

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 537.622

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ NdFeB, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ

© 2022 г. В. Е. Мальцева^а, *, С. В. Андреев^а, Д. С. Незнахин^а,
А. Н. Уржумцев^а, Н. В. Селезнева^а, А. С. Волегов^а

^аУральский федеральный университет, пр. Ленина, 51, Екатеринбург, 620026 Россия

*e-mail: viktoria.maltseva@urfu.ru

Поступила в редакцию 20.04.2022 г.

После доработки 31.05.2022 г.

Принята к публикации 31.05.2022 г.

Аддитивное производство функциональных материалов имеет ряд преимуществ по сравнению с металлургической технологией, заключающихся в возможности создания изделий произвольной формы и локального формирования свойств. В настоящей работе исследовано влияние параметров синтеза на фазовый состав и магнитные гистерезисные свойства однослойных постоянных магнитов на основе соединения Nd₂Fe₁₄B, синтезированных методом селективного лазерного спекания. Рассмотрены причины влияния параметров синтеза на магнитные гистерезисные свойства. Показана возможность получения коэрцитивной силы 19.5 кЭ в однослойных магнитах без использования тяжелых редкоземельных металлов.

Ключевые слова: аддитивные технологии, селективное лазерное спекание, NdFeB

DOI: 10.31857/S0015323022080046

ВВЕДЕНИЕ

Магнитотвердые материалы относятся к классу функциональных материалов, на которых во многом построены современные технологические процессы, устройства повседневного использования, электрический транспорт и др. Темп улучшения магнитных гистерезисных свойств постоянных магнитов постоянно снижается, поскольку в промышленном производстве потенциал соединения Nd₂Fe₁₄B уже практически полностью реализован [1]. Для дальнейшего улучшения функциональных свойств систем с постоянными магнитами необходимо применение новых подходов к разработке таких изделий. К этим способам относится аддитивное производство функциональных магнитных материалов и изделий на их основе. Аддитивные технологии имеют несколько существенных преимуществ перед субтрактивными (обработка резанием) и формованием (деформирующее воздействие без удаления материала). Одно из преимуществ заключается в возможности изготовления образцов или изделий любой формы, ограниченной механическими свойствами материала. Другое преимущество — локальное управление свойствами материала на этапе изготовления как за счет вариации химического состава, так и микроструктурного состояния.

К настоящему моменту получены некоторые виды функциональных изделий методами аддитивного производства. В работе [2] продемонстрирован пример разработки и изготовления центробежного насоса для перекачки крови, в котором корпус насоса, рабочее колесо и магнитная муфта на постоянных магнитах изготовлены этими методами. В работах [3, 4] показана возможность создания линейных энкодеров посредством аддитивного производства узлов из магнитных материалов с пространственной вариацией магнитных свойств. Аддитивными технологиями были изготовлены актюаторы [5], роторы для синхронных электродвигателей [6], элементы нейтронной оптики [7] и другие изделия. При изготовлении всех этих устройств использован метод экструзии материала, который заключается в нагревании полимерного связующего, содержащего в себе частицы магнитотвердого материала. Температура нагрева обычно составляет 370–420 К, что не приводит к изменениям микроструктуры магнитного материала, а суть метода сводится к помещению частиц магнитотвердого материала в пластик и последующего применения филамента для 3D-печати. Наличие пластика как такового приводит к уменьшению остаточной намагниченности, температурной стабильности и максимального энергетического произведения, в результате чего магнитные свойства

таких изделий оказываются неконкурентоспособными по сравнению со свойствами постоянных магнитов, производимых по металлокерамической технологии.

Создание магнитов без связующего полимера может быть осуществлено с использованием других технологий аддитивного производства, например, струйного нанесения связующего или селективного лазерного спекания. Первая технология может быть реализована просто склеиванием частиц [8] и получением магнита заданной формы. Возможен более сложный процесс, включающий склеивание частиц в процессе печати с последующим удалением склеивающего вещества и его замещения легкоплавкой эвтектикой [9]. Последний подход позволяет получить пористый магнит без применения органического связующего с коэрцитивной силой, превосходящей таковую у исходного сплава. Гораздо большее распространение получило производство постоянных магнитов методом селективного лазерного спекания или селективного лазерного сплавления. Первые работы посвящены преимущественно созданию магнитов различных форм, а магнитные свойства при этом детально не исследовали [10]. В дальнейшем исследовали и оптимизировали параметры процесса изготовления постоянных магнитов. Используя сплав Nd–Fe–B, достигнута коэрцитивная сила $H_c = 8.7$ кЭ [11]. С целью увеличения коэрцитивной силы была применена зернограничная инфильтрация. Суть процесса зернограничной инфильтрации заключается в “протекании” расплава между нано- и микрокристаллическими зернами. При этом зернограничная инфильтрация отличается от зернограничной диффузии тем, что протекающий сплав жидкий [12]. Экспериментально показано, что для инфильтрации постоянных магнитов и быстрозакаленных сплавов Nd–Fe–B могут быть использованы сплавы, включающие редкоземельный металл, медь и, в некоторых случаях, другой 3d-металл [13–15]. В работе [14] зернограничную инфильтрацию проводили после аддитивного производства магнитов, а в работе [16] получено рекордное значение коэрцитивной силы напечатанных магнитов без использования постобработки и тяжелых редкоземельных металлов. В работе [17] показана принципиальная возможность получения анизотропии магнитных свойств в напечатанных магнитах путем создания температурного градиента. Оригинальный подход к быстрому поиску составов для 3D-печати и оценке потенциальных магнитных свойств представлен в работе [18]. В последнее время наметилось направление исследований формирования микроструктурных особенностей [19] и трещин в изготавливаемых магнитах [20].

Целью настоящей работы является установление влияния условий синтеза постоянных магнитов Nd–Fe–B на формирование магнитных ги-

стерезисных свойств на примере однослойных образцов. Поскольку аддитивное производство подразумевает построение объекта слой за слоем, понимание потенциала магнитных свойств в отдельном слое позволит прогнозировать верхний предел магнитных гистерезисных свойств объемного образца постоянного магнита.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для 3D-печати использована механическая смесь двух порошков: быстрозакаленного сплава Nd_{11.7}Fe_{77.6}Co_{5.4}B_{5.3} марки MQR-B и сплава Pr_{75.0}Cu_{6.2}Co_{18.8} в соотношении 80–20% по весу. Содержание 3d-элементов в составе сплава Pr–Cu–Co обусловлено составом эвтектики. Соотношение меди и кобальта связано с механическими свойствами этого сплава: меньшее содержание кобальта затрудняет размол до размера частиц, необходимого для аддитивного производства. По имеющимся экспериментальным данным, для полной зернограничной инфильтрации частиц порошка сплава марки MQR-B необходимо добавлять около 15 вес. % сплава Pr–Cu–Co. Избыток до 20 вес. % заложен на возможное окисление редкоземельного металла. Сплавы размолоты в этиловом спирте в шаровой мельнице. Все размолы выполнены в спирте для предотвращения окисления порошков. Наибольший размер частиц порошка, использованного в качестве сырья, не превышал 100 мкм. Легкоплавкая добавка применена для 1) обеспечения жидкофазного спекания частиц порошка основного магнитотвердого сплава, 2) ее инфильтрации между кристаллитами основного магнитотвердого сплава с формированием парамагнитной прослойки, обогащенной редкоземельным металлом, и снижением межзеренного обменного взаимодействия, 3) защиты частиц порошка магнитотвердого сплава от перегрева за счет скрытой теплоты плавления.

Для процесса 3D-печати на платформу построения вставляли специально выточенную плиту из латуни, с цилиндрическим углублением в 1 мм и диаметром 90 мм, в котором размещали порошок. На плиту равномерно вручную вместе с этиловым спиртом наносили порошок, используемый впоследствии в процессе печати. Высушивание порошка производили непосредственно в камере принтера. В работе получены результаты приблизительно на 500 образцах напечатанных однослойных магнитов, некоторые из них приведены в статье.

Для 3D-печати использована аддитивная установка Orlas Creator RA (Coherent, Германия). Процесс печати проводили в атмосфере аргона с содержанием кислорода в камере построения не более 0.5%. Варьировали следующие параметры процесса печати: мощность лазерного излучения

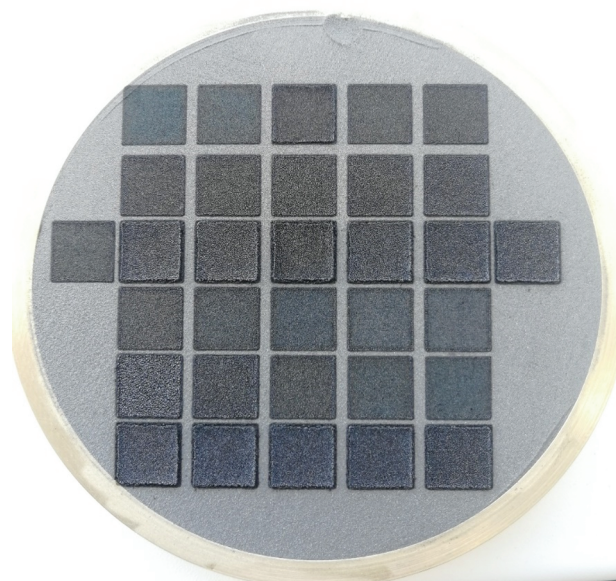


Рис. 1. Внешний вид напечатанных образцов.

(P , Вт), количество сканирований лазерного пучка по спекаемому образцу (N , раз), расстояние между соседними линиями сканирования центра пучка лазерного излучения (h , мкм), скорость движения пучка лазерного излучения на поверхности построения (v , мм/с), диаметр пучка лазерного излучения на поверхности построения (d , мкм).

Полученные образцы планарных магнитов имеют форму прямоугольных параллелепипедов, размером 10×10 мм и толщиной менее 1 мм. Фотография полученных образцов представлена на рис. 1.

Измерения магнитных гистерезисных свойств выполнены при комнатной температуре на вибрационном магнетометре КВАНС-1 в диапазоне магнитных полей напряженностью до $H = 26$ кЭ и при $T = 300$ К – на магнитоизмерительной установке PPMS DynaCool T9 с опцией VSM (Quantum Design, США) в диапазоне магнитных полей до $H = 90$ кЭ. Фазовый состав образцов определен методом рентгеноструктурного анализа в Cu-K α излучении посредством порошкового дифрактометра D8 Advance (Bruker, Германия).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены рентгенограммы напечатанного образца со стороны, на которую воздействовал лазерный луч (сторона № 1), и противоположной стороны (сторона № 2). Параметры печати заданы следующими: $P = 52$ Вт, $v = 1500$ мм/с, $h = 27$ мкм, $d = 890$ мкм, $N = 3$.

Основная фаза в образце – Nd₂Fe₁₄B с тетрагональной структурой (группа симметрии $P4_2/mnm$), параметры решетки $a = 8.818(2)$ Å, $c = 12.236(5)$ Å, что согласуется с данными из кристаллографиче-

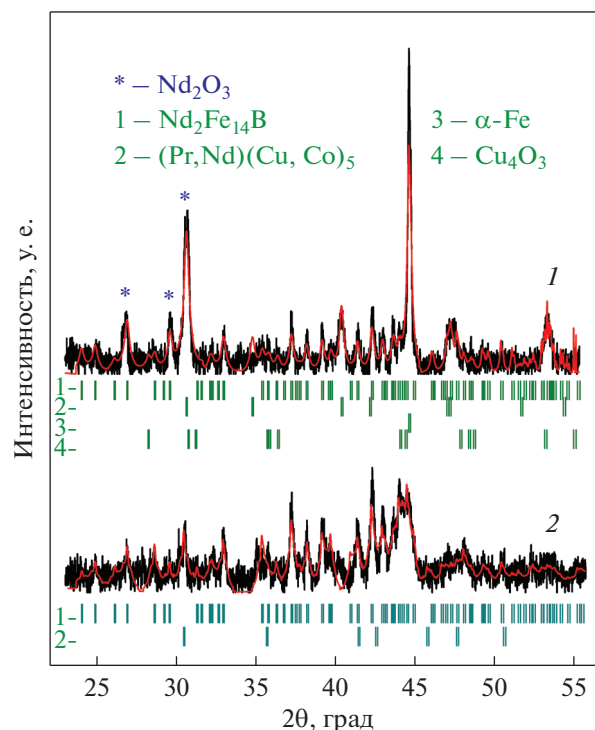


Рис. 2. Рентгенограммы образца, полученного при $P = 52$ Вт, $v = 1500$ мм/с, $h = 27$ мкм, $d = 890$ мкм, $N = 3$. 1 – верхняя в процессе печати сторона образца, 2 – нижняя сторона образца.

ской базы (COD: 1008718). Размеры кристаллитов по уширению брэгговских рефлексов составляют 55–65 нм со стороны 1 и 45–50 нм со стороны 2. Как видно из рис. 2, фазовый состав и соотношение фаз двух поверхностей заметно отличается. Со стороны 1 образца явно обнаруживается присутствие α -Fe (средний размер кристаллитов 55–65 нм), что не так отчетливо заметно со стороны 2. Возможно наличие оксида Nd₂O₃, как отмечается, например, в работах [1, 16], но сложно идентифицируемого из наших данных рентгенофазового анализа. Формирование оксида связано с перегревом стороны 1 под действием лазерного луча до более высоких температур. Также со стороны 1 возможно наличие оксида меди. В работе [16] показано, что на поверхности 1 могут формироваться различные фазы, в частности, гидроксида редкоземельных металлов, однако, в настоящей работе использовался тщательно высушенный порошок и формирования гидроксида не произошло.

Также с обеих сторон образца обнаружена фаза на основе PrCo₅ с гексагональной структурой (группа симметрии $P6/mmm$) с размерами кристаллитов порядка 35–40 нм. Важно отметить, что получаемая в процессе печати фаза имеет параметры решетки $a = 5.162(2)$ Å, $c = 3.856(9)$ Å, которые заметно отличаются от параметров чистой фазы PrCo₅, вероятно, из-за наличия замещения

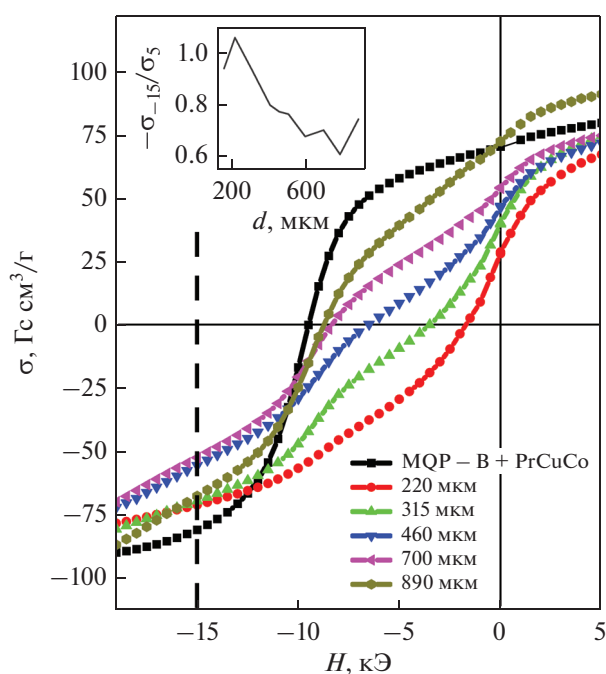


Рис. 3. Предельные кривые размагничивания напечатанных образцов для разного диаметра пучка лазерного излучения на поверхности построения. На вставке – зависимость σ_{-15}/σ_5 .

празеодима неодимом и кобальта медью и/или железом. Эта фаза так же, как и основная, имеет магнито-кристаллическую анизотропию одноосного типа, и на ее основе могут быть получены постоянные магниты с коэрцитивной силой более 10 кЭ [21].

Наличие зерен α -Fe со сравнительно большим размером, превышающим 500 нм [16], позволяет ожидать перегиб на предельной петле гистерезиса в области малых магнитных полей. Наличие кристаллитов фазы на основе PrCo₅ также позволяет ожидать перегиб в области размагничивающего поля напряженностью 2–6 кЭ.

На рис. 3 представлены предельные кривые размагничивания однослойных образцов постоянных магнитов, полученных методом селективного лазерного спекания, а также смеси исходных порошков (до лазерного спекания). Параметры синтеза выбраны следующие: $P = 52$ Вт, $N = 3$ раза, $h = 135$ мкм, $v = 1500$ мм/с, диаметр пучка лазерного излучения на поверхности построения варьировали от $d = 160$ до $d = 890$ мкм. Вместо гомогенизирующего отжига в печи, при печати использовали три прохода лазерного пучка вместо одного для увеличения времени, в течение которого может происходить зернограничная инфильтрация.

Представленные кривые размагничивания имеют два перегиба. Первый перегиб наблюдает-

ся вблизи размагничивающего поля $H = 0$ кЭ, второй – вблизи $H = -10$ кЭ. Первый перегиб обусловлен перегревом поверхностных слоев частиц в процессе воздействия лазерного излучения и формированием кристаллитов α -Fe. Увеличение диаметра пучка лазерного излучения на поверхности построения при сохранении остальных параметров приводит к уменьшению температуры поверхностного слоя и, соответственно, меньшей объемной доли железа в образцах. Это выражается в уменьшении величины перегиба и в повышении значений намагниченности в диапазоне напряженности магнитных полей от -9 кЭ до 0 по мере увеличения диаметра пучка лазерного излучения на поверхности построения. Второй перегиб связан с перемагничиванием объемов сплава марки MQP-B, в которых не произошла зернограничная инфильтрация и которые имеют коэрцитивную силу 10 кЭ. На вставке к рис. 3 представлена зависимость от d относительной удельной намагниченности $|\sigma_{-15}|/\sigma_5$, где $|\sigma_{-15}|$ и σ_5 соответствуют абсолютным значениям величин, измеренным в поле $H = -15$ и $+5$ кЭ соответственно. Поскольку инфильтрованный объем имеет коэрцитивную силу больше, чем исходный сплав, то увеличение доли первого приводит к увеличению намагниченности в размагничивающих полях напряженностью меньше его коэрцитивной силы, но больше коэрцитивной силы исходного сплава. Ввиду того, что коэрцитивная сила исходного сплава марки MQP-B составляет $H_c \approx 10$ кЭ, а сформировавшееся в приповерхностном слое железо обменно не связано с основной фазой, для определения удельной намагниченности выбраны значения напряженности полей $H = 5$ кЭ (все ферро- и ферритмагнитные фазы имеют положительную проекцию на направление намагничивающего поля), и $H = -15$ кЭ (кристаллиты железа и объем основного сплава, в котором не прошла межзеренная инфильтрация, имеют отрицательную проекцию на намагничивающее поле, инфильтрованный объем образца – положительную). Чем в большем объеме магнита прошла зернограничная инфильтрация, тем меньше отношение $|\sigma_{-15}|/\sigma_5$. Для исходного магнитотвердого сплава $|\sigma_{-15}|/\sigma_5 \approx 1$.

Зависимость $|\sigma_{-15}|/\sigma_5$ имеет немонотонный характер с минимумом при $d = 800$ мкм. Уменьшение температуры сплава под поверхностным слоем, в котором происходит окисление редкоземельных металлов, вследствие увеличения d и уменьшения плотности энергии лазерного пучка на поверхности построения, с одной стороны, приводит к снижению скорости окисления редкоземельного металла, а с другой стороны, к снижению скорости межзеренной инфильтрации. Конкуренция изменения скоростей этих процессов приводит к немонотонной зависимости, представленной на вставке рис. 3. Снижение скорости

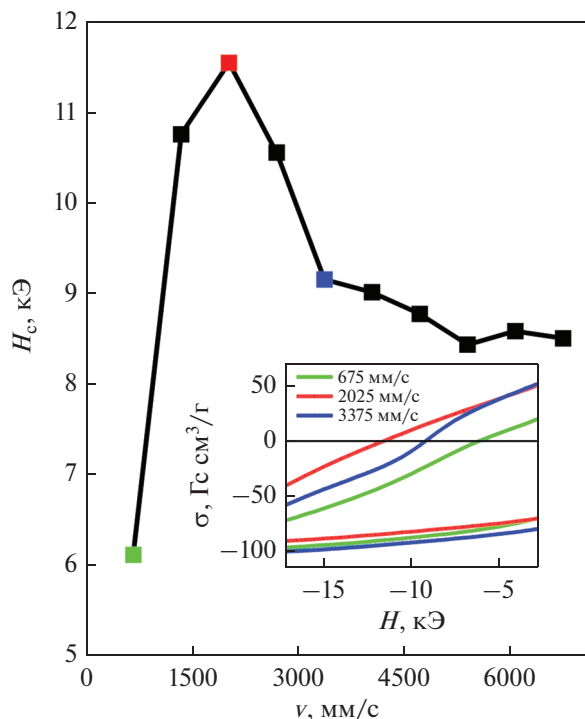


Рис. 4. Зависимости коэрцитивной силы напечатанных образцов от скорости перемещения v пучка лазерного излучения на поверхности построения. На вставке – кривые размагничивания предельных петель магнитного гистерезиса.

окисления приводит к уменьшению перегиба вблизи $H = 0$, и увеличению объема образца, в котором может пройти межзеренная инфильтрация. Однако снижение температуры слоя порошка, в котором происходит плавление эвтектического сплава ниже критического значения, приводит к инфильтрации основного магнитотвердого порошка жидкой эвтектикой без межзеренной инфильтрации и изменению тенденции на зависимости $|\sigma_{-15}|/\sigma_5(d)$.

На рис. 4 представлена зависимость коэрцитивной силы образцов после печати при варьировании скорости перемещения пучка лазерного излучения по поверхности построения. Фиксировали следующие параметры синтеза: $P = 52$ Вт, $N = 3$ раза, $h = 135$ мкм, $d = 890$ мкм. Увеличение коэрцитивной силы при увеличении скорости движения пучка лазерного излучения по поверхности построения от 675 до 2025 мм/с обусловлено уменьшением толщины слоя магнита, в котором происходит окисление основной фазы с образованием кристаллитов железа, и увеличением толщины слоя, в котором происходит зернограничная инфильтрация. На кривой размагничивания образца, синтезированного при скорости движения пучка лазерного излучения по поверхности построения $v = 675$ мм/с, наблюдается пе-

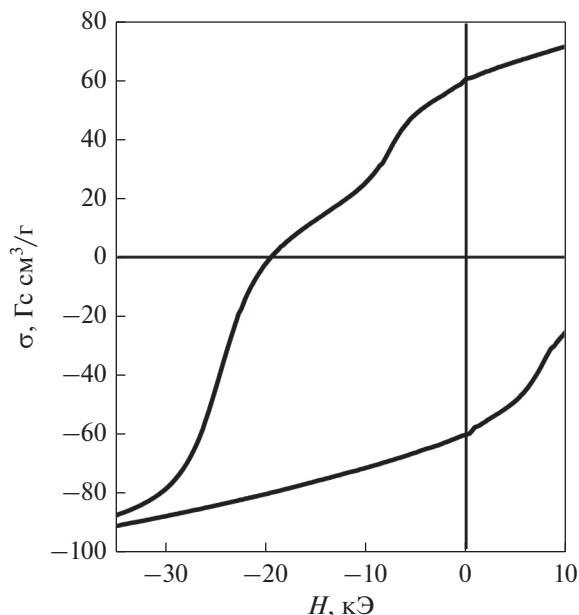


Рис. 5. Предельная петля гистерезиса образца, синтезированного при следующих условиях: $P = 52$ Вт, $N = 3$ раза, $h = 27$ мкм, $d = 890$ мкм, $v = 2025$ мм/с.

региб вблизи $H = 0$ кЭ. В то же время на предельной кривой размагничивания образца, синтезированного при $v = 2025$ мм/с, такого перегиба практически нет. Дальнейшее увеличение скорости v вызывает снижение коэрцитивной силы ввиду низкой температуры, до которой нагреваются частицы легкоплавкой эвтектики, и как следствие, происходит уменьшение объема основного магнитотвердого материала, в котором прошла зернограничная инфильтрация. На кривой размагничивания образца, синтезированного при $v = 3375$ мм/с, наблюдается перегиб при $H \approx 10$ кЭ. Коэрцитивная сила при этом становится меньше таковой для исходного сплава марки MQP-B ввиду локального окисления, что косвенно подтверждается перегибом на предельной кривой размагничивания. В области размагничивающих полей $H = -15$ кЭ на всех кривых не наблюдается совпадения восходящей и нисходящей ветвей предельных петель гистерезиса, что указывает на наличие частиц, обладающих коэрцитивной силой более 15 кЭ. Такие частицы могут быть получены в том случае, если они со всех сторон окружены парамагнитной прослойкой и обменное взаимодействие между ними подавлено. Дальнейшим направлением увеличения коэрцитивной силы является изменение условий синтеза таким образом, чтобы увеличить долю этих частиц, путем увеличения температуры или времени зернограничной инфильтрации.

На рис. 5 представлен фрагмент предельной петли гистерезиса образца, синтезированного при следующих условиях: $P = 52$ Вт, $N = 3$ раза,

$h = 27$ мкм, $d = 890$ мкм, $v = 2025$ мм/с. Коэрцитивная сила составляет 19.5 кЭ, при этом наблюдается перегиб, который может быть обусловлен неодинаковым вкладом областей с различным фазовым составом в процесс перемагничивания образца. Области, в которых кристаллы α -(Fe,Co) обменно связаны с зёрнами основной магнитотвёрдой фазы $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, имеют H_c несколько меньшую, чем 10 кЭ. С другой стороны, частицы порошка сплава MQP-B, в которых прошла зернограничная инфильтрация легкоплавкой эвтектики, обладают коэрцитивной силой более 20 кЭ и обеспечивают в образце $H_c = 19.5$ кЭ. Различие в параметрах 3D-печати для данного образца и образца с наибольшим значением коэрцитивной силы (рис. 4), состоит только в величине расстояния между соседними линиями сканирования центра пучка лазерного излучения. Уменьшение этого параметра в пять раз от 135 до 27 мкм привело к тому, что время, в течение которого могла проходить зернограничная инфильтрация, увеличилось во столько же раз при практически неизменной температуре. Указанное сочетание параметров привело к таким температурам, при которых происходила диффузия легкоплавкой эвтектики, но при этом был подавлен рост кристаллитов основной фазы. Основная часть кислорода, попавшего в образец, была связана в оксид редкоземельного металла из сплава Pr–Cu–Co, что подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящей работе представлены основные закономерности формирования магнитных гистерезисных свойств сплавов Nd–Fe–B в процессе аддитивного производства. На примере однослойных магнитов показана принципиальная возможность получения высококоэрцитивного состояния постоянных магнитов методом селективного лазерного сплавления.

Получена коэрцитивная сила $H_c = 19.5$ кЭ в материале без использования тяжелых редкоземельных металлов, что, насколько известно авторам, является наибольшим значением из когда-либо полученных на образцах, синтезированных методом селективного лазерного плавления.

БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 21-72-10104).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Vasilenko D.Y., Shitov A.V., Bratushev D.Y., Podkorytov K.I., Gaviko V.S., Golovnya O.A., Popov A.G.* Magnetism Hysteresis Properties and Microstructure of High-Energy (Nd,Dy)–Fe–B Magnets with Low Oxy-

gen Content // *Phys. Metals Metallogr.* 2021. V. 122. № 12. P. 1173–1182.

2. *Petersdorff-Campen K.V., Hauswirth Y., Carpenter J., Hagmann A., Boës S., Schmid Daners M., Penner D., Meboldt M.* 3D Printing of Functional Assemblies with Integrated Polymer-Bonded Magnets Demonstrated with a Prototype of a Rotary Blood Pump // *Applied Sciences*. 2018. V. 8. № 8. P. 1275.
3. *Windl R., Abert C., Bruckner F., Huber C., Vogler C., Weitensfelder H., Suess D.* Contactless and absolute linear displacement detection based upon 3D printed magnets combined with passive radio-frequency identification // *AIP Advances*. 2017. V. 7. № 11. P. 115121.
4. *Ortner M., Huber C., Vollert N., Pilz J., Süß D.* Application of 3D-printed magnets for magnetic position detection systems // 2017 IEEE SENSORS. Glasgow: IEEE, 2017. P. 1–3.
5. *Taylor A.P., Cuervo C.V., Arnold D.P., Velásquez-García L.F.* Fully 3D-Printed, Monolithic, Mini Magnetic Actuators for Low-Cost, Compact Systems // *J. Microelectromech. Syst.* 2019. V. 28. № 3. P. 481–493.
6. *Lammers S., Adam G., Schmid H. J., Mrozek R., Oberacker R., Hoffmann M.J., Quattrone F., Ponick B.* Additive Manufacturing of a lightweight rotor for a permanent magnet synchronous machine // 2016 6th International Electric Drives Production Conference (EDPC). Nuremberg, Germany: IEEE, 2016. P. 41–45.
7. *Kersten W., Brandl L., Wagner R., Huber C., Bruckner F., Hasegawa Y., Suess D., Sponar S.* Additive-Manufactured and Topology-Optimized Permanent-Magnet Spin Rotator for Neutron Interferometry // *Phys. Rev. Applied*. 2019. V. 12. № 1. P. 014023.
8. *Paranthaman M.P., Shafer C.S., Elliott A.M., Siddell D.H., McGuire M.A., Springfield R.M., Martin J., Fredette R., Ormerod J.* Binder Jetting: A Novel NdFeB Bonded Magnet Fabrication Process // *JOM*. 2016. V. 68. № 7. P. 1978–1982.
9. *Li L., Tirado A., Conner B.S., Chi M., Elliott A. M., Rios O., Zhou H., Paranthaman M.P.* A novel method combining additive manufacturing and alloy infiltration for NdFeB bonded magnet fabrication // *J. Magnetism and Magnetic Materials*. 2017. V. 438. P. 163–167.
10. *Kolb T., Huber F., Akbulut B., Donocik C., Urban N., Maurer D., Franke J.* Laser Beam Melting of NdFeB for the production of rare-earth magnets // 2016 6th International Electric Drives Production Conference (EDPC). Nuremberg, Germany: IEEE, 2016. P. 34–40.
11. *Jacimovic J., Binda F., Herrmann L. G., Greuter F., Gentia J., Calvo M., Tomse T., Simon R.A.* Net Shape 3D Printed NdFeB Permanent Magnet // *Advanced Engineering Materials*. 2017. V. 19. № 8.
12. *Sepehri-Amin H., Ohkubo T., Hono K.* The mechanism of coercivity enhancement by the grain boundary diffusion process of Nd–Fe–B sintered magnets // *Acta Materialia*. 2013. V. 61. № 6. P. 1982–1990.
13. *Tang X., Sepehri-Amin H., Ohkubo T., Yano M., Ito M., Kato A., Sakuma N., Shoji T., Schrefl T., Hono K.* Coercivity enhancement of hot-deformed Ce–Fe–B magnets by grain boundary infiltration of Nd–Cu eutectic alloy // *Acta Materialia*. 2018. V. 144. P. 884–895.
14. *Huber C., Sepehri-Amin H., Goertler M., Groenefeld M., Teliban I., Hono K., Suess D.* Coercivity enhancement

- of selective laser sintered NdFeB magnets by grain boundary infiltration // *Acta Materialia*. 2019. V. 172. P. 66–71.
15. *Madugundo R., Salazar-Jaramillo D., Barandiaran J.M., Hadjipanayis G.C.* High coercivity in rare-earth lean nanocomposite magnets by grain boundary infiltration // *J. Magnetism and Magnetic Materials*. 2016. V. 400. P. 300–303.
 16. *Volegov A.S., Andreev S.V., Selezneva N.V., Ryzhikhin I.A., Kudrevatykh N.V., Mädler L., Okulov I.V.* Additive manufacturing of heavy rare earth free high-coercivity permanent magnets // *Acta Materialia*. 2020. V. 188. P. 733–739.
 17. *Goll D., Trauter F., Loeffler R., Gross T., Schneider G.* Additive Manufacturing of Textured FePrCuB Permanent Magnets // *Micromachines*. 2021. V. 12. № 9. P. 1056.
 18. *Schäfer L., Skokov K., Liu J., Maccari F., Braun T., Riegg S., Radulov I., Gassmann J., Merschroth H., Harbig J., Weigold M., Gutfleisch O.* Design and Qualification of Pr–Fe–Cu–B Alloys for the Additive Manufacturing of Permanent Magnets // *Adv. Funct. Mater.* 2021. V. 31. № 33. P. 2102148.
 19. *Pelevin I.A., Ozherelkov D.Y., Chernyshikhin S.V., Nalivaiko A.Y., Gromov A.A., Chzhan V.B., Terekhin E.A., Tereshina I.S.* Selective laser melting of Nd–Fe–B: Single track study // *Materials Letters*. 2022. V. 315. P. 131947.
 20. *Jian W.Y.J., Cheng C.W., Chang W.C., Huang T.Y., Liang Y.C., Lee A.C., Chang T.-W., Tsai M.C.* Fabrication of crack-free Nd–Fe–B magnets with laser powder bed fusion // *Materialia*. 2022. V. 21. P. 101351.
 21. *Liu W.Q., Zuo J.H., Yue M., Lv W.C., Zhang D.T., Zhang J.X.* Preparation and magnetic properties of bulk nanostructured PrCo₅ permanent magnets with strong magnetic anisotropy // *J. Applied Physics*. 2011. V. 109. № 7. P. 07A731.