

05,13

## Влияние кристаллической структуры подложки на магнитную анизотропию пленок $Mn_xSi_{1-x}$ ( $x \approx 0.5$ )

© А.Б. Дровосеков<sup>1</sup>, Л.С. Паршина<sup>2</sup>, О.Д. Храмова<sup>2</sup>, Д.С. Гусев<sup>2</sup>, О.А. Новодворский<sup>2</sup>, А.Н. Талденков<sup>3</sup>, К.Ю. Черноглазов<sup>3</sup>, В.В. Рыльков<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup> Институт физических проблем им. П.Л. Капицы РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup> Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН — филиал Федерального научно-исследовательского центра „Кристаллография и фотоника“ РАН, Шатура, Московск. обл., Россия

<sup>3</sup> Национальный исследовательский центр „Курчатовский институт“, Москва, Россия

<sup>4</sup> Фрязинский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Фрязино, Московск. обл., Россия

E-mail: drovosekov@kapitza.ras.ru

Поступила в Редакцию 21 мая 2021 г.

В окончательной редакции 21 мая 2021 г.

Принята к публикации 25 мая 2021 г.

Тонкие пленки сплава  $Mn_xSi_{1-x}$  ( $x \approx 0.5$ ) синтезированы методом импульсного лазерного осаждения в бескапельном режиме на подложках сапфира с различной кристаллографической ориентацией плоскости среза ( $c$ - $Al_2O_3$  и  $r$ - $Al_2O_3$ ) при различных плотностях энергии лазерного излучения  $E$ , фокусируемого на поликристаллической мишени  $MnSi$ . Изучены рентгеноструктурные, а также статические и резонансные магнитные свойства пленок в зависимости от величины  $E$  и ориентации подложки. Обнаружено, что пленки, осажденные при больших значениях  $E > 6 \text{ J/cm}^2$ , демонстрируют присутствие ферромагнитной фазы с аномально высокой температурой Кюри  $T_C \sim 300 \text{ K}$ , нехарактерной для монокристаллов  $MnSi$  ( $T_C \approx 30 \text{ K}$ ). При этом в случае подложек  $c$ - $Al_2O_3$  магнитный момент пленок оказывается несколько больше, чем в случае подложек  $r$ - $Al_2O_3$ . Кроме того, пленки, осажденные на подложках  $c$ - $Al_2O_3$ , демонстрируют заметно более высокие значения эффективного поля поверхностной анизотропии  $4\pi M_{\text{eff}}$ , измеренной методом ферромагнитного резонанса. Полученные данные свидетельствуют о существенном влиянии структуры подложки на процесс формирования и магнитные свойства высокотемпературной ферромагнитной фазы пленок  $Mn_xSi_{1-x}$ .

**Ключевые слова:** сплавы  $Mn_xSi_{1-x}$ , импульсное лазерное осаждение, ферромагнитные пленки, магнитная анизотропия.

DOI: 10.21883/FTT.2021.10.51400.121

Моносилицид марганца  $MnSi$  является слабым зонным магнетиком с низкой температурой Кюри ( $T_C \approx 30 \text{ K}$ ) и малым значением намагниченности насыщения в упорядоченной фазе  $m \approx 0.4 \mu_B/\text{Mn}$  (магнетон Бора на атом Mn) [1,2]. Особенности магнетизма объемных монокристаллов  $MnSi$  в настоящее время достаточно хорошо изучены. Объемный кристалл  $MnSi$  имеет нецентросимметричную структуру B20 ( $\epsilon$ - $MnSi$ ), обеспечивающую наличие в системе взаимодействия Дзялошинского–Мории, которое приводит к слабому геликоидальному закручиванию ферромагнитного (ФМ) порядка с периодом  $\approx 180 \text{ \AA}$  и возможности скирмионных состояний [2,3].

В последние годы появился ряд публикаций, в которых сообщалось, что магнитные свойства тонких ( $\sim 10$ – $100 \text{ nm}$ ) пленок  $MnSi$  могут резко отличаться от массивных кристаллов. Так, в работах [4,5] эпитаксиальные пленки  $\epsilon$ - $MnSi$ , выращенные на подложках  $Si(111)$  [4] и  $Si(001)$  [5], помимо обычного „низкотемпературного“ (НТ) магнетизма, демонстрировали присут-

ствие дополнительной ФМ-фазы с аномально высокой температурой Кюри  $T_C \sim 300 \text{ K}$ . Результаты были объяснены формированием ультратонкой прослойки  $MnSi$  (около 1 ML) у границы с подложкой Si с пониженным координационным числом атомов Mn или с кристаллической структурой B2 (так называемой метастабильной фазы  $c$ - $MnSi$ ), которая по расчетам обладает температурой Кюри  $\sim 300 \text{ K}$  [6]. Возникающий в этом случае магнитный момент  $J$  на единицу площади  $S$  „высокотемпературной“ (ВТ) ФМ-фазы довольно небольшой и составляет  $J/S \sim 10^{-5}$ – $10^{-6} \text{ emu/cm}^2$  при температуре  $T = 2$ – $5 \text{ K}$  [4,5].

Похожее поведение наблюдалось в работах [7,8] для поликристаллических пленок  $MnSi$ , полученных методом импульсного лазерного осаждения (ИЛО) в „тене-вой геометрии“. Однако в этом случае поверхностная плотность магнитного момента ВТ ФМ-фазы оказалась существенно больше  $J/S \approx 5 \cdot 10^{-4} \text{ emu/cm}^2$ . Было показано, что НТ-фаза определяется относительно крупными ( $\sim 50 \text{ nm}$ ) кристаллитами  $\epsilon$ - $MnSi$ , расположенными в

верхней части пленки, в то время как ВТ-ферромагнетизм с  $T_C \approx 350$  К связан с формированием вблизи подложки тонкого ( $\sim 10$  nm) слоя нестехиометрического сплава  $Mn_xSi_{1-x}$  ( $x = 0.51-0.52$ ), содержащего нанокристаллиты  $\epsilon$ -MnSi размером 3–5 nm. Помимо высокой  $T_C$ , этот слой демонстрировал также аномально большую величину магнитного момента на атом марганца  $m \approx 1.5 \mu_B/Mn$ . Возникновение такого приграничного слоя объяснялось большим рассогласованием параметров кристаллических решеток  $\epsilon$ -MnSi и используемой подложки сапфира  $c$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с кристаллографической ориентацией плоскости среза (0001).

В работе [9] методом ИЛО в „прямой геометрии“ на подложках  $c$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> были синтезированы пленки нестехиометрических сплавов  $Mn_xSi_{1-x}$  с небольшим избытком Mn ( $x = 0.51-0.53$ ), в которых наблюдалась однородная по толщине (60–70 nm) ВТ ФМ-фаза с  $T_C \approx 330$  К и  $m \approx 1.1 \mu_B$ , о чем, в частности, свидетельствовала высокая поверхностная плотность магнитного момента  $J/S \approx 3 \cdot 10^{-3}$  emu/cm<sup>2</sup> (соответствует намагниченности насыщения  $\approx 400$  emu/cm<sup>3</sup>). Предложенные теоретические подходы связывали аномальный ферромагнетизм таких сплавов с наличием дефектов кристалла  $\epsilon$ -MnSi типа вакансий кремния. Согласно расчетам зонной структуры методом теории функционала электронной плотности, вблизи таких дефектов формируются локальные магнитные моменты с величиной  $m$  до  $3.3 \mu_B$ , которые могут приводить к большим значениям средней намагниченности системы на атом марганца  $m \approx 1.1-1.5 \mu_B/Mn$  [9]. При этом взаимодействие этих моментов посредством флуктуаций спиновой плотности в матрице  $\epsilon$ -MnSi в случае большой концентрации дефектов может существенно повысить температуру Кюри системы (по механизму [10]).

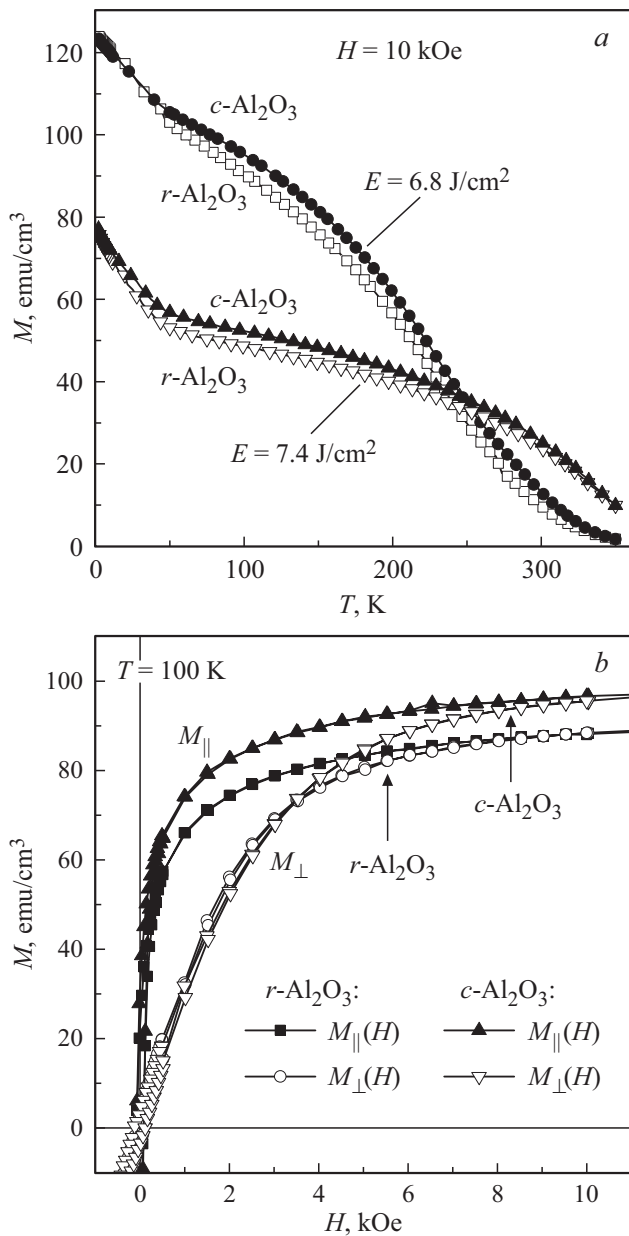
Таким образом, наблюдаемый аномальный ферромагнетизм тонких пленок  $Mn_xSi_{1-x}$  ( $x \approx 0.5$ ) связывается с высокой степенью их дефектности, что в значительной степени определяется как нестехиометрией пленок, так и рассогласованием параметров кристаллических решеток пленка-подложка. Исследования ферромагнитного резонанса (ФМР) пленок  $Mn_xSi_{1-x}/c$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> показали сильную магнитную анизотропию возникающей в них ВТ ФМ-фазы [11]. Эта анизотропия имеет характер типа „легкая плоскость“ и может быть объяснена механическими напряжениями, возникающими в пленке из-за рассогласования ее кристаллической структуры с подложкой  $c$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [12]. Наблюдаемый эффект еще раз подчеркивает существенное влияние кристаллической структуры подложки на ВТ-ферромагнетизм пленок  $Mn_xSi_{1-x}$ . В этой связи представляется интересным сравнение магнитных свойств сплавов  $Mn_xSi_{1-x}$ , осажденных на подложках с различной кристаллической структурой. В частности, представляет интерес исследование слоев, полученных на подложках  $r$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с кристаллографической ориентацией плоскости среза (1-102), используемых в полупроводниковой микроэлектронной технологии для синтеза эпитаксиальных пленок кремния [13].

В настоящей работе проведены сравнительные исследования пленок  $Mn_xSi_{1-x}$ , полученных методом ИЛО в бескапельном режиме (в „прямой геометрии“ [9]) при их одновременном напылении на подложки  $c$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(0001) и  $r$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(1-102). Пары таких пленок толщиной 50–100 nm осаждались при температуре 320°C с использованием различных значений плотности энергии излучения второй гармоники YAG: Nd<sup>3+</sup> лазера  $E = 4.2-7.4$  J/cm<sup>2</sup>, фокусируемого на поликристаллической мишени MnSi (FHR, Германия) с концентрацией остаточных примесей (N, C, O) < 1 at.%. Плотность энергии лазерного излучения на мишени  $E$ , как было показано ранее [14,15], является одним из важных факторов, влияющих на процесс образования ВТ ФМ-фазы в осаждаемых пленках. В частности, максимальные температуры Кюри ( $T_C > 300$  К) наблюдались для пленок  $Mn_xSi_{1-x}/c$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, выращенных при высоких значениях  $E > 6$  J/cm<sup>2</sup>. При этом, аналогично работе [9], состав полученных сплавов  $Mn_xSi_{1-x}$  демонстрировал небольшой избыток Mn ( $x = 0.52-0.53$ ) по сравнению с  $\epsilon$ -MnSi ( $x \approx 0.506$  [1]).

Структурные особенности синтезированных пленок  $Mn_xSi_{1-x}/c$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $Mn_xSi_{1-x}/r$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> исследовались методом рентгеновской дифракции в широком диапазоне углов. Полученные сплавы демонстрируют рентгеноаморфную структуру, связанную, вероятно, с нанокристаллическостью пленок из-за значительного рассогласования параметров решетки MnSi и подложек сапфира обоих типов [16]. При этом характер диффузного сигнала рассеяния, наблюдаемого на рентгенограммах, отличается для пленок на подложках  $c$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $r$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Отметим, что при использовании высоких значений плотности энергии лазерного излучения на мишени ( $E > 6$  J/cm<sup>2</sup>) полученные пленки начинают проявлять рефлексы, характерные для кристаллитов  $\epsilon$ -MnSi. При этом пленки  $Mn_xSi_{1-x}/c$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> демонстрируют как более интенсивный диффузный сигнал, так и более узкие рефлексы  $\epsilon$ -MnSi по сравнению с пленками  $Mn_xSi_{1-x}/r$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [16,17].

Магнитные свойства образцов изучались в диапазоне температур 4–350 К методами SQUID-магнитометрии (Quantum Design MPMS-XL7) и ФМР. Спектры магнитного резонанса измерялись с помощью лабораторного спектрометра при прохождении СВЧ-излучения через полый резонатор с исследуемым образцом на частоте 17.3 GHz в поле до 10 kOe, приложенном в плоскости пленки.

Сравнение пленок, синтезированных при разных плотностях энергии лазерного излучения на мишени  $E$ , подтверждает ранее полученный результат [14,15], в соответствии с которым малые величины  $E \approx 4-5$  J/cm<sup>2</sup>, приводят к низким значениям  $T_C$  сплавов ( $T_C < 50$  К). При этом оказалось, что магнитные свойства таких пленок не зависят от типа подложки. Напротив, использование больших величин  $E > 6$  J/cm<sup>2</sup> способствует формированию в пленках ВТ ФМ-фазы с  $T_C \sim 300$  К, свойства которой демонстрируют определенные отличия



**Рис. 1.** (a) Температурные зависимости намагниченности пленок  $Mn_xSi_{1-x}$ , синтезированных на подложках  $c-Al_2O_3$  и  $r-Al_2O_3$ , при разных плотностях энергии лазерного излучения на мишени  $E$ . Магнитное поле  $H = 10$  кОе приложено в плоскости пленки. (b) Петли гистерезиса в нормальном ( $M_{\perp}$ ) и касательном ( $M_{\parallel}$ ) поле при  $T = 100$  К для пленок, осажденных при  $E = 6.8$  Дж/см<sup>2</sup> на разных подложках. Стрелками показаны значения эффективного размагничивающего поля  $4\pi M_{\text{eff}}$  по данным ФМР для пленок  $Mn_xSi_{1-x}/c-Al_2O_3$  и  $Mn_xSi_{1-x}/r-Al_2O_3$ .

для подложек  $c-Al_2O_3$  и  $r-Al_2O_3$ . Как будет показано ниже, это отличие наиболее ярко проявляется при исследовании магнитной анизотропии пленок методом ФМР.

На рис. 1 приведены данные магнитометрии пленок, синтезированных при больших значениях  $E > 6$  Дж/см<sup>2</sup> на подложках различного типа. Как видно, результаты,

полученные для разных подложек при одинаковых величинах  $E$  достаточно близки между собой. Можно заметить лишь, что пленки  $Mn_xSi_{1-x}/c-Al_2O_3$  систематически демонстрируют несколько более высокую намагниченность по сравнению с пленками  $Mn_xSi_{1-x}/r-Al_2O_3$ . Это отличие, однако, составляет не более 5–10%.

Температурные зависимости намагниченности  $M(T)$  (рис. 1, a) имеют форму, подобную кривым  $M(T)$  для „двухфазных“ пленок  $Mn_xSi_{1-x}$  из работ [7,14]. Резкий рост намагниченности при  $T < 40$  К соответствует вкладу от НТ ФМ-фазы. В области высоких температур вплоть до  $T \sim 300$  К наблюдается более медленное спадание  $M(T)$ , характерное для ВТ ФМ-фазы. Отметим, что полученные номинальные значения намагниченности насыщения ВТ ФМ-фазы ( $\sim 100$  эму/см<sup>3</sup>) в несколько раз ниже, чем в однородных пленках [9] ( $\approx 400$  эму/см<sup>3</sup>). По аналогии с работами [7,14] можно предположить неоднородное распределение намагниченности по толщине пленки, когда ВТ ФМ-фаза локализуется в относительно тонком слое вблизи подложки, а НТ ФМ-фаза — в верхней части пленки.

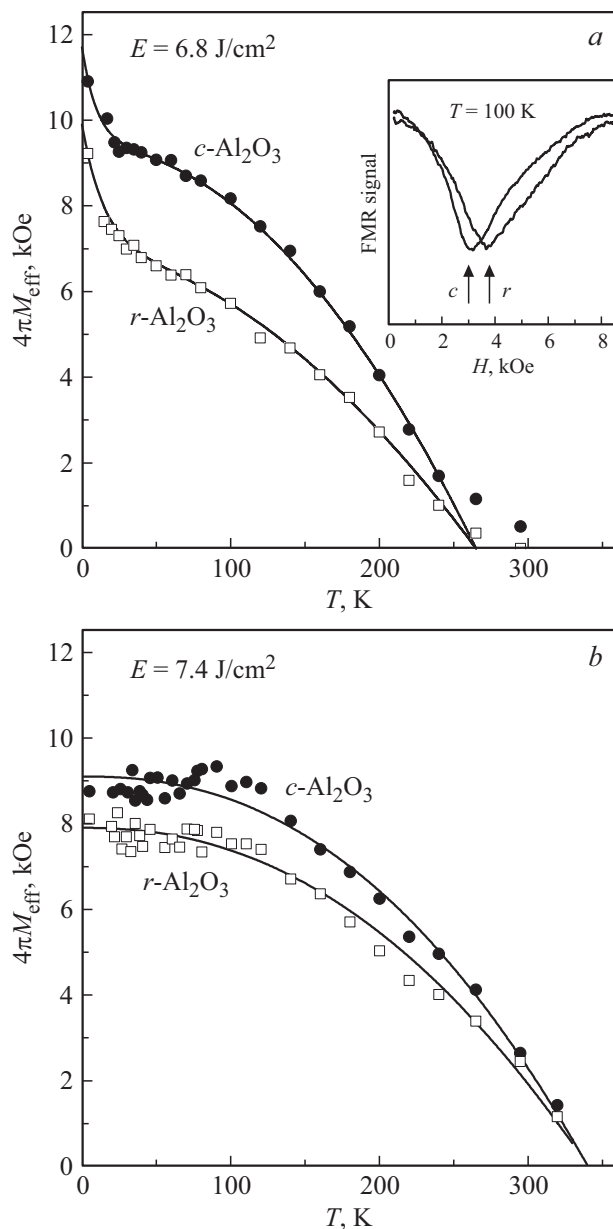
Форма петель гистерезиса  $M(H)$  (рис. 1, b) — существенно непрямоугольная с сильно затянутым выходом на насыщение в полях  $> 10$  кОе, что также можно связать с неоднородностью пленок и большим разбросом магнитной анизотропии ФМ-кристаллитов. Кривые  $M(H)$ , измеренные в нормальном поле, демонстрируют гораздо более низкий остаточный момент и более плавный выход на насыщение по сравнению с кривыми  $M(H)$ , полученными в касательном поле. На качественном уровне такое поведение естественным образом объясняется анизотропией формы (размагничивающим фактором) исследуемых пленок. Однако неоднородность образцов затрудняет численную оценку этой анизотропии из данных статической магнитометрии.

Более детальную информацию о магнитной анизотропии пленок можно получить из анализа данных ФМР. На рис. 2 показаны температурные зависимости эффективного поля поверхностной анизотропии  $4\pi M_{\text{eff}}$  пленок, рассчитанные по положению пика резонансного поглощения на основании формулы Киттеля

$$(\omega/\gamma)^2 = H_{\text{res}}(H_{\text{res}} + 4\pi M_{\text{eff}}),$$

где  $\gamma$ ,  $\omega$  и  $H_{\text{res}}$  — гиромангнитное отношение, частота возбуждения и поле резонанса, соответственно [11,12]. Видно, что в отличие от статической намагниченности, величина  $4\pi M_{\text{eff}}$  демонстрирует значительно большее расхождение для пленок, осажденных на разных подложках. При этом во всей температурной области образцы  $Mn_xSi_{1-x}/c-Al_2O_3$  показывают более высокие значения  $4\pi M_{\text{eff}}$ . Для пленок, синтезированных при  $E = 7.4$  Дж/см<sup>2</sup>, наблюдаемое отличие  $4\pi M_{\text{eff}}$  достигает  $\approx 20\%$ , а в случае  $E = 6.8$  Дж/см<sup>2</sup> — до полутора раз.

Как известно, в общем случае величина эффективного поля  $4\pi M_{\text{eff}}$  складывается из поля размагничивания пленки  $4\pi M$  и эффективного поля ростовой анизотропии  $2K/M$ :  $4\pi M_{\text{eff}} = 4\pi M + 2K/M$  [11,12]. Поскольку



**Рис. 2.** Температурные зависимости эффективного поля поверхностной анизотропии  $4\pi M_{\text{eff}}$ , полученные по данным ФМР для пленок  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}$ , синтезированных на подложках  $c\text{-Al}_2\text{O}_3$  и  $r\text{-Al}_2\text{O}_3$  при  $E = 6.8 \text{ J/cm}^2$  (a) и  $E = 7.4 \text{ J/cm}^2$  (b). Точки — эксперимент, линии проведены для наглядности. На вставке графика (a) приведены примеры записей сигнала ФМР в случае разных подложек.

в рассматриваемом случае пленки  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}/r\text{-Al}_2\text{O}_3$  демонстрируют близкие значения магнитного момента, наблюдаемое различие  $4\pi M_{\text{eff}}$  можно связать с „наведенной“ анизотропией  $2K/M$ . В работе [11] было показано, что в сплавах  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}$ , синтезированных на подложках  $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ , такая анизотропия действительно возникает и может достигать больших величин  $2K/M \approx 3\text{--}5 \text{ kOe}$ , что, по-видимому, связано со значительными механическими напряжениями, су-

ществующими на интерфейсе пленка-подложка и межкристаллитных границах [12]. Результаты, полученные выше, свидетельствуют, что для пленок, осажженных на подложках  $r\text{-Al}_2\text{O}_3$  такая анизотропия ощутимо (до  $\approx 2 \text{ kOe}$ ) меньше.

Интересно обратить внимание на достаточно большую ширину линии ФМР исследуемых пленок, которая при температурах  $\sim 100 \text{ K}$  составляет  $\Delta H \approx 3 \text{ kOe}$  в случае подложки  $c\text{-Al}_2\text{O}_3$  и  $\Delta H \approx 3.5 \text{ kOe}$  для  $r\text{-Al}_2\text{O}_3$  (см. вставку на рис. 2, a). Полученные значения  $\Delta H$  примерно в 1.5 раза больше ширины линии ФМР, наблюдавшейся для „однородной“ ВТ ФМ-фазы в работе [11]. Данное обстоятельство еще раз свидетельствует о более высокой степени неоднородности синтезированных пленок, причем эта неоднородность больше для сплавов  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}$ , осажженных на подложке  $r\text{-Al}_2\text{O}_3$ .

Таким образом, проведенные исследования продемонстрировали существенное влияние кристаллической структуры подложки на магнитную анизотропию ВТ ФМ-фазы пленок  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}$  ( $x \approx 0.5$ ). Данные по рентгеновскому рассеянию и ширине линии ФМР, по-видимому, свидетельствуют о более сильной аморфизации и неоднородности пленок, осажженных на подложках  $r\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Это с одной стороны объясняет наблюдаемое уменьшение намагниченности этих пленок по сравнению с образцами  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$ . В то же время в этой ситуации можно ожидать снижения механических напряжений на границе пленка-подложка, что и приводит к уменьшению магнитной анизотропии пленок  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}/r\text{-Al}_2\text{O}_3$  по сравнению с  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Причиной такого поведения может являться более сильное рассогласование кристаллических решеток  $\epsilon\text{-MnSi}$  и сапфира в случае использования плоскости среза  $r\text{-Al}_2\text{O}_3$  [16].

Наблюдаемое влияние кристаллической структуры подложки на магнитные свойства ВТ ФМ-фазы подтверждает предположение о зарождении этой фазы вблизи границы с подложкой. В то же время свойства НТ-фазы слабо зависят от подложки, что может свидетельствовать о ее преимущественной локализации в верхних слоях пленки [7].

## Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по государственному заданию Федерального научно-исследовательского центра „Кристаллография и фотоника“ РАН в части „лазерного синтеза тонких пленок  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}$ “ и Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 19-29-03032, 19-07-00471, 19-07-00738) в части „исследования магнитных свойств тонких пленок  $\text{Mn}_x\text{Si}_{1-x}$ “. Низкотемпературные исследования ФМР-пленок выполнены в рамках Программы фундаментальных исследований Президиума РАН „Актуальные проблемы физики низких температур“.

**Конфликт интересов**

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

**Список литературы**

- [1] С.М. Стишов, А.Е. Петрова. УФН **181**, 11, 1157 (2011).
- [2] С.М. Стишов, А.Е. Петрова. ЖЭТФ **158**, 1, 7, 213 (2020).
- [3] S. Mühlbauer, B. Binz, F. Jonietz, C. Pfleiderer, A. Rosch, A. Neubauer, R. Georgii, P. Böni. Science **323**, 5916, 915 (2009).
- [4] E. Magnano, F. Bondino, C. Cepek, F. Parmigiani, M.C. Mozzi. Appl. Phys. Lett. **96**, 152503 (2010).
- [5] S. Kahwaji, R.A. Gordon, E.D. Crozier, T.L. Monchesky. Phys. Rev. B **85**, 014405 (2012).
- [6] M. Hortamani, L. Sandratskii, P. Kratzer, I. Mertig, M. Scheffler. Phys. Rev. B **78**, 104402 (2008).
- [7] S.N. Nikolaev, A.S. Semisalova, V.V. Rylkov, V.V. Tugushev, A.V. Zenkevich, A.L. Vasiliev, E.M. Pashaev, K.Yu. Chernoglazov, Yu.M. Chesnokov, I.A. Likhachev, N.S. Perov, Yu.A. Matveyev, O.A. Novodvorskii, E.T. Kulatov, A.S. Bugaev, Y. Wang, S. Zhou. AIP Advances **6**, 015020 (2016).
- [8] К.Ю. Черноглазов, С.Н. Николаев, В.В. Рыльков, А.С. Семисалова, А.В. Зенкевич, В.В. Тугушев, А.Л. Васильев, Ю.М. Чесноков, Э.М. Пашаев, Ю.А. Матвеев, А.Б. Грановский, О.А. Новодворский, А.С. Веденеев, А.С. Бугаев, А. Драченко, Ш. Жоу. Письма в ЖЭТФ **103**, 7, 539 (2016).
- [9] В.В. Рыльков, С.Н. Николаев, К.Ю. Черноглазов, Б.А. Аронзон, К.И. Маслаков, В.В. Тугушев, Э.Т. Кулатов, И.А. Лихачев, Э.М. Пашаев, А.С. Семисалова, Н.С. Перов, А.Б. Грановский, Е.А. Ганышина, О.А. Новодворский, О.Д. Храмова, Е.В. Хайдуков, В.Я. Панченко. Письма в ЖЭТФ **96**, 4, 272 (2012).
- [10] V.N. Men'shov, V.V. Tugushev, S. Caprara, E.V. Chulkov. Phys. Rev. B **83**, 035201 (2011).
- [11] A.B. Drovosekov, N.M. Kreines, A.O. Savitsky, S.V. Kapelnitsky, V.V. Rylkov, V.V. Tugushev, G.V. Prutskov, O.A. Novodvorskii, E.A. Cherebilo, E.T. Kulatov, Y. Wang, S. Zhou. EPL **115**, 37008 (2016).
- [12] A.B. Drovosekov, N.M. Kreines, A.O. Savitsky, S.V. Kapelnitsky, V.V. Rylkov, V.V. Tugushev, G.V. Prutskov, O.A. Novodvorskii, A.V. Shorokhova, Y. Wang, S. Zhou. J. Magn. Magn. Mater. **429**, 305 (2017).
- [13] T. Nakamura, H. Matsuhashi, Y. Nagatomo. Oki Tech. Rev. **71**, 200, 66 (2004).
- [14] P. Pandey, A.B. Drovosekov, M. Wang, C. Xu, S.N. Nikolaev, K.Yu. Chernoglazov, A.O. Savitsky, N.M. Kreines, K.I. Maslakov, E.A. Cherebilo, V.A. Mikhalevsky, O.A. Novodvorskii, V.V. Tugushev, V.V. Rylkov, M. Helm, S. Zhou. J. Magn. Magn. Mater. **459**, 206 (2018).
- [15] А.Б. Дровосеков, А.О. Савицкий, Н.М. Крейнс, В.В. Рыльков, С.Н. Николаев, К.Ю. Черноглазов, А.Н. Талденков, Е.А. Черобыло, В.А. Михалевский, О.А. Новодворский, К.И. Маслаков, P. Pandey, S. Zhou. ФТТ **60**, 11, 2147 (2018).
- [16] Л.С. Паршина, А.Б. Дровосеков, О.А. Новодворский, О.Д. Храмова, Д.С. Гусев, Е.А. Черобыло, К.Ю. Черноглазов, А.С. Веденеев, В.В. Рыльков. ЖЭТФ **158**, 4, 706 (2020).
- [17] O. Novodvorskii, L. Parshina, O. Khramova, D. Gusev, A. Drovosekov, A. Barkalova, V. Mikhalevsky, E. Cherebilo, V. Rylkov. Chaos Solitons & Fractals **142**, 110457 (2021).

Редактор К.В. Емцев