экспериментально подтверждено увеличение износостойкости покрытий с аморфизированными включениями по сравнению с кристаллической структурой в 3 раза после лазерного оплавления и в 4,5 раза после газопламенного напыления [1, 5, 8, 13, 14].

6. На основании проведенных исследований разработан технологический процесс (ТП ОМД 104.000) получения порошка и дискретного волокна с аморфной и мелкокристаллической структурой капиллярно-газово-центробежным диспергированием расплава фракции 10–50 мкм.

Дискретные волокна, изготовленные по разработанной технологии внедрены для магнитноабразивного полирования элементов сверхвысоко-частотных радиоустройств на РНИУП «Луч», г. Гомель, что позволило снизить шероховатость обработанных поверхностей до Ra0,2, что в свою очередь, позволило значительно улучшить радиотехнические характеристики, заменить элементы из меди на алюминиевые и снизить массу устройств в 3 раза. Фактический годовой экономический эффект от внедрения магнитноабразивного полирования дискретным волокном элементов устройств сложения мощности радио- и телевизионных передатчиков составил 5 902 890 рублей.

Дискретные волокна, изготовленные по разработанной технологии использованы в качестве одного из компонентов шихты, после атриторной обработки на УП «Технопарк БИТУ «Метолит» г. Минск, наносимой газопламенным напылением на рабочие поверхности прокатных роликов с целью формирования износостойкого покрытия на РУП «Белорусский металлургический завод», г. Жлобин, что позволило повысить износостойкость роликов с покрытием, по сравнению с базовым вариантом, в 4,5 раза.

Фильтрующие элементы, изготовленные из сферического порошка, полученного по технологии диспергирования расплава газовым потоком со сложным движением газа-энергосносителя и последующего высокоскоростного охлаждения продуктов диспергирования на вращающемся диске-кристаллизаторе, нашли применение в качестве фильтроэлементов и внедрены в производство Пинского завода кормовых витаминов. Фактический годовой экономический эффект от внедрения фильтрующих элементов для очистки пара составил 35 120 000 рублей. Суммарный экономический эффект от внедрения разработанных материалов и изделий на их основе составил 41 022 890 рублей [2, 3, 5, 8, 9, 14].

СПИСОК ОПУБЛИКОВАННЫХ АВТОРОМ РАБОТ

Статьи в научных журналах

1. Структурообразование покрытий при лазерной наплавке сплавов на основе железа /М.Н. Верещагин, Д.Л. Стасенко, Д.Г. Кроль, С.И. Кирилюк //Материалы, технология, инструмент. - 2000. - Т. 5, № 4. - С. 27-32.
2. Верещагин М.Н., Стасенко Д.Л. Особенности диспергирования струи расплава газовым потоком со сложным движением //Материалы, технология, инструмент. - 2001. - Т. 6, № 1. - С. 81-85.
3. Верещагин М.Н., Стасенко Д.Л. Исследования особенностей получения дискретных волокон при диспергировании струи расплава газовым потоком //Материалы, технология, инструмент. - 2002. - Т. 7, № 2. - С. 77-81.
4. Верещагин М.Н., Стасенко Д.Л., Целуев М.Ю. Анализ процесса аморфизации сложнолегированных сплавов на железной основе при закалке из расплава //Материалы, технология, инструмент. - 2003. - Т. 8, № 1. - С.51-56.
5. Верещагин М. Н., Стасенко Д. Л. Процесс получения сферических порошков и дискретных волокон методом высокоскоростной закалки расплава; Ред. журн. Известия НАН Беларуси. Серия физ.-техн. наук. - Деп. в ВИНИТИ, 2003. - № 10. - 63 с.

Статьи в научных сборниках

6. Верещагин М.Н., Вечер Р.И., Стасенко Д.Л. Анализ условий аморфизации металлических сплавов при газотермическом напылении //Современные проблемы машиноведения: Материалы международной научно-технической конференции. - Гомель, ГПИ, 1996. - С. 84-86.
7. Закономерности растекания расплавов при их диспергировании на поверхность кристаллизатора /М.Н. Верещагин, Д.Л. Стасенко, Р.И. Вечер, М.Ю. Целуев //Современные проблемы машиноведения: Материалы международной научно-технической конференции. - Гомель, ГПИ, 1998. - Т. 2. - С. 86-88.
8. Особенности структурообразования покрытий при лазерной наплавке /М.Н. Верещагин, Д.Л. Стасенко, Д.Г. Кроль, С.И. Кирилюк //Обработка дисперсных материалов и сред: Периодический сборник научных трудов. - Одесса: НПО «Вотум», 2000. - № 10. - С. 32-34.
9. Исследования магнитно-абразивной обработки листового материала дискретным волокном /Д.Л. Стасенко, М.И. Михайлов, С.П. Садченко, А.В. Рыбаков //Современные проблемы машиноведения: Материалы

международной научно-технической конференции. - Гомель, ГГТУ им. П.О. Сухого, 2002. - Т. 1. - С. 29-30.

Тезисы докладов

10. Верещагин М. Н., Целуев М. Ю., Стасенко Д. Л. Теплофизические основы затвердевания и охлаждения металла в процессе быстрой закалки расплава //Математические модели физических процессов и их свойства: Тез. докл. науч. конф., Таганрог, 1997 г. /Таганрогский гос. пед. институт. - Таганрог, 1997. - С. 22-23.
11. Верещагин М. Н., Целуев М. Ю., Стасенко Д. Л. Гидродинамика процесса быстрой закалки расплава //Математические модели физических процессов и их свойства: Тез. докл. науч. конф., Таганрог, 1997 г. /Таганрогский гос. пед. институт. - Таганрог, 1997. - С. 23-24.
12. Структурные исследования сплавов на основе железа после быстрой закалки расплава /М.Н. Верещагин, Д.Л. Стасенко, М.Ю. Целуев, С.И. Кирилюк //Новые технологии в машиностроении и вычислительной технике: Тез. докл. науч. конф., Брест, 1998 г. /Брестский политехнический институт. - Брест, 1998. - С. 118-120.
13. Влияние быстрой закалки расплава сплавов системы железо-углерод на формирование метастабильных фаз /М.Н.Верещагин, Д.Л. Стасенко, М.Ю. Целуев, С.И. Кирилюк //Новые материалы и технологии: Тез. докл. науч. конф., Минск, 1998 г. /Номатех. - Минск, 1998. - С. 32.
14. Особенности структурообразования покрытий при лазерной наплавке /М.Н. Верещагин, Д.Л. Стасенко, Д.Г. Кроль, С.И. Кирилюк //Тез. док. X юб, межд. науч. шк. «Вибротехнология - 2000» по механической обработке дисперсных материалов и сред. - Одесса, 2000. - С. 4.

Изобретения

15. Патент РБ № 4297. Устройство для получения металлических порошков /Верещагин М.Н., Стасенко Д.Л., Вечер Р.И. - Выдан 22.10.2001 г.

РЕЗЮМЕ

Стасенка Дзмітрый Леанідавіч

Атрыманне металічнага парашку і дыскрэтных валокнаў з аморфнай і мелкакрышталічнай структурай дыспергіраваннем расплаву і вырабаў на іх аснове

Ключавыя словы: парашок; дыскрэтнае валакно; распыляльнае прыстасаванне; нераўнаважная структура; аморфнасць; дыспергіраванне расплаву; газ-энерганосьбіт; фазавыя пераўтварэнні; крышталізатар; ахладжальнік; высокахуткаснае гартаванне; расплаў.

Аб'ектам даследаванняў з'яўляюцца парашкі і дыскрэтныя валокны з аморфнай і дробнакрышталічнай структурай фракцыі 5–50 мкм, атрыманыя са сплаваў на аснове жалеза мэтадам капілярна-газава-цэнтрабежнага дыспергіравання расплаву.

Мэтай працы з'яўляюцца атрыманне металічнага парашку і дыскрэтных валокнаў з аморфнай і мелкакрышталічнай структурай мэтадам капілярна-газава-цэнтрабежнага дыспергіравання расплаву, які забяспечвае атрыманне фракцыі 5–50 мкм і вырабаў на іх аснове.

Распрацаваны працэс атрымання і выкарыстання хуткагартаваных металічных парашкоў і дыскрэтных валокнаў з нераўнаважнай структурай.

Прааналізаваны асаблівасці нераўнаважнага стану металічных сістэм, ацэнена магчымасць атрымання аморфнага стану у іх. Паказана, што працэс амарфізацыі металаў характарызуецца некаторай крытычнай хуткасцю крышталізацыі, абумоўленай як тэрмадынамічнымі фактарамі, так і праўленнем малекулярна-кінетычных прынцыпаў міжатамнага ўзаемадзеяння.

Распрацавана эксперыментальная ўстаноўка і апаратура для атрымання металічнага парашку і дыскрэтных валокнаў з аморфнай і мелкакрышталічнай структурай, прыведзены асноўныя правілы і тэхнічныя параметры працэсу атрымання вырабаў з нераўнаважнай структурай.

Выканана шматпараметрычная аптымізацыя рэжымаў працэсу атрымання парашкоў і валокнаў фракцыі 5–50 мкм.

Прыведзены комплекс даследаванняў працэсу атрымання нераўнаважных матэрыялаў шляхам высокахуткаснага дыспергіравання расплаву.

Разгледжаны асаблівасці атрымання хуткагартаваных матэрыялаў, а таксама прыведзены іх асноўныя ўласцівасці.

Распрацаваны тэхналагічны працэс атрымання парашку рознай формы і дыскрэтнага валакна з аморфнай і мікракрышталічнай структурай фракцыі 5–50 мкм.

Вынікі даследаванняў уведзены ў вытворчасць на РНДУП «Прамень» у выглядзе дыскрэтных валокнаў для магнітаабразіўнага паліравання з эканамічным эфектам 5 902 890 рублёў, на РУП «Беларускі металургічны завод» у выглядзе парашковай складаючай шыхты для вытворчасці пакрыцця, на Пінскім заводзе кармавых вітамінаў у выглядзе фільтруючых элементаў, з эканамічным эфектам 35 120 000 рублёў.

Сумарны эканамічны эфект ад увядзення ў вытворчасць распрацаваных матэрыялаў і вырабаў на іх аснове склаў 41 022 890 рублёў.

РЕЗЮМЕ

Стасенко Дмитрий Леонидович

Получение металлического порошка и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой диспергированием расплава и изделий на их основе

Ключевые слова: порошок; дискретное волокно; распылительное устройство; неравновесная структура; аморфность; диспергирование расплава; газ-энергосодержатель; фазовые превращения; кристаллизатор; охладитель; высокоскоростная закалка; расплав.

Объектом исследований являются порошки и дискретные волокна с аморфной и мелкокристаллической структурой фракции 5-50 мкм, получаемые из сплавов на основе железа методом капиллярно-газово-центробежного диспергирования расплава.

Целью работы является получение металлического порошка и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой методом диспергирования расплава, обеспечивающего получение фракции 5-50 мкм и изделий на их основе.

Разработан процесс получения и применения быстрозакаленных металлических порошков и дискретных волокон с неравновесной структурой.

Проанализированы особенности неравновесного состояния металлических систем, оценена возможность получения аморфного состояния в них. Показано, что процесс аморфизации металлов характеризуется некоторой критической скоростью кристаллизации, обусловленной как термодинамическими факторами, так и проявлением молекулярно-кинетических принципов межатома взаимодействия.

Разработана экспериментальная установка и аппаратура для получения металлического порошка и дискретных волокон с аморфной и мелкокристаллической структурой, приведены основные правила и технические параметры процесса получения изделий с неравновесной структурой.

Выполнена многопараметрическая оптимизация режимов процесса получения порошков и волокон фракции 5-50 мкм.

Проведен комплекс исследований процесса получения неравновесных материалов путем высокоскоростного диспергирования расплава.

Рассмотрены особенности получения быстрозакаленных материалов, а также приведены основные их свойства.

Разработан технологический процесс получения порошка различной формы и дискретного волокна с аморфной и микрокристаллической структурой фракции 5-50 мкм.

Результаты исследований внедрены в производство на РНИУП «Луч» в виде дискретных волокон для магнитнообразивного полирования с экономическим эффектом 5 902 890 рублей, на РУП «Белорусский металлургический завод» в виде порошковой составляющей шихты для изготовления покрытий, на Пинском заводе кормовых витаминов в виде фильтрующих элементов, с экономическим эффектом 35 120 000 рублей.

Суммарный экономический эффект от внедрения разработанных материалов и изделий на их основе составил 41 022 890 рублей.

SUMMARY

Stasenko Dmitriy Leonidovich

**Production of metallic powder and discrete fibres
with amorphous and fine-crystalline structure by melt
dispersion and items on their basis**

Key words: powder; discrete fibres, spraying device; nonequilibrium structure; amorphous state; melt dispersion; gas-power-carrier; phase transformations; crystallizer; chiller; high-speed hardening; melt.

The subject of inquiries is a powder and discrete fibres with amorphous and fine-crystalline structure a method of a dispersion of a fraction 5-50 microns received from alloys on the basis ferryl lactase by a method capillary-gas-centrifugal of a dispersion of a melt.

The aim of this work is production of metallic powder and discrete fibres with amorphous and fine-crystalline structure a method of a dispersion of a melt ensuring obtaining of a fraction 5-50 microns and items on their basis.

The process for production and application of quick-hardened metallic powders and discrete fibres with nonequilibrium structure are worked out.

Peculiarities of nonequilibrium state of metallic systems are analysed, possibility of production amorphous state in them is estimated. It is shown that the process of metal amorphism is characterized by some critical speed of crystallization stipulated by both thermodynamic factors and manifestation of molecular-kinetic principles of interatomic interaction.

An experimental installation and apparatus for production of metallic powder and discrete fibres with amorphous and fine-crystalline structure is developed, main principles and technical parameters of the process for producing articles with nonequilibrium structure are given.

Multiparametric optimization of modes of the process for producing powders and fibres of a fraction 5-50 microns is performed.

A complex of studies of the process for nonequilibrium materials production by means of high-speed melt dispersion is carried out.

Peculiarities of quick-hardened materials production are examined, and also their main properties are given.

The process for producing powder of different form and discrete fibre with amorphous and microcrystalline structure of a fraction 5-50 microns is worked out.

The results of researches are introduced into production in effecting on RSRUF «Ray» by the way of discrete filaments for MAP with economical effect of 5 902 890 rubles, on RUF the «Byelorussian metallurgical plant» by the way by powder component of mix material for manufacture of coverage's, on Pinsk a plant of fodder vitamins in the form of filter elements, with economic effect amounting to 35 120 000 rubles.

The general economic benefit of an intrusion of designed stuffs and items on their basis has compounded of 41 022 890 rubles.

Стасенко Дмитрий Леонидович

**ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОРОШКА
И ДИСКРЕТНЫХ ВОЛОКОН С АМОРФНОЙ
И МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ
ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ РАСПЛАВА
И ИЗДЕЛИЙ НА ИХ ОСНОВЕ**

05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы

Автореферат диссертации на соискание
ученой степени кандидата технических наук

Редактор Н.И. Жукова
Компьютерная верстка Е.Н. Герасименко

Подписано в печать 26.02.2004.
Формат 60x84/8, Бумага офсетная. Гарнитура «Тайме».
Усл. печ. л. 1,63. Уч.-изд. л. 1,92. Тираж ПО экз. Изд № 19.
Заказ № 464.

Учреждение образования
«Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого».
Лицензия ЛВ № 399 от 12.06.2001.
246746, г. Гомель, пр. Октября, 48.

Отпечатано на ризографическом оборудовании Учреждения образования
«Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого».
Лицензия ЛП № 114 от 19.12.2002.
246746, г. Гомель, пр. Октября, 48.