

## Влияние процессов азотирования и гидрирования на магнитные свойства и структуру сплава $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ : анализ XMCD данных

А. П. Менушенков<sup>+1)</sup>, А. Г. Савченко\*, В. Г. Иванов<sup>+</sup>, А. А. Иванов<sup>+</sup>, И. В. Щетинин\*, В. П. Менушенков\*, И. А. Руднев<sup>+</sup>, А. В. Рафальский\*, Д. Г. Жуков\*, М. Платунов<sup>†</sup>, Ф. Вилхельм<sup>†2)</sup>, А. Рогалев<sup>†</sup>

<sup>+</sup>Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, 115409 Москва, Россия

\*Национальный исследовательский технологической университет “МИСиС”, 119049 Москва, Россия

<sup>†</sup>European Synchrotron Radiation Facility (ESRF), CS40220, F-38043 Grenoble Cedex 9, France

Поступила в редакцию 1 декабря 2017 г.

После переработки 20 декабря 2017 г.

Представлены результаты исследования изменений локальных магнитных и структурных свойств сплавов  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  при азотировании и гидрировании образцов, полученные методом рентгеновского магнитного кругового дихроизма (XMCD) на  $K$ -крае поглощения железа и  $L_3$ -крае поглощения самария с использованием синхротронного излучения. Результаты обсуждены на основе данных рентгеноструктурного анализа и макроскопических магнитных измерений, выполненных с использованием вибрационной магнитометрии. Наблюдаемые изменения в XMCD спектрах указывают на заметное влияние процесса азотирования на локальные магнитные свойства подрешеток как железа, так и самария, в то время, как процесс гидрирования образцов приводит к малозаметному эффекту. Указанные эффекты анализируются и обсуждаются с точки зрения влияния междоузельных атомов азота (N) и водорода (H) на  $\text{Sm } 5d$  и  $\text{Fe } 4p$  электронные состояния. Отмеченная эффективность процесса азотирования связывается с большим, чем в случае гидрирования, объемным расширением кристаллической решетки исходного  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ . Дополнительно исследованные локальные кривые намагничивания самариевой и железной подрешеток в магнитных полях до 17 Тл свидетельствуют о сильном росте магнитокристаллической анизотропии при азотировании.

DOI: 10.7868/S0370274X18040057

**1. Введение.** Исследуемое в данной работе соединение  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  принадлежит к тому же семейству магнитных интерметаллических соединений, что и  $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ , успешно используемое с конца 70-х годов прошлого века для производства высокоэнергетических высококоэрцитивных постоянных магнитов. Однако перспективы промышленного применения сплавов на основе  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  появились лишь после того, как было обнаружено, что его свойства (в первую очередь, характер магнитокристаллической анизотропии) могут быть радикально улучшены в результате введения атомов внедрения (азота или водорода) в междоузельные позиции в его структуре [1–6]. В частности, при азотировании наблюдается значительный рост температуры магнитного упорядочения  $T_c$  и появление сильной одноосной магнитокристаллической анизотропии. Однако влияние водорода оказалось не столь ярко выраженным, наблюдается сравнительно небольшое увеличение тем-

пературы Кюри  $T_c$ , но, главное, в гидриде сохраняется плоскостная анизотропия исходного материала  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  [4, 5]. В этой связи предполагается, что при образовании фаз внедрения изменение  $T_c$  связано с магнитообъемными эффектами, в частности, с анизотропным расширением элементарной ячейки и релаксацией взаимодействий, которые влияют на локализацию  $3d$ -электронов Fe. Появление одноосной анизотропии в нитриде обусловлено соседством атомов N с атомами Sm в кристаллической структуре и, как следствие, изменением локальной электронной структуры  $5d$ -состояний Sm [6].

Для более полного понимания влияния междоузельных атомов азота и водорода на электронные состояния Fe ( $4p$ ) и Sm ( $5d$ ) в настоящей работе проведено сравнительное исследование изменений структуры, локальных и макроскопических магнитных свойств интерметаллического соединения  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ , а также нитридов и гидридов на его основе, с помощью метода XMCD (X-ray Magnetic Circular Dichroism), который ранее был с успехом применен нами для исследования локальной магнитной струк-

<sup>1)</sup>e-mail: apmenushenkov@mephi.ru

<sup>2)</sup>F. Wilhelm

туры магнитотвердых материалов на основе интерметаллического соединения  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  [7, 8].

**2. Экспериментальная часть.** Сплавы для исследований номинального состава  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  получали методом вакуумной индукционной плавки в атмосфере очищенного аргона и последующего гомогенизирующего отжига при  $1100^\circ\text{C}$  в течение 40 ч (обработка 1). Гидрирование гомогенизированного сплава  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  проводили по следующей схеме: выдержка при комнатной температуре в водороде под давлением 15 атм до момента прекращения изменения давления водорода в камере реактора +30 мин, дегидрирование в вакууме при  $400^\circ\text{C}$ , повторное гидрирование при комнатной температуре (обработка 2).

Азотирование интерметаллического соединения  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  выполняли в двух режимах: (i) гидрирование-дегидрирование гомогенизированного сплава по схеме (обработка 2), описанной выше, и азотирование при температуре  $450^\circ\text{C}$  и давлении азота 15 атм в течение 20 ч (обработка 3 – частичное азотирование); (ii) то же, что и при обработке 3, однако выдержка при температуре  $450^\circ\text{C}$  и давлении азота 15 атм в течение 40 ч (обработка 4).

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием  $\text{CoK}_\alpha$ -излучения и графитового монохроматора. Для фазового анализа и определения параметров кристаллической структуры исследуемых порошков использовался программный пакет PDXL (Rigaku). Макроскопические магнитные измерения проводили на вибромагнитометре измерительного комплекса PPM-9 при комнатной температуре в намагничивающем поле до 9 Тл.

Спектры рентгеновского магнитного кругового дихроизма (XMCD) измеряли на линии ID12 в Европейском центре синхротронных исследований ESRF (Гренобль, Франция) [9] с использованием ондулятора APPLE-II, генерирующего циркулярно-поляризованное рентгеновское излучение в диапазоне энергий  $\geq 5$  кэВ. Спектр XMCD определялся как разность двух рентгеновских спектров поглощения XANES (X-ray Absorption Near Edge Structure), измеренных для двух противоположных круговых поляризаций в геометрии Фарадея. Нами были исследованы поликристаллические образцы исходного  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ , полностью азотированного  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_{2.8}$  (обработка 4) и полностью гидрированного  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{H}_{4.6}$  (обработка 2). Образцы были приготовлены в виде таблеток диаметром  $\sim 5$  мм, спрессованных из мелкодисперсных порошков, и устанавливались в центре сверхпроводящего  $\text{NbTi-Nb}_3\text{Sn}$  соленоида, позволяющего создавать магнитное поле до 17 Тл. Размер пуч-

ка на образце составлял около  $0.3 \times 0.5$  мм<sup>2</sup>. Измерение XMCD спектров проводилось вблизи  $K$ -края поглощения Fe (7.1 кэВ) и  $L_3$ -края поглощения Sm (6.7 кэВ) при комнатной температуре в магнитном поле  $\pm 5$  Тл. Регистрация спектров осуществлялась в режиме рентгеновской флюоресценции при помощи кремниевого фотодиода, расположенного в геометрии обратного рассеяния на стенке азотного экрана соленоида. Для того, чтобы убедиться, что полученные XMCD спектры не искажены какими-либо экспериментальными артефактами, измерения проводили для двух направлений приложенного магнитного поля, параллельно и антипараллельно направлению распространения рентгеновского излучения. В дополнение к спектрам были измерены локальные XMCD кривые намагничивания в диапазоне магнитных полей от 0 до 17 Тл.

**3. Результаты и обсуждение.** По данным рентгеноструктурного анализа сплав после выплавки и гомогенизации (обработка 1) представлял собой стехиометрическое соединение  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  (результаты расчетов представлены в табл. 1). Обработка 2 приводила к внедрению водорода в решетку интерметаллида с образованием твердого раствора, описываемого химической формулой  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{H}_n$ , и сопровождалась увеличением периодов решетки фазы  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  и объема элементарной ячейки на 5%. По литературным данным объемному эффекту соответствует внедрение 4.6 атомов водорода на формульную единицу (ф.е.).

Аналогичным образом, используя имеющиеся в литературе данные об изменениях объема элементарной ячейки интерметаллида  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  в процессе азотирования [1, 2, 3, 6], было определено количество атомов азота, приходящихся на ф.е., и, соответственно, коэффициент  $x$  в химической формуле нитрида  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ . Анализ данных рентгеновской дифракции азотированных порошков показал, что после обработки 3 помимо небольшого количества  $\alpha$ -Fe ( $4 \pm 1\%$ ) образовалась двухфазная смесь практически чистого соединения  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  ( $25 \pm 2\%$ ) и  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$  с  $x = 2.8$ , а после обработки 4 – практически чистая нитридная фаза  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$  (с примесью небольшого количества  $\alpha$ -Fe ( $3 \pm 1\%$ )), также с  $x = 2.8$ . Полученное значение хорошо согласуется с  $x = 2.85$ , определенным по изменению давления азота в процессе реакции. Отсюда можно заключить, что в отличие от гидридов, где коэффициент  $n$  в формуле  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{H}_n$  может иметь различные значения, в зависимости от режимов обработки, при азотировании образуется фаза  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_{2.8}$ , являющаяся стабильным интерметаллическим соединением.

**Таблица 1.** Результаты фазово-структурного анализа порошков сплава  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  (символ Пирсона – hR19) после различных видов обработок (номер указан в первой колонке)

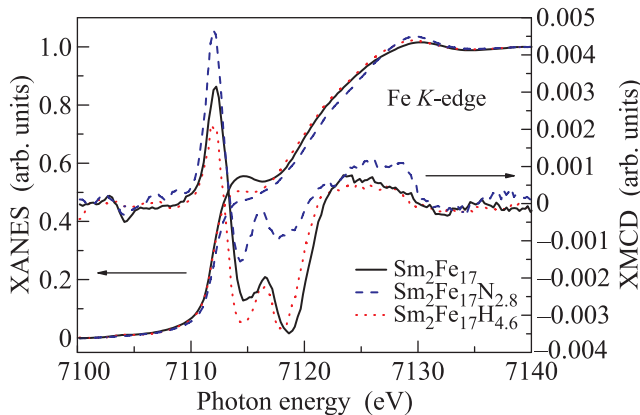
|   | Фазовый состав<br>%   | $a$<br>Å                         | $c$<br>Å               |
|---|---|----------------------------------|------------------------|
| 1 | $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ : $100 \pm 2$   | 8.559(1)                         | 12.454(1)              |
| 2 | $^a\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{H}_x$ : $98 \pm 2$<br>$\alpha\text{-Fe}$ (cI2): $2 \pm 1$   | 8.681(1)<br>2.867(1)             | 12.557(1)              |
| 3 | $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ : $71 \pm 2$<br>$^b\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ : $25 \pm 2$<br>$\alpha\text{-Fe}$ (cI2): $4 \pm 1$ | 8.560(1)<br>8.738(1)<br>2.873(1) | 12.445(1)<br>12.755(1) |
| 4 | $^c\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ : $97 \pm 2$<br>$\alpha\text{-Fe}$ (cI2): $3 \pm 1$   | 8.743(1)<br>2.866(1)             | 12.674(1)              |

<sup>a</sup>Объем эл. ячейки гидрида  $819.4 \text{ \AA}^3$ , соответствует  $x = 4.6$

<sup>b</sup>Объем эл. ячейки нитрида  $843 \text{ \AA}^3$ , соответствует  $x = 2.8$

<sup>c</sup>Объем эл. ячейки нитрида  $839 \text{ \AA}^3$ , соответствует  $x = 2.8$

На рис. 1 представлены нормированные XANES и XMCD спектры, измеренные вблизи  $K$ -края поглощения Fe при комнатной температуре в магнитном поле 5 Тл для  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ ,  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_{2.8}$  и  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{H}_{4.6}$ . Из рис. 1 следует, что XANES спектры для нитрида претерпевают значительно большие изменения по сравнению с исходным спектром  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ , чем для гидрида.

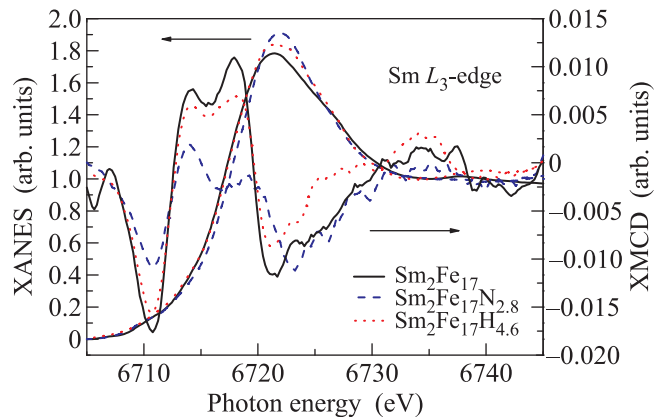


**Рис. 1.** (Цветной онлайн) Нормированные XANES и XMCD спектры, измеренные на Fe  $K$ -крае поглощения при комнатной температуре в магнитном поле 5 Тл для  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ ,  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_{2.8}$  и  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{H}_{4.6}$

Основной эффект заключается в значительном уменьшении амплитуды плечевой особенности при энергии 7114 эВ, в которую дают вклад квадрупольные электронные переходы  $1s \rightarrow 3d$ , и менее значительном росте амплитуды основного максимума края поглощения, соответствующего дипольному переходу  $1s \rightarrow 4p$  в атомах Fe. Уменьшение амплитуды квадрупольных переходов указывает на перестрой-

ку локального окружения железа, которое претерпевает значительно большее изменение при азотировании, чем при гидрировании исходного  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ , а рост амплитуды основного максимума свидетельствует о некотором увеличении плотности свободных состояний Fe  $4p$  зоны при внедрении междоузельных атомов азота и существенно меньшем влиянии внедренных атомов водорода.

Анализ XANES спектров, измеренных на Sm  $L_3$ -крае поглощения (рис. 2), указывает на рост амплитуды основного максимума (так называемой “белой линии”), соответствующего дипольному переходу  $2p \rightarrow 5d$ , что, по-видимому, связано с более высокой степенью локализации  $5d$ -состояний самария под влиянием исследуемых модификаций. Обнаруженный эффект гораздо сильнее проявляется для нитридов, чем для гидридов, как и эффект влияния на плотность состояний Fe  $4p$  зоны.



**Рис. 2.** (Цветной онлайн) Нормированные XANES и XMCD спектры, измеренные на Sm  $L_3$ -крае поглощения, при комнатной температуре в магнитном поле 5 Тл для  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ ,  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_{2.8}$  и  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{H}_{4.6}$

Спектры XMCD на  $K$ -крае поглощения Fe (рис. 1) имеют сложную структуру и состоят из основного положительного пика, двойного отрицательного расщепленного пика и дополнительного положительного максимума, расположенных по возрастанию энергий. Структура сигнала Fe  $4p$  зоны указывает на слабый зонный ферромагнетизм железа с неполностью заполненной  $3d$  зоной [10]. При гидрировании существенного изменения сигнала не наблюдается, тогда как азотирование приводит к уменьшению интенсивности отрицательного сигнала и значительному увеличению положительного пика. Этот результат указывает на заметное влияние внедренного азота на поляризацию Fe  $4p$  зоны и слабый эффект в случае гидрирования. Сохранение положительного XMCD сигнала в области низких

энергий позволяет сделать вывод о том, что ни азотирование, ни гидрирование не приводят к появлению сильного зонного ферромагнетизма железа [10].

Спектры XMCD на  $L_3$ -крае поглощения Sm (см. рис. 2) демонстрируют уменьшение амплитуды сигнала для нитрида при почти полном его сохранении для гидроксида. Данный эффект, возможно, объясняется уменьшением  $5d-3d$  гибридизации, вызванным ковалентным действием азота, тогда как водород оказывает на это незначительное влияние. Данный результат отвечает уменьшению коэффициента кристаллического поля  $n_{RE-TM}$ , обнаруженному в расчетах температуры Кюри  $T_c$  [1, 2] и нейтронных измерениях [11] для нитридов, что соответствует уменьшению силы магнитной связи между спинами  $4f$  электронов редкоземельного (Sm) и  $3d$  электронов переходного (Fe) элементов. Последнее было качественно предсказано на основе изменения хода зависимости температуры Кюри  $T_c$  для  $RE_2Fe_{17}$  и  $RE_2Fe_{17}N_{2.5}$  от типа редкоземельного (RE) элемента [3]. Уменьшение XMCD сигнала также может быть связано с ростом магнитокристаллической анизотропии при азотировании в рамках векторной модели [12]. По-видимому, эффективность процесса азотирования обусловлена вызванным им более значительным расширением элементарной ячейки  $Sm_2Fe_{17}$  ( $\delta a_N = 2.1\%$  и  $\delta c_N = 1.7\%$ ), чем в случае гидрирования ( $\delta a_H = 1.4\%$  и  $\delta c_H = 0.8\%$ ) (см. табл. 1), что соответствует результатам работ [1, 4]. Обсужденные выше данные качественно согласуются с результатами работы [12], где также сообщается о сильном влиянии азота и незначительном влиянии водорода на Sm  $5d$  и Fe  $4p$  электронные состояния.

Макроскопические петли магнитного гистерезиса и основные гистерезисные характеристики (коэрцитивная сила  $H_c$ , удельная остаточная намагниченность  $\sigma_r$  и удельная намагниченность в поле 9 Тл) порошков сплава  $Sm_2Fe_{17}$ , измеренные на установке PPM-9 после различных обработок, приведены на рис. 3 и в табл. 2. Наблюдаемые отличия указывают на существенное влияние типа обработки на магнитные свойства.

Из рис. 3 следует, что сплав после гидрирования также, как и исходный гомогенизированный сплав  $Sm_2Fe_{17}$ , легко намагничивается в слабых полях, что указывает на сохранение “плоскостного” характера магнитокристаллической анизотропии у гидроксида. Однако его удельная намагниченность в поле 9 Тл на 8% выше, что, очевидно, связано с увеличением объема элементарной ячейки (предположительно вследствие уменьшения вероятности антипараллель-

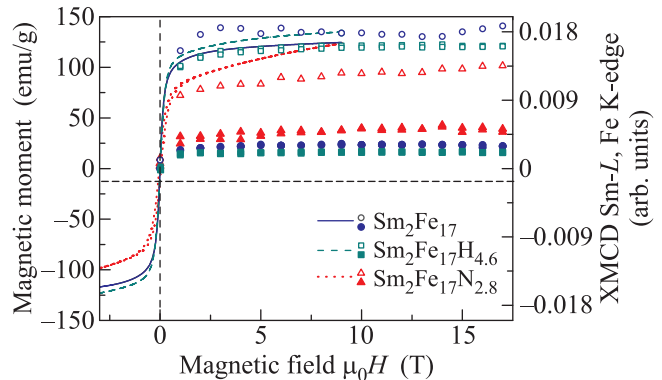


Рис. 3. (Цветной онлайн) Петли гистерезиса порошков сплава  $Sm_2Fe_{17}$  после различных обработок (сплошные и штрихпунктирные линии) и XMCD кривые намагничивания на Fe  $K$ - и Sm  $L_3$ -краях поглощения, измеренные при  $20^\circ C$  в диапазоне магнитных полей от 0 до 17 Тл для  $Sm_2Fe_{17}$ ,  $Sm_2Fe_{17}N_{2.8}$  и  $Sm_2Fe_{17}H_{4.6}$ . Пустые символы –  $K$ -край Fe, заполненные символы –  $L_3$ -край Sm

Таблица 2. Гистерезисные характеристики (коэрцитивная сила  $H_c$ , остаточная намагниченность  $\sigma_r$  и удельная намагниченность  $\sigma$  в поле 9 Тл) порошков сплава  $Sm_2Fe_{17}$  после различных обработок (номер обработки указан в первой колонке)

|    | $H_c$<br>(кА/м) | $\sigma_r$<br>(А·м <sup>2</sup> /кг) | $\sigma(9\text{ Тл})$<br>(А·м <sup>2</sup> /кг) |
|----|-----------------|--------------------------------------|---|
| №1 | 3.0             | 2.2                                  | 124.4   |
| №2 | 1.4             | 0.7                                  | 134.9   |
| №3 | 9.55            | 7.5                                  | 123.7   |
| №4 | 32.6            | 11.0                                 | 123.6   |

ной ориентации магнитных моментов в гантельных парах Fe-Fe).

Сплавы после азотирования намагничиваются труднее, что свидетельствует о присутствии в их структуре фазы с высокой одноосной магнитокристаллической анизотропией, которой, безусловно, является нитрид  $Sm_2Fe_{17}N_{2.8}$ . При этом порошки сплава  $Sm_2Fe_{17}$  после обработки 4 далеки от насыщения даже в полях 9 Тл (рис. 3). Это указывает на то, что поле анизотропии фазы  $Sm_2Fe_{17}N_{2.8}$  существенно выше этой величины, а также на значительное влияние объемных эффектов, связанных с внедрением атомов азота в решетку интерметаллида  $Sm_2Fe_{17}$ , на его магнитную структуру (в частности, на намагниченность подрешетки железа).

В дополнение к проведенному выше анализу макроскопических петель намагничивания были выполнены измерения локальных XMCD кривых намагничивания на  $L_3$ -крае поглощения Sm и  $K$ -крае по-

глощения Fe, которые также приведены на рис. 3. Кривые измеряли в широком диапазоне магнитных полей от 0 до 17 Тл при энергиях рентгеновских фотонов, соответствующих первым основным пикам XMCD сигналов: 7112 эВ для Fe  $K$ - и 6711 эВ для Sm  $L_3$ -краев поглощения. Поведение XMCD кривых намагничивания показывает, что азотирование достаточно сильно уменьшает магнитные моменты, локализованные на ионах железа и немного увеличивает магнитные моменты, локализованные на ионах самария, при этом влияние гидрирования проявляется значительно слабее, что подтверждается наблюдением роста магнитокристаллической анизотропии при азотировании.

**4. Заключение.** На основе проведенных совместных макроскопических и локальных исследований магнитных и структурных свойств установлено, что формирующиеся в результате процессов гидрирования и азотирования интерметаллического соединения  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  фазы внедрения существенно различаются по своей природе. Образующаяся в процессе водородной обработки фаза  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{H}_n$  (hR19) представляет собой твердый раствор водорода (величина  $n$  зависит от режимов обработки) в решетке  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ , тогда как фаза  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$  является интерметаллическим соединением (значение коэффициента  $x$  зависит от режима обработки). Кроме того, увеличение объема элементарной ячейки в процессе образования фаз внедрения в случае водорода не приводит к изменению типа магнитокристаллической анизотропии (“легкая плоскость”), тогда как в нитридах она трансформируется в анизотропию типа “легкая ось”.

Методом XMCD на Fe  $K$ - и Sm  $L_3$ -краях поглощения проведено сравнительное исследование влияния процессов азотирования и гидрирования на локальные электронные и магнитные свойства  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ . В результате установлено, что внедренные в междоузлия атомы азота, вследствие расширения элементарной ячейки, вызывающего релаксацию связей, оказывают значительное влияние на Sm  $5d$  и Fe  $4p$  электронные зоны. Это проявляется в уменьшении  $5d-3d$  гибридизации, вызванной расширением решетки и ковалентным действием азота и согласуется с поведением Fe  $K$ - и Sm  $L_3$ -XMCD кривых намагничивания, указывающим на то, что азотирование, в отличие

от гидрирования, достаточно сильно уменьшает магнитные моменты, локализованные на ионах железа, и немного увеличивает магнитные моменты, локализованные на ионах самария. Отмеченный факт подтверждается наблюдением роста магнитокристаллической анизотропии  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$  при азотировании.

Работа поддержана Министерством образования и науки Российской Федерации (соглашение # 14.587.21.0028, уникальный номер проекта RFMEFI58716X0028) и Европейским центром синхротронных исследований (ESRF) (проект MA-3314).

1. H. Sun, J. M. D. Coey, Y. Otani, and D. P. F. Hurley, *J. Phys: Condens. Matter.* **2** (30), 6465 (1990).
2. Y. Otani, D. P. F. Hurley, H. Sun, and J. M. D. Coey, *J. Appl. Phys.* **69**(8), 5584 (1991).
3. K. H. J. Buschow, R. Coehoorn, D. B. de Mooij, K. de Waard, and T. H. Jacobs, *J. Magn. Magn. Mater.* **92**(1), L35 (1990).
4. D. Fruchart and S. Miraglia, *J. Appl. Phys.* **69**(8), 5578 (1991).
5. O. Isnard, S. Miraglia, J. L. Soubeyroux, D. Fruchart, and P. l’Héritier, *J. Magn. Magn. Mater.* **137**(1), 151 (1994).
6. J. M. D. Coey, J. F. Lawler, H. Sun, and J. E. M. Allan, *J. Appl. Phys.* **69**(5), 3007 (1991).
7. A. P. Menushenkov, V. G. Ivanov, I. V. Shchetinin, D. G. Zhukov, V. P. Menushenkov, I. A. Rudnev, A. A. Ivanov, F. Wilhelm, A. Rogalev, and A. G. Savchenko, *JETP Lett.* **105**(1), 38 (2017).
8. A. P. Menushenkov, V. G. Ivanov, I. V. Shchetinin, D. G. Zhukov, V. P. Menushenkov, I. A. Rudnev, F. Wilhelm, A. Rogalev, and A. G. Savchenko, *J. Phys.: Conf. Series* **747**(1), 012039 (2016).
9. A. Rogalev and F. Wilhelm, *Phys. Metal. Metallogr.* **116**(13), 1285 (2015).
10. O. Isnard, S. Miraglia, D. Fruchart, C. Giorgetti, S. Pizzini, E. Dartyge, G. Krill, and J. P. Kappler, *Phys. Rev. B* **49**, 15692 (1994).
11. M. Loewenhaupt, P. Tils, D. P. Middleton, K. H. J. Buschow, and R. Eccleston, *J. Magn. Magn. Mater.* **129**(2), L151 (1994).
12. Cz. Kapusta, R. Mycielski, B. Porębska, D. Ahlers, K. Attenkofer, P. Fischer, and G. Schütz, *Acta Phys. Pol. A* **91**(5), 975 (1997).