

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МИКРО/НАНОТЕХНОЛОГИЙ И ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ

УДК 538.975 + 537.624

ФЕРРОМАГНЕТИЗМ САМОУПОРЯДОЧЕННЫХ НАНОСТЕРЖНЕЙ α -FeSi₂ НА ВИЦИНАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ Si(111)-4° ОТ 2 ДО 300 К

© Н. Г. Галкин¹, Д. Л. Горошко¹, И. А. Ткаченко^{1,2}, К. Н. Галкин¹

¹Институт автоматизации и процессов управления ДВО РАН,
690041, г. Владивосток, ул. Радио, 5

²Институт химии ДВО РАН,
690022, г. Владивосток, просп. 100-летия Владивостока, 159
E-mail: galkin@iacp.dvo.ru

Рассматривается возникновение магнитных свойств в нанобъектах немагнитных веществ на основе кремния и переходного металла (железа). Установлено, что при осаждении железа с покрытием 5,22 монослоя в сверхвысоком вакууме на вицинальную поверхность кремния Si(111)-4° с последующим отжигом при температуре 630 °С формируется система наностержней α -FeSi₂ со средней высотой 6,6 нм и длинами от 50 до 200 нм. В наностержнях обнаружено возникновение мягких ферромагнитных петель с коэрцитивной силой от 90 Э до 180 Э, сохраняющихся до температуры 300 К. Установлено, что ось лёгкого намагничивания расположена перпендикулярно наностержням, а ось трудного намагничивания параллельна им. Данный вид нанобъектов перспективен для создания приборов спинтроники в рамках планарной кремниевой технологии.

Ключевые слова: вицинальная поверхность кремния, мультислои, самоупорядоченный рост, дисилицид железа, наностержни, петли перемангничивания, мягкий ферромагнетик.

DOI: 10.15372/AUT20220601

Введение. Система кремний—железо (Si—Fe) из-за формирующихся в ней в виде эпитаксиальных плёнок на кремнии полупроводникового дисилицида железа (β -FeSi₂ [1–3]), полуметаллического (ϵ -FeSi [4, 5]), металлического (α -FeSi₂ [6, 7]) и ферромагнитного (Fe₃Si [8, 9]) силицидов железа является давно привлекательной для задач кремниевой интегральной оптоэлектроники, фотоники и спинтроники. Однако переход от тонких плёнок к наноструктурам на основе силицидов железа (нанопроволокам, наноточкам, наностержням (НС)) на кремнии, с одной стороны, способствует созданию излучающих светодиодов и фотоприёмников ИК-диапазона на основе встроенных в кремний наноточек (нанокристаллов) β -FeSi₂ [10, 11], а с другой — открывает проблему с наведённым ферромагнетизмом или суперпарамагнетизмом в магнитных наноструктурах (МНС) на основе различных силицидов железа, которые не являются в объёмном виде или в виде плёнок [1–7] ферромагнитными по своей природе. В частности, наведённый магнетизм наблюдается в нанопроволоках и наноструктурах силицидов железа таких, как β -FeSi₂ [12, 13], α -FeSi₂ [14, 15], γ -FeSi₂ [16, 17] и ϵ -FeSi [17], выращенных на кремнии. Создание различных классов наноструктур должно также учитывать формирование и самоорганизацию моно- и мультитомных ступеней на поверхности кремния [18]. Интерес к подобным кремнийсодержащим МНС обусловлен возможностью увеличения на их основе ёмкости хранения данных магнитных дисков и спинтронных наноструктур, изготовленных по кремниевой планарной технологии. Одной из основных особенностей таких наноструктур является процесс

их самоформирования с регулируемой плотностью и размерами, зависящими от кинетических факторов при росте (скорость осаждения железа, толщина осаждаемого слоя железа, температура подложки или отжига, ориентация подложки), но без использования дорогих технологий нанолитографии. Выбор вицинальной поверхности кремниевой подложки облегчает формирование правильных ступеней или групп ступеней, которые становятся естественным шаблоном для зарождения высокой плотности наностроек, наностержней или нанопроволок и их самоорганизации [12–17]. Возникновение магнетизма в МНС с теоретической точки зрения объясняется либо изменением ближайшего окружения около атомов железа в решётке МНС на основе силицидов железа [19], в том числе за счёт встраивания дополнительных атомов железа в силицидные МНС, либо наличием атомов Fe на краях силицидной МНС, обладающих ненулевыми спиновыми моментами и являющихся источником магнетизма [14, 16].

На вицинальной поверхности Si(111)-4° при осаждении 1,2 монослоя (МС) железа в сверхвысоком вакууме и твердофазном отжиге ($T = 450\text{--}550\text{ }^\circ\text{C}$) наблюдалось самоупорядочение наностержней $\alpha\text{-FeSi}_2$ вдоль эшелона ступеней [14], которые при намагничивании вдоль плоскости наностержней проявили парамагнитные свойства без насыщения при комнатной температуре. Особенностью системы НС $\alpha\text{-FeSi}_2$ явилось резкое увеличение коэрцитивной силы до 2150 Э вдоль плоскости наностержней при охлаждении до 4 К, что соответствует классическому ферромагнитному поведению. Расчёты показали высокий результирующий магнитный момент (М) при 4 К: 1,9 магнетона Бора на атом железа, что может быть связано с появлением в решётке НС $\alpha\text{-FeSi}_2$ междоузельных атомов железа, и тогда это доказывает значительную ферромагнитную связь атомов железа в исследуемой системе. При резком увеличении покрытия железа до 21 монослоя и отжиге при $T = 700\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч на вицинальной поверхности Si(111)-4° были сформированы неупорядоченные трёхмерные островки $\alpha\text{-FeSi}_2$ без привязки к эшелонированным ступеням [14], что привело к снижению намагниченности и коэрцитивной силы при всех температурах до 4 К. Рассчитанный магнитный момент при 4 К составил 0,8 магнетона Бора на атом железа, что авторы связали с меньшей концентрацией дополнительных атомов железа в кристаллической решётке крупных островков $\alpha\text{-FeSi}_2$. Наблюдаемую разницу в [14] связали с более высокой температурой отжига ($T = 700\text{ }^\circ\text{C}$) и изменением условий для встраивания дополнительных атомов железа в кристаллическую решётку $\alpha\text{-FeSi}_2$ в больших островках по сравнению с упорядоченными НС с более развитой поверхностью, на которой плотность дефектов и атомов железа, связанных с ними, выше. При этом остался неисследованным диапазон с некоторым промежуточным покрытием железа (5–10 монослоёв) и близкой температурой отжига для возможности сохранения самоупорядочения островков $\alpha\text{-FeSi}_2$ и его влияния на магнитные свойства.

Целью данной работы является установление природы ферромагнетизма в системе наностержней $\alpha\text{-FeSi}_2$, сформированных на вицинальной поверхности Si(111)-4° методом твердофазного отжига при промежуточном покрытии железа (5–6 монослоёв).

Эксперимент. Рост островков $\beta\text{-FeSi}_2$ на вицинальной поверхности кремния проводили в сверхвысоковакуумной камере установки Varian с базовым давлением $2 \cdot 10^{-10}$ Торр, оснащённой держателем образцов, кварцевым датчиком толщины и сублимационным источником железа для осаждения атомов железа на вицинальную подложку Si(111)-4° при комнатной температуре. Контроль температуры образца осуществлялся инфракрасным пирометром PhotriX ML-AAPX. В качестве подложки использовалась кремниевая пластина прямоугольной формы (5 × 17 мм) *p*-типа проводимости с удельным сопротивлением (0,002–0,0025) Ом·см. Скорость осаждения Fe по кварцевому датчику толщины составила 0,12 нм/мин. Осаждение выполняли в течение 5 мин. Наностержни дисилицида железа формировались методом твердофазной эпитаксии путём осаждения железа на атомарно-чистую подложку при комнатной температуре с последующим отжигом при

$T = 630 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 20 мин. Морфологию гетероструктуры силицид Fe/Si исследовали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на Solver P47 в полуконтактном режиме до и после магнитных исследований. Изображения АСМ анализировали с помощью специализированной программы [20]. Магнитные свойства образцов исследовали на вибрационном магнитометре, входящем в состав системы измерения физических свойств Quantum Design PPMS 9T ЕСП. Полевые зависимости получены при температурах 300 и 2 К и диапазоне полей $\pm 30 \text{ кЭ}$ для двух направлений магнитного поля (МП). Выбирали одно направление магнитного поля вдоль наностержней (вдоль и поперёк) и одно направление — перпендикулярно плоскости подложки и плоскости наностержней. Измерения температурных зависимостей намагниченности проводились в двух режимах: FC — образец охлаждается от начальной температуры 300 К в магнитном поле, ZFC — образец охлаждается в отсутствие магнитного поля. По достижении температуры 2 К включалось магнитное поле и измерение намагниченности проводилось в процессе постепенного нагревания. Напряжённость внешнего магнитного поля при FC- и ZFC-измерениях составляла 300 Э, а скорость нагрева — 1 К/мин.

Результаты и их обсуждение. Поскольку в работе [21] был апробирован рост островков и наностержней и установлены режимы их формирования и кристаллическая структура $\alpha\text{-FeSi}_2$, то для проверки их магнитных свойств в связи с поставленной задачей был выращен новый образец с теми же температурными режимами и близкой величиной покрытия железа. На образце по данным АСМ (рис. 1, *a*) сформировалась достаточно высокая плотность самоупорядоченных наностержней вдоль эшелонированных ступеней на вицинальной поверхности кремния, как и в [21]. Использование программы для обработки АСМ-изображений [20] позволило рассчитать статистические характеристики массива НС. На рис. 1, *b* приведено распределение высот наностержней, концентрация которых на поверхности образца составляет $1,06 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, средняя ширина — 34 нм, средняя высота — 6,6 нм, а среднее аспектное соотношение длины и ширины — 2,4. Из определённого по данным АСМ объёма всех НС на поверхности и в предположении стехиометрического их состава в виде $\alpha\text{-FeSi}_2$ было рассчитано количество железа, содержащегося в наностержнях. Оно составило 0,482 нм или 5,22 монослоя Fe (1 монослой Fe на Si(111) равен $7,83 \cdot 10^{14} \text{ атомов/см}^2$), что хорошо соответствует данным калибровки по кварцевому датчику толщины и попадает в вышеуказанный диапазон по данным [14].

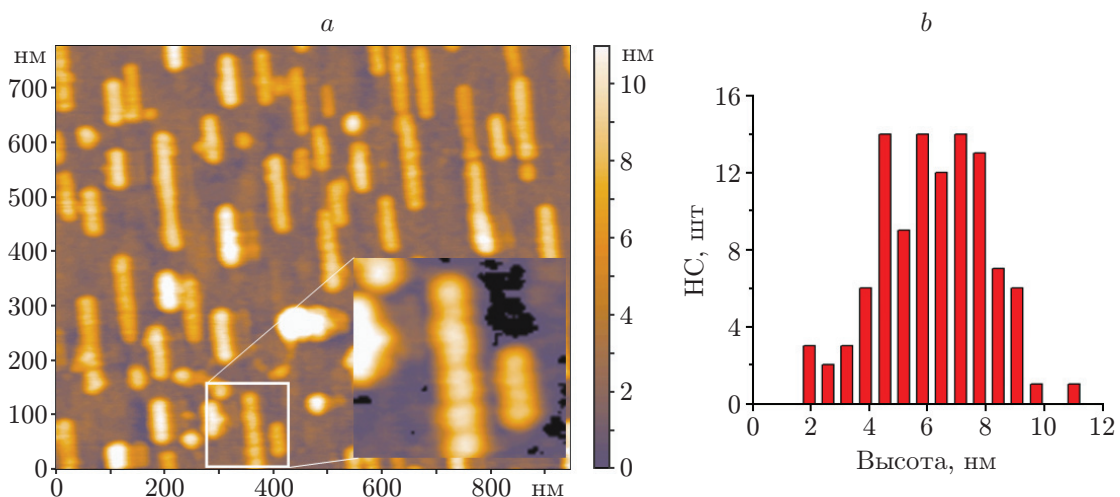


Рис. 1. Распределение высот наностержней по АСМ-изображению: изображение НС $\alpha\text{-FeSi}_2$ на вицинальной поверхности Si(111)-4° (увеличенное изображение на вставке) (*a*); распределение высоты НС (*b*)

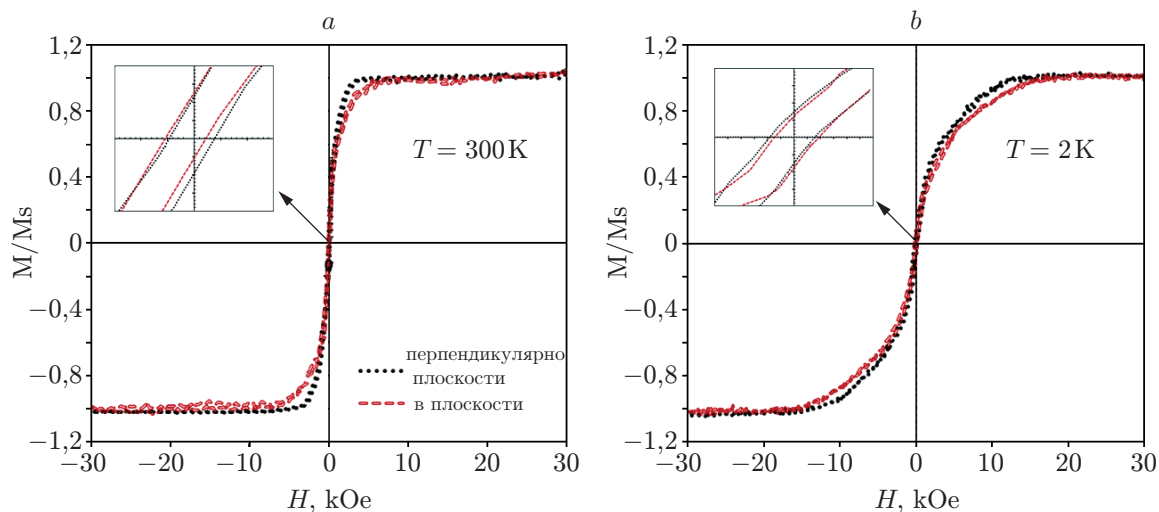


Рис. 2. Петли перемагничивания массива НС α -FeSi₂: на Si(111)-4° $T = 300$ К (a) и $T = 2$ К при двух направлениях магнитного поля (b). На вставках показана область малых полей, H — напряжённость магнитного поля

При этом хорошо видно (см. рис. 1, a, вставка), что НС состоят из плотно сросшихся островков размерами от 20 до 30 нм, направленных преимущественно в одну сторону. Наностержни включают разное количество островков, ориентирующихся вдоль ступеней между террасами на поверхности. Также наблюдается некоторое количество одиночных островков и их скоплений в непосредственной близости от НС, что свидетельствует об отсутствии интенсивной коагуляции по механизму оствальдовского созревания. Всё это подтверждает усиленную поверхностную диффузию атомов железа в процессе отжига при температуре 630 °С поперёк эшелонированных ступеней и их реакцию с атомами кремния на ступенях террас. Такая диффузия атомов железа была обнаружена в [14] при $T = 450$ – 550 °С при заметно меньшем покрытии железа (1,2 монослоя), но она отсутствовала при большем покрытии железа (21 монослой) и отжиге при 700 °С, т. е. при промежуточном покрытии железа 5,22 монослоя на вицинальной поверхности кремния процесс самоформирования системы упорядоченных НС является основным механизмом роста силицидной фазы.

Магнитные свойства выращенных наностержней со структурой α -FeSi₂ были исследованы при температурах 300 и 2 К. Парамагнитный вклад кремниевой подложки вычитался из измеренного сигнала намагниченности образца с силицидными НС, после чего величина магнитного момента нормировалась на магнитный момент насыщения (M_s). Проведённые измерения показали, что ферромагнитный характер намагниченности системы силицидных НС наблюдался при двух направлениях МП вдоль НС и перпендикулярно подложке как при 300 К (рис. 2, a), так и при 2 К (рис. 2, b). Абсолютные значения M_s системы НС составляли около 7,5 мкэрг/Гс при 2 К и 2,2 мкэрг/Гс при 300 К, а их коэрцитивная сила (H_c) увеличивалась с уменьшением температуры от 90 до 180 Э (см. рис. 2, a, b, вставки). При этом значения H_c для обоих направлений магнитного поля не отличались при обеих температурах. Это не согласуется с сильной зависимостью H_c от температуры и направления МП вдоль плоскости НС α -FeSi₂, сформированных при исходном покрытии железа 1,2 монослоя [14]. Ослабление коэрцитивной силы при направлении МП, перпендикулярно подложке и системе НС [14], объяснено за счёт дефектов, обогащённых атомами железа с сильной ферромагнитной связью, которые выстраиваются при формировании преимущественно вдоль направления наностержней, но не перпендикулярно к ним. Последнее предположение может быть связано с преимущественной топологией наностержней в [14],

которые выглядят сплошными по длине. В нашем случае наностержни состоят из коагулировавших островков с хорошо заметными границами (см. рис. 1, *a*, вставка) со средней высотой 6,6 нм. В этом случае возможные лишние атомы железа распределены как на гранях коагулировавших островков [14], так и перпендикулярно к ним — в поперечном сечении. Это также коррелирует с данными о кристаллической решётке α -FeSi₂ в работе [20], в которой были замечены большое растяжение вдоль оси и увеличение объёма элементарной ячейки до 10,3 %, что должно было облегчать диффузию непрореагировавших атомов железа в междоузлия кристаллической решётки α -FeSi₂ и способствовать формированию встроенных атомов железа по всей толщине НС. Необходимо отметить тот факт, что при комнатной температуре насыщение магнитного момента в выращенном образце всё-таки происходит с разной скоростью (см. рис. 2, *a*) для магнитных полей с различными направлениями. Оно относительно быстрее проходит для направления, перпендикулярного НС и подложке, что соответствует оси лёгкого намагничивания, а не для направления вдоль наностержней, отвечающего за ось трудного намагничивания. Это отличается от работы [14], в которой при исходном покрытии железа 1,2 монослоя ось лёгкого намагничивания направлена вдоль НС и подложки. Следовательно, в наностержнях концентрация атомов железа в поперечном сечении НС α -FeSi₂ несколько больше, чем вдоль наностержней на их поверхности, связанных с атомами железа около ступеней и изломов, как теоретически доказывалось в [16]. При $T = 300\text{ K}$ для МП, перпендикулярного подложке и НС, магнитный момент насыщения достигается при 4 кЭ, а в МП, параллельном наностержням, насыщение магнитного момента достигается лишь при 9 кЭ. Снижение температуры до 2 К приводит к значительному росту магнитных полей, при которых формируется насыщение магнитного момента: 13 кЭ при МП, перпендикулярном НС, и 20 кЭ при МП вдоль НС. При охлаждении образца до 2 К результирующий магнитный момент (РММ) увеличивается примерно в 3,4 раза независимо от направления МП. Это свидетельствует о достаточно высоких потенциальных барьерах для выстраивания магнитных доменов в НС, что может быть связано с замеченными границами отдельных зёрен, формирующих наностержни (см. рис. 1, *a*, вставка). Результирующий магнитный момент, рассчитанный при $T = 2\text{ K}$ из абсолютного значения магнитного момента насыщения системы НС, который приведён к эффективному покрытию железа, осаждённому при комнатной температуре на кремниевую подложку (из данных АСМ), составляет около 2,38 магнетона Бора/атом Fe. Данная величина РММ является даже несколько большей, чем для чистого железа 2,2 [22] и 1,9 магнетона Бора /атом Fe для НС α -FeSi₂ при покрытии железа 1,2 монослоя [14], что доказывает сильную ферромагнитную связь (обменное взаимодействие) между атомами железа в нашем образце по двум направлениям. При увеличении температуры до 300 К величина РММ снижается примерно до 0,7 магнетона Бора/атом Fe. За счёт увеличения температуры образца потенциальный барьер для намагничивания преодолевается быстрее, но величина РММ становится меньшей для всех направлений МП за счёт ослабления вклада обменного взаимодействия, что приводит к тепловой разориентации спиновых магнитных моментов и уменьшению спонтанной намагниченности. Другими словами, наностержни α -FeSi₂ в среднем толщинном диапазоне по покрытию железа (5–6 монослоёв) проявляют мягкие ферромагнитные свойства во всём диапазоне температур от 2 до 300 К с трёхкратным уменьшением величины РММ и примерно двукратным уменьшением коэрцитивной силы.

Охлаждение в магнитном поле (перпендикулярном подложке, кривая FC) и без него показало (кривая ZFC) (рис. 3, *a*) отсутствие температуры блокировки, характерной для суперпарамагнетиков [14], что доказывает наличие магнитного упорядочения в системе наностержней α -FeSi₂ с исходным мультислойным покрытием железа (5–6 монослоёв) за счёт двух типов дефектов, связанных с избыточным атомарным железом (на поверхности и в глубине НС), и сохранение ферромагнитных свойств при температурах от 2 до

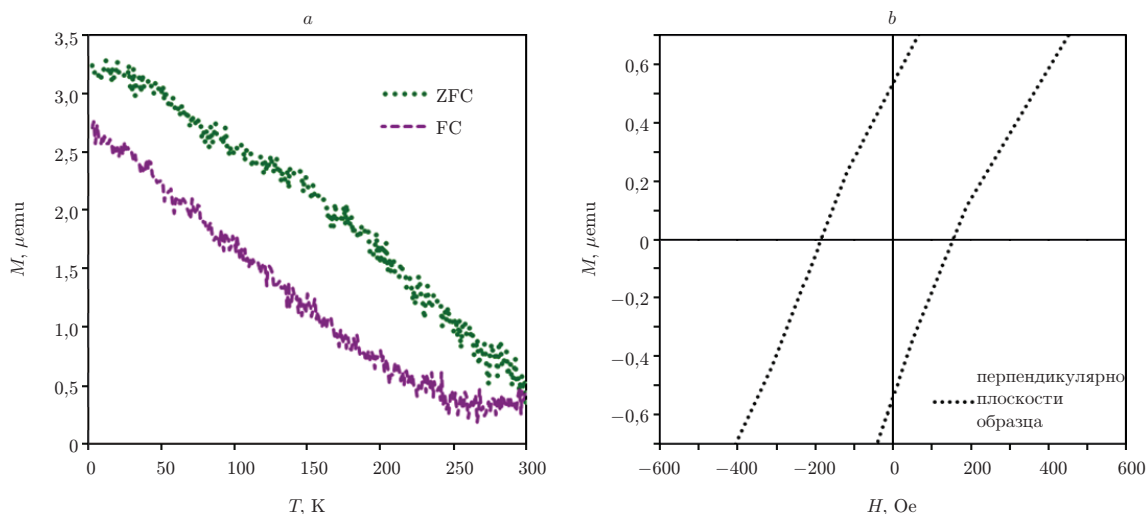


Рис. 3. Температурные измерения магнитного момента НС массива α -FeSi₂ (мкэрг/Гс) на подложке Si(111)-4° в режимах FC и ZFC в магнитном поле, перпендикулярном подложке: охлаждение в нулевом магнитном поле (ZFC) и охлаждение в магнитном поле (FC) при 300 Э (a); часть магнитной петли при 2 К в поле до 600 Э (b)

300 К. Расположение кривой ZFC над кривой FC (см. рис. 3, a) предположительно связано с двумя факторами, которые требуют дальнейших исследований. Первый фактор, который не был учтён и требует процедуры размагничивания, — это влияние остаточной намагниченности в НС α -FeSi₂ (максимальна при $T = 2$ К, рис. 3, b) на измеренное значение магнитного момента при включении малого МП (300 Э) после охлаждения без МП (процесс ZFC). Второй фактор — это возможный вклад второй ферромагнитной фазы в образце, что планируется установить после дополнительных исследований методом FORC-диаграмм (кривые перемагничивания первого порядка) [23, 24].

Заключение. В данной работе сформирован образец с наностержнями α -FeSi₂ на вицинальной поверхности Si(111)-4°. Установлено распределение наностержней по латеральным размерам и высоте, определены средние параметры наностержней, и рассчитано среднее покрытие атомами железа (5,22 монослоя), которое обеспечивает самоупорядочение на вицинальной поверхности кремния вдоль эшелонированных ступеней. Квазиобъёмная структура наностержней продемонстрировала мягкие ферромагнитные свойства (коэрцитивная сила от 90 до 180 Э), сохраняющиеся в диапазоне температур от 2 до 300 К, с осью лёгкого намагничивания, перпендикулярного НС, и осью трудного намагничивания, параллельного НС. Установлено, что вклад объёмных атомов железа в структуре наностержней в магнитный момент незначительно превышает вклад поверхностных атомов железа вдоль наностержней, что снижает анизотропию магнитных свойств по сравнению с самоупорядоченными островками α -FeSi₂ с исходным покрытием железа 1,2 монослоя.

Благодарность. Авторы выражают благодарность канд. физ.-мат. наук Е. Ю. Субботину за помощь в выращивании образца и администрацию ИХ ДВО РАН за возможность проведения низкотемпературных магнитных измерений на научном оборудовании ЦКП ИХ ДВО РАН.

Финансирование. Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-12-00036).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Bellani V., Guizzetti G., Marabelli F. et al.** Optical functions of epitaxial β -FeSi₂ on Si(001) and Si(111) // *Solid State Commun.* 1995. **96**, N 10. P. 751–756.
2. **Shen W. Z., Shen S. C., Tang W. G., Wang L. W.** Optical and photoelectrical properties of β -FeSi₂ thin films // *Narrow Gap Semiconductors*. Boca Raton: CRC Press, 1995. P. 90–99.
3. **Kakemoto H., Higuchi T., Shibata H. et al.** Optical constants of β -FeSi₂ film on Si substrate obtained from transmittance and reflectance data and origin of urbach tail // *Japan. Journ. Appl. Phys.* 2007. **46**, N 4S. P. 2405–2415.
4. **Jarlborg T.** Low-temperature properties of ε -FeSi from ab initio band theory // *Phys. Rev. B.* 1995. **51**, N 16. P. 11106–11109.
5. **Von Känel H., Mäder K. A., Müller E. et al.** Structural and electronic properties of metastable epitaxial FeSi_{1+x} films on Si(111) // *Phys. Rev. B.* 1992. **45**, N 26. P. 13807(R).
6. **Kloc Ch., Arushanov E., Wendl M. et al.** Preparation and properties of FeSi, α -FeSi₂ and β -FeSi₂ single crystals // *Journ. Alloys and Compounds.* 1995. **219**, N 1-2. P. 93–96.
7. **Antwis L., Gwilliam R., Smith A. et al.** Characterization of α -FeSi₂/c-Si heterojunctions for photovoltaic applications // *Semiconduct. Sci. and Technol.* 2012. **27**, N 3. 035016.
8. **Yakovlev I. A., Varnakov S. N., Belyaev B. A. et al.** Study of the structural and magnetic characteristics of epitaxial Fe₃Si/Si(111) films // *JETP Lett.* 2014. **99**, N 9. P. 527–530.
9. **Xie J., Liao Y., Wu D., Xie Q.** The atomic ordering dependence of magnetic and magnetotransport properties for polycrystalline Fe₃Si films // *Journ. Magnetism and Magnetic Mater.* 2021. **530**, N 3. 167904.
10. **Shevlyagin A. V., Goroshko D. L., Chusovitin E. A. et al.** Enhancement of the Si p-n diode NIR photoresponse by embedding β -FeSi 2 nanocrystallites // *Scientific Rep.* 2015. **5**. 4795.
11. **Galkin N. G., Shevlyagin A. V., Goroshko D. L. et al.** Prospects for silicon–silicide integrated photonics // *Japan. Journ. Appl. Phys.* 2017. **56**, N 531. P. 05DA01.
12. **Hattori K., Murata Y., Hattori A. N., Daimon H.** Growth of Fe silicides on Si(111) surfaces from bcc-Fe to fine-polycrystal and β -FeSi₂ phases: Structure and magnetism // *Vacuum.* 2010. **84**, N 5. P. 648–652.
13. **Hamdeh H. H., Eltabey M. M., Ho J. C. et al.** Magnetism in nanoparticles of semiconductor FeSi₂ // *Journ. Magn. Magn. Mater.* 2010. **322**, N 15. P. 2227–2230.
14. **Tripathi J. K., Garbecht M., Kaplan W. D. et al.** The effect of Fe-coverage on the structure, morphology and magnetic properties of α -FeSi₂ nanoislands // *Nanotechnology.* 2012. **23**, N 49. 459603.
15. **Tripathi J. K., Markovich G., Goldfarb I.** Self-ordered magnetic α -FeSi₂ nano-stripes on Si(111) // *Appl. Phys. Lett.* 2013. **102**, N 25. P. 251604-1–251604-5.
16. **Geng L. D., Dhoka S., Pati R., Jin Y. M.** Origin of magnetism in γ -FeSi₂/Si(111) nanostructures // *Nanomaterials (Basel).* 2021. **11**, N 4. 849.
17. **Goldfarb I., Camus Y., Dascalu M. et al.** Tuning magnetic response of epitaxial iron-silicide nanoislands by controlled self-assembled growth // *Phys. Rev. B.* 2017. **96**, N 4. 045415. DOI: 10.1103/PhysRevB.96.045415.
18. **Щеглов Д. В., Ситников С. В., Федина Л. И. и др.** От самоорганизации монокатомных ступеней на поверхности кремния к субнанометровой метрологии // *Автометрия.* 2020. **56**, № 5. С. 98–111. DOI: 10.15372/AUT20200512.
19. **Zhandun V., Zamskova N., Korzhavyi P., Sandalov I.** Inducing magnetism in non-magnetic α -FeSi₂ by distortions and/or intercalations // *Phys. Chem. Chem. Phys.* 2019. **21**, N 25. P. 13835–13846. DOI: 10.1039/c9cp02361e.

20. **Balagan S., Chusovitin E., Goroshko D., Goroshko O.** Universal algorithm for scanning probe microscopy images grain analysis of objects on the surface // Proc. of the Second Russia and Pacific Conference on Computer Technology and Applications (RPC). Vladivostok, Russia, 25–29 Sept., 2017. P. 19–24. DOI: 10.1109/RPC.2017.8168059.
21. **Galkin N. G., Galkin K. N., Dotsenko S. A. et al.** An influence of the Si(111)3-4° vicinal surface on the solid phase epitaxy of α -FeSi₂ nanorods and their crystal parameters // Key Eng. Mater. 2019. **806**. P. 30–35.
22. **Guo G. Y.** Surface electronic and magnetic properties of semiconductor FeSi // Phys. E: Low Dimen. Syst. and Nanostruct. 2001. **10**, N 1–3. P. 383–386.
23. **Pike C. R., Roberts A. P., Verosub K. L.** Characterizing interactions in fine magnetic particle systems using first order reversal curves // Journ. Appl. Phys. 1999. **85**, N 9. P. 6660–6667.
24. **Pike C. R., Fernandez A.** An investigation of magnetic reversal in submicron-scale Co dots using first order reversal curve diagrams // Journ. Appl. Phys. **85**, N 9. 1999. P. 6668–6676.

Поступила в редакцию 23.09.2022

После доработки 29.09.2022

Принята к публикации 03.10.2022
