

На правах рукописи

Гавриков Иван Сергеевич

**ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОГО СОСТОЯНИЯ В
ПОСТОЯННЫХ МАГНИТАХ Fe-Cr-Co, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ
СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ И ИНЖЕКЦИОННОГО
ФОРМОВАНИЯ**

Специальность 1. 3.12 – Физика магнитных явлений

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Москва – 2024

Работа выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Научный руководитель кандидат физико-математических наук
Карпенков Дмитрий Юрьевич

Официальные оппоненты: **Таскаев Сергей Валерьевич**, доктор физико-математических наук, доцент, федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Челябинский государственный университет», ректор

Волегов Алексей Сергеевич, кандидат физико-математических наук, доцент, федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», доцент кафедры магнетизма и магнитных наноматериалов

Ведущая организация: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Балтийский федеральный университет имени Иммануила Канта»

Защита состоится 6 сентября 2024 г. в 14:00 час. на заседании диссертационного совета 24.2.411.03 при Тверском государственном университете по адресу: 170002, г. Тверь, Садовый пер., 35, ауд. 226

С диссертацией можно ознакомиться в научной библиотеке ТвГУ по адресу: 170100, г. Тверь, ул. Трехсвятская, д. 16/31 и в сети Интернет на сайте Тверского государственного университета <http://dissertations.tversu.ru/>.

Автореферат разослан «___» _____ 2024 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета

Е.В. Барабанова

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования и степень ее разработанности. Постоянные магниты (ПМ) являются ключевыми функциональными элементами множества электротехнических устройств. В настоящее время без ПМ не обходится ни одна отрасль промышленности, из которых наиболее зависимые: электроэнергетика, ракетно-космическая промышленность, машиностроение, оборонное производство [1].

В частности, литые легкодеформируемые постоянные магниты сплавов системы Fe-Cr-Co и магнитные системы на их основе сегодня играют немаловажную роль, так как применяются не только в военной и специальной технике, электротехнике, например, реактивных системах залпового огня (РСЗО), но и в изделиях гражданского назначения.

Высококоэрцитивное состояние в сплавах Fe-Cr-Co достигается в результате спинодального распада твердого раствора на две изоморфные фазы (сильномагнитную и слабомагнитную) при термомагнитной обработке в уже практически готовом изделии. При этом в процессе термообработки сплавов Fe-Cr-Co вклад в общую энергию реакции вносят магнитные поля, границы зерен и поля напряжения-деформации. Физические процессы, лежащие в основе этих реакций, еще не до конца понятны. В частности изучаются упругие эффекты от дислокации в мигрирующих границах зерен и влияние сильного магнитного поля. Увеличение последнего приводит к образованию очень тонких модулированных структур, за счет увеличения скорости реакции и, как следствие, к ухудшению магнитных характеристик [2, 3]. В то время как термообработка в отсутствие магнитного поля при увеличении ее длительности способна лишь в определенной степени усилить коэрцитивную силу.

Другими словами технология производства данных постоянных магнитов за счет различных условий протекания реакции спинодального распада определяет как магнитные, так и механические характеристики готового продукта.

На данный момент постоянные магниты Fe-Cr-Co изготавливаются по технологии литья по выплавляемым моделям [4]. И так как для данных магнитов сегодня характерно мелкосерийное производство изделий сложной формы, на выходе мы имеем низкий коэффициент использования материала, высокую трудоемкость, энергозатратность и себестоимость продукции при использовании традиционной технологии.

При этом стоит отметить, что в мире сейчас разработка постоянных магнитов идет по двум ключевым направлениям. Наряду с поиском энергоэффективных материалов, идет оптимизация процессов производства [5-8].

В качестве одного из вариантов решения предлагается переход от технологии литья к экологичным и более простым технологиям порошковой металлургии с использованием методов одностороннего прессования [9]. Технологии порошковой металлургии позволяют получать постоянные магниты, которые по своим свойствам не уступают магнитам, полученным по технологии литья. Тем не менее, все еще остается ряд проблем, в т.ч. касательно многообразия геометрических форм ввиду необходимости использования дорогостоящих твердосплавных пресс-форм.

Среди перспективных технологий для создания эффективного и высокотехнологичного мелкосерийного производства ПМ сплавов системы Fe-Cr-Co рассматриваются современные технологические процессы, такие как технологии аддитивного формирования и технология инъекционного формования, уже имеющие определенные тенденции развития касательно литых ПМ [10-12].

Оба метода обладают высоким коэффициентом использования материала, позволяют изготавливать детали сложной формы, автоматизировать процесс. Однако применимость их к изготовлению постоянных магнитов ограничена отсутствием в свободном доступе исходного сырья в виде порошка и гранулята и отработанных технологий синтеза [13, 14].

Вместе с тем, на данный момент не изученным остается влияние условия протекания реакций спинодального распада при использовании предложенных методов на магнитные и механические свойства постоянных магнитов системы Fe-Cr-Co.

Ввиду выше сказанного, **целью** исследования стало изучение механизмов формирования высококоэрцитивного состояния в постоянных магнитах на основе сплавов системы Fe-Cr-Co, изготовленных методами инъекционного формования и селективного лазерного плавления.

Для достижения поставленной цели были сформулированы и решены следующие **задачи**:

- выбор методов и отработка режимов получения порошка и гранулята заданного химического и гранулометрического составов из сплава марки 25X15КА;

- отработка режимов получения образцов ПМ сплава марки 25X15КА методами инъекционного формования и селективного лазерного плавления;

- исследование влияния ключевых параметров синтеза на макро и микроструктуру образцов и установление взаимосвязи с механическими и магнитными свойствами.

Теоретическая и практическая значимость работы. Все представленные результаты были достигнуты в процессе выполнения следующих научно-исследовательских работ: в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» ПНИ-ЭР «Разработка высокоэффективных технологий производства наноструктурированных постоянных магнитов на основе сплава системы Fe-Cr-Co со сниженным содержанием кобальта методами порошковой металлургии и МИМ-технологий» и ПНИ-ЭР «Разработка технологий производства постоянных магнитов на основе сплавов систем Fe-Cr-Co и Al-Ni-Cu-Co-Fe методами селективного лазерного плавления». Результаты исследований могут быть востребованы в курсах лекций по магнитным материалам в МГУ им. В.М. Ломоносова, НИТУ МИСИС, УрФУ, ТвГУ и других университетах.

Методология и методы исследования. В работе применяются методы моделирования при помощи пакета COMSOL Multiphysics, техники исследования микроструктуры, механических и магнитных свойств, а также методики цифровой

обработки полученных данных и их сравнения с общепризнанными стандартами согласно ГОСТ 24897-81. Объектами исследований выступали околосферичные порошки сплава марки 25X15КА с фракцией до 20 мкм, гранулят и образцы ПМ на их основе, полученные методами MIM и SLS технологий.

Научная новизна диссертационного исследования заключается в следующем:

1. Впервые проведены исследования магнитных свойств образцов ПМ сплава марки 25X15КА, синтезированных с использованием технологий инжекционного формования и селективного лазерного плавления. Установлены зависимости между микроструктурой, которая обуславливает магнитные характеристики образцов, и остаточным углеродом из связки, временем и температурой спекания «коричневой детали» при отработке технологии инжекционного формования, а также зависимости от мощности лазера и скорости печати при применении технологии селективного лазерного плавления.

2. Впервые исследованы механические свойства образцов ПМ сплава марки 25X15КА, синтезированных с использованием технологий инжекционного формования и селективного лазерного плавления. Сравнительный анализ значений прочности на растяжение и твердости показал, что из-за более крупного зерна и отсутствия текстуры в образцах, полученных по технологии инжекционного формования, значения механических параметров для них незначительно уступают образцам, полученных по технологии селективного лазерного плавления.

Основные положения, выносимые на защиту.

1. Остаточная индукция B_r и коэрцитивная сила по индукции $H_{св}$ образцов постоянных магнитов на основе сплава марки 25X15КА после термомагнитной обработки (ТМО), синтезированных с использованием технологии инжекционного формования, немонотонно изменяются при увеличении длительности спекания от 30 до 80 мин. Это определяется формированием необходимой кристаллической структуры со средним размером зерна 90-150 мкм при отжиге в течение 60 минут, при этом более продолжительное спекание приводит к росту зерна, уменьшению протяженности межзеренных границ, выступающих центрами задержки доменных стенок, и оказывает негативный эффект на магнитные характеристики.

2. Остаточная индукция B_r и коэрцитивная сила по индукции $H_{св}$ образцов постоянных магнитов на основе сплава марки 25X15КА после термомагнитной обработки (ТМО), синтезированных с использованием технологии селективного лазерного плавления, увеличиваются при повышении мощности излучения от 110 до 190 Вт при постоянной скорости сканирования 700 мм/с. Это обусловлено как наиболее эффективным (полным) сплавлением порошков, и, соответственно, более высокой плотностью магнитного материала в единице объема, так и уменьшением количества макро- и микродефектов структуры таких как поры и трещины, выступающих в роли концентраторов поля зарядов магнитной поляризации и источников собственного размагничивающего поля.

3. Наличие теплового градиента между подложкой и поверхностью, контактирующей с лазером, обеспечивает преимущественный рост зерен вдоль

кристаллографических направлений $\langle 110 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$, что, в свою очередь, обуславливает повышенные значения механических характеристик, а также изменение магнитных свойств за счет дополнительного вклада наведенной анизотропии в постоянных магнитах системы Fe-Cr-Co, изготовленных с использованием технологии селективного лазерного плавления по сравнению с образцами, полученными по технологии инжекционного формования.

Степень достоверности полученных результатов. Результаты, представленные в диссертации, получены на основе экспериментов, проведенных на современном научном оборудовании, с использованием статистических методов обработки экспериментальных данных. Достоверность полученных результатов обеспечивалась набором взаимодополняющих экспериментальных методик, воспроизводимостью получаемых результатов и согласованием получаемых результатов с имеющимися в литературе данными других научных групп. Также, полученные результаты исследований опубликованы в индексируемых журналах и апробированы на тематических международных конференциях и воркшопах.

Личный вклад автора. Все результаты теоретических и экспериментальных исследований возможности внедрения новых методов получения литых ПМ сплава Fe-Cr-Co, представленные в диссертационной работе, являются оригинальными, апробированными и получены автором лично или при его непосредственном содействии. Постановка целей и ключевых задач, методик экспериментов, обработка данных, их интерпретация и формулировка выводов выполнялись автором под руководством научного руководителя. Подготовка публикаций и научных докладов по результатам научных исследований в рамках диссертационной работы осуществлялась совместно с соавторами.

Апробация результатов исследования. Результаты работы были неоднократно представлены автором в форме устных докладов на научных конференциях и семинарах: XXII Международная конференция по постоянным магнитам «МКПМ-2019», г. Суздаль Владимирской области, сентябрь 2019 года; V научно-техническая конференция «Технологии специального приборостроения. Молодежь в науке-2020», г. Заречный Пензенской области, февраль 2020 года; IX Международная конференция с элементами научной школы для молодежи «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества». ФНМ-2022, г. Суздаль Владимирской области, сентябрь 2022 года.

По материалам диссертации опубликовано 8 печатных работ, из них 4 статьи в журналах, индексируемых в международных базах данных, приравниваемых к журналам перечня ВАК, и 4 статьи в других рецензируемых изданиях.

Соответствие диссертации паспорту специальности. Диссертационная работа Гаврикова И.С. «Формирование высококоэрцитивного состояния в постоянных магнитах Fe-Cr-Co, полученных методами селективного лазерного плавления и инжекционного формования» соответствует паспорту научной специальности 1.3.12 «Физика магнитных явлений»:

- формуле паспорта специальности, т. к. в диссертации рассматриваются вопросы разработкой материалов с заданными магнитными свойствами;

- областям исследования паспорта специальности, в частности: «3. Экспериментальные исследования магнитных свойств и состояний веществ различными методами, установление взаимосвязи этих свойств и состояний с химическим составом и структурным состоянием, выявление закономерностей их изменения под влиянием различных внешних воздействий.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав, основных выводов и списка использованной литературы, состоящего из 105 источников. Материал изложен на 124 страницах, включает 10 таблиц, 79 рисунков и схем.

Содержание работы

Во введении обосновывается целесообразность и актуальность изучения условий формирования высококоэрцитивного состояния в постоянных магнитах на основе сплавов системы Fe-Cr-Co, изготовленных методами инжекционного формования и селективного лазерного плавления. Определяются ключевые цели и задачи работы, а также выносимые на защиту положения.

В первой главе представлен актуальный анализ научной литературы по широко используемым высокопрочным магнитотвердым материалам для изготовления постоянных деформируемых магнитов, среди которых выделяют сплавы системы Fe-Cr-Co. Магниты на их основе относятся к классу легкодеформируемых типа ХК (хромокобальтовые) и обладают повышенной стойкостью к агрессивным средам вплоть до температуры 1300 °С, температурно-временной стабильностью и высокими показателями механических свойств с пределом прочности порядка 800-1000 МПа. При этом магнитные свойства сопоставимы со значениями для магнитотвердых сплавов системы Al-Ni-Co.

Высококоэрцитивное состояние в магнитах ХК может быть достигнуто в уже полуготовом изделии в процессе термомагнитной обработки (ТМО) на воздухе при температурах 630 – 650 °С в результате спинодального распада пресыщенного α раствора на две изоморфные фазы: слабомагнитную α_1 и сильномагнитную α_2 . Таким образом, имеется вариативность в способах получения постоянных магнитов.

В тексте диссертации представлен анализ альтернативных способов изготовления ПМ сплавов системы Fe-Cr-Co, и их сравнение с технологией литья по выплавляемым моделям. В частности, метод порошковой металлургии с использованием пресс-форм и более перспективные аддитивные технологии инжекционного формования (MIM) и селективного лазерного плавления (SLS). Отдельно уделено внимание вариантам получения исходного сырья для данных методов в виде порошка и гранулята заданного гранулометрического состава.

Вторая глава посвящена методике проведения эксперимента. Представлено описание используемых в работе материалов, оборудования, методов получения образцов и методик исследования химического состава, микроструктуры, механических и магнитных свойств. Приведены основные параметры режимов синтеза исходного сырья и конечного изделия.

В качестве объектов исследования в работе выбраны образцы конкретной марки магнитотвердых деформируемых материалов 25X15КА (ГОСТ 24897-81) системы Fe-Cr-Co. Среди производимых марок данные ПМ наиболее востребованы, поскольку обладают наиболее высокими магнитными характеристиками, незначительно уступая лишь ПМ из сплава марки 23X15K5ФА с высоким содержанием ванадия. Синтез порошка сплава марки 25X15КА с заданным гранулометрическим составом проводился методом газового распыления в инертной атмосфере аргона с использованием установки HERMIGA 75/3 и методом центробежного распыления с использованием плазмы на установке фирмы «СФЕРАМЕТ». Гранулят для метода инъекционного формования был получен с использованием специализированного аппаратного комплекса: роторной дробилки HSS-230A, планетарной мельницы Fritsch Pulverisette 6, гранулятора Collin ZK25T, пластомера ИИРТ-5М. Компактирование гранулята с получением «зеленой заготовки» выполнено на термопласт-автомате LOG 130-S8. Удаление связующего и получение «коричневых» заготовок проводилось химико-термическим (термокаталитическим) способом с использованием установки для каталитического удаления термопластичных связующих из заготовок инъекционного формования TFE-60-20/e в среде паров азотной кислоты H_2NO_3 . Полученные заготовки магнитов спекали в водородной камерной печи Camco Hydrogen Furnaces. Заготовки постоянных магнитов по технологии лазерного селективного плавления изготавливались с использованием установки RussianSLM FACTORY. Термомагнитная обработка осуществлялась с использованием камерной печи ПК 60/12,5 и электромагнита ЭМП-033.

Исследования морфологии и химического локального анализа порошков проводились с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) JSM-6700F фирмы «JEOL», оснащенного приставкой энергодисперсионного рентгеновского анализа JED-2300F. Светлопольное изображение и дифракционная картина была получена посредством просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2000EX. Измерения массовых долей (масс. %) основных элементов проводились с использованием спектрометра SM «Optic 1.3» и метода атомно-эмиссионной спектроскопии. Определение массовых долей примеси углерода проводилось с использованием инфракрасного спектрометра анализатора углерода и серы DW-CS-8820. Исследования поверхности металлографических шлифов выполнялись на световом микроскопе Axiovert 40 MAT фирмы «Carl-Zeiss» в режиме светлого поля. Плотность образцов определялась на весах с высоким разрешением фирмы «ОНАУС» методом гидростатического взвешивания. Рентгенофазовый анализ выполнялся с помощью дифрактометра Rigaku Ultima IV. Полевые зависимости намагниченности измерялись на гистерезисграфе МН-50 при комнатной температуре 293 К в максимальном поле $\mu_0H = 2,5$ Тл. Испытания на растяжение проводились по ГОСТ 1497-84 на испытательной машине Zwick/Roell. Микротвердость по шкалам Виккерса в соответствии с ГОСТ 9450 определялась с использованием установки KBW-1.

В первом разделе **третьей главы** рассмотрено влияние параметров синтеза порошка на гранулометрический состав сплава марки 25X15КА при газовом распылении в инертной атмосфере и центробежном распылении с

использованием плазмы. На рисунке 1 (а) представлены снимки РЭМ порошка самой мелкой фракции (100-200 мкм), полученного методом центробежного распыления с использованием плазмы при скорости вращения тигля 10 000 об/мин и силе тока 1500 А. На снимке хорошо видно, что порошок представляет собой смесь сферических частиц и тонких чешуек, протяженность которых в одном из направлений составляет более 2 мм. Таким образом, данный метод имеет ряд недостатков и является непригодным для методов МИМ и SLS.

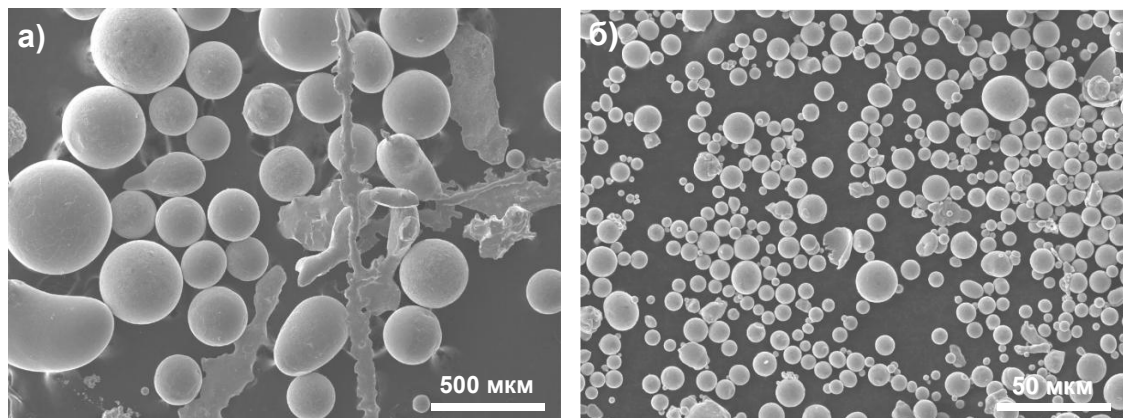


Рисунок 1 – Снимки РЭМ порошка наиболее мелкой фракции порошка сплава марки 25X15КА, полученные методом: а) центробежного распыления с использованием плазмы; б) газового распыления в инертной атмосфере

На рисунке 1 (б) представлены снимки РЭМ порошка, полученного методом газового распыления в инертной атмосфере. Наилучшие значения среднего диаметра d_{cp} частиц с диапазоном 3-8 мкм и преимущественно околосферичной формой достигнуты в результате газового распыления при температуре расплава 1510 °С, давлении на форсунке 30 атмосфер и минимальном давлении в камере с индукционной печью 0,15 атмосфер.

Химический состав порошка представлен в таблице 1. При этом стоит отметить, что количественное содержание вредных примесей С, N и S, приводящих к резкому снижению магнитных свойств, не превышает пределы допустимых значений.

Таблица 1 – Химический состав порошка сплава марки 25X15КА
Концентрация элементов, весовые доли %

Элемент	Co	Cr	Fe	C	S	O	N
25X15КА	14,9 ± 0,1	25,0 ± 0,2	58,7 ± 0,3	0,04 ± 0,01	0,08 ± 0,01	0,18 ± 0,01	0,22 ± 0,01
ГОСТ 24897	14,0 - 16,0	23,5 - 26,5	53,1 - 59,8	0,02 - 0,05	0,05 - 0,15	0,1 - 0,5	0,2 - 1,0

Во втором разделе **третьей главы** представлены результаты разработки и тестирования оптимальной рецептуры гранулята для ранее полученного порошкового материала, а также режимы удаления связки из «зеленых» заготовок и спекания «коричневых» заготовок.

В ходе экспериментов был определен состав шихты и полимерного связующего в виде смеси полиформальдегида марки Технасет А-110, стеариновой технической кислоты ГОСТ 6484-96 марки Т-32, полиэтилена высокого давления (ПЭВД) 15813-020 по ГОСТ 16337-77 и пчелиный воск в качестве поверхностно активного вещества. Найдено оптимальное соотношение полимерной и металлической части (15 и 85 масс. %), при котором показатель текучести гранулята при 190 °С и нагрузке 21,6 кг составляет 80 г/мин. Сравнения проводились с гранулятом Catamold 42CrMo4 фирмы BAFS.

На снимках (см. рисунок 2) представлены микроструктуры «зеленых» заготовок, полученных методом заливки гранулята оптимального состава в бункер термопласт-автомата по четырем режимам литья.

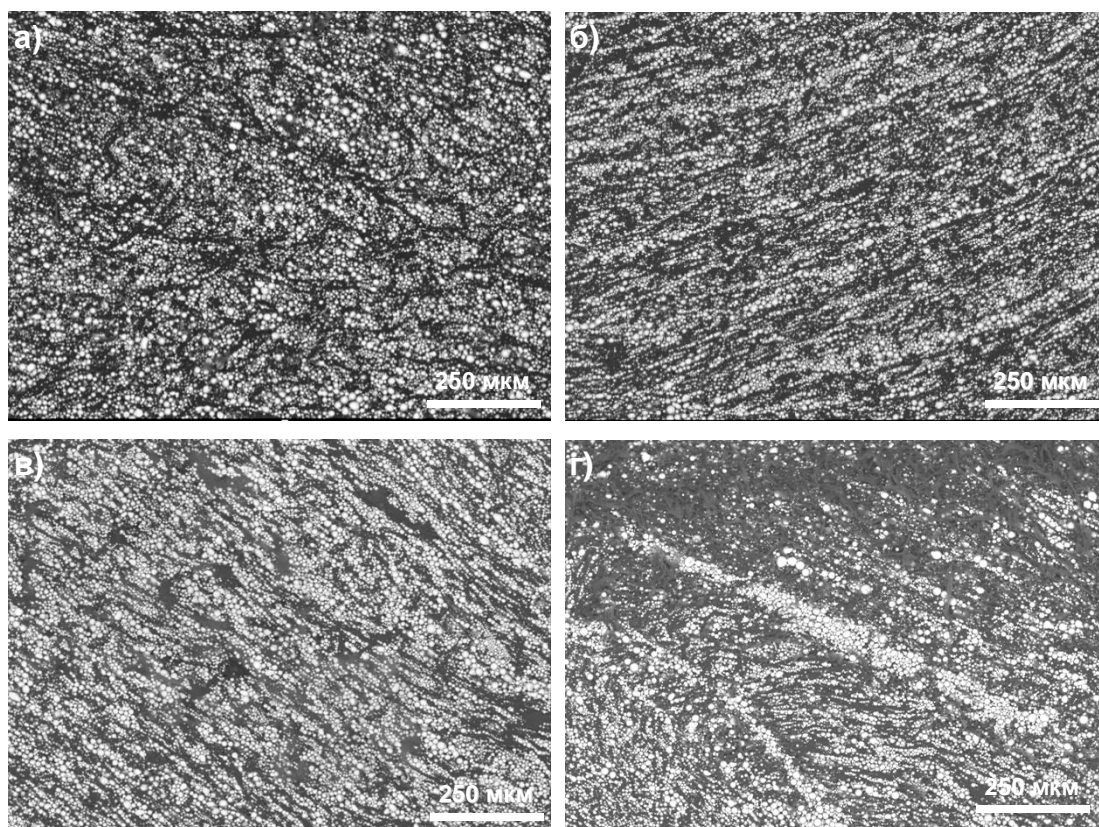


Рисунок 2 – Снимки РЭМ «зеленых» заготовок, полученных при различных режимах:

- а) режим I ($T_{пл} = 190\text{ °C}$; $V_{впр} = 10\text{ см}^3/\text{с}$; $t_{впр} = 0,5\text{ с}$);
- б) режим II ($T_{пл} = 190\text{ °C}$; $V_{впр} = 10\text{ см}^3/\text{с}$; $t_{впр} = 0,7\text{ с}$);
- в) режим III ($T_{пл} = 195\text{ °C}$; $V_{впр} = 10\text{ см}^3/\text{с}$; $t_{впр} = 0,7\text{ с}$);
- г) режим IV ($T_{пл} = 195\text{ °C}$; $V_{впр} = 5\text{ см}^3/\text{с}$; $t_{впр} = 0,7\text{ с}$)

Снимки наглядно демонстрируют, что образцы «зеленых» заготовок, изготовленных по различным режимам, обладают схожей структурой, которая показывает распределение частиц металлического порошка в органической связке. Распределение порошка подчиняется определенному закону, связанному с процессом заливки гранулята в бункер термопласт-автомата: возникающее ламинарное течение образует потоки органической связки с низким содержанием частиц порошка и потоки частиц металлического порошка, которые

преимущественно состоят из частиц большого размера, находящихся в центре данной структурной составляющей, и более мелких частиц порошка, которые внедряются в промежутки, образованные большими частицами, а также находятся по «границам» потока. Данная микроструктура характерна для всех представленных образцов, однако при режимах I ($T_{\text{пл}} = 190 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $V_{\text{впр}} = 10 \text{ см}^3/\text{с}$; $t_{\text{впр}} = 0,5 \text{ с}$) и II ($T_{\text{пл}} = 190 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $V_{\text{впр}} = 10 \text{ см}^3/\text{с}$; $t_{\text{впр}} = 0,7 \text{ с}$) наблюдается более равномерное распределение наполнителя в виде металлического порошка сплава 25Х15КА в органической матрице (см. рисунок 2 (а), (б)). Увеличение температуры до $195 \text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к тому что частицы в менее вязкой матрице успевают осесть под действием силы тяжести, в результате возникают неоднородные участки с высокой долей металлических частиц и участки, состоящие преимущественно из органической связки (см. рисунок 2 (в), (г)).

Графики зависимости концентрации углерода в «коричневых деталях» от времени удаления связки в парах азотной кислоты приведены рисунке 3 (а). Оптимальная температура, при которой содержание углерода в течение 240 минут падает до регламентированных значений 2-3 вес. доли % составляет $110 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (см. рисунок 3 (а)). Дальнейшее увеличение температуры ускоряет процессы разложения. Вместе тем возникает риск деформации (оплавление) и растрескивания структуры «коричневых» заготовок из-за интенсивного выхода газов и разрыва пор.

Спекание «коричневых деталей» было предложено проводить в среде водорода, что обеспечивает рафинирование поверхности частиц от соединений с кислородом и снижение температур спекания. Уплотнение мультигетерогенной на разных уровнях металлургической системы наиболее активно протекает в диапазоне $1380 \text{ }^{\circ}\text{C} - 1390 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 60-80 мин (см. рисунок 3(б)). Полученные заготовки характеризуются плотностью $7,67 - 7,69 \text{ г/см}^3$.

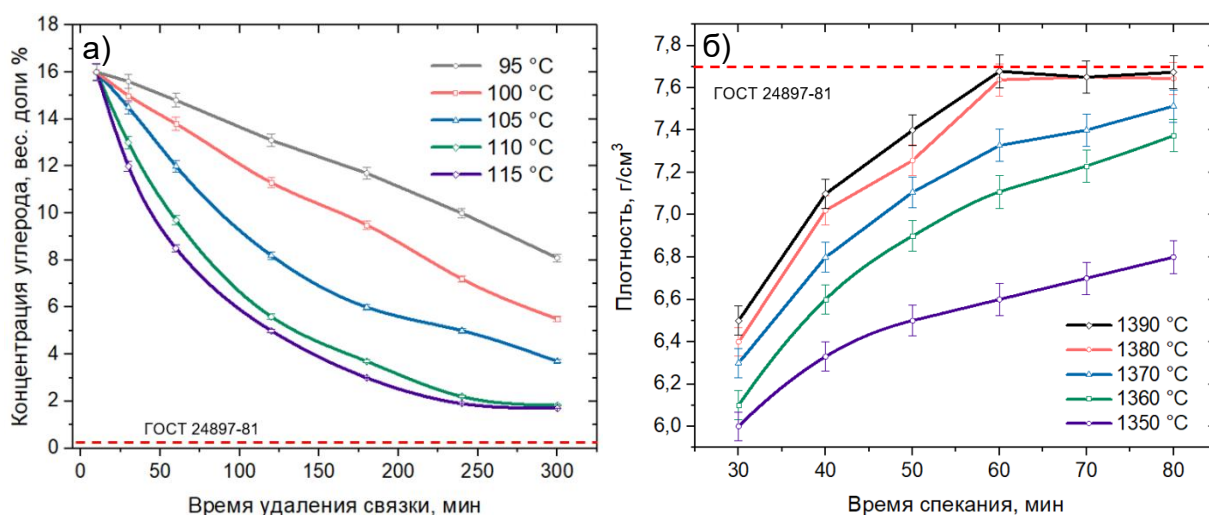


Рисунок 3 – Зависимости концентрации углерода в «коричневых деталях» от времени удаления связки при различных температурах обработки (а) и зависимости плотности металлических заготовок от времени и температуры спекания (б)

В третьем разделе **третьей главы** представлены результаты исследования влияния микроструктуры на магнитные свойства образцов, полученных методом

инжекционного формования. Анализ снимков растровой электронной микроскопии показал, что 30 минут при постоянной температуре 1380 °С недостаточно для прохождения всех основных стадий спекания рассматриваемого порошкового тела (см. рисунок 4 (а)). Сохраняется часть изолированных частиц без образования «шеек» межчастичных контактов и множество пор. Необходимая кристаллическая структура со средним размером зерна 90-150 мкм формируется спустя 60 минут (рисунок 4 (б)). Остаточная индукция B_r и коэрцитивная сила по индукции H_{cb} после термомагнитной обработки при этом равны $B_r = 1.15$ Тл, $H_{cb} = 39,5$ кА/м, соответственно. Более продолжительное спекание приводит к росту зерна, уменьшению протяженности межзеренных границ, выступающих центрами задержки доменных стенок, и оказывает негативный эффект на магнитные характеристики (рисунок 4 (в)).

Термомагнитная обработка проводилась согласно следующему режиму: с целью уменьшения количества образования промежуточной хрупкой и немагнитной σ -фазы образцы предварительно выдерживались при температуре 1180 °С в течение 40 минут с последующим закаливанием в холодной воде при температуре 18 °С; после фиксации метастабильного состояния был проведен нагрев образцов до температуры 750 °С с последующей выдержкой в течение 1,5 часа, после чего образцы были перемещены на электромагнит, где выдерживались в течение 2 часов при температуре 640 °С и 620 °С с равным интервалом. Отпуск образцов проводился при температуре 600 °С в течение 2 часов с последующим охлаждением до 580 °С и выдержкой в течение 3 часов, до 560 °С с выдержкой в течение 4 часов, и до 540 °С с выдержкой в течение 6 часов.

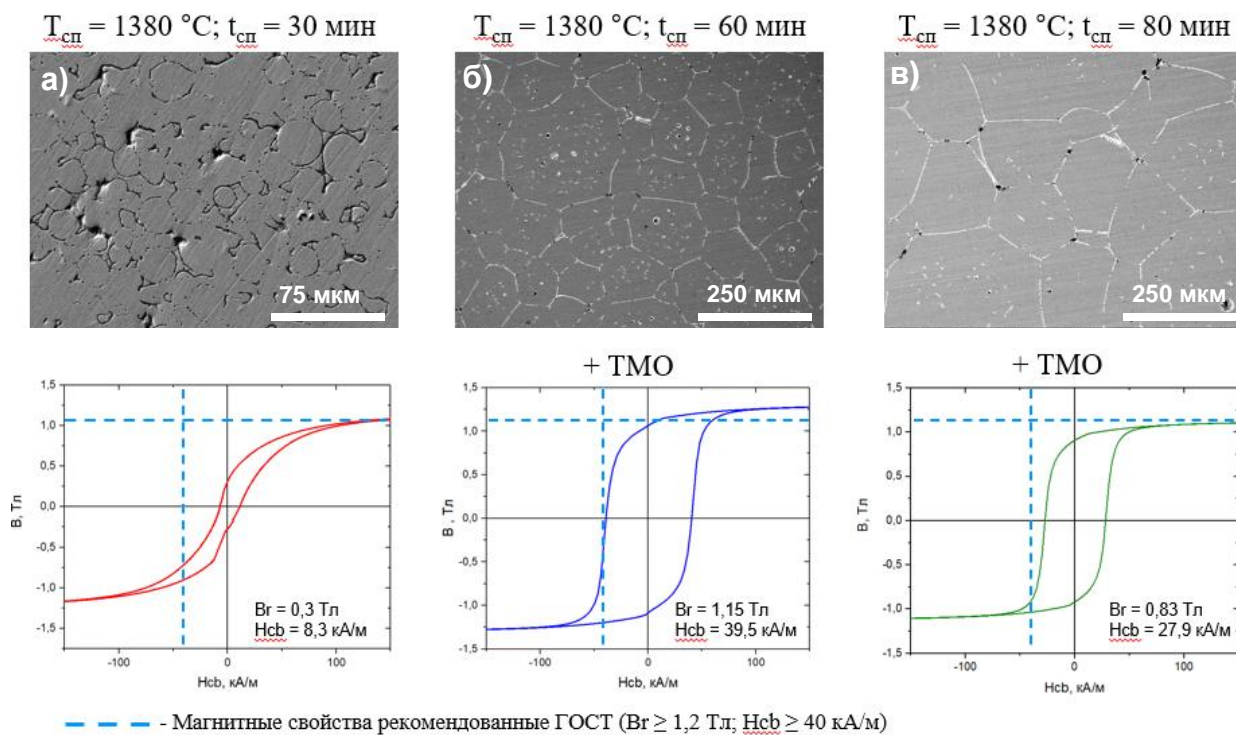


Рисунок 4 – Эволюция микроструктуры и магнитных свойств образцов 25X15КА при спекании при температуре 1380 °С в течение: а) 30 минут, б) 60 минут и в) 80 минут

Исследования микроструктуры после ТМО с применением ПЭМ демонстрируют завершенность процесса спинодального распада высокотемпературного α – твёрдого раствора на две изоморфные фазы с объёмно-центрированной кубической решеткой α_1 и α_2 (см. рисунок 5). На это указывают четко разграниченные светлые и темные участки α_1 -фазы и α_2 -фазы, а также кристаллографические индексы плоскости НКЛ (110), (211), (420), (310). Выделения α_1 -фазы представлены в виде сферических частиц со средним размером 30-50 нм, аналогично образцам, полученным по технологии литья по выплавляемым моделям.

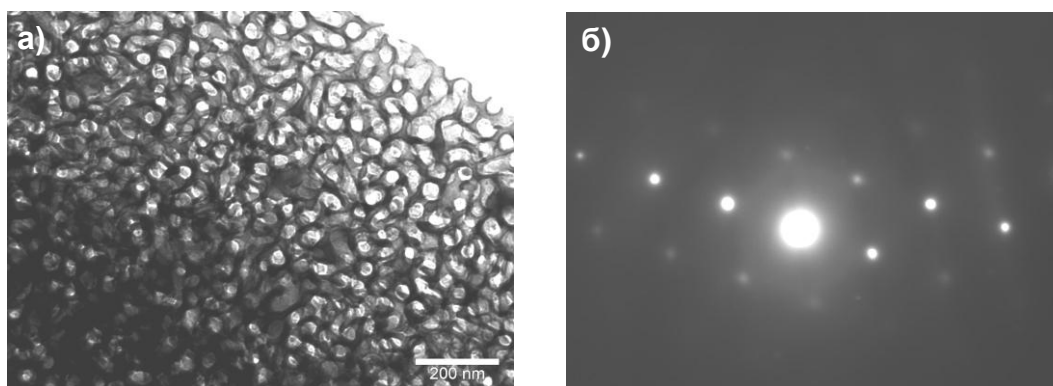


Рисунок 5 – Светлопольное изображение (а) и дифракционная картина (б) образца сплава 25X15КА

Четвертый раздел **третьей главы** посвящен механическим испытаниям образцов, полученных методом инъекционного формования. В высококоэрцитивном состоянии сплавы на основе системы Fe-Cr-Co имеют чрезвычайно высокодисперсную двухфазную структуру α_1 и α_2 , что сводит их пластичность к околонулевым показателям. Отсутствие микроструктурных отличий в образцах, синтезированных по технологии МИМ и классического литья, подтверждается испытаниями на растяжение и твердость в соответствии с ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 2999-75. Среднее значение предела прочности при растяжении составляет более 800 МПа (рисунок 6 (а)); твердость по Виккерсу порядка 385 HV (см. рисунок 6 (б)).

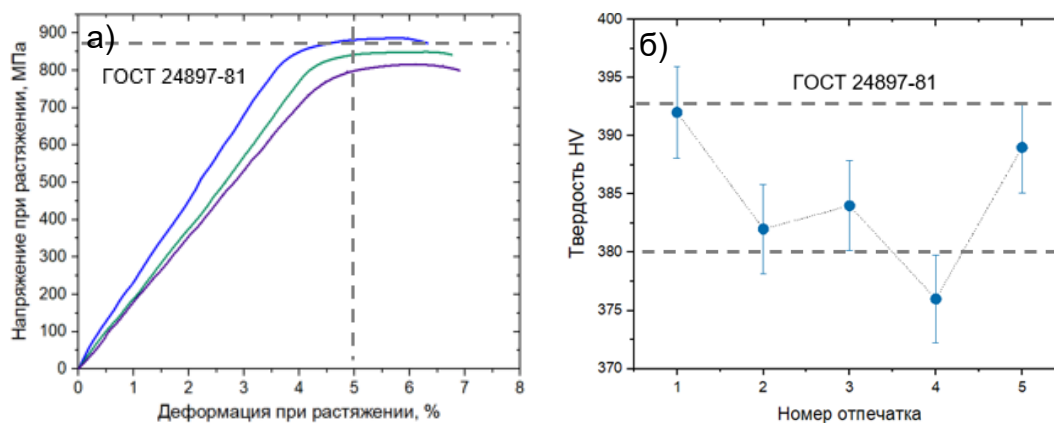


Рисунок 6 – Диаграмма растяжения (а), значения твердости по Виккерсу (б) образцов сплава 25X15КА

Глава **четвертая** включает описание исследований применимости метода селективного лазерного плавления при создании постоянных магнитов системы Fe-Cr-Co. Рассматриваемый метод позволяет управлять микроструктурой металлов путем изменения условий теплообмена в очень ограниченных масштабах, что не доступно при традиционных подходах. В качестве основных параметров, влияющих на структуру, рассмотрены: мощность лазера P , скорость сканирования v , количество повторных проходов N .

В первом разделе **четвертой главы** представлены результаты моделирования процесса 3D печати в программном пакете Comsol Multiphysics с использованием модуля «Теплопередача». Метод конечных элементов является наиболее часто применяемым численным подходом для исследования профиля температуры и размера ванны расплава в процессе плавления и затвердевания материалов. Теплообмен в общем случае описывается уравнением теплопроводности (1):

$$\rho \left(C_p + \frac{\exp\left(-\frac{T-T_m}{\Delta T}\right)}{\sqrt{\pi\Delta T^2}} L_m \right) \left(\frac{\partial T}{\partial t} + (\vec{u} \cdot \vec{\nabla} T) \right) = \vec{\nabla} \cdot (k \vec{\nabla} T), \quad (1)$$

где ρ – плотность материала;

C_p – теплоемкость материала;

T – температура;

\vec{u} – вектор скорости движения жидкости;

k – теплопроводность.

ΔT – интервал сглаживания, равный 50 К;

T_m – температура плавления;

L_m – удельная теплота испарения.

Все входные и выходные тепловые потоки на поверхности можно представить в виде уравнения (2):

$$-k \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{2PA}{\pi r^2} \exp\left(-\frac{2(x-vt)^2 + y^2}{r^2}\right) - \alpha(T_w - T_0) - \sigma \varepsilon (T_w^4 - T_0^4), \quad (2)$$

где P – мощность лазера;

A – коэффициент поглощения энергии лазера;

r – радиус лазерного луча;

v – скорость движения лазерного луча;

α – коэффициент теплоотдачи;

T_w – температура поверхности;

T_0 – температура окружающей среды;

σ – константа Стефана-Больцмана;

ε – коэффициент поглощения поверхности;

Конкретные значения параметров для выбранной марки сплава, используемые при моделировании представлены в Таблице 2.

Таблица 2 – Физические свойства сплава марки 25X15КА

Параметры (обозначение)	Значение [Размерность]
Температура плавления (T_m)	1770 [К]
Температура испарения (T_v)	3200 [К]
Коэффициент поглощения энергии лазера (A)	0,8
Теплопроводность (k)	29,4 [Вт/мК]
Плотность (ρ)	7700 [кг/м ³]
Коэффициент поглощения поверхности (ϵ)	0,8
Удельная теплота плавления (L_m)	205 [кДж/кг]

На данном этапе разработки модели динамические процессы при плавлении и испарении не учитывались. Трехмерная модель выполнена в виде призмы с размерами $6 \times 2,6 \times 0,8$ мм³. Конечные элементы модели (сетки) имеют треугольную форму. Максимальная длина элемента (расстояние между самыми дальними узлами) составляет 0,2 мм, что обеспечивает при наименьшей скорости расчета максимальную точность. На верхней поверхности образца максимальная длина элемента равняется 0,025 мм. Переход от высокой дискретизации сетки (верхняя поверхность модели) к низкой осуществляется плавно, чтобы задача сходилась. Скорость сканирования v варьировалась от 500 до 800 мм/с, при мощности лазера P от 75 Вт до 190 Вт. Диапазоны подобраны исходя из характеристик применяемого для печати оборудования. Количество проходов n составляло от 1 до 10. Радиус луча r – 75 мкм.

По результатам моделирования были определены размеры ванны расплава в трех направлениях x , y , z (длина, ширина и глубина) в зависимости от мощности лазера, скорости сканирования и количества проходов. Измерения выполнялись в середине каждой дорожки, по результатам распределения температуры от точки плавления до пиковой температуры вдоль направления сканирования. Область начала печати нагревается до температуры плавления материала ($T_{пл}$) быстрее, поэтому ванна расплава ассиметрична (см. рисунок 7(б)). С ростом мощности лазера и замедлением скорости сканирования, объем ванны увеличивается, ввиду увеличения количества сообщаемой энергии материалу в единицу времени (см. рисунок 7(а) и 7(в)). Ключевым параметром служит глубина, поскольку связана с минимальной высотой порошкового слоя наносимого ракем и требуемого к проплавлению. В свою очередь высота слоя регламентируется техническими особенностями SLS-принтера, а также размером частиц порошка. Таким образом, значение по оси z должно составлять не менее 30 мкм.

На рисунке 7 (г) представлена зависимость геометрических параметров ванны расплава от числа проходов лазера и длины дорожки. С ростом числа проходов объем ванны увеличивается, ввиду постепенного разогрева образца и подложки. Увеличение дистанции пробега несет обратный эффект, поскольку остальные параметры процесса остаются неизменными. Время одного прохода лазера увеличивается, но скорость охлаждения не меняется. В результате следующий проход начинается через более длительный период, и нагрев происходит при более низкой температуре.

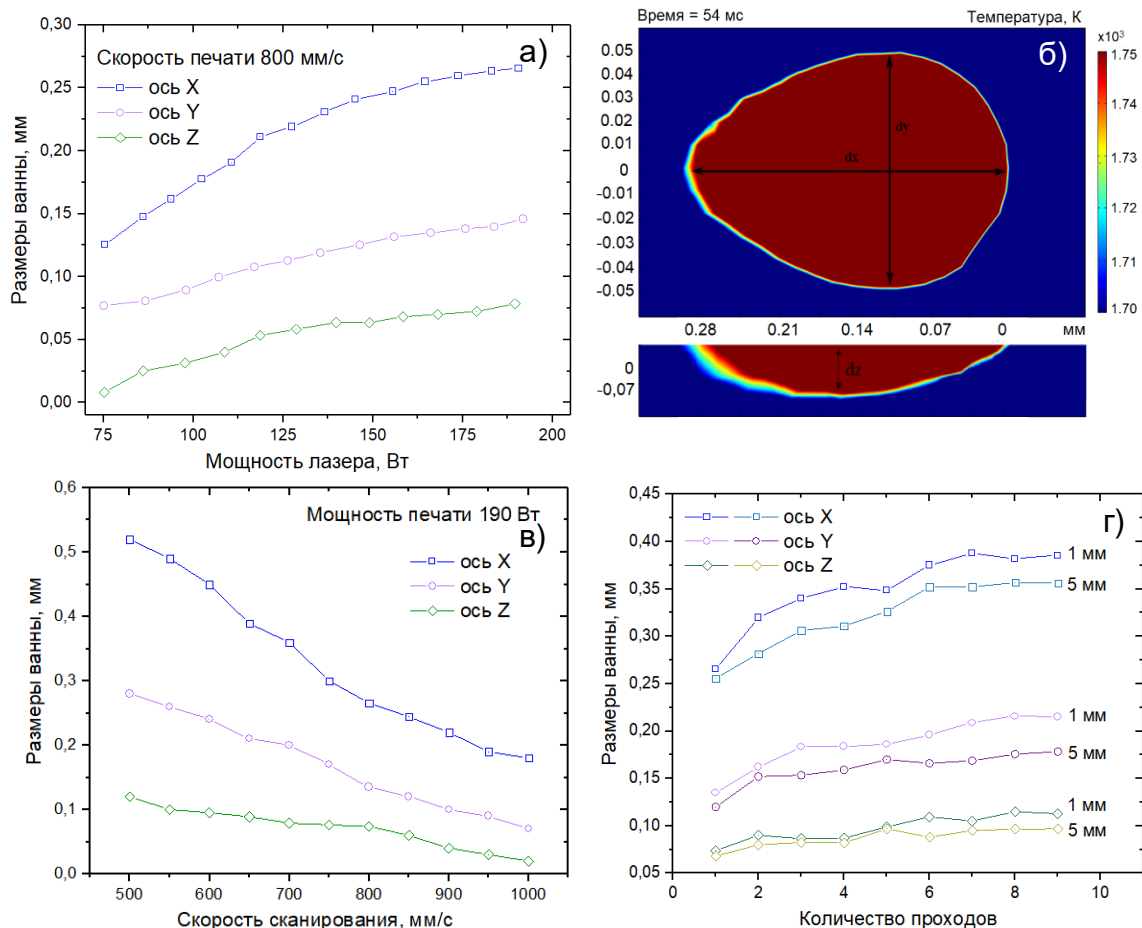


Рисунок 7 – Зависимость размеров ванны расплава от мощности (а) и режима сканирования (в, г), геометрия ванны расплава (б)

Данное моделирование позволило обеспечить эффективную обратную связь при экспериментальной отработке оптимальных режимов синтеза.

Во втором разделе **четвертой главы** апробированы оптимальные режимы печати, предложенные в результате моделирования. Установлено, что мощность лазера 110-190 Вт и скорость сканирования 500-800 мм/с для наносимого порошкового слоя в диапазоне толщины 25-100 мкм обеспечивают полное проплавление. Апробация проводилась путем печати изолированных дорожек с толщиной слоя 40 мкм. Экспериментально установлено, что даже при мощности лазера 160 Вт в интервале скорости сканирования 600 мм/с – 800 мм/с присутствует большая доля нерасплавленных частиц порошка, указывающая на недостаточность энергозложения – отношение мощности лазерного источника к скорости перемещения лазерного пятна по облучаемой поверхности. Наилучшие результаты демонстрируют образцы при режимах печати: мощность лазера 190 Вт и скорость сканирования 600-700 мм/с (см. рисунок 8).

Используя оптимальный режим печати, были получены полноразмерные образцы заготовок постоянных магнитов сплава 25X15КА в виде призм с размерами (ШхГхВ) 10×10×20 мм³. Влияние режимов на качество печати, дефекты, макро- и микроструктуру образцов оценивалось путем металлографических исследований и определения плотности методом гидростатического взвешивания.

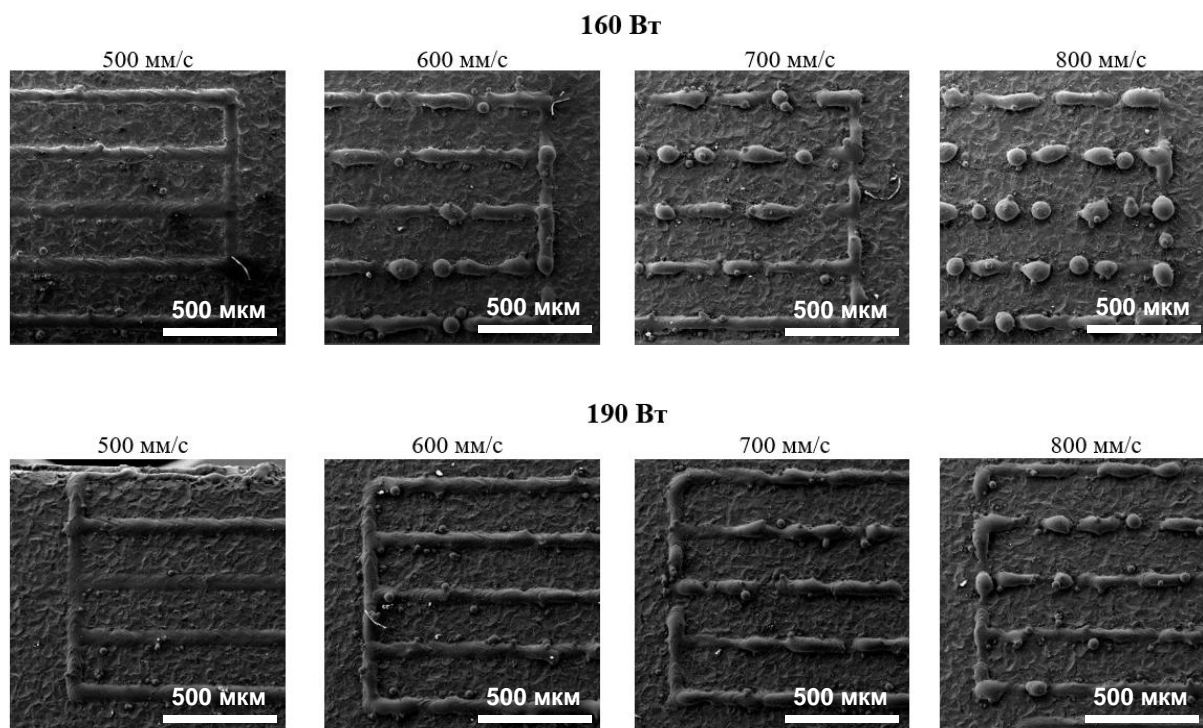


Рисунок 8 – Морфология единичных дорожек печати сплава 25X15КА

Из анализа полученных зависимостей плотности изделий от мощности лазера и скорости сканирования, представленных на рисунке 9, установлено, что при режиме печати: мощность лазера 190 Вт и скорость сканирования 700 мм/с, образцы по плотности близки к рекомендованной ГОСТ 24897-81 ($\rho \approx 7,65 \text{ г/см}^3$). Наличие большого числа закрытых пор и поверхностных трещин при более низком энерговлечении отображены на снимках РЭМ металлографических шлифов (см. рисунок 10).

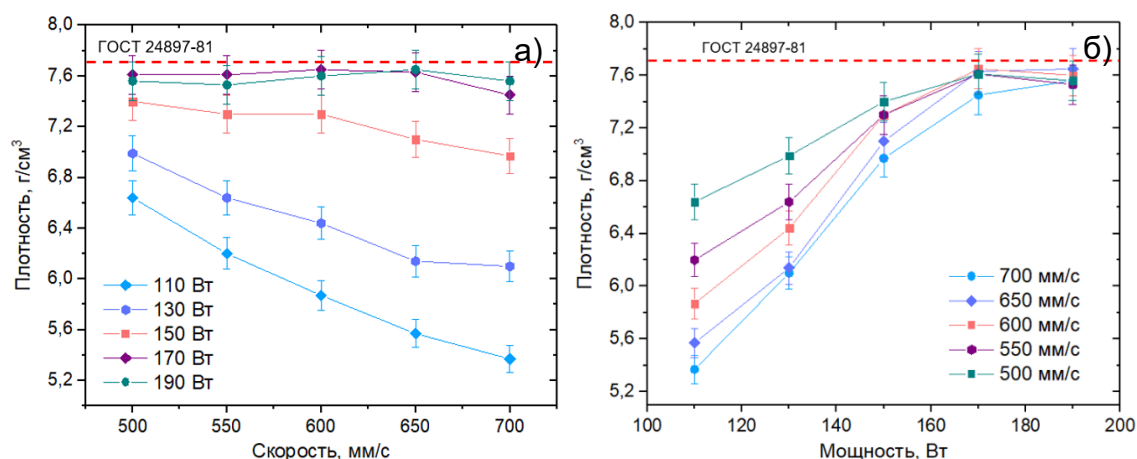


Рисунок 9 – Плотность образцов сплава марки 25X15КА, измеренная методом гидростатического взвешивания: а – зависимость от скорости печати; б – зависимость от мощности лазера

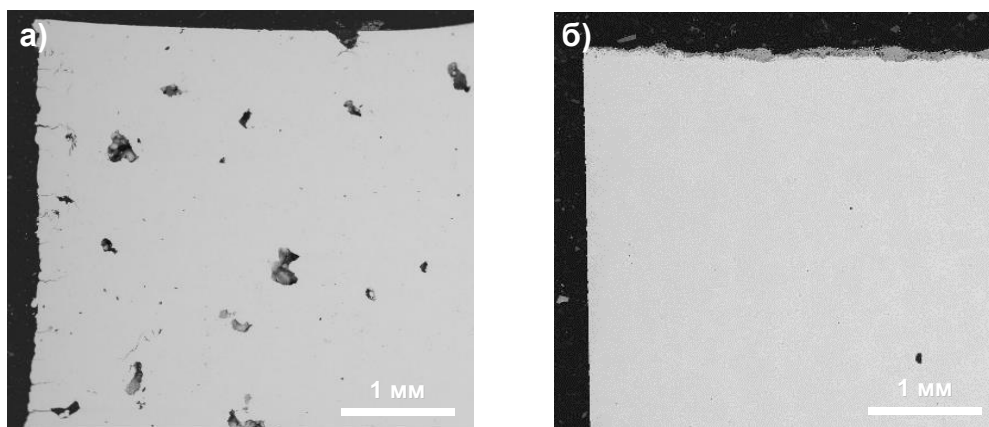


Рисунок 10 – Снимки РЭМ шлифов образцов сплава марки 25X15КА, полученные по следующим режимам: а) – скорость печати 500 мм/с и мощность лазера 110 Вт; б) – скорость печати 700 мм/с и мощность лазера 190 Вт

В ходе работы было экспериментально изучено влияние дисперсности порошкового материала на качество создаваемого образца, описано структурообразование. Порошок, используемый в технологии SLS, должен отвечать определенным требованиям по гранулометрическому составу и форме частиц. Считается, что наиболее приемлемый для большинства установок диапазон по гранулометрическому составу 20-40 мкм, а форма частиц должна быть близка к сферической. Однако также есть предположения, что смешивание частиц различных размеров и форм может быть использовано для существенного увеличения плотности упаковки, но также может привести к разделению или сегрегации порошкового слоя.

Исходя из вышесказанного, был произведен рассев исходного порошка дисперсностью менее 40 мкм через систему сит на три фракции с дисперсным составом: 0-20 мкм, 0-40 мкм и 20-40 мкм. Далее из каждой полученной фракции были изготовлены образцы. Параметры SLS были следующими: мощность лазерного излучения 190 Вт, диаметр лазерного пятна 75 мкм, расстояние между дорожками 100 мкм, скорость сканирования 800 мм/с и толщина слоя 40 мкм.

На рисунке 11 представлена микроструктура SLS образцов, полученных из порошков с тремя различными распределениями частиц по размерам (0-20 мкм, 0-40 мкм и 20-40 мкм). Снимки РЭМ были сделаны до и после травления, в двух плоскостях относительно направления построения – горизонтальная плоскость и вертикальная плоскость. Микроструктура всех трех SLS-образцов после травления состоит из дендритной и ячеистой структуры с размерами субзерен менее 0,5 мкм. Выявленные травлением валики выглядят практически одинаково. Их ширина и глубина составляет около 100 мкм. Это говорит о том, что времени воздействия лазерного излучения было достаточно для расплавления как слоя порошка, так и предыдущего уже сплавленного слоя.

Следует отметить, что в образце 20-40 мкм дефекты присутствуют в большей степени, в образце 0-40 мкм в средней степени, и наименьший объем дефектов в образце 0-20 мкм. Т.е. наибольшая сплошность достигнута с применением относительно тонкодисперсного порошка. Можно сделать вывод, что мультимодальный состав исходного порошка вносит существенный вклад в

ИТОГОВЫЕ значения плотности. Чем более разнообразен дисперсный состав порошка в пределах диапазона, установленного требованиями к процессу SLS, тем меньше дефектов обнаруживается в образцах.

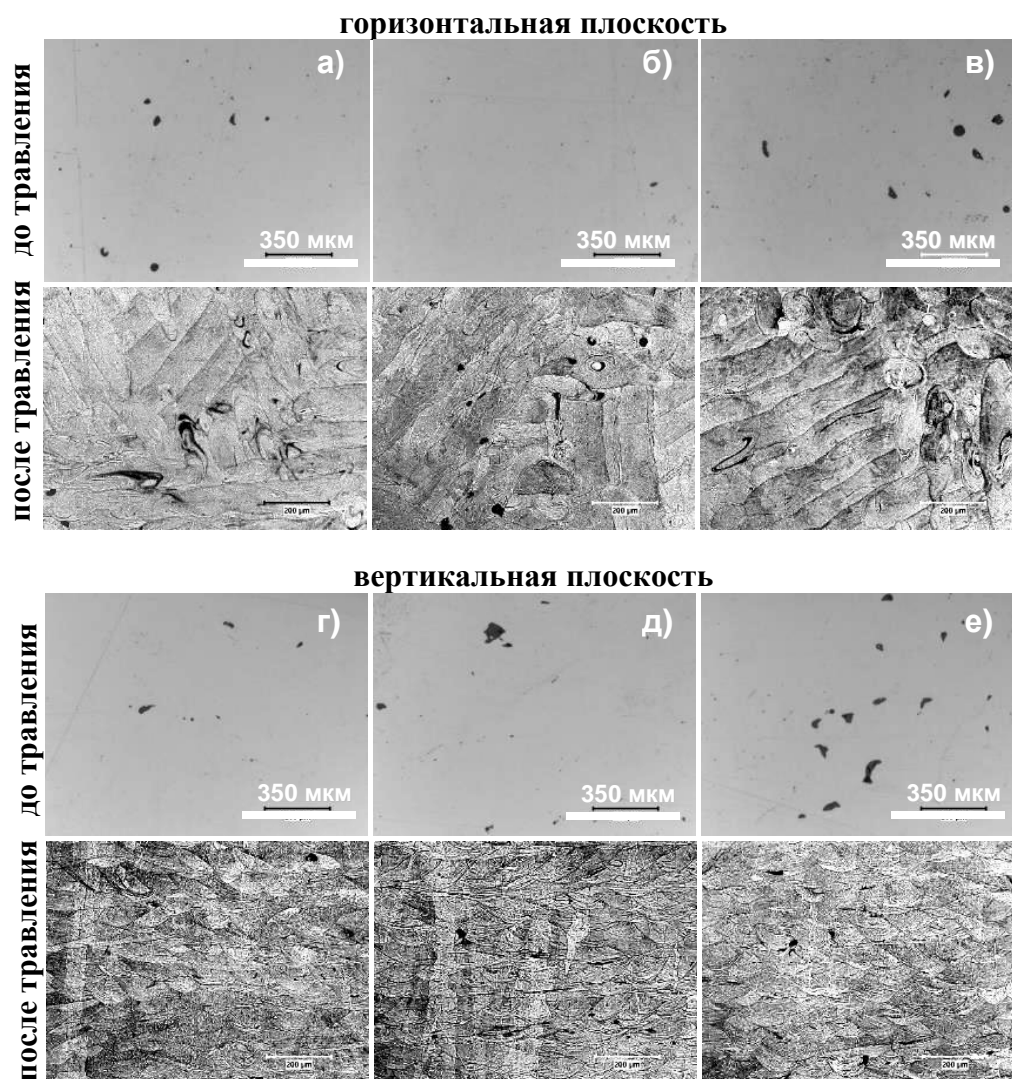


Рисунок 11 – Микроструктура образцов SLS до и после травления в двух плоскостях относительно направления построения – горизонтальная плоскость и вертикальная плоскость. Дисперсионный состав порошка: а), г) 0 – 20 мкм; б), д) 0 – 40 мкм; в), е) 20 – 40 мкм.

В третьем разделе **четвертой главы** представлены результаты исследований влияния режимов получения на магнитных свойства образцов, изготовленных методом селективного лазерного плавления. Анализ полученных зависимостей остаточной индукция B_r и коэрцитивной силы по индукции $H_{(CB)}$ от мощности лазера (см. рисунок 12) показал, что увеличение мощности излучения от 110 Вт до 190 Вт при постоянной скорости сканирования 700 мм/с способствует росту магнитных свойств. Причина роста обусловлена, в первую очередь, наиболее эффективным (полным) сплавлением порошков, и, соответственно, более высокой плотностью магнитного материала в единице объема. Во-вторых, уменьшением количества макро- и микродефектов структуры, таких как поры и трещины, выступающих в роли концентраторов поля зарядов

магнитной поляризации и источников собственного размагничивающего поля. В-третьих, за счет дополнительного вклада наведенной анизотропии, обусловленной анизотропией формы зерен (см. рисунок 13). Преимущественный рост зерен вдоль одного направления обеспечивается тепловым градиентом между подложкой и поверхностью контактирующей с лазером. Таким образом, при формировании оптимальной микроструктуры, полученной при мощности лазера 190 Вт и скорости сканирования 700 мм/с, коэрцитивная сила по индукции синтезированных постоянных магнитов методом SLS равна 46 кА/м (115 % от значения ГОСТ 24897-81), остаточная индукция равна 1,14 Тл (95 % от значения ГОСТ 24897-81), максимальная магнитная энергия равна 32 кДж/м³.

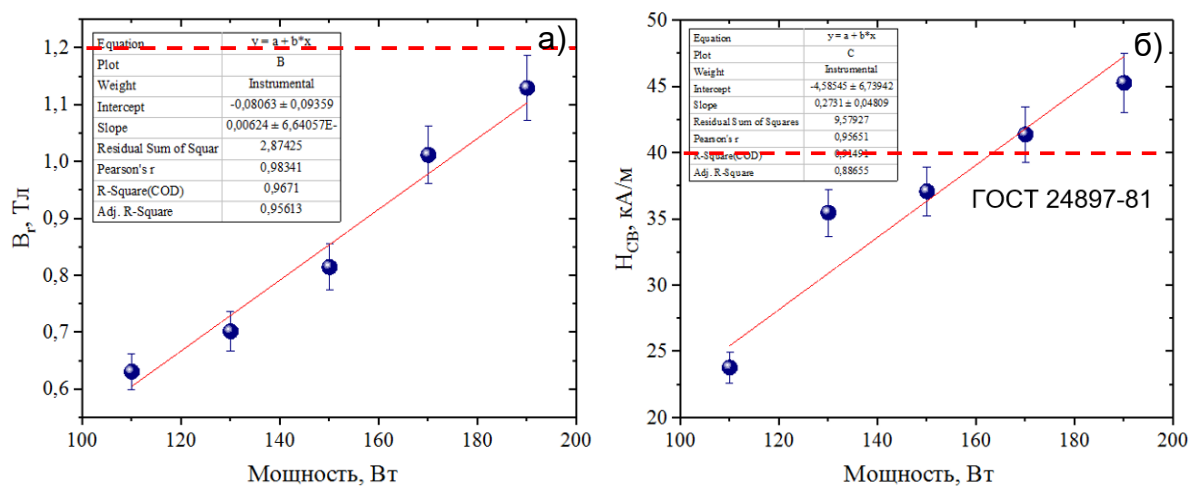


Рисунок 12 – Зависимости магнитных свойств образцов 25X15КА от режимов печати: а – остаточная индукция от мощности лазера; б – коэрцитивная сила по индукции от мощности лазера

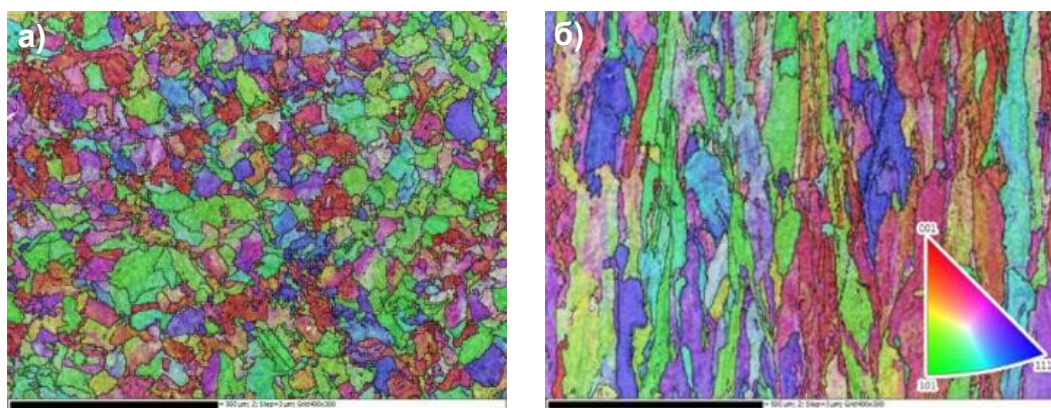


Рисунок 13 – Ориентационные карты зерен для образцов, полученных методом SLS (а) перпендикулярно и (б) параллельно направлению теплового градиента

В четвертом разделе **четвертой главы** приведены результаты механических испытаний образцов, изготовленных методом селективного лазерного плавления. Отличием от образцов, синтезированных по технологии МИМ и классического литья, является анизотропная кристаллическая структура со средним размером зерна 70-100 мкм перпендикулярно плоскости печати и 250-300 мкм параллельно направлению по оси z.

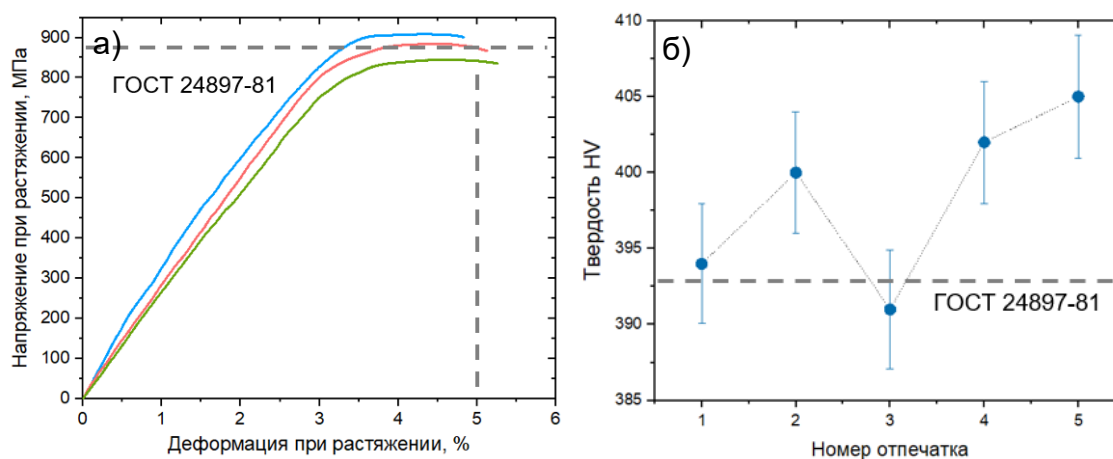


Рисунок 14 – Диаграмма растяжения (а), значения твердости по Виккерсу (б) образцов сплава 25X15КА

Более мелкое зерно и развитая система границ зерен повышает прочностные характеристики материала, что подтверждается испытаниями на растяжение и твердость, результаты которых представлены на рисунке 14 (а) и (б), соответственно. Среднее значение предела прочности при растяжении составляет 870 МПа, твердость по Виккерсу равна 398 НВ.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ:

1. Наиболее эффективным методом получения околосферичного порошка сплава марки 25X15КА, заданного диапазона дисперсности, удовлетворяющего требованиям для технологий инжекционного формования и селективного лазерного плавления, является газовое распыление в инертной атмосфере. Определен оптимальный режим получения порошка сплава марки 25X15КА данным методом.

2. Распределение порошка в «зеленых деталях» определяется возникающим ламинарным течением гранулята в бункер термопласт–автомата, при этом наиболее равномерное распределение наполнителя наблюдается при температуре инжестирования 190 °С, в то время как увеличение температуры до 195 °С приводит к оседанию под действием силы тяжести металлических частиц в менее вязкой матрице, в результате возникают неоднородные участки с высокой долей металлических частиц и участки, состоящие преимущественно из органической связки.

3. В программе Comsol Multiphysics методом конечных элементов построена упрощенная модель процесса селективного лазерного плавления сплава марки 25X15КА для получения постоянных магнитов сложной формы. С использованием основных физических характеристик исследуемого материала были получены численные результаты, обладающие предсказательной силой для связи размеров ванны расплава, мощности лазера, скорости сканирования и количества проходов.

4. Установлено, что плотность и магнитные свойства образцов постоянных магнитов, изготовленных методом селективного лазерного плавления, зависят от

гранулометрического состава ($d = 0 - 20$ мкм) исходного порошка за счет увеличения сплошности изделия и устранения наличия изолированных частиц и пор.

5. Результаты мультифрактальной параметризации изображений структур образцов, полученных методом селективного лазерного плавления, свидетельствуют о большем нагреве центральных областей образца с возрастанием склонности к структурным изменениям, в то же время, несмотря на непродолжительное воздействие лазерного луча в объемах твердожидкого состояния металла доминирует упорядоченное периодическое строение, свойственное кристаллизации и приводящее к улучшению магнитных свойств.

6. Установлены зависимости между магнитными характеристиками образцов и остаточным углеродом из связки, временем и температурой спекания «коричневой детали» при отработке технологии инжекционного формования, а также зависимости от мощности лазера, скорость печати и наведенной анизотропии при применении технологии селективного лазерного плавления.

7. Исследованы механические свойства образцов ПМ сплава марки 25Х15КА, синтезированных с использованием технологий инжекционного формования и селективного лазерного плавления. Сравнительный анализ значений прочности на растяжение и твердости показал, что из-за более крупного зерна и отсутствия текстуры в образцах, полученных по технологии инжекционного формования и классического литья, значения механических параметров для них незначительно уступают образцам, полученных по технологии селективного лазерного плавления.

ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ДИССЕРТАЦИИ ОПУБЛИКОВАНЫ

в журналах, индексируемых в международных базах данных, приравниваемых к журналам из перечня ВАК:

1. Zhukov, A.S. Multifractal analysis and magnetic properties of magnetically hard Fe–Cr–Co alloy produced by selective laser melting / A.S. Zhukov, A.V. Kamynin, **I.S. Gavrikov**, B.K. Barakhtin, P.A. Kuznetsov // Russian Engineering Research. – 2021. – V. 41. – №. 4. – P. 325-328.

2. **Gavrikov, I.S.** Fabrication of powders of alloy 25Kh15KA for synthesizing permanent magnets by selective laser melting / I.S. Gavrikov, B.D. Chernyshev, A.V. Kamynin, A.S. Zhukov, D.L. Chernyshev, P.A. Kuznetsov // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – V. 62. – №. 7. – P. 502-507.

3. **Gavrikov, I.S.** Fabrication of granulate from a Fe – Cr – Co alloy with reduced cobalt content for synthesizing permanent magnets by the MIM process / I.S. Gavrikov, B.D. Chernyshev, A.V. Kamynin, A.A. Everstov, B.Yu. Belonozhkin, V.S. Kraposhin // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – V. 62. – №. 7. – P. 513-517.

4. Chernyshov, B.D. A study of the microstructure and magnetic properties of Fe–Cr–Co alloys with reduced content of cobalt obtained by the MIM technology / B.D. Chernyshov, A.V. Kamynin, E.S. Khotulev, **I.S. Gavrikov**, A.A. Everstov, B.Yu. Belonozhkin, S.Yu. Kondrat'ev // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – V. 61. – №. 11. – P. 704-708.

в других рецензируемых изданиях:

5. Zhukov, A.S. Features of structure-sensitive hard magnetic alloy Fe – 25 wt.% Cr – 15 wt.% Co manufactured by laser powder bed fusion / A.S. Zhukov, B.K. Barakhtin, A.V. Kamynin, **I.S. Gavrikov**, P.A. Kuznetsov // *Procedia CIRP*. – 2020. – V. 94. – P. 243-247.
6. Zhukov, A.S. The structure and magnetic parameters of the Fe-Cr-Co additive alloy / A.S. Zhukov, D.S. Sozinov, E.A. Ushanova, **I.S. Gavrikov** // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2022. – V. 2182. – P. 012084.
7. Барахтин, Б.К. Структура и магнитные свойства материала системы Fe-Cr-Co, изготовленного методом селективного лазерного плавления / Б.К. Барахтин, А.С. Жуков, А.В. Камынин, **И.С. Гавриков**, Д.М. Анисимов, Д.С. Созинов, М.Л. Федосеев // *Вопросы материаловедения*. – 2020. – №. 2. – С. 125-130.
8. Жуков, А.С. Структура и свойства магнитных материалов, изготовленных методом селективного лазерного сплавления / А.С. Жуков, А.А. Жумагалиева, М.В. Хроменков, **И.С. Гавриков**, М.А. Тит, Н.В. Лебедева, Б.К. Барахтин // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2020. – Т. 17. – №. 2. – С. 251-256.

Список цитированной литературы

1. Permanent magnet motor market - Growth, Trends, Covid-19 Impact, and Forecasts (2023-2028) // Mordor Intelligence Pvt Ltd. – 2023. – P. 120.
2. Zhang, L. Spinodal decomposition in Fe-25Cr-12Co alloys under the influence of high magnetic field and the effect of grain boundary / L. Zhang, Z. Xiang, X. Li, E. Wang // *Nanomaterials*. – 2018. – V. 8. – №. 8. – p. 578.
3. Sun, X.Y. Spinodal decomposition in Fe–25Cr–12Co–1Si alloy under a 100 kOe magnetic field / X.Y. Sun, C.Y. Xu, L. Zhen et al. // *Journal of magnetism and magnetic materials*. – 2006. – V. 306. – №. 1. – p. 69-72.
4. ГОСТ Р 24897-81. Материалы магнитотвердые деформируемые. Марки, технические требования и методы контроля. – М.: Государственный стандарт Союза ССР, 1981.
5. Gavrikov, I.S. Effect of Ni doping on stabilization of Sm(Co_{1-x}Fe_x)₅ compound: thermodynamic calculation and experiment / I.S. Gavrikov, D.Y. Karpenkov, M.V. Zheleznyi et.al // *Journal of Physics: Condensed Matter*. – 2020. – V. 32. – №. 42. – P. 425803.
6. Cui, J. Manufacturing processes for permanent magnets: Part I-sintering and casting / J. Cui, J. Ormerod, D. Parker et al. // *JOM*. – 2022. – V. 74. – №. 4. – P. 1279-1295.
7. Сафин, А.Р. Аддитивное производство и оптимизация топологии магнитных материалов для электрических машин / А.Р. Сафин, Р.К. Вебера // *Известия высших учебных заведений. Проблемы энергетики*. – 2021. – Т. 23. – №. 3. – С. 14-33.
8. Huber, C. Coercivity enhancement of selective laser sintered NdFeB magnets by grain boundary infiltration / C. Huber, H. Sepehri-Amin, M. Goertler et al // *Acta Materialia*. – 2019. – V. 172. – P. 66-71.
9. Вомпе, Т.А. Разработка и исследование низкокобальтовых магнитотвердых Fe-Cr-Co сплавов: дис. канд. тех. наук. – М., 2018. – 155 с.

10. Zhukov, A.S. The structure and magnetic parameters of the Fe-Cr-Co additive alloy / A.S. Zhukov, D.S. Sozinov, E.A. Ushanova, I.S. Gavrikov // Journal of Physics: Conference Series. – 2022. – V. 2182. – P. 012084.
11. Chernyshov, B.D. A Study of the Microstructure and Magnetic Properties of Fe–Cr–Co Alloys with Reduced Content of Coobtained by the Mim Technology / B.D. Chernyshov, A.V. Kamynin, E.S. Khotulev et al. // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – V. 61. – №. 11. – P. 704-708.
12. Кириллов, И.А. Проблемы развития МИМ-технологий в России в области производства постоянных магнитов / И.А. Кириллов, Д.Л. Чернышев, Е.С. Хотулев и др. // Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества. – 2018. – С. 65-66.
13. Gavrikov, I.S. Fabrication of powders of alloy 25Kh15KA for synthesizing permanent magnets by selective laser melting / I.S. Gavrikov, B.D. Chernyshev, A.V. Kamynin, et al. // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – V. 62. – №. 7. – P. 502-507.
14. Gavrikov, I.S. Fabrication of granulate from a Fe – Cr – Co alloy with reduced cobalt content for synthesizing permanent magnets by the MIM process / I.S. Gavrikov, B.D. Chernyshev, A.V. Kamynin, et al. // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – V. 62. – №. 7. – P. 513-517.

Подписано в печать 04.07.2024. Формат 60 × 84 ¹/₁₆.
Усл. печ. л. 1,4. Тираж 100 экз. Заказ № 178.
Издательство Тверского государственного университета
Адрес: 170100, г. Тверь, Студенческий пер. 12, корпус Б.
Тел.: (4822) 35-60-63.