

05,07

Влияние примеси водорода на высокополевые процессы намагничивания наноструктурированных сплавов типа $R-Fe-B$

© И.С. Терёшина^{1,2}, Л.А. Иванов¹, А.Е. Иешкин¹, З.С. Умхаева²

¹ Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия

² Комплексный научно-исследовательский институт имени Х.И. Ибрагимова РАН, Грозный, Россия

E-mail: zargan.umhaeva@yandex.ru

Поступила в Редакцию 15 мая 2026 г.

В окончательной редакции 13 июня 2026 г.

Принята к публикации 22 июня 2026 г.

Проведено экспериментальное исследование микроструктуры и магнитных свойств наноструктурированных сплавов $Nd-Fe-B$ и $(Nd, Ho)-(Fe, Co)-B$ и их гидридов. Для исследования магнитных свойств были использованы импульсные магнитные поля до 60 Т. Изучены особенности процессов намагничивания образцов при разных температурах ($T = 4.2$ и 77 К). Для многокомпонентного сплава $(Nd, Ho)-(Fe, Co)-B$ с ферромагнитной структурой определены значения критических полей и параметра обменного взаимодействия между $4f$ - и $3d$ -подрешетками переходных металлов. Установлено, что гидрирование приводит к уменьшению этого параметра почти на $\sim 30\%$ при введении 3 ат.Н/ф.у.

Ключевые слова: редкоземельные интерметаллиды, наноструктурированные сплавы, гидриды, сильные магнитные поля, обменные взаимодействия.

DOI: 10.61011/FTT.2026.06.63572.9641

1. Введение

Современные исследования магнитотвердых материалов (МТМ), среди которых особое место занимают соединения $R_2Fe_{14}B$ (R — редкоземельный металл, РЗМ), находятся на стыке фундаментальной физики твердого тела и материаловедения. Ключевую роль в таком случае играет понимание взаимосвязи между атомно-кристаллической структурой, особенностями микроструктуры и магнитными свойствами как для базовых составов $R_2Fe_{14}B$, так и для замещенных, например, $(R, R')_2Fe_{14}B$ и др. [1–6]. Кристаллическая решетка соединений типа $R_2Fe_{14}B$ (пространственная группа $P4_2/mnm$) представляет собой сложную тетрагональную структуру, в которой ионы железа находятся в шести кристаллографически неэквивалентных позициях ($4e$, $4c$, $8j_1$, $8j_2$, $16k_1$, $16k_2$), определяющих многообразие магнитных взаимодействий в парах $Fe-Fe$ и $Fe-R$. Редкоземельные ионы, оказывая существенное влияние на анизотропию магнитных свойств, занимают две различные позиции ($4f$ и $4g$) [7,8]. Такая структурная сложность и уникальность результирующих магнитных свойств, как правило, требуют применения комплекса современных методов исследования — от рентгеновской (нейтронной) дифракции и микроскопических исследований до мёссбауэровской спектроскопии и магнитных измерений в широком диапазоне температур и магнитных полей с использованием самого современного и передового научного оборудования.

В случае соединений $R_2Fe_{14}B$ особый интерес продолжает вызывать состав $Nd_2Fe_{14}B$, а также ряд других

замещенных составов на его основе $(Nd, R)_2Fe_{14}B$, обладающие рекордно высокими значениями намагниченности насыщения и магнитокристаллической анизотропии в широкой области температур, включая климатические, низкие или, наоборот, повышенные температуры. Напомним, что теоретический предел максимального энергетического произведения $(BH)_{\max}$ постоянных магнитов на основе соединения $Nd_2Fe_{14}B$ составляет 512 kJ/m^3 [7,9]. В настоящий момент магниты с $(BH)_{\max} > 400 \text{ kJ/m}^3$ широко используются в электромобилях, ветротурбинах, промышленных двигателях и других устройствах.

Магнитная структура соединения $Nd_2Fe_{14}B$ состоит из двух взаимодействующих между собой подрешеток: $4f$ -подрешетки неодима и $3d$ -подрешетки железа [10]. Характер взаимодействия между ними определяет тип магнитного упорядочения: для легкого редкоземельного металла, такого как неодим, проявляется ферромагнетизм. Однако в случае замещения атомов неодима тяжелыми редкоземельными металлами (полного или частичного), формируется ферромагнитный или смешанный тип магнитного упорядочения, соответственно.

Для улучшения функциональных характеристик МТМ на основе соединения $Nd_2Fe_{14}B$ в заданной области температур, широко применяется легирование не только в редкоземельной подрешетке, но и в подрешетке железа. Так частичное замещение атомов Fe на атомы Co приводит к повышению температуры Кюри [7]. Замещение части неодима на гольмий (тяжелый РЗМ) позволяет скорректировать температурную зависимость

намагниченности насыщения, улучшить механические свойства [11,12].

В настоящей работе исследуются магнитные свойства сплава $(\text{Nd}_{0.55}\text{Ho}_{0.45})_2(\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2})_{14}\text{B}_{1.2}$ (в дальнейшем по тексту $(\text{Nd,Ho})-(\text{Fe,Co})-\text{B}$), так как в результате замещений в исследованном многокомпонентном составе удается достичь практически нулевого температурного коэффициента остаточной индукции $\alpha(B_r)$ в интервале температур 230–330 К, что критически важно для стабильной работы магнитов и магнитных систем в условиях переменной температуры окружающей среды [13].

Известно, что процедура спиннингования может приводить к формированию наноструктурированного состояния в образцах и значительному повышению максимального энергетического произведения $(BH)_{\text{max}}$ (по сравнению с литыми образцами) [14]. В данной работе проведено сравнительное исследование магнитных свойства сплава $\text{Nd}-\text{Fe}-\text{B}$ (коммерческого сплава MQP-B^+ , близкого по составу к $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$) и сплава $(\text{Nd,Ho})-(\text{Fe,Co})-\text{B}$, которые получены в результате процедуры спиннингования. Кроме того, в данной работе особое внимание уделено изучению магнитных свойств гидридов $\text{Nd}-\text{Fe}-\text{B}$ и $(\text{Nd,Ho})-(\text{Fe,Co})-\text{B}$.

Действительно, водородная обработка это один из основных этапов получения высокоэнергетических постоянных магнитов на основе соединения $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ [7], в результате которой часть водорода может задерживаться в магнитах, образуя стабильные гидриды [15]. В последнее время для переработки отслуживших свой срок магнитов также используется доказавшая свою эффективность процедура водородной обработки [16]. Более того, так как окружающая нас среда может быть насыщена парами воды, и учитывая тот факт, что соединения типа $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ способны поглощать водород из воздуха, исследованию магнитных свойств гидридов необходимо уделять особое внимание [17–20]. Внедрение атомов водорода (до 5 ат.Н/ф.у.) в междоузлия кристаллической решетки типа $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ может приводит к ее объемному расширению (до 4%), изменению электронной структуры, ослаблению как внутривузловых, так и междоузловых обменных взаимодействий. Данные эффекты в совокупности способны вызывать снижение величины коэрцитивной силы и, как следствие, максимального энергетического произведения $(BH)_{\text{max}}$.

В работе будет проведено сравнительное исследование магнитных свойств, обозначенных выше объектов в сильных магнитных полях до 60 Т, как при температуре кипения жидкого гелия, так и при температуре кипения жидкого азота. Данные исследования являются достаточно редкими вследствие трудности получения полей такой величины [21]. Однако именно подобные исследования, особенно выполненные для магнетиков с ферромагнитным типом упорядочения, способны дать ценную информацию о внутренних параметрах (силе междоузловых обменных взаимодействий, величине обменного параметра и др. [22–24]).

Учитывая все вышесказанное, целью настоящей работы явилось комплексное исследование микроструктуры и магнитных свойств сплавов $\text{Nd}-\text{Fe}-\text{B}$ и $(\text{Nd,Ho})-(\text{Fe,Co})-\text{B}$ после процедуры спиннингования и процедуры гидрирования. При этом основной задачей, которая детально решалась в данной работе, было изучение влияния гидрирования и температуры на высокополевые процессы намагничивания наноструктурированных сплавов типа $\text{R}-\text{Fe}-\text{B}$, на магнитные фазовые переходы, возникающие в образцах с ферромагнитной структурой под действием сильных магнитных полей.

2. Методика эксперимента

Методом индукционной вакуумной плавки нами был получен многокомпонентный сплав $(\text{Nd,Ho})-(\text{Fe,Co})-\text{B}$, который далее подвергался процедуре спиннингования. Весь процесс проводился в атмосфере очищенного аргона. Расплав выливался на поверхность медного барабана, который вращался со скоростью 15 м/с. В результате нами были получены образцы в виде лент. Средние размеры образцов имели длину до 10 мм, ширину 1.5–2 мм, толщину 0.03 мм. Кроме того, коммерческий сплав $\text{Nd}-\text{Fe}-\text{B}$, близкий по составу к $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, также полученный по методу спиннингования, был приобретен у коммерческого производителя Magnequench International (промаркирован как MQP-B^+).

Оба образца были подвергнуты процедуре гидрирования. Данная процедура проводилась в результате прямой реакции образцов $\text{Nd}-\text{Fe}-\text{B}$ и $(\text{Nd,Ho})-(\text{Fe,Co})-\text{B}$ с газообразным водородом H_2 . Водород был получен разложением гидрида LaNi_5H_6 и обладал достаточно высокой чистотой (содержание примесей 10^{-3} vol.%). Так как процесс адсорбции водорода зависит, в том числе, и от температуры, то был произведен кратковременный нагрев образцов до температуры 250 °С (523 К) (так называемый процесс активации). При гидрировании образцов давление водорода достигало 8 МПа. Результаты расчетов показали, что гидрирование привело к внедрению 2.5 и 3 атомов водорода на формульную единицу (ат.Н/ф.у.) в кристаллическую решетку $\text{Nd}-\text{Fe}-\text{B}$ и $(\text{Nd,Ho})-(\text{Fe,Co})-\text{B}$ соответственно. Расчет осуществлялся по уравнению Ван-дер-Ваальса с использованием данных о величине давления газа до и после реакции.

Кроме процедуры гидрирования, наноструктурированные образцы $(\text{Nd,Ho})-(\text{Fe,Co})-\text{B}$ также подвергались кратковременному (в течение 15 мин) отжигу при $T = 523$ К. Это позволяло при исследовании их магнитных свойств отделить изменения, вызванные нагревом, от эффектов, обусловленных внедрением водорода в кристаллическую решетку.

Рентгенодифракционный анализ (РДА) сплавов указанных составов проводился на порошкообразных образцах. Исследование было проведено при комнатной температуре на установке ДРОН-3М (излучение $\text{CuK}\alpha$).

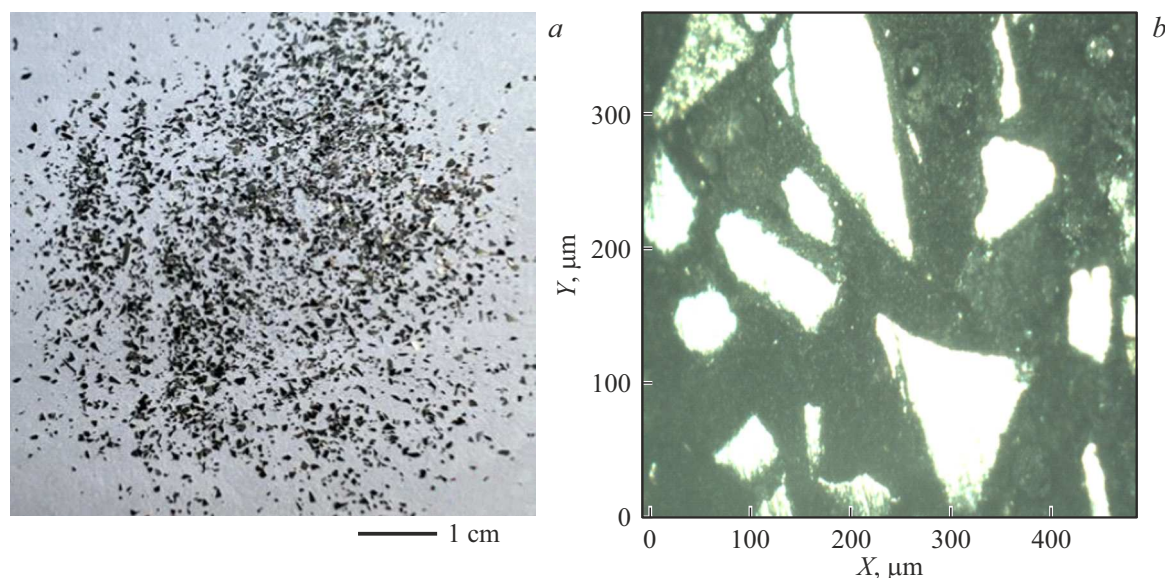


Рис. 1. Фотографии внешнего вида сплава Nd–Fe–В в свободном состоянии (*a*) и в фиксированном состоянии с помощью эпоксидной смолы (*b*).

Для проведения исследований методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) использовались сканирующие зондовые микроскопы Vega и Solver (NT-MDT). Измерения методом АСМ проводились в полуконтактном режиме с помощью зондов NSG-03. Радиус кривизны зонда (наконечника) составлял 10 nm, длина — $\sim 150 \mu\text{m}$, константа жесткости — 0.35–6.1 N/m, резонансные частоты составляли 47–150 kHz. Магнитно-силовая микроскопия (МСМ) проводилась с помощью зондов MFM-01 (кремниевые магнитные зонды), покрытых пленкой CoCr. Типичное значение резонансной частоты 70 kHz, силовой константы — 3 N/m. Обработка изображений проводилась в программе Gwyddion.

Для определения наиболее важных магнитных характеристик, полученных в данной работе, была использована специализированная магнитометрическая установка, которая позволяла проводить исследования в области низких температур (при $T = 4.2$ и 77 K) в импульсных магнитных полях до 60 Т (лаборатория сильных магнитных полей, г.Дрезден, Германия). При измерениях образцов в форме лент магнитное поле прикладывалось в плоскости ленты.

3. Результаты и обсуждение

Методом рентгенодифракционного анализа был определен фазовый состав сплавов Nd–Fe–В и (Nd, Ho)–(Fe, Co)–В после процедуры спиннингования. РДА показал, что основной фазой в обоих образцах является тетрагональная фаза типа $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. Следует особо отметить, что фаза α -Fe не была обнаружена. Однако в многокомпонентном сплаве (Nd, Ho)–(Fe, Co)–В были найдены следы фазы

1:2 оксидов редкоземельных металлов и аморфной фазы [25].

Установлено, что гидрирование не оказывает заметного влияния на фазовый состав, однако приводит к увеличению параметров кристаллической решетки и объема элементарной ячейки $\Delta V/V$, который достигает 2.8 и 3 % для Nd–Fe–В и (Nd, Ho)–(Fe, Co)–В соответственно [26, 27], что, безусловно, связано, с разным содержанием водорода в образцах.

На рис. 1 представлены фотографии внешнего вида сплава Nd–Fe–В, как в свободном состоянии (рис. 1, *a*), так и в фиксированном с помощью эпоксидной смолы (рис. 1, *b*). Видно, что длина и ширина отдельных фрагментов могут отличаться в десять раз. В то же самое время толщина лент порядка $20 \mu\text{m}$. Видно также (рис. 1, *b*) наличие двух видов лент: с гладкой поверхностью и бугристой. Это связано с особенностями получения образцов, при котором одна сторона находится в контакте с медным барабаном (контактная), в то время как другая — свободная (гладкая).

На рис. 2 представлен АСМ-снимок (площадь сканирования $20 \times 20 \mu\text{m}$) контактной поверхности ленты сплава Nd–Fe–В, сделанный в полуконтактном режиме. Разброс неоднородностей по высоте достигал $1.3 \mu\text{m}$. Анализ полученного снимка указывает на то, что в образцах в результате спиннингования формируется направленная структура, выраженная в упорядоченном расположении основных структурных элементов, ориентированных строго вдоль определенного направления, и которая может оказать существенное влияние на магнитные свойства.

Дальнейшие исследования свойств контактной и свободной поверхности в наномасштабном диапазоне позволили оценить размеры характерных структурных эле-

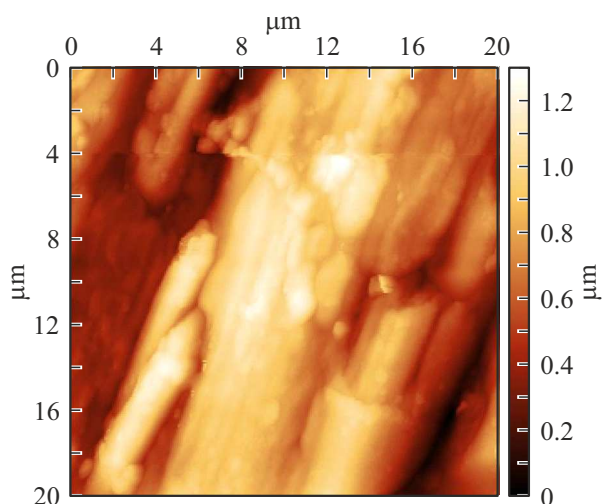


Рис. 2. АСМ-снимок поверхности ленты образца Nd–Fe–B.

ментов (зерен). Размер зерен составил 30–50 nm для свободной поверхности и 70–120 nm для контактной.

На рис. 3 вполне отчетливо можно видеть доменную структуру, внешне напоминающую классическую разветвленную доменную структуру, которая часто наблюдается в поли- и монокристаллических объемных образцах. Аналогичные результаты были получены ранее и для образца (Nd,Ho)–(Fe,Co)–B, а также его гидрида с помощью методов АСМ и МСМ и опубликованы в работе [28].

На рис. 4 показаны полевые зависимости намагниченности наноструктурированного сплава Nd–Fe–B и его гидрида с содержанием водорода 2.5 at.H/f.u. при $T = 4.2$ К. Видно, что намагниченность сплавов, находящихся в ферромагнитном состоянии, выходит на насыщение, но демонстрирует небольшой рост, который может быть интерпретирован, как парапроцесс. Экспери-

ментально установлено, что в результате гидрирования наблюдается увеличение намагниченности насыщения (σ_s). Заметим, что для обоих исследованных образцов имеет место эффект усиления остаточной намагниченности (σ_r), при котором величина $\sigma_r/\sigma_s > 0.5$. Этот эффект является достаточно неожиданным для сплавов Nd–Fe–B, так как сплав Nd–Fe–B и его гидрид не обладают одноосным типом магнитокристаллической анизотропии в области низких температур.

Хорошо известно [7], что при температуре кипения жидкого гелия полный магнитный момент отклонен от оси c на угол 27 градусов и реализован другой тип магнитокристаллической анизотропии, а именно анизотропия типа „конус осей легкого намагничивания“. Тем не менее, для объяснения эффекта усиления остаточной намагниченности может быть привлечена модель Стонера–Вольфарта. Данная модель учитывает обменное взаимодействие между наноразмерными зернами основной фазы $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ и примесными фазами, которые, как правило, имеются в образцах, полученных с помощью процедуры спиннингования, однако не всегда могут быть выявлены методом РДА, если их суммарное количество менее 5 % [29].

Нами также проведены измерения намагниченности многокомпонентного образца (Nd,Ho)–(Fe,Co)–B при $T = 4.2$ К и во внешних полях до 60 Т. Результаты представлены на рис. 5.

Из рис. 5 видно, что в сплаве, находящемся в ферромагнитном состоянии, наблюдается заметный линейный рост намагниченности в указанных полях. Такой рост намагниченности наряду с явлением парапроцесса может быть связан еще и со слабым нарушением коллинеарного выстраивания магнитных моментов $4f$ - и $3d$ -подрешеток. Чтобы проверить данное предположения был выполнен отжиг образцов. Действительно, после кратковременного отжига состав (Nd,Ho)–(Fe,Co)–B демонстрирует ярко выраженный скачок намагничен-

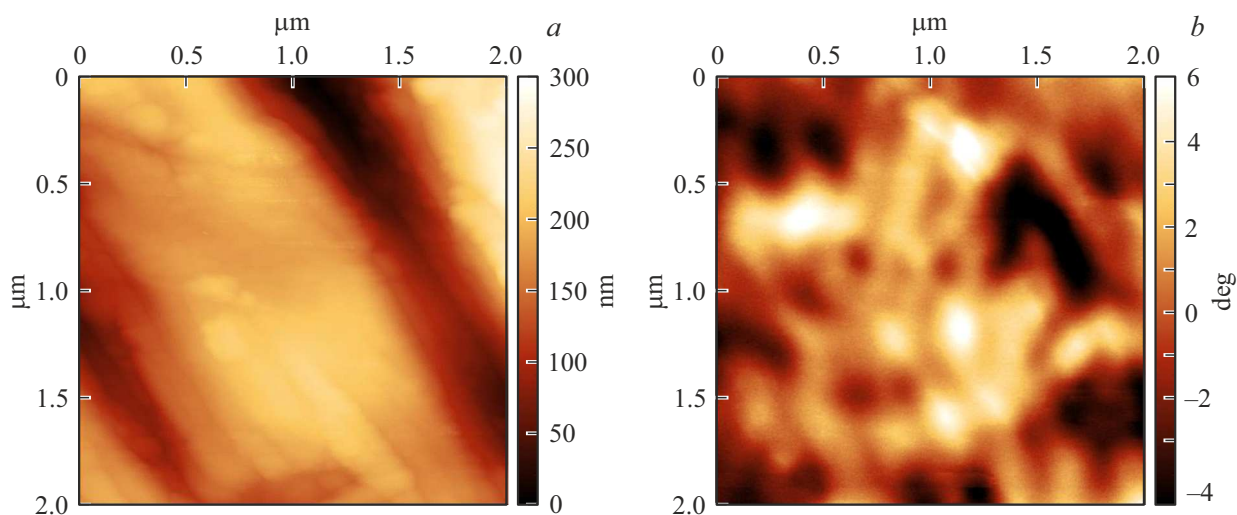


Рис. 3. Снимки поверхности ленты образца Nd–Fe–B: a — АСМ, b — МСМ.

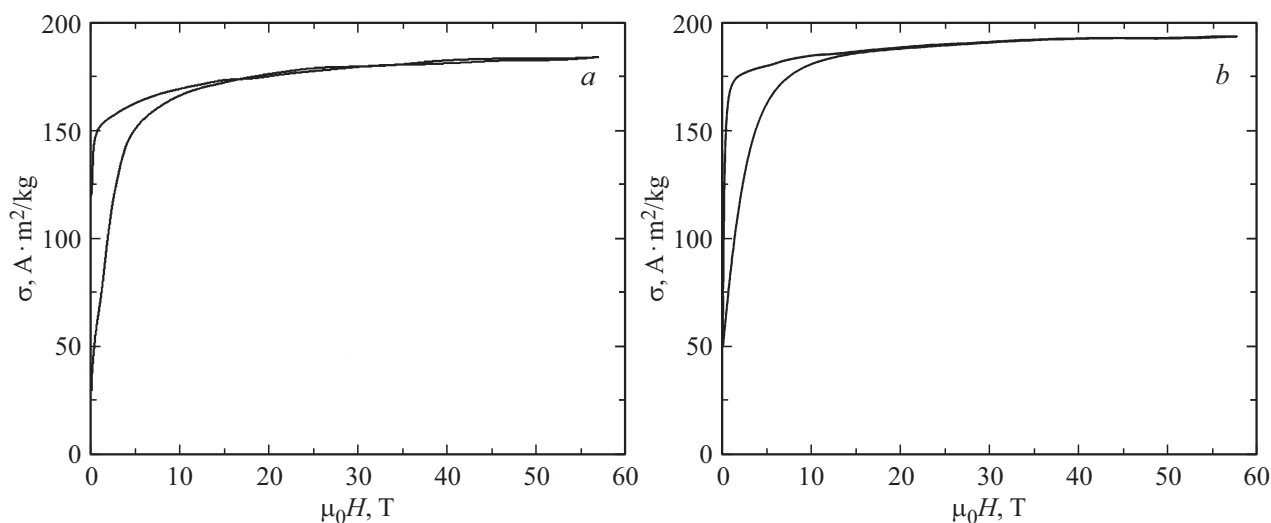


Рис. 4. Полевая зависимость намагниченности наноструктурированного сплава Nd–Fe–B (*a*) и его гидроксида (*b*) при $T = 4.2$ К.

ности (рис. 6, *a*), что позволяет классифицировать его как индуцированный внешним магнитным полем спин-переориентационный фазовый переход. Данный переход является фазовым переходом 1 рода, так как сопровождается магнитным гистерезисом.

Аналогичные исследования были проведены для гидроксида с содержанием водорода 3 ат.н/ф.у. (рис. 6, *b*). Видно, что для гидроксида также наблюдается отклонение от линейного роста намагниченности. Однако скачок намагниченности и гистерезис отсутствуют, что свидетельствует о том, что внедрение водорода в кристаллическую решетку привело к изменению типа магнитного фазового перехода с первого на второй.

Внешнее магнитное поле, при котором происходит скачок намагниченности или изменяется наклон зависимости $\sigma(H)$, носит название первого критического поля H_{C1} . Обнаружено, что после гидрирования значение первого критического поля в образце уменьшается от значения 55 Т для состава (Nd,Ho)–(Fe,Co)–В до 45 Т для его гидроксида.

Представляло интерес выявить высокополевые особенности поведения намагниченности данных образцов при более высокой температуре. На рис. 7 показаны полевые зависимости намагниченности наноструктурированного сплава (Nd,Ho)–(Fe,Co)–В и его гидроксида при температуре кипения жидкого азота ($T = 77$ К).

Из рис. 7 видно, что переход первого рода, который наблюдался при температуре кипения жидкого гелия на полевой зависимости намагниченности сплава (Nd,Ho)–(Fe,Co)–В при $T = 77$ К становится переходом второго рода. В гидроксида повышение температуры приводит к заметному росту намагниченности.

Наблюдаемые особенности позволяют не только определить экспериментально величину первого критического поля (H_{C1}), но и произвести оценочные расчеты величин второго критического поля (H_{C2}), при котором происходит индуцированный внешним магнитным

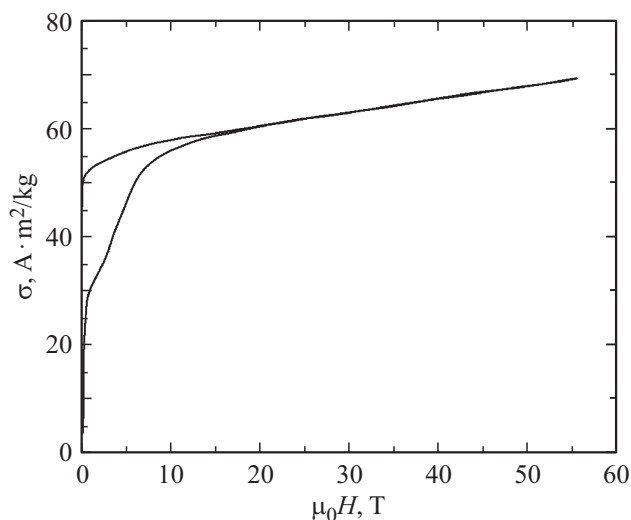


Рис. 5. Полевая зависимость намагниченности наноструктурированного сплава (Nd,Ho)–(Fe,Co)–В при $T = 4.2$ К.

полем переход из ферри- в ферромагнитное состояние и параметра междоузельного обменного взаимодействия (λ). Сплав (Nd,Ho)–(Fe,Co)–В содержит два типа редкоземельных иона и два типа 3d-переходных металлов и поэтому является многоподрешеточным. Рассмотрим его в виде трехподрешеточной модели, состоящей из подрешетки ионов неодима и гольмия, а также подрешетки 3d-переходного металла, что вполне допустимо, так как поведение намагниченности 3d-подрешетки исследуется экспериментально (для составов с немагнитными редкоземельными металлами, такими, как Lu или Y). Магнитные моменты ионов Nd^{3+} сонаправлены результирующему магнитному моменту 3d-подрешетки, а магнитный момент ионов Ho^{3+} ему противоположен. Исходя из сказанного, величины первого критического поля H_{C1} , а также второго критического поля H_{C2} могут

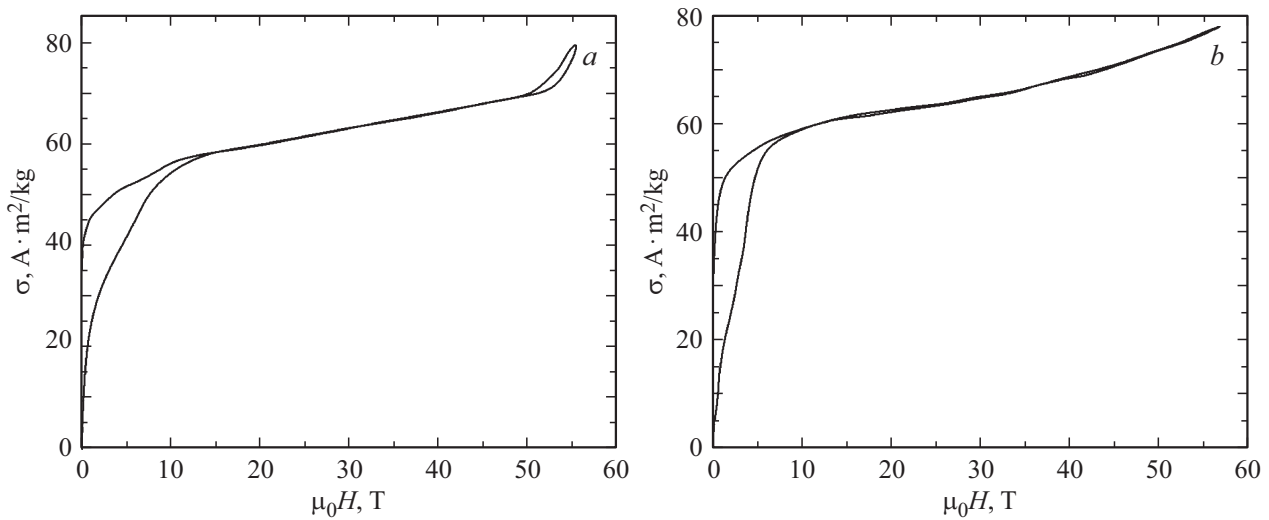


Рис. 6. Полевая зависимость намагниченности наноструктурированного сплава (Nd,Ho)–(Fe,Co)–В после отжига (а) и его гидроксида (b) при $T = 4.2$ К.

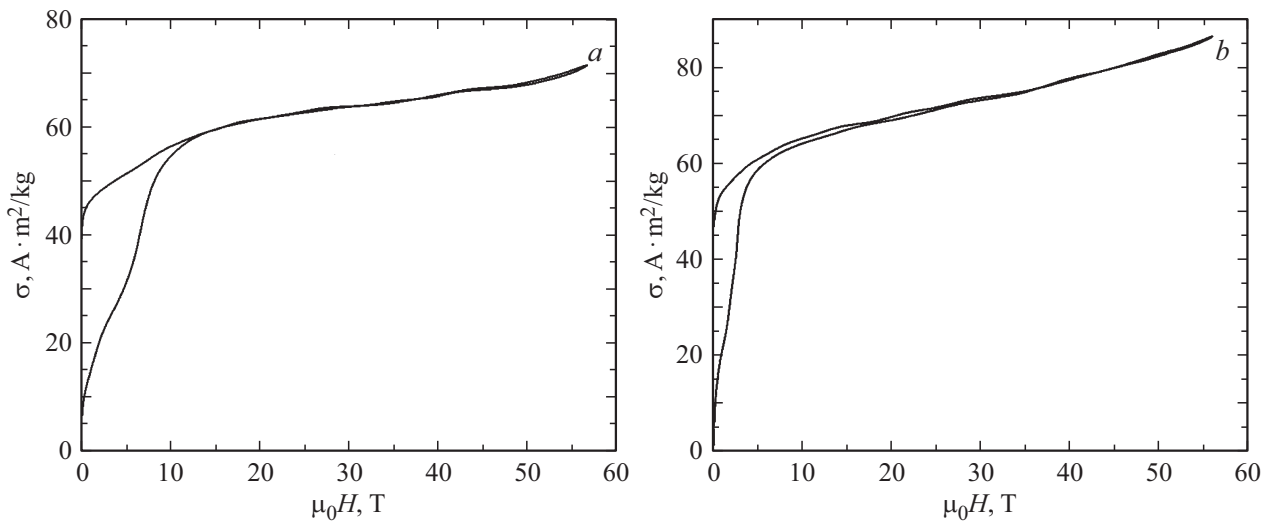


Рис. 7. Полевая зависимость намагниченности наноструктурированного сплава (Nd,Ho)–(Fe,Co)–В.

быть представлены в виде следующих формул [22]:

$$H_{c1} = \lambda_{\text{Ho}}(M_{\text{Fe,Co}} - M_{\text{Ho}}\xi_1) - \frac{M_{\text{Ho}}H_a\xi_1^2}{(M_{\text{Fe,Co}} - M_{\text{Ho}}\xi_1)},$$

$$H_{c2} = \lambda_{\text{Ho}}(M_{\text{Fe,Co}} + M_{\text{Ho}}\xi_2) + \frac{M_{\text{Ho}}H_a\xi_2^2}{(M_{\text{Fe,Co}} + M_{\text{Ho}}\xi_2)}, \quad (1)$$

$$\xi_i(H_{ci}) = \frac{1}{1 + \lambda_{\text{Nd}}\chi_{\text{Nd}}(H_{ci})},$$

$$\chi_{\text{Nd}}(H_{ci}) = \frac{M_{\text{Nd}}}{\lambda_{\text{Nd}}M_{\text{Fe,Co}} + H_{ci}}; \quad i = 1, 2,$$

здесь λ_{Nd} и χ_{Nd} — обменный параметр и восприимчивость подрешетки Nd^{3+} , соответственно; ξ_i , по предварительным оценкам, имеет значение 0.9. В вышеприведенных формулах H_a — это поле магнитокристаллической анизотропии [4], M_{Ho} — намагниченность

подрешетки гольмия (которая в данных расчетах может быть принята равной $10\mu_B$), $M_{\text{Fe,Co}}$ — намагниченность подрешетки $3d$ -переходного металла. Величина намагниченности $M_{\text{Fe,Co}}$ бралась по результатам исследования составов Y–(Fe,Co)–В и их гидридов [7,30]. При этом магнитный момент $3d$ -подрешетки возрастал от значения $M_{\text{Fe,Co}} = 30\mu_B/\text{f.u.}$ в исходном составе до $M_{\text{Fe,Co}} = 32\mu_B/\text{f.u.}$ в гидрированном.

Проведенные нами уточняющие расчеты для сплава (Nd,Ho)–(Fe,Co)–В и его гидроксида показали, что гидрирование приводит к уменьшению величины обменного параметра λ_{Ho} почти на 30% от значения $\lambda_{\text{Ho}} = 2.65 \text{ T}/\mu_B$ для исходного состава до $\lambda_{\text{Ho}} = 1.93 \text{ T}/\mu_B$ для его гидроксида. Аналогично ведет себя и расчетное значение второго критического поля H_{c2} . Для состава (Nd,Ho)–(Fe,Co)–В переход из ферри- в

ферромагнитное состояние возможен во внешних магнитных полях, превышающих 100 Т. В то же самое время гидрида такой переход возможен в более низких магнитных полях (около 80 Т).

Следует особо отметить, что оценочные значения второго критического поля H_{C2} дают нам возможность планировать эксперименты по исследованию особенностей процессов намагничивания образцов типа $R_2Fe_{14}B$ в сильных (до 100 Т) и сверхсильных магнитных полях (более 100 Т), чтобы иметь возможность проверить использованные в данной статье модельные подходы для описания магнитных свойств соединений, критически важных для практического применения во многих областях науки и производства.

4. Заключение

В данной работе проведено исследование магнитных свойств и микроструктуры и сплавов Nd–Fe–B и (Nd, Ho)–(Fe, Co)–B, подвергнутых процедурам спиннингования и гидрирования. Исследование микроструктуры позволило оценить размеры наноструктурных элементов. В работе продемонстрировано, что варьирование составом в случае соединения $Nd_2Fe_{14}B$ (а именно частичное замещение неодима гольмием и железа кобальтом), а также последующее гидрирование обеспечивают эффективное управление магнитными характеристиками, совмещая повышение термостабильности полученных составов (улучшение эксплуатационных характеристик) с возможностью регистрации индуцированных внешним магнитным полем спин-переориентационных переходов в более слабых полях в гидридах по сравнению с исходным составом. Результаты демонстрируют, что введение примеси водорода служит действенным инструментом снижения энергетических барьеров для фазовых превращений, таких как ферромагнитное упорядочение — ферромагнетизм.

Финансирование работы

Исследование выполнено в рамках государственного задания МГУ им. М.В. Ломоносова с использованием оборудования, приобретенного за счет средств Программы развития Московского государственного университета.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] J.M.D. Coey. *Engineering* **6**, 119 (2020).
- [2] R. Skomski. Permanent magnets: history, current research, and outlook / In: Zhukov A. (Ed.) *Novel Functional Magnetic Materials: Fundamentals and Applications*. Springer International Publishing AG, Cham. (2016). P. 359.
- [3] O. Gutfleisch, M.A. Willard, E. Brück, C.H. Chen, S.G. Sankar, J.P. Liu. *Adv. Mater.* **23**, 821 (2011).
- [4] G. Delette. *J. Magn. Magn. Mater.* **577**, 170768 (2023).
- [5] T.-H. Kim, T.T. Sasaki, T. Ohkubo, Y. Takada, A. Kato, Y. Kaneko, K. Hono. *Acta Mater.* **172**, 139 (2019).
- [6] G. Chen, X. Bao, K. Lu, X. Lv, Y. Ding, M. Zhang, C. Wang, X. Gao. *J. Magn. Magn. Mater.* **477**, 17 (2019).
- [7] J.F. Herbst. *Rev. Mod. Phys.* **63**, 819 (1991).
- [8] P. Wolfers, S. Obbade, D. Fruchart, R. Verhoef. *J. Alloys Compd.* **242**, 74 (1996).
- [9] J. Bouaziz, C.E. Patrick, J.B. Staunton. *Phys. Rev. B* **107**, L020401 (2023).
- [10] J.F. Herbst, W.B. Yelon. *J. Magn. Magn. Mater.* **54**, 570 (1986).
- [11] X.-D. Zhu, W.-M. Liu, F. Wang, Z.-P. Xu, Q. Wang, X.-Q. Gu, M. Li, Y. Jiang, F.-S. Xue, M. Wang. *Magnetochemistry* **11**, 32 (2025).
- [12] Y. Cao, Y. Liu, P. Zhang, G. Xu, J. Liu, J. Chen, X. Yi, Y. Wu. *J. Rare Earths.* **39**, 1409 (2021).
- [13] L. Shultz. *Science and technology of nanostructured magnetic materials* / Eds. G.C. Hadjipanayis, G.A. Prinz. NATO ASI Ser.: Springer (1990). V. 259. P. 583.
- [14] A. Volegov, N. Kudrevatykh, I. Tereshina, D. Neznakhin, Y. Sabiryanova. *Solid State Phenom.* **168**, 396 (2011).
- [15] A. Lazou, A. Habibzadeh, M. Gökelma. *Formation and Stability of Hydrides During Hydrogenation of NdFeB Magnets* / In: REWAS 2025: „Circular Economy for the Energy Transition“ / Eds. A. Lazou, C. Meskers, E. Olivetti, F. Diaz, M. Gökelma. Springer, Cham. (2025). P. 139. DOI: 10.1007/978-3-031-80892-0
- [16] B.L. Checa Fernández, J.M. Martín, G. Sarriegui, N. Burgos. *J. Mater. Res. Technol.* **24**, 1454 (2023).
- [17] J. Chaboy, C. Piquer. *Phys. Rev. B* **66**, 104433 (2002).
- [18] S.A. Nikitin, I.S. Tereshina, N.Yu. Pankratov, T. Palewski, H. Drulis, M.V. Makarova, Yu.G. Pastushenkov. *Physics Status Solidi A* **196**, 1, 317 (2003).
- [19] Ph. L'Héritier, R. Fruchart. *J. Phys. Colloq.* **46**, C6, 319 (1985).
- [20] I.S. Tereshina, A.V. Andreev, H. Drulis, E.A. Tereshina. *J. Alloys Compd.* **212**, 404 (2005).
- [21] R. Battesti, J. Beard, S. Boserb, N. Bruyant, D. Budker, S.A. Crooker, E.J. Daw, V.V. Flambaum, T. Inada, I.G. Irsatorza, F. Karbstein, D.L. Kim, M.G. Kozlov, Z. Melhem, A. Phipps, et al. *Phys. Rep.* **765–766**, 1 (2018).
- [22] N.V. Kostyuchenko, I.S. Tereshina, A.V. Andreev, M. Doerr, E.A. Tereshina-Chitrova, M.A. Paukov, D.I. Gorbunov, G.A. Politova, A.P. Pyatakov, A. Miyata, O. Drachenko, A.K. Zvezdin, O. Portugall. *IEEE Trans. Magn.* **57**, 2, 2101105 (2020).
- [23] E. Belorizky, M.A. Freymy, J.P. Gavigan, D. Givord, H.S. Li. *J. Appl. Phys.* **61**, 3971 (1987).
- [24] K.H.J. Buschow, F.R. Boer. *Physics of Magnetism and Magnetic Materials*. Kluwer Academic, NY (2023). 182 p.
- [25] М.А. Пауков, И.С. Терешина, Л.А. Иванов, З.С. Умхаева. В сб. международной научно-практической конференции „Актуальные вопросы физико-математических наук“ (Бислиевские чтения) / Изд-во ЧГУ им. А.А. Кадырова, Грозный (2025). С. 303.
- [26] Е.А. Терёшина, И.С. Терёшина. *ФТТ* **48**, 3, 479 (2006).

- [27] I.S. Tereshina, N.V. Kudrevatykh, L.A. Ivanov, G.A. Politova, E.A. Tereshina, D. Gorbunov, M. Doerr, K. Rogacki. *J. Mater. Eng. Perform.* **26**, 4676 (2017).
- [28] Н.В. Андреева, А.В. Филимонов, А.И. Рудской, Г.С. Бурханов, И.С. Терёшина, Г.А. Политова, И.А. Пелевин. *ФТТ* **58**, 9, 1798 (2016).
- [29] G. Hadjipanayis. *J. Magn. Magn. Mater.* **200**, 1–3, 373 (1999).
- [30] I.S. Tereshina, E.A. Tereshina, G.S. Burkhanov, S.V. Dobatkin. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **25**, 82 (2010).

Редактор А.Н. Смирнов