

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ  
НАУКИ ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ  
им. А.А. БАЙКОВА РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи



УСТЮХИН АЛЕКСЕЙ СЕРГЕЕВИЧ

**СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ  
ПОРОШКОВЫХ МАГНИТОТВЁРДЫХ СПЛАВОВ  
СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co**

Специальность

05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Москва – 2019

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

- Научный руководитель:** **Алымов Михаил Иванович**  
Чл.-корр. РАН, доктор технических наук, заведующий лабораторией Физикохимии поверхности и ультрадисперсных порошковых материалов ИМЕТ РАН, директор ИСМАН
- Официальные оппоненты:** **Дзидзигури Элла Леонтьевна**  
доктор технических наук, доцент кафедры Функциональных наносистем и высокотемпературных материалов НИТУ «МИСиС»
- Семенов Алексей Борисович**  
кандидат технических наук, доцент кафедры «Литейные технологии» МГТУ им. Н. Э. Баумана
- Ведущая организация:** ГНЦ РФ ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина»

Защита состоится 25 марта 2020 г. в 14 часов на заседании диссертационного совета Д 002.060.02, созданного на базе ФГБУН Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН) по адресу: 119334, г. Москва, Ленинский пр., 49. Автореферат диссертации и объявление о защите размещены на официальном сайте ИМЕТ РАН по адресу: <http://www.imet.ac.ru>. С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИМЕТ РАН.

Отзывы на автореферат диссертации (в двух экземплярах, заверенных печатью) просьба отправлять по адресу: 119334, г. Москва, Ленинский пр., 49, Диссертационный совет Д 002.060.02. Копии отзывов в электронном виде направлять по e-mail: [kalash.ds@mail.ru](mailto:kalash.ds@mail.ru)

Автореферат разослан «\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2020 г.

Ученый секретарь диссертационного совета, доктор технических наук



Калашников И.Е.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность темы

Магнитотвердые материалы (МТМ) на основе сплавов системы Fe-Cr-Co были предложены японскими исследователями Х. Канеко, М. Хомма и К. Накамура в 1971 г. Сплавы обладают уникальным сочетанием хороших магнитных гистерезисных свойств с высокой прочностью, пластичностью, коррозионной стойкостью и достаточно низкой стоимостью за счет отсутствия никеля, редкоземельных материалов и невысокого содержания дорогостоящего кобальта. Вследствие этого МТМ системы Fe-Cr-Co сохраняют свою актуальность, и в настоящее время их исследование активно продолжается.

Сплавы системы Fe-Cr-Co имеют много областей применения. В частности они используются в машиностроении, приборостроении, электронной промышленности для изготовления различных конструкционных деталей, как правило, работающих в условиях высоких механических нагрузок. Чаще всего Fe-Cr-Co сплавы применяются при изготовлении роторов гистерезисных двигателей, магнитных колец гироскопов, датчиков и сенсоров.

Анализ литературных данных показывает, что в настоящее время в производстве МТМ системы Fe-Cr-Co используется исключительно технология плавки и литья, несмотря на то, что эта технология имеет свои недостатки, например, механические разрушения и брак в процессе обработки. Метод порошковой металлургии, в свою очередь, обеспечивает высокий коэффициент использования материала и высокую прецизионность в формовании изделий, значительно уменьшает объемы механической обработки и снижает трудозатраты. В случае мелкосерийного производства, когда требуется получить ограниченное число заготовок небольшой массы, порошковая металлургия становится практически незаменимой. Однако в порошковой технологии есть и свои недостатки. Например, основным и наиболее характерным минусом метода является наличие остаточной пористости в изделиях. Для минимизирования пористости и достижения однородности распределения компонентов при производстве порошковых Fe-Cr-Co сплавов используются высокотемпературные режимы спекания, что значительно увеличивает энергозатраты. Поэтому исследование физико-химических основ получения МТМ системы Fe-Cr-Co методом порошковой металлургии является актуальной задачей в настоящее время для общего развития технологии получения и повышения конкурентоспособности Fe-Cr-Co сплавов на мировом рынке.

### Цель работы

Разработка способа получения высокоплотных порошковых магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co.

### Задачи работы

Для достижения поставленной цели решали следующие задачи:

1. Определить зависимость остаточной пористости от температуры спекания образцов сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W (здесь и далее указано содержание компонентов в масс. процентах) в диапазоне температур 1100 – 1420 °С.
2. Установить влияние скорости охлаждения в магнитном поле при термомагнитной обработке (ТМО) на магнитные свойства сплавов системы Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W.
3. Определить совместное влияние остаточной пористости и испарения хрома в ходе вакуумного спекания при различных температурах на магнитные гистерезисные свойства сплавов системы Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W.
4. Описать нестационарный процесс диффузии и испарения хрома с открытой поверхности цилиндрических образцов сплавов системы Fe-Cr-Co при спекании в вакууме, получить аналитическое решение задачи.
5. Установить возможность получения высокоплотных образцов сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W с высокими магнитными свойствами путем низкотемпературного спекания с последующей горячей прокаткой.

### Научная новизна

1. Впервые исследован процесс испарения хрома при спекании в вакууме порошкового сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W. Определена толщина обедненного хромом слоя, которая составляет около 0,5 мм. Экспериментально установлено, что испарение хрома приводит к снижению магнитных свойств образцов порошкового сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W при повышении температуры спекания от 1330 до 1420 °С: коэрцитивной силы  $H_c$  и остаточной индукции  $B_r$  – на 5 – 10 %, максимального энергетического произведения  $BH_{(max)}$  – на 10 – 15 %.
2. Предложена математическая модель для описания нестационарного процесса диффузии и испарения хрома с открытой поверхности в ходе спекания порошковых сплавов Fe-Cr-Co. Получено качественное совпадение теоретических результатов с экспериментальными кривыми распределения концентрации хрома на поверхности и в объеме образца. Установлено, что наибольшая скорость испарения хрома развивается на первых минутах спекания.
3. Для уменьшения негативного влияния испарения хрома на магнитные свойства впервые предложен способ получения плотного технически пригодного магнитотвердого порошкового сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, заключающийся в использовании пониженной температуры спекания (1200 °С) с последующей горячей прокаткой. Относительная плотность прокатанного материала имеет величину 97 – 98 %, что сопоставимо с плотностью сплавов такого же состава, спеченных при температурах около 1400 °С, а значения остаточной индукции  $B_r$  и магнитного произведения  $BH_{(max)}$  на 10% выше.

### **Практическая значимость работы**

1. Определены параметры синтеза (диапазон температур спекания и продолжительность спекания в вакууме) для порошковых магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co со средним содержанием хрома и кобальта на примере сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, позволяющие получать высокие магнитные свойства, соответствующие мировым стандартам. Показано положительное влияние совместного легирования молибденом и вольфрамом на магнитные свойства порошкового сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, приводящее к повышению коэрцитивной силы  $H_c$  на 10 – 15 % по сравнению с режимами, где эти легирующие добавки используются отдельно.

2. Показано, что добавление в схему получения порошковых магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co стадии горячей прокатки после спекания при пониженной температуре 1200 °С приводит к повышению остаточной индукции  $B_r$  и максимального энергетического произведения  $BH_{(max)}$  сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W на 5 – 10 %.

3. Предложена математическая модель, описывающая нестационарный процесс диффузии и испарения хрома с открытой поверхности в ходе спекания сплавов системы Fe-Cr-Co в вакууме. Смоделированные концентрационные профили хрома могут быть использованы для оптимизации режимов синтеза порошковых сплавов системы Fe-Cr-Co.

4. Полученные результаты и опробованные режимы были использованы при разработке способов получения сплавов системы Fe-Cr-Co методами порошковой металлургии с целью повышения эксплуатационных гистерезисных характеристик выпускаемой продукции на предприятии АО «Спецмагнит» (Акт об опробовании и внедрении научных результатов диссертационной работы Устюхина А.С.).

### **На защиту выносятся следующие результаты и положения**

1. Температурная зависимость остаточной пористости образцов сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W после спекания в интервале температур 1100 – 1420 °С.

2. Положительное влияние совместного легирования порошкового сплава Fe-26Cr-16Co двумя процентами молибдена и вольфрама, приводящее к росту коэрцитивной силы на 10 – 15 % по сравнению со сплавами Fe-26Cr-16Co-2Mo и Fe-26Cr-16Co-2W.

3. Выявленные закономерности изменения магнитных свойств, обусловленных влиянием остаточной пористости и испарения хрома в ходе спекания при различных температурных режимах. В интервале температур спекания 1200 – 1330 °С магнитные свойства возрастают на 10 – 15 % при увеличении относительной плотности от 94 до 98%. В интервале температур спекания 1330 – 1420 °С магнитные свойства снижаются: коэрцитивная сила  $H_c$  и остаточная

индукция  $B_r$  – на 5 – 10 %, максимальное энергетическое произведение  $BH_{(max)}$  – на 10 – 15 % из-за испарения хрома.

4. Воспроизводимость магнитных свойств порошкового сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, спеченного в интервале температур 1300 – 1360 °С, при изменении скорости охлаждения в магнитном поле при ТМО в интервале 40 – 180 °С/ч.

5. Разработанная математическая модель, описывающая нестационарный процесс диффузии и испарения хрома с открытой поверхности цилиндрических образцов сплавов системы Fe-Cr-Co. Аналитическое решение задачи, обеспечивающие качественное совпадение с экспериментальными распределениями концентрации хрома от поверхности вглубь образца.

6. Разработанный режим синтеза, включающий в себя спекание при температуре 1200 °С с последующей горячей прокаткой при температуре 1150 °С, позволяющий получать заготовки с относительной плотностью около 98% и высокими магнитными свойствами.

**Достоверность** научных результатов и выводов подтверждается применением современных методов исследования свойств, структур и фазового состояния материалов, хорошей повторяемостью экспериментальных результатов и их согласованностью с известными литературными данными.

#### **Личный вклад автора.**

Автор диссертационной работы участвовал в постановке задач, проводил экспериментальные исследования и анализировал результаты. Экспериментальные данные получены лично автором, либо при его непосредственном участии. Автор принимал участие в написании статей и сделал несколько устных докладов по теме диссертации на научных конференциях.

#### **Публикации**

По теме диссертационной работы опубликовано 24 печатные работы, в том числе 6 статей в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК, 3 переводные статьи в журналах, индексируемых в системах SCOPUS и WOS.

#### **Апробация работы**

Основные результаты диссертации докладывались и включены в сборники трудов следующих научных конференций:

1. 3-я Всероссийская молодёжная конференция "Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества" (июнь 2012 года, г. Москва).

2. IV Международная конференция с элементами научной школы для молодёжи «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества» (октябрь 2012 года, г. Суздаль).

3. IX, X, XI, XII, XIII, XIV Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физикохимия и технология неорганических материалов» (октябрь 2012, 2013, 2014, 2015, 2016, 2017 года, г. Москва)

4. V Всероссийская конференция по наноматериалам (сентябрь 2013 года, г. Звенигород)

5. II Всероссийская молодежная научно-техническая конференция с международным участием «Инновации в материаловедении» (июнь 2015 года, г. Москва)

6. VI международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (ноябрь 2015 года, г. Москва)

7. VI Всероссийская конференция по наноматериалам с элементами научной школы для молодежи (ноябрь 2016 года, г. Москва)

8. XIV Международный симпозиум по получению взрывом новых материалов: Наука, Технологии, Бизнес и Инновации (EPNM-2018) (май 2018 года, г. Санкт-Петербург)

Результаты диссертационной работы были использованы при выполнении и включены в научные отчеты проекта РФФИ №12-08-31373 «Высокоплотные, высокопрочные, технологичные порошковые магнитотвердые материалы системы Fe-Cr-Co» (2012-2013 гг.) и проекта РФФИ 15-03-04769 «Исследование физико-химических основ синтеза порошковых магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co с высокой химической однородностью состава по объему» (2015-2017 гг.).

#### **Объем и структура диссертации**

Диссертация изложена на 133 страницах, содержит введение, 6 глав, выводы, 61 рисунок, 23 таблицы и 21 формулу. Список использованных для цитирования литературных источников состоит из 144 наименований.

### **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**Во введении** обоснована актуальность темы, сформулированы цели и задачи исследования, показаны научная и практическая ценность выполненной работы.

**В первой главе** приводится аналитический обзор литературы, и даются общие сведения о сплавах системы Fe-Cr-Co. Приведено сравнение функциональных свойств Fe-Cr-Co сплавов с другими классами МТМ. Указаны преимущества Fe-Cr-Co сплавов перед другими классами МТМ, такие как высокие механические характеристики, коррозионная стойкость, широкий интервал рабочих температур. Описаны фазовые равновесия в системе, указаны основные способы получения. Описано влияние используемых легирующих добавок, указаны области практического применения. На основании анализа литератур-

ных данных выделяются неосвещенные вопросы: недостаток информации об использовании порошковой металлургии как метода получения сплавов системы Fe-Cr-Co, способах устранения остаточной пористости, путей снижения температуры спекания и сохранения магнитных свойств. Поставлены цели и определены задачи диссертационной работы.

**Во второй главе** изложена методика приготовления образцов и методы проведения экспериментов. Используемый в работе метод можно разделить на 4 стадии: 1) приготовление шихты; 2) прессование заготовки; 3) спекание прессонок; 4) термическая обработка. С целью исследования совместного и раздельного влияния молибдена и вольфрама на температуру спекания порошковых магнитов из МТМ на основе системы Fe-Cr-Co были взяты сплавы составов: Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, Fe-26Cr-16Co-2Mo, и Fe-26Cr-16Co-2W. Содержание хрома и кобальта в исследуемых сплавах было решено выбрать как среднее значение в интервалах: (22 – 30)% - для хрома и (8 – 24)% - для кобальта. Данные интервалы указаны в литературных источниках как предельные для получения высоких магнитных свойств на сплавах системы Fe-Cr-Co.

При изготовлении образцов использовали промышленные высокочистые порошки карбонильного железа марки ВС, хрома ПХС-1, кобальта ПК-1, порошки вольфрама ПВН, молибдена МПЧ со средним размером частиц менее 20 мкм. Смешение шихт производили в турбулентном смесителе С 2.0 (Турбула, Россия) в стеклянной емкости объемом 200 мл в течение 5 часов. Вместе с порошками засыпали 200 г стальных шаров диаметром 3 мм из стали ШХ-15.

Прессование проводили на ручном гидравлическом прессе KNUTH HP15 (KNUTH Werkzeugmaschinen GmbH, Германия), давление прессования составляло 600 МПа, время приложения нагрузки – 5 мин. В результате получали прессонок цилиндрической формы диаметром 13,6 мм, массой 20 г, высотой 22,3 – 22,7 мм с относительной плотностью около 75 – 80 %.

Спекание проводили в вакуумной шахтной печи СШВ-1,25/24-И1 в вакууме не менее  $10^{-2}$  Па. Для предотвращения разрушения вольфрамовых стержней печь сначала разогревали в ручном режиме до 450 °С в течение 30-40 мин. Процесс спекания состоял из следующих этапов: нагрев от 450 °С до температуры спекания в интервале 1100 – 1420 °С за 90 мин, выдержка 150 мин, охлаждение до 450 °С за 90 мин и охлаждение до комнатной температуры.

Нагрев образцов под закалку (температура = 1250 °С) проводили в высокотемпературной камерной печи Nabertherm NT 16/16 (Nabertherm GmbH, Германия). Исследование влияния термомагнитной обработки (ТМО) на магнитные свойства сплавов системы Fe-Cr-Co проводили путем изменения скорости охлаждения в магнитном поле ( $v$ ) в интервале температур 640 – 600 °С. После стадии ТМО осуществляли старение образцов путём охлаждения в интервале



температур 600 – 480 °С со скоростью 8 °С/час. Всю термообработку, включая термомагнитную, осуществляли на лабораторной установке с панцирным электромагнитом, обеспечивающим напряженность магнитного поля  $H = 320$  кА/м.

На заключительном этапе работы в технологию получения была добавлена стадия горячей прокатки для уплотнения образцов, полученных спеканием при более низких температурах (1100 – 1200 °С). Для проведения эксперимента изготавливали образцы в разъемной прямоугольной матрице с размерами 82,3×16,2×9,8 мм. Прямоугольные прессовки массой 70 г. и с относительной плотностью около 67 % получали с помощью гидравлического прессы П-250 при давлении прессования 250 МПа. Процесс спекания проводили при температурах 1100 и 1200 °С согласно схеме, указанной выше. Для увеличения плотности образцы подвергали горячей продольной прокатке с семикратным обжатием в валках прокатного стана. Нагрев образцов под прокатку осуществляли в камерной печи при температуре 1150 °С на воздухе. Каждое последующее обжатие проводилось при уменьшении величины зазора между валками. Термообработку прокатанных образцов проводили по режимам, описанным выше.

Для экспериментального определения плотности изделий сложной формы использовали метод гидростатического взвешивания.

Магнитные гистерезисные свойства образцов ( $H_c$ ,  $B_r$ ,  $(BH)_{max}$ ) определяли на гистерезисграфе Permagraph L (Magnet-Physik Dr. Steingroever GmbH, Германия). Погрешность измерений коэрцитивной силы  $H_c$  и остаточной индукции  $B_r$  составляла 3 %, магнитного произведения  $(BH)_{max}$  – 6 %.

Для металлографического исследования образцы из спеченных сплавов приготавливались в виде микрошлифов. Фотографии структуры получали с помощью оптического микроскопа PME-3 (OLYMPUS, Япония). С помощью компьютерного анализа в программе IA32 (LECO Corporation, США) оценили остаточную пористость и размер пор. Степень смешения порошков исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA II SBU (TESCAN, Чехия) с приставкой INCA Energy (Oxford Instruments, Великобритания), позволяющей проводить поэлементное картирование. Микрорентгеноспектральный анализ был выполнен на рентгеновском микроанализаторе Superprobe JCHA-733 (JEOL, Япония) с приставкой EDA INCA-300.

Механические испытания на растяжение проводили на установке Instron 3382 (Instron, США). Для испытаний вытачивали образцы специальной формы (по ГОСТ 1497-84)

Рентгенофазовый анализ проводили на вертикальном рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-6000 (Shimadzu Corporation, Япония), в монохроматизированном медном излучении.

Для обработки результатов математического моделирования процессов диффузии и испарения при спекании Fe-Cr-Co сплавов в вакууме была написана специальная программа FeCr\_Calculator (разработчик - с.н.с. лаборатории Физикохимии поверхности и ультрадисперсных порошковых материалов ИМЕТ РАН Гнедовец А.Г.)

***В третьей главе*** определяли степень перемешивания исходных порошков железа, хрома и кобальта от времени смешения. Определена температурная зависимость плотности Fe-26Cr-16Co сплавов после спекания в интервале температур 1100 – 1420 °С. Было оценено влияние скорости охлаждения в магнитном поле при ТМО на магнитные свойства сплавов. Определена зависимость магнитных свойств Fe-26Cr-16Co сплавов от температуры спекания.

В рамках лабораторных исследований ранее было установлено, что для равномерного распределения компонентов в шихте на основе системы Fe-Cr-Co достаточно смешения в течение 1 ч. Однако при использовании легирующих компонентов в малых количествах вероятность достижения гомогенного состава смеси при относительно малых временах смешивания уменьшается. Поэтому при получении образцов в данной работе использовался отработанный ранее режим смешивания шихт на основе системы Fe-Cr-Co (время смешения – 5 ч).

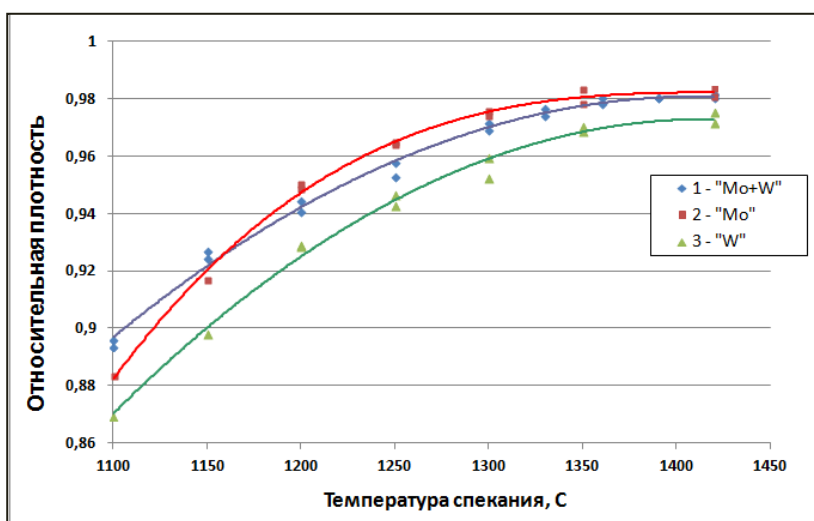


Рисунок 1 – Зависимость относительной плотности сплавов Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, Fe-26Cr-16Co-2Mo, Fe-26Cr-16Co-2W от температуры спекания.

Результаты измерений плотности показали (рис. 1), что относительная плотность всех рассмотренных сплавов системы Fe-Cr-Co постепенно растет до 97 – 98 % вплоть до температуры спекания 1350 °С. Дальнейшее повышение температуры спекания практически не влияет на плотность образцов. Согласно рис. 1 сплав, легированный только вольфрамом, обладает более высокой остаточной пористостью во всем исследованном диапазоне температур спекания по сравнению с двумя другими сплавами. При понижении температуры спекания до 1100 °С остаточная пористость всех сплавов увеличивается до 10 % и более.

Влияние скорости охлаждения  $v$  на коэрцитивную силу сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W показано на рис. 2.

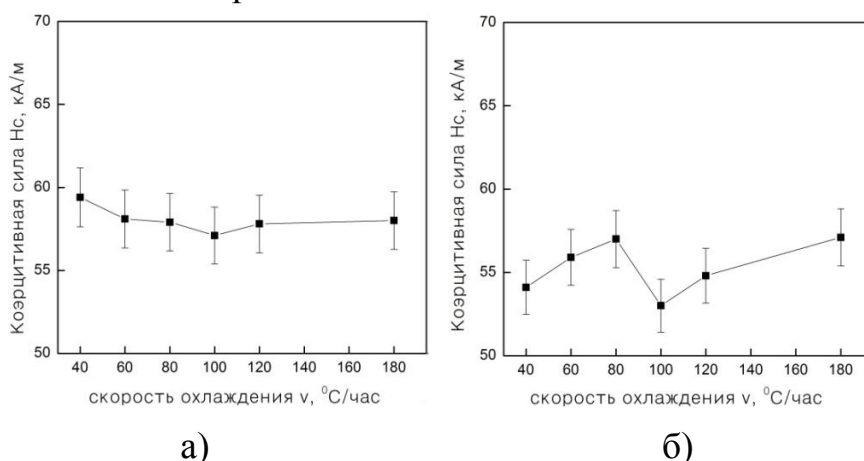


Рисунок 2 – Зависимость коэрцитивной силы  $H_c$  сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, спеченного при температуре 1300 °C (а) и 1420 °C (б) от скорости охлаждения в магнитном поле.

На рис. 2 (а) видно, что в широком диапазоне скоростей охлаждения (40 – 180 °C/ч), сплав Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, спеченный при температуре 1300 °C, имеет практически идентичные значения коэрцитивной силы  $H_c$  с учетом погрешности измерения. Таким образом, скорость охлаждения не оказывает заметного влияния на коэрцитивную силу  $H_c$ . Подобный характер зависимости магнитных свойств от скорости охлаждения также наблюдался для сплавов Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, спеченных при температуре 1330 и 1360 °C.

На сплаве, спеченном при температуре 1420 °C, наблюдаются перепады в зависимости от условий ТМО (рис. 2 (б)) и снижение уровня магнитных гистерезисных свойств. Ухудшение магнитных свойств, вероятнее всего, связано с интенсивным испарением хрома и возникновением химической неоднородности в приповерхностных слоях в ходе спекания при 1420 °C. Об этом процессе подробнее рассказано в главе 4. Результаты измерения магнитных свойств сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Зависимость магнитных гистерезисных свойств сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W от температуры спекания

Температура спекания, °C	$B_r$ , Тл	$H_c$ , кА/м	$(BH)_{max}$ , кДж/м <sup>3</sup>
1100	0,79 - 0,83	38,5 - 44,0	12,5 - 13,5
1150	0,95 - 1,01	42,0 - 47,8	18,5 - 22,3
1200	1,04 - 1,07	51,8 - 53,5	26,6 - 28,6
1250	1,07 - 1,10	53,4 - 55,9	27,1 - 30,2
1300	1,09 - 1,16	57,1 - 59,4	28,8 - 33,2
1350	1,08 - 1,15	56,1 - 58,1	27,3 - 32,3
1420	1,06 - 1,15	53,0 - 57,1	23,2 - 28

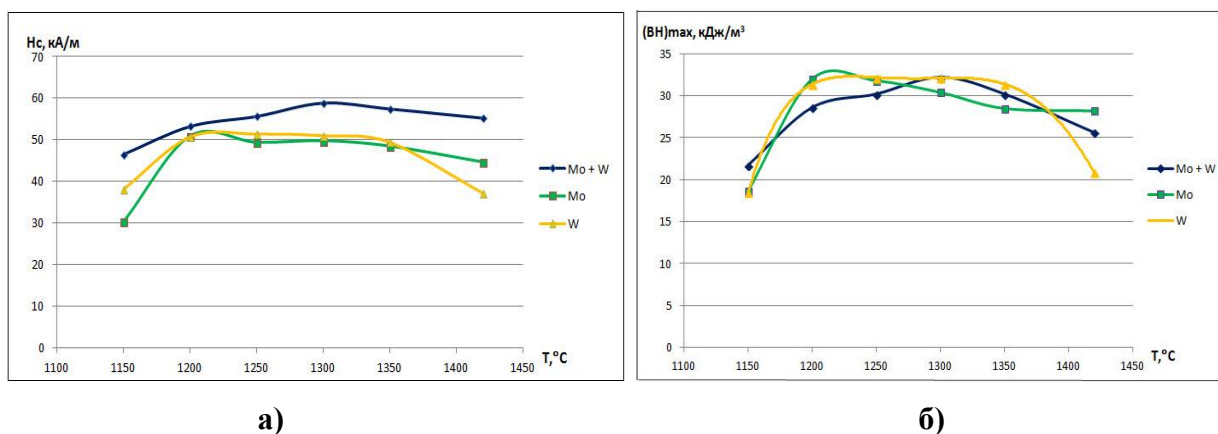


Рисунок 3 – Сравнение  $H_c$  (а) и  $(BH)_{max}$  (б) для Fe-26Cr-16Co сплавов в зависимости от температуры спекания.

Как видно на рис. 3, сплав Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W обладает более высокой (на 10 – 15 %) коэрцитивной силой во всем исследованном температурном интервале спекания при одинаковом уровне максимального энергетического произведения по сравнению с двумя другими сплавами. Поэтому сплав Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W был выбран для дальнейших исследований. Повышенная коэрцитивная сила сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W вероятнее всего обусловлена наличием молибдена и вольфрама. Согласно данным Р. Малининой и др. при спинодальном распаде молибден и вольфрам в основном концентрируются в  $\alpha_2$ -фазе, значительно увеличивая разницу между периодами решеток  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ -фаз, что способствует росту  $H_c$ . При снижении температуры спекания до 1150 °C и 1100 °C магнитные свойства всех исследуемых сплавов резко ухудшаются.

Можно заключить, что для порошковых Fe-26Cr-16Co сплавов остаточная пористость до 5% не оказывает существенного влияния на магнитные гистерезисные свойства, а спекание можно проводить при температурах порядка 1200 – 1250 °C. Уровень магнитных свойств порошковых Fe-26Cr-16Co сплавов в широком интервале температур спекания (1200 – 1420 °C) соответствует государственным стандартам для литых аналогов, в том числе для Fe-Cr-Co сплавов с высоким содержанием кобальта (сплав 30X23КА по ГОСТ 24897-81).

**В четвертой главе** проведено исследование процесса испарения хрома методом МРСА. Получены экспериментальные кривые пространственного распределения концентрации хрома от поверхности вглубь образца.

Как уже было сказано в третьей главе, магнитные свойства сплавов системы Fe-26Cr-16Co в целом оказались ниже после спекания при максимальной выбранной температуре 1420 °C, несмотря на высокую плотность материала. Результаты взвешивания образцов после спекания показали, что с повышением температуры спекания масса образцов снижается, при этом убыль массы достигает порядка 4% при температуре спекания 1420 °C.

Для экспериментального исследования распределения компонентов были взяты образцы сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, которые были спечены при температуре 1330 °С и 1420 °С (время выдержки – 150 мин). После спекания образцы для анализа закаляли на однофазный  $\alpha$ -твердый раствор, для исследования образцы были приготовлены в виде микрошлифов.

Известно, что среди элементов сплава наибольшей упрочностью пара обладает хром. Было обнаружено, что концентрация хрома на поверхности падает до 10% и ниже для образцов, спеченных при 1420 °С (см. рис.4).

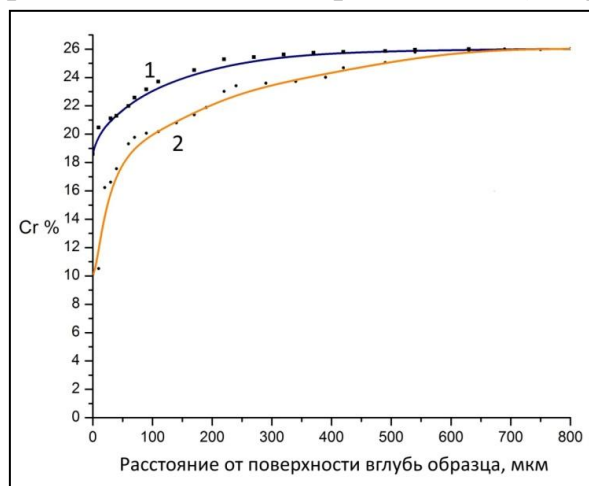


Рисунок 4 – Пространственные распределения концентрации хрома, полученные методом МРСА после спекания при температурах: 1 – 1330 °С, 2 – 1420 °С.

После спекания при температуре 1420 °С (рис. 4.12, кривая 2) падение концентрации хрома от поверхностного слоя наблюдалось на глубину ~ 0,5 – 0,6 мм. В остальном объёме образцов химический состав после спекания практически соответствует исходной шихте. Схожий характер изменения концентрации хрома наблюдается также после спекания при температуре 1330 °С (рис. 4.12, кривая 1), но разница в концентрациях хрома в поверхностном слое и в объёме гораздо меньше, а толщина обедненного хромом слоя составила ~ 0,3 мм. Из полученных методом МРСА пространственных распределений концентрации хрома следует, что процесс спекания сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W сопровождается интенсивным испарением хрома с поверхности образца.

**В пятой главе** проведен анализ процесса испарения хрома в ходе вакуумного спекания порошковых магнитотвердых Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W сплавов. Данный процесс описан математическими моделями, получено аналитическое решение задачи. Теоретические концентрационные профили сравнивались с экспериментальными кривыми, полученными с помощью метода МРСА.

Уменьшение концентрации хрома в приповерхностном слое образца при спекании в вакууме связано с процессами диффузии и испарения компонентов

сплава. Если толщина приповерхностного диффузионного слоя много меньше размеров образца, задача может рассматриваться в одномерной постановке:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}, \quad (1)$$

$$C(x, t = 0) = C_0, \quad (2)$$

$$-D \left. \frac{\partial C}{\partial x} \right|_{x=0} = J_{ev} \quad (3)$$

где  $C$  – концентрация ( $\text{кг/м}^3$ ),  $x$  – пространственная координата (м),  $t$  – время (с),  $D$  – коэффициент диффузии ( $\text{м}^2/\text{с}$ ),  $J_{ev}$  – плотность потока массы испаренного вещества с поверхности ( $\text{кг/м}^2\text{с}$ )

Предполагаем, что коэффициент аккомодации равен 1, а активность  $a_i$  (делаем допущение, что для нашей системы выполняется закон Генри) пропорциональна мольной доле  $X_i$ , и коэффициентом пропорциональности является коэффициент активности  $\gamma_i$ :  $a_i = \gamma_i X_i$ . Поскольку процесс спекания происходит в вакууме, то поток  $J_{ev}$  рассчитывается по формуле Лэнгмюра:

$$J_{ev} = \gamma_i X_i P_i^0 \sqrt{\frac{M_i}{2\pi RT}} \quad (4)$$

$\gamma_i$  – коэффициент активности,  $X_i$  – мольная доля

Согласно данным Х. Кувано коэффициент активности хрома ( $\gamma_i$ ) в рассматриваемых сплавах при температурах выше 1310 К близок к единице. При расчете не учитывались скорости испарения и диффузии остальных компонентов сплава, поскольку эти показатели в данном температурном интервале значительно ниже аналогичных у хрома. Так как плотность хрома  $\rho_{Cr}$  и плотность сплава  $\rho$  сильно не отличаются, то с достаточной точностью можно записать:

$$X_i \approx \frac{C_i}{\rho} \quad (5)$$

где  $\rho$  – плотность сплава ( $\text{кг/м}^3$ ).

Таким образом, граничное условие (3) можно записать в виде:

$$\left. \frac{\partial C_i}{\partial x} \right|_{x=0} + h C_i = 0 \quad (6)$$

где введено обозначение  $h = K_{ev}/D$ ,  $K_{ev}$  – коэффициент испарения (м/с)

$$K_{ev} = \frac{\gamma_i P_i^0}{\rho} \sqrt{\frac{M_i}{2\pi RT}} \quad (7)$$

Путем преобразований получаем следующее выражение:

$$\frac{C(x,t)}{C_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) + \frac{1}{\sqrt{\pi}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} + h\sqrt{Dt}\right)} \exp\left(-\frac{x^2}{4Dt}\right) \quad (8)$$

Анализ литературных данных показал, что процессы диффузии в тройной системе Fe-Cr-Co мало изучены, а информация по коэффициентам диффузии отсутствует. Поэтому используем данные по наиболее близким системам на основе железа. Основные параметры для решения поставленной задачи представлены в таблице 2

Таблица 2 – Параметры решения уравнения (8) для температур 1330 и 1420 °С

Параметры	$D$ (см <sup>2</sup> /с)	$P_{Cr}^0$ (Па)
$T = 1603$ К (1330 °С)	$2 \cdot 10^{-8}$	0,38
$T = 1693$ К (1420 °С)	$4 \cdot 10^{-8}$	1,35

В описанной выше модели учитывали только участок изотермической выдержки при спекании. Однако начальный этап охлаждения после изотермической выдержки (когда коэффициент диффузии ещё достаточно высок) приводит к перераспределению и выравниванию концентраций компонентов в системе. На рис. 5 представлено сопоставление экспериментальных и расчетных пространственных распределений концентрации хрома в процессе спекания.

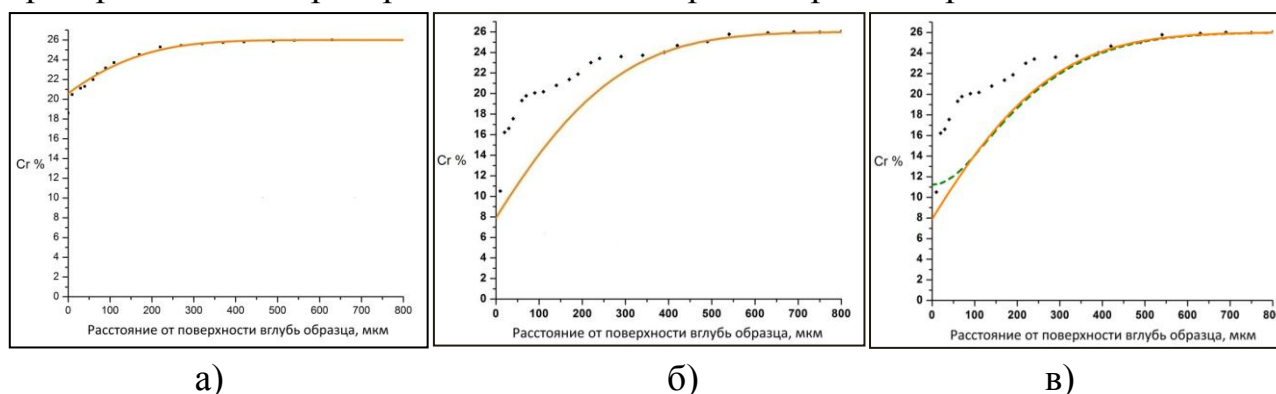


Рисунок 5 – Сравнение результатов аналитического решения (кривые) с экспериментальными точками, полученными методом МРСА, для образцов, спеченных при 1330 °С (а), 1420 °С (б) в течение 150 мин и 1420 °С с учетом начальной стадии охлаждения (в).

Аналогично зависимости, полученной с помощью метода МРСА (рис. 4, экспериментальные точки), после спекания при температуре 1420 °С (рис. 5 (б)) согласно расчетной кривой снижение концентрации хрома наблюдается до глубины ~ 600 мкм. Нужно отметить, что расчетная кривая на рис. 5 (б) располагается ниже экспериментальных точек до глубины ~ 400 мкм, в то время как для



образца, спеченного при 1330 °С (рис 5 (а)), получено хорошее совпадение расчетной кривой и экспериментальных точек. Как видно на рис. 5 (в), при учете начального этапа охлаждения после спекания при 1420 °С получено более близкое соответствие расчетной кривой и экспериментальных точек в интервале 0 – 100 мкм. Однако в интервале 100 – 300 мкм картина остается прежней и более близкое совпадение получить не удаётся. После спекания при 1330 °С процесс перераспределения компонентов практически незаметен

Основным ограничением для аналитического способа решения данной задачи является тот факт, что коэффициент диффузии  $D$  при расчете остается постоянным и не зависит от концентрации. В системе Fe-Cr-Co снижение концентрации хрома в результате его испарения приводит к изменению состава сплава в приповерхностном слое и, соответственно, повышению доли кобальта. Это, в свою очередь, согласно диаграмме фазовых равновесий системы Fe-Cr-Co приводит к смещению в двухфазную область ( $\alpha+\gamma$ ) и к полиморфному превращению  $\alpha \rightarrow \gamma$ , которое протекает в течение нескольких минут. Известно, что коэффициент диффузии хрома в  $\gamma$ -фазе примерно на 2 порядка ниже, чем в  $\alpha$ -фазе. Как видно на рис. 5 (б) и 5 (в), экспериментальные точки в интервале 0 – 300 мкм располагаются выше расчётных кривых, что косвенно указывает на снижение коэффициента диффузии  $D$  в результате полиморфного превращения и уменьшение скорости подвода атомов хрома к поверхности.

Была изучена зависимость изменения концентрации хрома от времени спекания образцов (рис. 6).

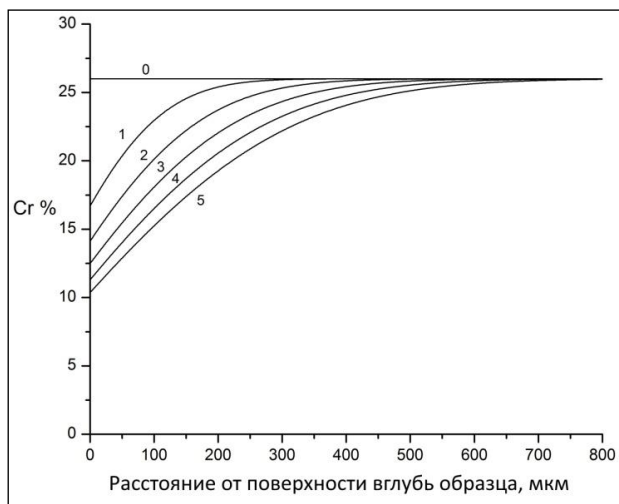


Рисунок 6 – Пространственно-временное распределение концентрации Cr в ходе спекания при температуре 1420°С: 0 – начало спекания, 1 – 30 мин, 2 – 60 мин, 3 – 90 мин, 4 – 120 мин, 5 – 150 мин.

Анализ расчетных кривых (рис. 6) показывает, что наибольшая скорость испарения хрома с поверхности развивается на первых минутах спекания. Да-



лее концентрация хрома на поверхности за счет испарения уменьшается, снижается его активность, и процесс испарения замедляется, поскольку коэффициент диффузии хрома при данных условиях спекания недостаточно высок и не обеспечивает быстрый подвод атомов хрома к поверхности.

***В шестой главе*** проведено исследование способа получения порошковых магнитотвердых Fe-Cr-Co сплавов при пониженных температурах спекания 1100 и 1200 °С с последующей горячей прокаткой, в ходе которой пористость заготовок при обжати значительно уменьшалась. Измерены магнитные и механические свойства изготовленных образцов.

После спекания при температуре 1100 °С плотность образцов сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W имела в среднем значение 86%, при температуре спекания 1200 °С – около 90%. В результате горячей прокатки при температуре 1150 °С плотность образцов была доведена до 97 – 98%, что сопоставимо со сплавами такого же состава, спеченными при температуре выше 1300 °С. Следует отметить, что плотность прокатанных образцов оказалась независимой от температуры спекания прессовок. Термообработку прокатанных образцов проводили по режимам, описанным в главе 2. Скорость охлаждения в магнитном поле при ТМО составила 40 °С/ч. Результаты измерения магнитных свойств сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W сведены в таблицу 3.

Таблица 3 – Относительная плотность и магнитные свойства спеченных и прокатанных образцов

Температура спекания, °С	Прокатка	Относительная плотность, %	$B_r$ , Тл	$H_c$ , кА/м	$(BH)_{max}$ , кДж/м <sup>3</sup>
1100	без прокатки	85 – 87	0,79 – 0,83	40 - 44	11 – 14
	с прокаткой	97 – 98	0,47 – 0,58	40 - 41	8,8 – 10,8
1200	без прокатки	89 – 91	1,04 – 1,06	51 – 53,5	27,6 – 28,7
	с прокаткой	97 – 98	1,19 – 1,21	42 - 52	29,5 – 31,3

Как видно из таблицы 3, магнитные свойства всех образцов, спеченных при 1100 °С имеют невысокие значения независимо от того применялась прокатка или нет, хотя плотность материала в результате прокатки возрастает существенно. После прокатки заметно увеличились значения остаточной индукции  $B_r$  и максимального энергетического произведения  $BH_{(max)}$  у образцов сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, спеченных при температуре 1200 °С.

На рис. 7 представлены фотографии неотравленных шлифов прокатанных образцов, спеченных при разных температурах. Образцы были дополнительно закалены на однофазный  $\alpha$ -твёрдый раствор.

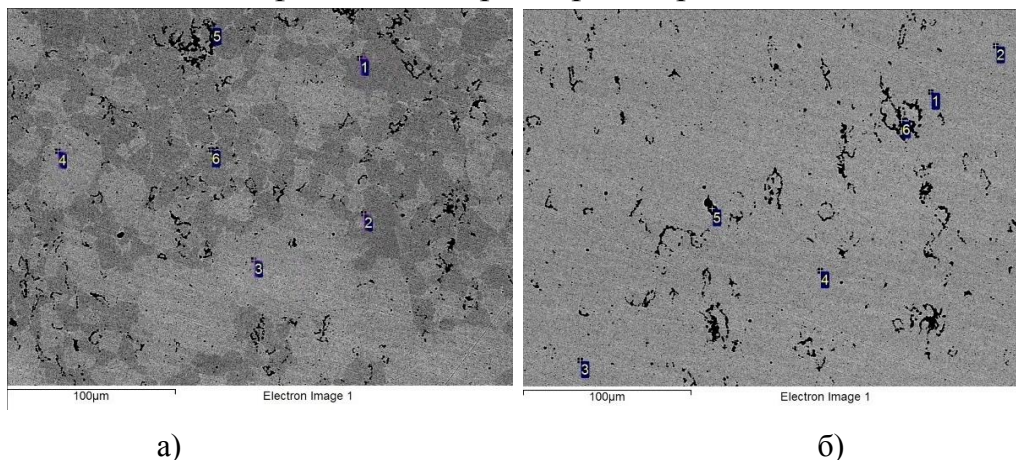


Рисунок 7 – Фотографии поверхности шлифов прокатанных образцов (а – температура спекания 1100 °С, б – температура спекания 1200 °С).

Элементный анализ показал, что темные включения (рис. 7) являются местами скопления оксидных фаз. Количество включений и содержание кислорода в них незначительно отличается у образцов, спеченных при разных температурах. Это указывает на то, что окисление в процессе горячей прокатки скорее всего не является причиной резкого снижения магнитных свойств сплава, спеченного при температуре 1100 °С. В образцах, спеченных при температуре 1200 °С (рис. 7 (б)), наблюдается равномерное распределение компонентов в светлой матрице. Для образцов, спеченных при 1100 °С (рис. 7 (а)), наблюдалась разница в элементном составе между серыми (фаза с повышенным содержанием хрома) и светлыми (фаза с повышенным содержанием кобальта) участками. Рентгенофазовый анализ образцов показал наличие немагнитной  $\gamma$ -фазы в прокатанных образцах, спеченных при 1100 °С в течение 150 мин (рис. 8).

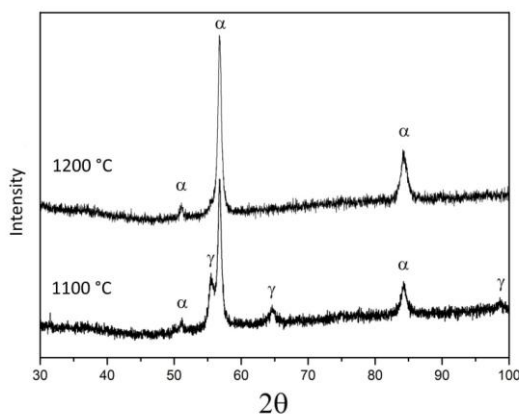
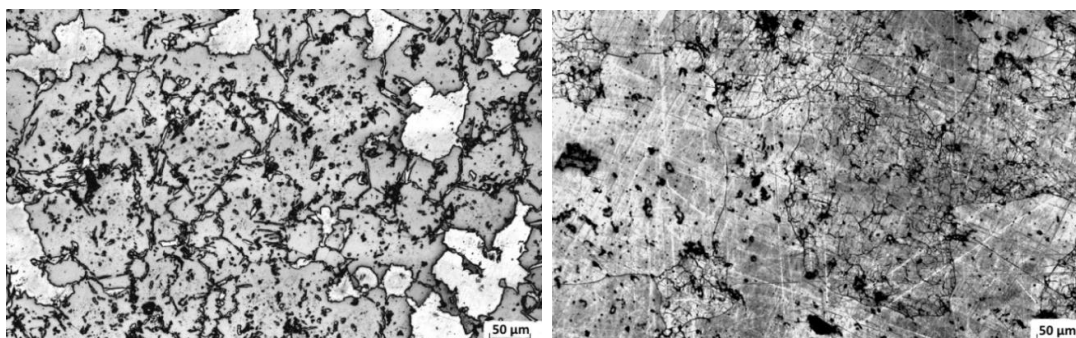


Рисунок 8 – Рентгенофазовый анализ прокатанных образцов сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, спеченных при 1100 и 1200 °С.

По всей видимости при температуре спекания 1100 °С не успевают произойти перераспределение компонентов за счет диффузии, и даже после закалки на однофазный  $\alpha$ -твёрдый раствор в сплаве сохраняется значительная доля немагнитной  $\gamma$ -фазы. Наличие  $\gamma$ -фазы в системе негативно влияет на дальнейшую ТМО и приводит к значительному снижению магнитных свойств сплава.

Диаграммы растяжения для сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W после полного цикла термообработки имеют вид характерный для случая хрупкого разрушения, т.е. без площадки текучести. Прочность на растяжение образцов, спеченных при температуре 1100 °С, оказалась выше (700 – 930 МПа) по сравнению с показателями образцов, спеченных при температуре 1200 °С (560 – 590 МПа).



а)

б)

Рисунок 9 – Микроструктура сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W после полного цикла термообработки. Режимы спекания: а – температура спекания 1100 °С, б – температура спекания 1200 °С.

Причина понижения прочности прокатанных образцов, спеченных при 1200 °С, по-видимому, объясняется структурой материала, в которой при этой температуре наблюдается рост зерна. На фотографии сплава, спеченного при 1100 °С (рис. 9 (а)), можно наблюдать как зерна размером порядка 50 – 100 мкм, так и более крупные. Микроструктура сплава, спеченного при 1200 °С (рис. 9 (б)), в основном состоит из зерен размером не менее 300 – 500 мкм. Вероятно, этим фактом и объясняется меньшая прочность на растяжение, прокатанного сплава, спеченного при 1200 °С.

## ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Экспериментально установлено, что магнитные свойства исследованного в работе порошкового сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W в широком интервале температур спекания (1200 – 1420 °С) удовлетворяют уровню, предъявляемому государственными стандартами для литых аналогов (Сплавы 25Х15КА и 30Х23КА по ГОСТ 24897-81). Наиболее высокие магнитные свойства на сплаве Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W были получены после спекания

ния при температуре 1300 и 1330 °С:  $B_r = 1,1 - 1,16$  Тл,  $H_c = 56 - 59$  кА/м и  $(BH)_{\max} = 30 - 33$  кДж/м<sup>3</sup>, что соответствуют уровню свойств литых аналогов системы Fe-Cr-Co, производящихся известными мировыми предприятиями, а также для Fe-Cr-Co сплавов с высоким содержанием кобальта, являющимся наиболее дорогим компонентом и определяющим стоимость материала.

2. Установлено, что магнитные гистерезисные свойства порошкового сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, спеченного в температурном интервале 1300 – 1360 °С, сохраняются на одном уровне в пределах приборной погрешности при изменении скорости охлаждения в магнитном поле в ходе ТМО в интервале 40 – 180 °С/ч, что обеспечивает удобство обработки заготовок на промышленном оборудовании.
3. Сравнение магнитных гистерезисных свойств для трех режимов легирования (2%Mo + 2%W, 2%Mo и 2%W) показало, что сплав, легированный совместно молибденом и вольфрамом имеет коэрцитивную силу  $H_c$  на 10 – 15 % выше по сравнению с двумя другими режимами легирования.
4. Показано, что вакуумное спекание порошкового сплава состава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W вызывает частичное испарение хрома с поверхности образцов, которое увеличивается с повышением температуры спекания, что негативно отражается на магнитных гистерезисных свойствах материала.
5. Разработана математическая модель, описывающая нестационарный процесс диффузии и испарения хрома с открытой поверхности цилиндрического образца сплавов системы Fe-Cr-Co в ходе спекания в вакууме. Качественное совпадение теоретических результатов с экспериментальными точками, полученными с помощью метода МРСА, подтверждает применимость предложенной математической модели для описания процессов диффузионного переноса и испарения хрома в ходе вакуумного спекания сплавов системы Fe-Cr-Co. Установлено, что наибольшая скорость испарения хрома развивается на первых минутах спекания.
6. Разработанная математическая модель способна помочь в определении оптимальных температурно-временных условий спекания для разнообразных сплавов системы Fe-Cr-Co. Это особенно актуально при спекании малогабаритных заготовок, поскольку испарение хрома в этом случае затрагивает значительную объемную долю изделия и может крайне негативно отразиться на функциональных свойствах материала.
7. Показано, что плотный технически пригодный магнитотвердый порошковый материал состава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W возможно получать при пониженной температуре спекания (1200 °С), если после спекания применять горячую прокатку. Плотность материала имеет величину 97 – 98 %,

что сопоставимо со сплавами такого же состава, спеченными при температурах около 1400 °С, а значения остаточной индукции  $B_r$  и максимального энергетического произведения  $BH_{(max)}$  сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W на 5 – 10 % по сравнению с просто спеченными образцами при температуре 1200 °С.

8. Установлено, что формирование  $\gamma$ -фазы в порошковых магнитотвердых сплавах системы Fe-Cr-Co при спекании приводит к увеличению остаточной пористости и возникновению химической неоднородности в системе из-за понижения коэффициента диффузии, поэтому сплавы состава Fe-26Cr-16Co рекомендуется спекать при температуре 1200 °С и выше. Для спекания при более низких температурах можно использовать порошковые сплавы системы Fe-Cr-Co с пониженным содержанием кобальта и повышенным содержанием хрома.
9. Проведенные экспериментальные исследования показали, что диаграмма растяжения прокатанного сплава Fe-26Cr-16Co-2Mo-2W, спеченного при 1200 °С, после полного цикла термообработки имеет вид, характерный для случая хрупкого разрушения. Предел прочности на растяжение прокатанного материала (560 – 590 МПа) имеет достаточную для технического применения величину.

## **ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ**

### **Переводные статьи в журналах, индексируемых в SCOPUS и WOS:**

1. Ustyukhin A. S., Alymov M. I., Krishenik P. M., Levinsky Yu. V., Rogachev S. A. Chromium Concentration Profiles in Vacuum-Sintered Fe–Cr–Co Alloys // Inorganic Materials: Applied Research. – 2017. – Vol. 8, № 3. – P. 464–468. doi:/10.1134/S207511331703025X
2. Ustyukhin A.S., Ankudinov A.B., Zelensky V.A., Milyaev I.M., Alymov M.I. Improvement of Magnetic Properties by Hot Rolling of Sintered Powder Alloy in the Fe–Cr–Co System // Doklady Physical Chemistry. – 2017. – Vol. 476, № 2. – P. 193–196. doi:/10.1134/S0012501617100074.
3. Ustyukhin A.S., Ankudinov A.B., Zelenskii V.A., Milyaev I.M., Ashmarin A.A., Alymov M.I. Improvement of Magnetic Properties by Hot Rolling of Sintered Powder Alloy in the Fe–Cr–Co System // Doklady Physical Chemistry. – 2018. – Vol. 482, № 2. – P. 140–144. doi:/10.1134/S0012501618110027.

### **Опубликованные статьи в журналах из перечня ВАК:**

4. Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Миляев И.М., Юсупов В.С., Устюхин А.С. Влияние легирования и режима спекания на магнитные гистерезисные свойства Fe-Cr-Co порошкового сплава // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – №3. – С. 34-38.

5. Устюхин А.С., Алымов М.И., Миляев И.М. Магнитные гистерезисные свойства Fe-26Cr-16Co порошковых магнитотвердых сплавов // Письма о материалах. – 2014. – Т. 4, № 1. – С. 59-61
6. Устюхин А.С., Алымов М.И., Кришеник П.М., Левинский Ю.В., Рогачев С.А. Исследование распределения хрома в сплаве системы Fe-Cr-Co при спекании в вакууме // Физика и химия обработки материалов. – 2016. – № 3. – С. 46-51.
7. Устюхин А.С., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Миляев И.М., Алымов М.И. Низкотемпературное спекание и горячая прокатка магнитотвердого порошкового сплава системы Fe-Cr-Co // Письма о материалах. – 2017. – Т.7, № 3. – С. 249-253
8. Устюхин А.С., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Миляев И.М., Алымов М.И. Эффект повышения магнитных свойств при горячей прокатке спеченного порошкового сплава системы Fe-Cr-Co // Доклады академии наук. – 2017. – Т. 476, № 6. – С. 656–659.
9. Устюхин А.С., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Миляев И.М., Ашмарин А.А., Алымов М.И. Исследование фазового состава порошковых магнитотвердых сплавов Fe-30Cr-(8-24)Co, спеченных при различных температурных режимах // Доклады Академии Наук. – 2018. – Т. 483, № 2. – С. 170–174.

**Прочие публикации:**

10. Устюхин А.С., Вомпе Т.А., Миляев И.М., Зеленский В.А. Исследование магнитных гистерезисных свойств Fe-26Cr-16Co порошковых сплавов в зависимости от условий спекания и термообработки // Ученые записки Забайкальского государственного университета. Серия: Физика, математика, техника, технология. – 2015. – № 3. – С. 112-119.
11. Вомпе Т.А., Устюхин А.С., Миляев И.М., Зеленский В.А. Влияние режимов терромагнитной обработки на магнитные гистерезисные свойства магнитотвердых порошковых Fe-Cr-Co сплавов с содержанием кобальта 12 и 16 масс. % // Ученые записки Забайкальского государственного университета. Серия: физика, математика, техника, технология. – 2016. – Т. 11, № 4. – С. 77-84.
12. Ustyukhin A.S., Ankudinov A.B., Zelenskii V.A., Milyaev I.M. Functional properties of sintered powder Fe-Cr-Co alloy obtained by low temperature sintering with subsequent hot rolling // Explosive Production of New Materials: Science, Technology, Business, and Innovations (14th International Symposium, Сборник трудов). – 2018. – P. 285-287.