

## ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ВЕЩЕСТВА

**Исследование свойств соединений Sm—Fe—Co—Ti—H со структурой типа ThMn<sub>12</sub> методами магнитометрии, атомно-силовой и магнитно-силовой микроскопии**Т. П. Каминская,<sup>а</sup> И. С. Терёшина<sup>б</sup>*Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова,  
физический факультет. Россия, 119991, Москва, Ленинские горы д. 1, стр. 2.*

Поступила в редакцию 03.09.2020, после доработки 28.09.2020, принята к публикации 08.10.2020.

Методом магнитометрии установлен тип магнитокристаллической анизотропии (МКА) сплавов системы Sm—Fe—Co—Ti со структурой типа ThMn<sub>12</sub> и их гидридов при комнатной температуре. С помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ) в комбинации с магнитно-силовой микроскопией (МСМ) проведено исследование состояния их поверхности. Исходные образцы SmFe<sub>11</sub>Ti и SmFe<sub>5</sub>Co<sub>6</sub>Ti были получены аргоно-дуговой плавкой. Сплав SmFe<sub>11</sub>Ti подвергался процедуре гидрирования, в результате которой были синтезированы образцы SmFe<sub>11</sub>TiH<sub>0.4</sub> и SmFe<sub>11</sub>TiH<sub>1</sub>. С помощью АСМ и МСМ установлены особенности топографии, дефектов исследуемых поверхностей, доменной структуры, морфологии магнитных включений исходных образцов и их гидридов. Основные магнитные характеристики системы Sm—Fe—Co—Ti—H, полученные с помощью магнитометрии, сопоставлены с результатами МСМ-исследований.

*Ключевые слова:* интерметаллиды, гидриды, морфология поверхности, намагниченность, магнитокристаллическая анизотропия.

УДК: 537.622.6 : 537.624.9 PACS: 75.50.Bb, 75.30.Et, 75.50.Gg.

**ВВЕДЕНИЕ**

Современные магнитотвердые материалы представляют собой многокомпонентные системы, магнитные гистерезисные свойства которых определяются главным образом структурно-фазовым состоянием [1–3]. В поиске ресурсосберегающих магнитотвердых материалов ученые в последнее время осознали важность исследования свойств соединений с общей формулой R(Fe,T)<sub>12</sub> (где R — редкоземельный металл (РЗМ), T — Ti, V и др.) с тетрагональной кристаллической структурой типа ThMn<sub>12</sub> [4, 5], хотя данные соединения были открыты за 20 лет до окончания второго тысячелетия. Среди соединений R(Fe,T)<sub>12</sub> наиболее высокие значения намагниченности насыщения ( $m_S$ ) и константы магнитокристаллической анизотропии ( $K_1$ ) были обнаружены у соединения SmFe<sub>11</sub>Ti [6]. Добавление Co в соединения на основе Fe является широко используемым методом повышения их магнитных характеристик (температуры Кюри и др.). Поэтому именно на основе соединений Sm—Fe—Co—Ti в настоящее время разрабатываются новые ресурсосберегающие магнитотвердые материалы с невысоким содержанием редкоземельной компоненты [7–9].

Магнитная структура соединений Sm—Fe—Co—Ti может быть рассмотрена как состоящая из трех подрешеток: подрешетки редкоземельного металла, железа и кобальта. Каждая из подрешеток вносит свой вклад в намагниченность и магнитокристаллическую анизотропию. Как результат, соединения R(Fe,Co)<sub>11</sub>Ti демонстрируют разнообразные магнитные свойства, в частности различные типы магнитного упорядочения и магнитокристаллической анизотропии, в зависимости от сорта РЗМ и концентрации атомов железа и кобальта [10, 11]. В соединениях R(Fe,Co)<sub>11</sub>Ti реализуются все основные типы МКА

тетрагонального магнетика: анизотропия типа легкая ось, конус или плоскость. Магнитные свойства подрешетки Fe и Co, как правило, изучают, используя соединения с немагнитными РЗМ, такими как иттрий и лютеций [12–14]. Тип магнитокристаллической анизотропии может быть легко изменен с помощью атомов внедрения, таких как водород и азот [15–18]. Более того, гидрирование этих составов приводит к увеличению как намагниченности насыщения, так и температуры Кюри.

Проблема взаимосвязи основных магнитных характеристик соединений R(Fe,Co)<sub>11</sub>Ti с фазовым составом, микроструктурой, доменной структурой является крайне актуальной при разработке высокоэнергетических магнитов на их основе. В последнее время особый интерес представляет также исследование стабильности магнитных свойств таких соединений под воздействием различных факторов (температуры, давления, наличия примесей и др.). В связи с освоением инновационных технологий, использующих водород, для получения магнитотвердых материалов на основе соединения SmFe<sub>11</sub>Ti представляется актуальным исследование влияния гидрирования и легирования на его микроструктуру.

Возможность формирования специфической микроструктуры у различных соединений требует привлечения новых методов исследования, обеспечивающих самое высокое разрешение (вплоть до атомно-молекулярного уровня). В настоящей работе использовались методы АСМ и МСМ, которые позволяют исследовать особенности рельефа поверхностных слоев зернистой структуры образцов, а также распределение магнитных моментов доменной структуры на поверхности образцов. Исследование особенностей топографии методом АСМ позволяет воспроизводить трехмерную структуру поверхности с пространственным разрешением порядка или менее десяти нанометров [19].

<sup>а</sup> E-mail: [t\\_p\\_kaminskaya@physics.msu.ru](mailto:t_p_kaminskaya@physics.msu.ru)<sup>б</sup> E-mail: [tereshina@physics.msu.ru](mailto:tereshina@physics.msu.ru)

Учитывая вышесказанное, целью и задачами настоящей работы явилось, во-первых, продемонстрировать эффективность метода атомно-силовой микроскопии в комбинации с магнитно-силовой микроскопией для исследования соединений типа  $\text{Sm}(\text{Fe},\text{Co})_{11}\text{Ti}$  и их гидридов; во-вторых, показать взаимосвязь микроструктуры полученных образцов с их магнитными свойствами.

## 1. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Подробное описание процедуры изготовления экспериментальных образцов сплавов  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  и  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$  приведено в работе [5]. Сплавы были получены методом дуговой плавки составляющих химически чистых элементов ( $\text{Sm}$ ,  $\text{Fe}$ ,  $\text{Co}$  и  $\text{Ti}$  с чистотой не менее 99.9%) в атмосфере аргона. Для гомогенизации слитки были переплавлены несколько раз. Гидрирование образцов  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  проводилось в Институте структурных исследований и низких температур (г. Вроцлав, Польша). Анализ дифрактограмм полученных образцов давал основание полагать, что кристаллическая структура типа  $\text{ThMn}_{12}$  после гидрирования сохраняется и никаких дополнительных сегрегационных выделений железа не происходит. Для расчета количества поглощенного водорода использовали уравнение Ван-дер-Ваальса. Кроме того, содержание водорода определялось экспериментально методом экстракции водорода из образцов. Был получен гидрид  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  (в крупнокристаллическом состоянии) и гидрид с максимальным содержанием водорода  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_1$  (в виде мелкодисперсного порошка).

Полевые зависимости намагниченности полученных образцов были измерены с помощью стандартного оборудования РРMS-14 в диапазоне магнитных полей 0–14 Тл при комнатной температуре. Исследования проводились на порошковых образцах, предварительно ориентированных во внешнем магнитном поле. Измерение намагниченности образцов проведено с точностью  $\delta(P = 0.95) = \pm 1.0\%$ .

Микро- и наноструктурные исследования топологии поверхности образцов  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$ ,  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  и  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$  проводились методом АСМ с использованием сканирующего зондового микроскопа SMENA-A (платформа Solver, ЗАО «НТ-МДТ», Россия), в полуконтактном режиме при комнатной температуре. Сканирование поверхности шлифов осуществлялось стандартными кремниевыми зондами (кантилеверами) HA\_NC ETALON с длиной от 80 до 110 мкм с резонансными частотами от 135 кГц до 235 кГц, радиусом закругления острия примерно 10 нм и константами жесткости 3.5–12 Н/м. Для выполнения исследований наноструктуры сплава шлиф подвергался травлению 5% азотной кислотой для выявления тонкой структуры зерен.

Для проведения исследований методом МСМ были изготовлены полированные шлифы сплавов  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$ ,  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  и  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$  и использовались зонды MFM 01 с кобальтовым покрытием, резонансными частотами 58–72 кГц, радиусом закругления острия 30–40 нм и константами жесткости 3.5–12 Н/м. Чтобы убедиться, что магнитное покрытие зонда не перемагничивается случайным

образом, одна и та же область образца сканировалась с различной скоростью, в разных масштабах и направлениях движения зонда. Обработка изображений производилась в программном обеспечении Nova 873 с помощью интерфейса программного модуля Image Analysis. Полуконтактная колебательная методика МСМ позволила получить большую чувствительность и высококачественные МСМ-изображения образцов. Отметим, что МСМ-снимки показывают распределение градиента магнитной силы по поверхности образца, которое можно интерпретировать как доменную структуру (ДС). МСМ является сравнительно новым методом, дающим возможность прямого наблюдений ДС (в том числе и в 3D-формате). Преимуществом методов АСМ и МСМ перед другими широко известными методами исследований микроструктуры и ДС материалов являются: высокое разрешение (до нескольких нанометров по ширине и 0.1 нм по глубине); возможность визуализации изображения в 3D-формате; проведение исследований микро- и наноструктуры, а также доменной структуры для отдельных локальных участков поверхности магнитных материалов.

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

### 2.1. Магнитометрические исследования

На рис. 1, а, б представлены полевые зависимости намагниченности  $m(\mu_0 H)$  для соединений  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$ ,  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_1$  и  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$ , измеренные при комнатной температуре. Из рис. 1, а видно, что исходное соединение  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  имеет намагниченность насыщения  $126 \text{ A}\cdot\text{m}^2/\text{kg}$  и поле магнитной анизотропии  $\mu_0 H_A \approx 10 \text{ Тл}$ . Отметим, что для определения намагниченности насыщения предварительно были построены зависимости намагниченности от обратной величины магнитного поля  $m(1/H)$ . Величина намагниченности насыщения ( $m_s$ ) определена путем

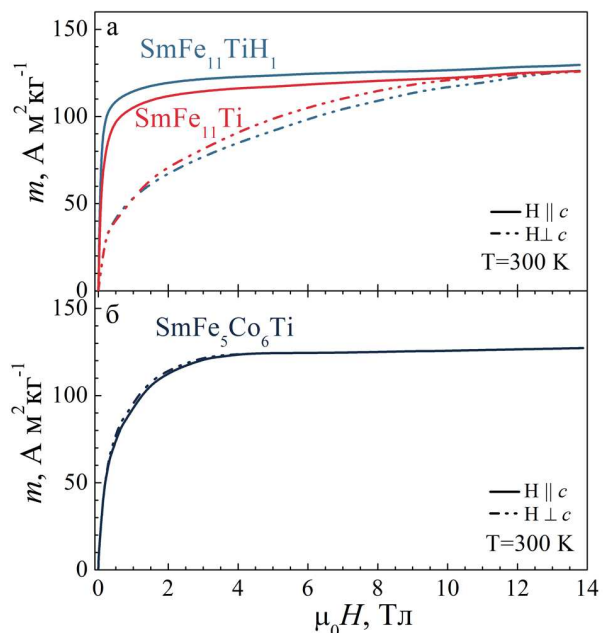


Рис. 1. Полевые зависимости намагниченности соединений  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  (а),  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_1$  (а) и  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$  (б), измеренные вдоль оси  $c$  и перпендикулярно ей при  $T = 300 \text{ K}$

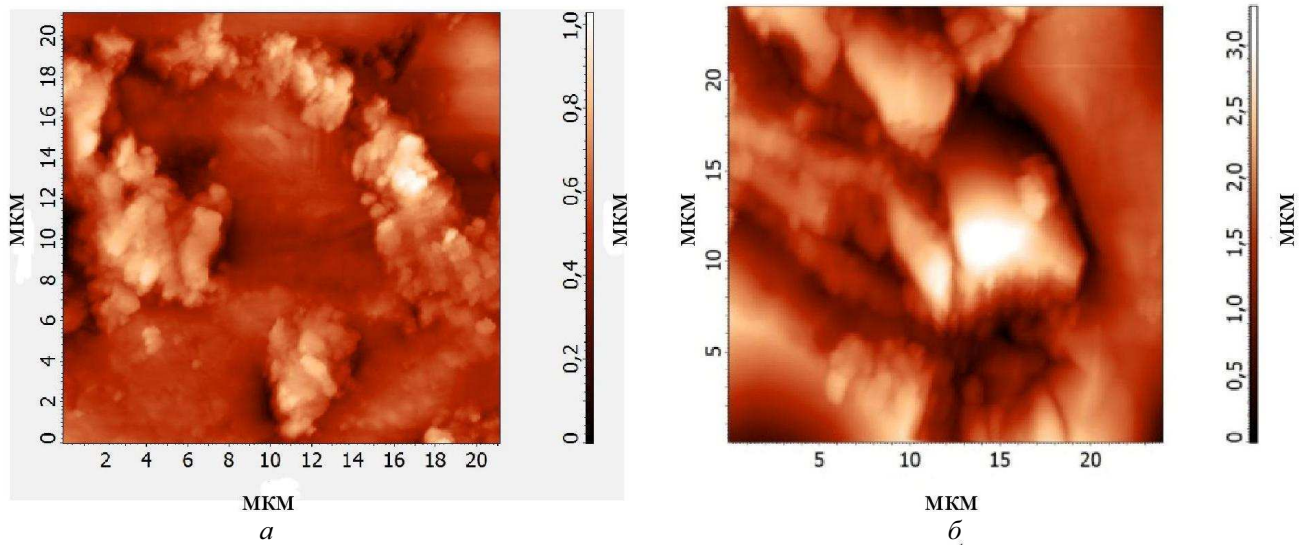


Рис. 2. Топология поверхности соединений  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  (а) и  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  (б)

экстраполяции зависимости  $m(1/H)$  к максимально-полю ( $1/H > 0$ ). Гидрирование приводит к увеличению намагниченности насыщения до значения  $129 \text{ A}\cdot\text{м}^2/\text{кг}$ . Такое увеличение намагниченности насыщения при гидрировании в соединениях  $\text{RFe}_{11}\text{Ti}$  наблюдалось ранее [13]. Это связано с тем фактом, что при гидрировании возрастает намагниченность насыщения подрешетки Fe и, как следствие, увеличивается намагниченность насыщения всего соединения  $\text{RFe}_{11}\text{Ti}$ , причем как для случая, когда R — легкий, так и для случая, когда R — тяжелый редкоземельный металл.

Поле магнитной анизотропии  $\mu_0 H_A$  также увеличивается при внедрении атомов водорода в кристаллическую решетку соединения  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  до значения  $\sim 14 \text{ Тл}$ . В обоих соединениях,  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  и его гидриде  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_1$ , ось  $c$  является осью легкого намагничивания. Таким образом, тип магнитокристаллической анизотропии, который демонстрируют исследуемые соединения (а также гидрид с меньшим содержанием водорода  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$ ) — это «легкая ось».

Ситуация изменяется коренным образом, когда более чем половина атомов железа замещается атомами кобальта. Тип магнитной анизотропии меняется с «легкой оси» на «легкий конус». Это хорошо видно из рис. 1, б: кривые намагничивания соединения  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$ , измеренные вдоль и перпендикулярно оси  $c$ , практически совпадают друг с другом. Намагниченность насыщения  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$  при такой высокой концентрации атомов кобальта слегка снижается по сравнению с  $m_S$  для  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  и становится равной  $124 \text{ A}\cdot\text{м}^2/\text{кг}$ . Поле магнитокристаллической анизотропии уменьшается практически до 0 благодаря явлению спиновой переориентации.

При разработке магнитотвердых материалов на основе соединений, изученных выше, одной из важнейших задач является достижение высокой степени однородности образцов, что, в свою очередь, является гарантией воспроизводимости магнитных свойств и в значительной степени определяет такие важные показатели, как стабильность (температурная

и временная) постоянного магнита. Известно, что деградация магнитных свойств начинается с участков, которым присуще значительное отклонение их основных магнитных характеристик от средних по объему. Особенно это свойственно поверхностным участкам вследствие, например, происходящих в них окислительных процессов. Поэтому далее нами было выполнено исследование топологии поверхности полученных образцов с помощью АСМ. В дополнение к этим исследованиям также проведены исследования доменной структуры с помощью МСМ, которые позволяют установить зависимость магнитных характеристик материалов от конкретных особенностей их микроструктуры (в отсутствие внешнего магнитного поля), что также важно для изучения явления спиновой переориентации в интерметаллидах типа  $\text{R}(\text{FeCo})_{11}\text{Ti}$  [20].

## 2.2. АСМ- и МСМ-исследования

Как было указано выше в методике эксперимента, АСМ- и МСМ-исследования проводились на шлифованных и полированных поверхностях сплавов. Хорошо известно, что механическая обработка поверхности хрупких образцов (какими являются интерметаллиды системы  $\text{R}(\text{FeCo})_{11}\text{Ti}$  со структурой типа  $\text{ThMn}_{12}$  и их гидриды) может приводить к появлению дополнительных дефектов и включений, что хорошо иллюстрирует рис. 2, а, б, на котором в микромасштабе приведены АСМ-снимки топологии отдельных участков поверхности сплава  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  (а) и его гидрида  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  (б).

На поверхности образца  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  (рис. 2, а) видны множественные дефекты, в том числе и в виде конгломератов размерами 2–5 мкм, состоящих из более мелких частиц. На поверхности гидрида  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  (рис. 2, б) выделения имеют значительно большие размеры, порядка 5–15 мкм. Видимые дефекты и включения в образцах приводят к наличию напряжений в приповерхностном слое, что, в свою очередь, может приводить к изменениям магнитных характеристик различных участков поверхности образца.

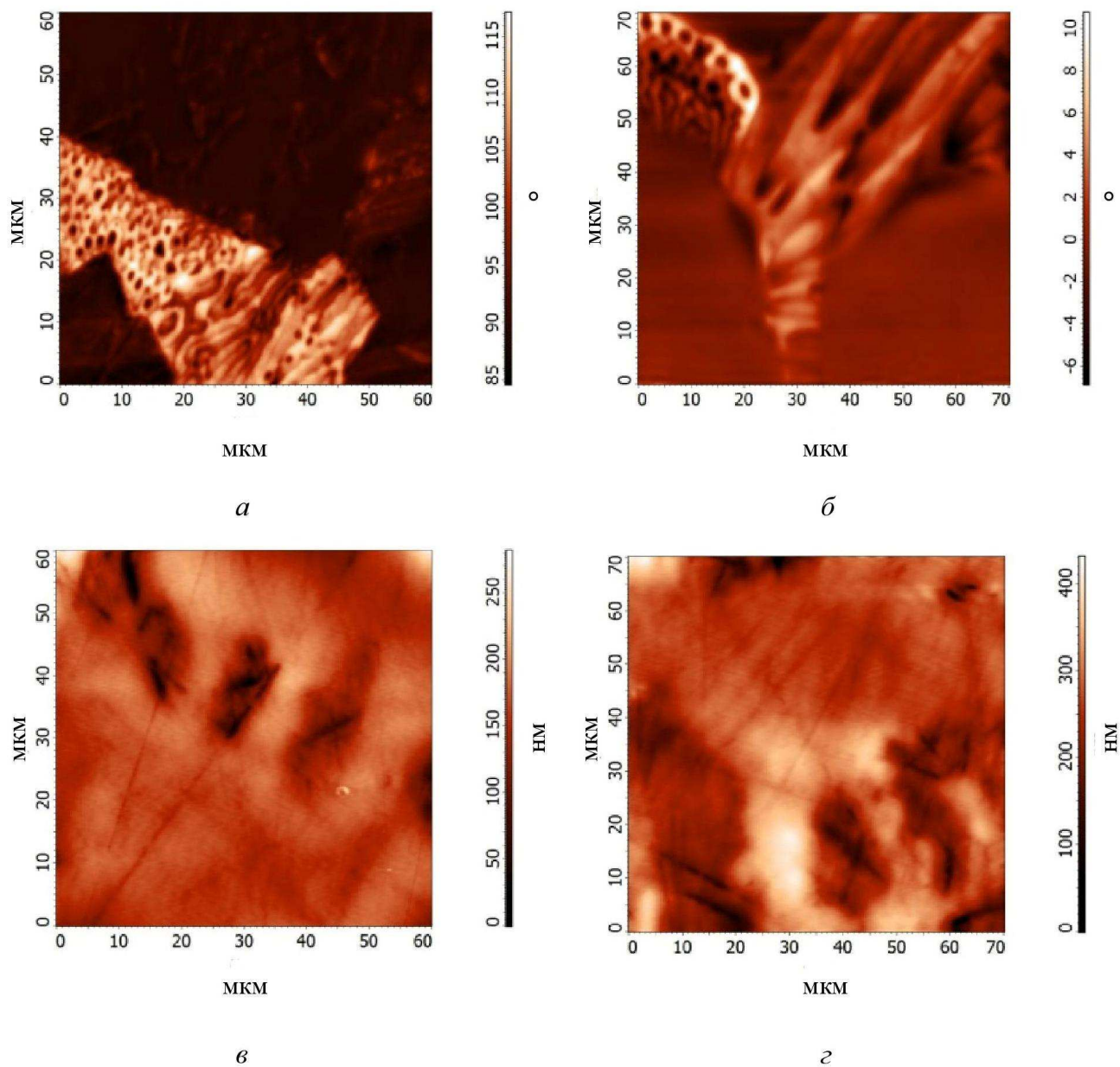


Рис. 3. МСМ-снимки соединений  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  (а) и  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  (б) в микромасштабе с соответствующими им участками поверхности (в,г) (в цвете online)

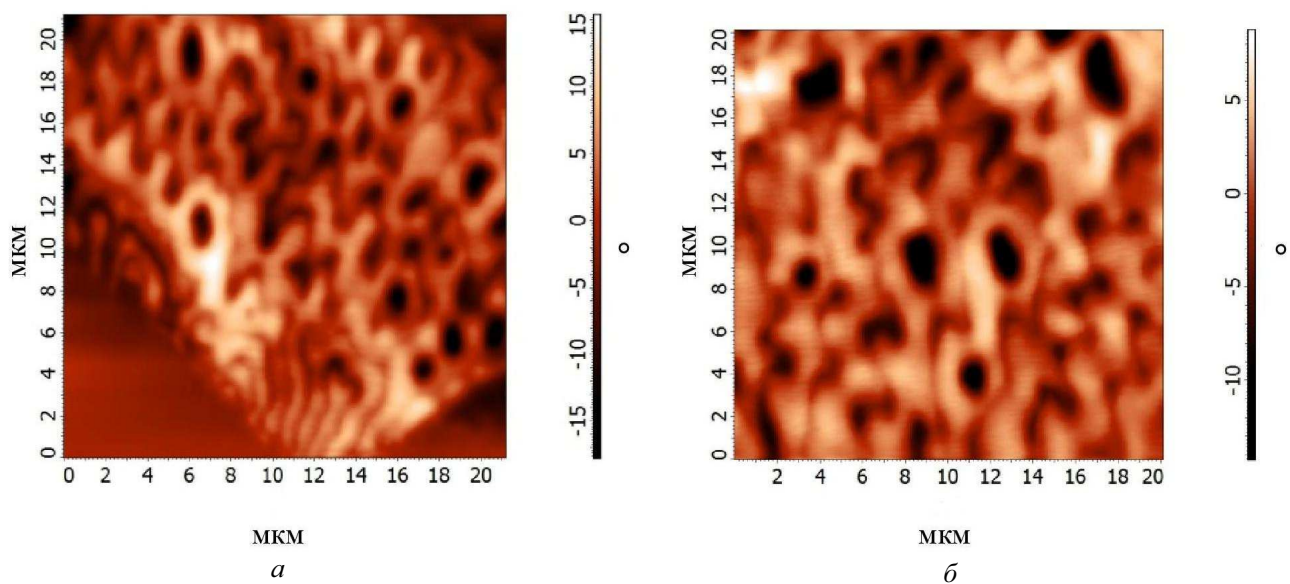


Рис. 4. Доменная структура на поверхности образцов  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  (а) и  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  (б) (в цвете online)

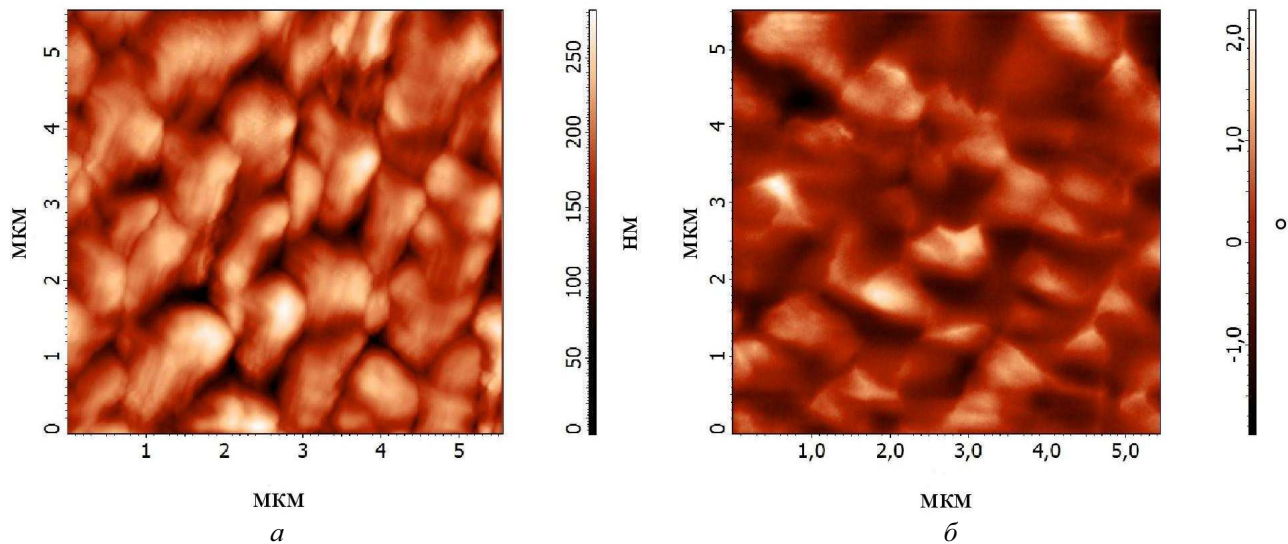


Рис. 5. Снимки поверхности образца  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$ : *a* — АСМ, *б* — МСМ

На рис. 3 приведены МСМ-снимки доменной структуры образцов  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  (*a*) и  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  (*б*) с соответствующими им участками поверхности (*в, г*) в микромасштабе. На поверхностях образцов  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  и  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  наблюдается неоднородная структура. Однако можно видеть лабиринтную доменную структуру с системой конусообразных замыкающих доменов, образующих характерную для базисных плоскостей магнитоодноосных магнетиков картину, в сочетании с ДС в виде полос с замыкающими доменами в виде клиньев, что характерно для всех высокоанизотропных одноосных магнетиков, какими и являются образцы  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  и  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$ . Для количественной оценки размеров доменов были сделаны МСМ-снимки этих сплавов с оптимальным увеличением (рис. 4). Средний размер доменов на поверхности образца  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  составляет 1.4–2.0 мкм, а полосовых доменов — в некоторых местах превышает 2.5 мкм. В то же время средний размер доменов на поверхности образца  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$  значительно больше — 1.7–3.5 мкм, а полосовых — от 3.5 мкм до 9 мкм.

При замещении части атомов железа на атомы кобальта (образец  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$ ), наблюдается совершенно другая топология поверхности образца (рис. 5, *a*) и другая доменная структура (рис. 5, *б*). АСМ- и МСМ-снимки сделаны с одного и того же участка поверхности в микромасштабе. Поверхность образца  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$  сильно структурирована в слоистые структурные элементы прямоугольной формы размерами 0.5–1.5 мкм, состоящие из мелких зерен со средним размером 80–100 нм. В отдельных местах на поверхности (рис. 6) наблюдается зернистая структура с размерами зерен 50–100 нм, самоорганизованных в структурные элементы размерами 300–500 нм.

Доменная структура образца  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$  (рис. 5, *б*) состоит из полосовых доменов с размерами 0.8–1.0 мкм и поперечных доменов с размерами 0.6–0.8 мкм. Присутствие на поверхности образца  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$  одновременно полосовых и поперечных доменов свидетельствует о наличии микроучастков со сложной магнитокристаллической анизотропией

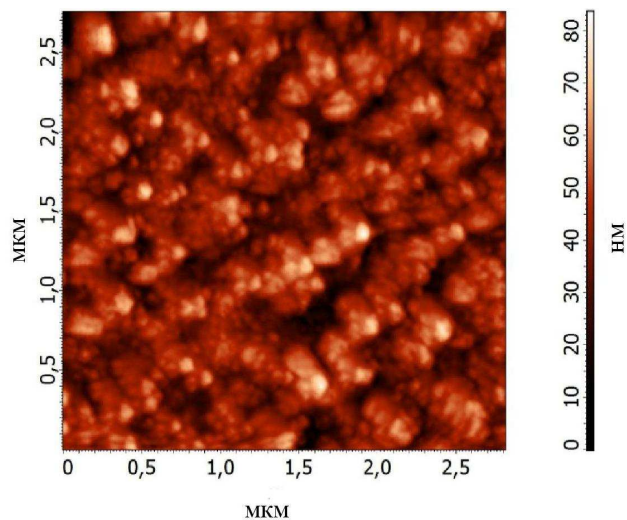


Рис. 6. Зернистая структура, наблюдаемая на отдельных микроучастках поверхности образца  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$

(типа «легкий конус»), что хорошо согласуется с проведенными выше магнитометрическими исследованиями. Более того, присутствие в образце полосовых доменов, свободно проходящих через большое количество зерен, свидетельствует о большой величине обменной энергии между зернами [21–23].

Эксперименты, выполненные ранее для образцов типа  $\text{R}(\text{FeCo})_{11}\text{Ti}$ , показали, что вид доменной структуры в реальных образцах зависит не только от типа МКА и фундаментальных констант, но и от различных внешних воздействий, внутренней структуры (дефектности кристаллической решетки), размеров и формы кристалла, кристаллографической ориентации поверхности наблюдения, а также от таких факторов, как отклонение состава от стехиометрии, наличие напряжений различной природы [24–28]. Было показано, что наличие напряжений в образце, обусловленных, к примеру, условиями роста монокристаллических образцов, их механической обработкой или включениями посторонних фаз, могут приводить в материалах, МКА которых обусловлена вкладами

от редкоземельной и 3d-подрешеток (Fe и Co), к изменениям типа МКА на различных микроучастках образцов. Именно этим можно объяснить неоднородность наблюдаемой структуры.

Тем не менее исследования ДС представляют особый интерес для развития теории магнитной доменной структуры [29, 30] как для одноосных магнетиков ( $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  и  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_x$ ), так и для магнетиков с анизотропией типа «легкий конус» ( $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$ ). До настоящего времени такие работы оставались достаточно редкими, поэтому накопление экспериментальных данных о ДС в магнетиках является крайне важным. Сопоставление основных магнитных данных (данных о МКА) системы  $\text{Sm}-\text{Fe}-\text{Co}-\text{Ti}-\text{H}$ , полученных с помощью магнитометрии, с результатами МСМ-исследований демонстрирует их полную корреляцию, а именно сохранение (в гидридах) или изменение (в замещенном составе) типа магнитокристаллической анизотропии, оказывает огромное влияние на распределение намагниченности в поверхностном слое образцов.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Формирование нано- или микроструктуры играет особую роль при разработке технологии получения материалов с магнитотвердыми свойствами. На примере материалов на основе зарекомендовавшего себя ресурсосберегающего соединения  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$  показана эффективность и информативность АСМ- и МСМ-методов исследования структурного и магнитного состояния наряду с другим традиционным методом — магнитометрией.

Топография поверхностей образцов, морфология зерен в приповерхностных слоях, межзеренная связь, размер частиц и однородность их распределения, домены, ферромагнитные включения, распределение намагниченности — таков перечень информации, полученной для сплава  $\text{SmFe}_{11}\text{Ti}$ , его гидрида с невысоким содержанием водорода  $\text{SmFe}_{11}\text{TiH}_{0.4}$ , а также для Co-содержащего сплава  $\text{SmFe}_5\text{Co}_6\text{Ti}$ .

Установлена взаимосвязь магнитных свойств образцов с отдельными выявленными элементами топологии и магнитной структуры. Показано, что такое внешнее воздействие, как внедрение водорода, в том числе и в приповерхностный слой, может оказывать влияние на структурное состояние материала и приводить к изменению его магнитных свойств.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-13-00135).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Körner W., Krugel G., Elsässer Ch. // *Scientific Reports*. 2016. **6**. P. 24686.
- Tereshina I.S., Kostyuchenko N.V., Tereshina-Chitrova E.A. et al. // *Scientific reports*. 2018. **8**. P. 3595.
- Gabay A.M., Cabassi R., Fabbrici S. et al. // *J. Alloys Compd*. 2016. **683**. P. 271.
- Suski W. // The  $\text{ThMn}_{12}$ -Type compounds of rare earths and actinides: Structure, magnetic and related properties, in Handbook on the physics and chemistry of rare earths. Gschneidner K.A., Eyring L. (Eds). Amsterdam: Elsevier. 1996. **22**. P. 143.
- Tereshina I.S., Nikitin S.A., Ivanova T.I., Skokov K.P. // *J. Alloys Compd*. 1998. **275–277**. P. 625.
- Bodriakov V.Yu., Ivanova T.I., Nikitin S.A., Tereshina I.S. // *J. Alloys Compd*. 1997. **259**. P. 265.
- Hirayama Y., Takahashi Y., Hirokawa S., Hono K. // *Scripta Materialia*. 2017. **138**. P. 62.
- Hagiwara M., Sanada N., Sakurada S. // *AIP Advances*. 2019. **9**. 035036.
- Kuno T., Suzuki S., Urushibata K. et al. // *AIP Advances*. 2019. **6**. 025221.
- Nikitin S.A., Tereshina I.S., Verbetsky V.N. et al. // *J. Alloys Compd*. 2001. **322**. P. 42.
- Никитин С.А., Иванова Т.И., Панкратов Н.Ю. и др. // Физика твердого тела. 2005. **47**, N 3. P. 501. (Nikitin S.A., Ivanova T.I., Pankratov N.Yu. et al. // *Physics of the Solid State*. 2005. **47**, N 3. P. 517.)
- Tereshina E., Telegina I., Palewski T. et al. // *J. Alloys Compd*. 2005. **404–406**. P. 208.
- Nikitin S., Tereshina I., Tereshina E. et al. // *J. Alloys Compd*. 2008. **451**. P. 477.
- Tereshina I.S., Andreev A.V., Drulis H., Tereshina E.A. // *J. Alloys Compd*. 2005. **404–406**. P. 212.
- Fujii H., Sun H. // Interstitial modified intermetallics of rare earth 3d elements, in Handbook of of Magnetic Materials. Buschow K.H.J. (Eds.). Amsterdam: North Holland. 1995. **9**. P. 304.
- Piquer C., Grandjean F., Isnard O., Long G.J. // *J. Phys.: Condens. Matter*. 2006. **18**, P. 221.
- Nikitin S.A., Tereshina I.S., Pankratov N.Yu., Skourski Yu. V. // *Phys. Rev. B*. 2001. **63**. 134420(4).
- Kostyuchenko N.V., Zvezdin A.K., Tereshina E.A. et al. // *Phys. Rev. B*. 2015. **92**. 104423(5).
- Tereshina E.A., Khmelevskiy S., Politova G. et al. // *Scientific Reports*. 2016. **6**. P. 22553.
- Subkova A.V., Zezulina P.A., Koshkid'ko Yu.S. et al. // *Solid State Phenomena*. 2011. **168–169**. P. 122.
- Duc State N.H. // Intersublattice exchange coupling in the lanthanide-transition metal intermetallics, in Handbook on Physics and Chemistry of Rare Earths. Gschneidner K.A., Eyring L. (Eds). Amsterdam: Elsevier. 1997. **24**. P. 177.
- Kostyuchenko N.V., Tereshina I.S., Tereshina-Chitrova E.A., Zvezdin A.K. // *Journal of Low Temperature Physics*. 2020. **200**. P. 164.
- Терёшина И.С. // Вестн. Моск. ун-та. Физ. Астрон. 2020. № 3. С. 41. (Tereshina I.S. // *Moscow Univ. Phys. Bull.* 2020. **75**. P. 237.)
- Skokov K., Grushishev A., Khokholkov A. et al. // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2004. **272–276**. P. 374.
- Pastushenkov Yu., Bartolome J., Suponev N. et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2008. **451**. P. 488.
- Ivanova T.I., Nikitin S.A., Tokareva D.V. et al. // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2002. **238**. P. 215.
- Pastushenkov Yu. G., Skokov K.P., Skourski Yu. et al. // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2006. **300**. P. 500.
- Tereshina I.S., Ćwik J., Tereshina E.A. et al. // *IEEE Trans. Mag*. 2014. **50**. 2504604(4).
- Пастушенков Ю.Г., Скоков К.П., Жуков А.И. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2018. № 8. С. 57. (Pastushenkov Yu. G., Skokov K.P., Zhukov A.I. // *Metal Science Heat Treatment*. 2018. **60**. P. 544.)
- Skokov K.P., Pastushenkov Y.G., Taskaev S.V., Rodionova V.V. // *Physica B: Condensed Matter*. 2015. **478**. P. 12.

**Study of the Properties of Sm—Fe—Co—Ti—H Compounds with ThMn<sub>12</sub> — Type Structure by Magnetometry, Atomic Force Microscopy, and Magnetic Force Microscopy****T. P. Kaminskaya<sup>a</sup>, I. S. Tereshina<sup>b</sup>***Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University, Moscow 119991, Russia.**E-mail: <sup>a</sup>[t\\_p\\_kaminskaya@physics.msu.ru](mailto:t_p_kaminskaya@physics.msu.ru), <sup>b</sup>[tereshina@physics.msu.ru](mailto:tereshina@physics.msu.ru).*

The type of magnetocrystalline anisotropy (MCA) of Sm—Fe—Co—Ti alloys and their hydrides with a ThMn<sub>12</sub>-type structure has been established by magnetometry at room temperature. Using atomic force microscopy (AFM) in combination with magnetic force microscopy (MFM), the state of their surface was studied. The initial SmFe<sub>11</sub>Ti and SmFe<sub>5</sub>Co<sub>6</sub>Ti samples were obtained by argon arc melting. The SmFe<sub>11</sub>Ti alloy was subjected to a hydrogenation procedure, as a result of which the SmFe<sub>11</sub>TiH<sub>0.4</sub> and SmFe<sub>11</sub>TiH<sub>1</sub> samples were synthesized. Using AFM and MFM, the features of topography, defects of the investigated surfaces, domain structure, morphology of magnetic inclusions of the initial samples and their hydrides were established. The main magnetic characteristics of the Sm—Fe—Co—Ti—H system obtained using magnetometry have been compared with the results of MFM studies.

*Keywords:* intermetallic compounds, hydrides, surface morphology, magnetization, magnetocrystalline anisotropy.  
*PACS:* 75.50.Bb, 75.30.Et, 75.50.Gg.

*Received 03 September 2020.*

English version: *Moscow University Physics Bulletin*. 2020. **75**, No. 6. Pp. 631–637.

**Сведения об авторах**

1. Каминская Татьяна Петровна — канд. тех. наук, науч. сотрудник; (495) 939-43-07, e-mail: [t\\_p\\_kaminskaya@physics.msu.ru](mailto:t_p_kaminskaya@physics.msu.ru).
2. Терёшина Ирина Семёновна — доктор физ.-мат. наук, вед. науч. сотрудник; (495) 939-42-43, e-mail: [irina\\_tereshina@mail.ru](mailto:irina_tereshina@mail.ru), [tereshina@physics.msu.ru](mailto:tereshina@physics.msu.ru).