

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 539.216.2:537.624

ВЛИЯНИЕ БУФЕРНОГО СЛОЯ НА СТРУКТУРУ, МОРФОЛОГИЮ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК Mn_5Ge_3 , СИНТЕЗИРОВАННЫХ НА ПОДЛОЖКАХ Si(111)

© 2024 г. М. В. Рауцкий^a, А. В. Лукьяненко^{a, b}, С. В. Комогорцев^{a, c}, И. А. Соболев^{a, b},
Л. В. Шанидзе^a, И. А. Бондарев^a, М. А. Бондарев^a, Е. В. Еремин^{a, b, c}, И. А. Яковлев^a,
А. Л. Сухачев^a, М. С. Молокеев^a, Л. А. Соловьев^d, С. Н. Варнаков^a, С. Г. Овчинников^{a, b},
Н. В. Волков^a, А. С. Тарасов^{a, b, *}

^aИнститут физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН, Академгородок, 50/38, Красноярск, 660036 Россия

^bСибирский федеральный университет, пр-т Свободный, 79, Красноярск, 660041 Россия

^cСибирский государственный университет науки и технологий им. М.Ф. Решетнева,
пр. им. газеты "Красноярский рабочий", 31, Красноярск, 660037 Россия

^dИнститут химии и химической технологии ФИЦ КНЦ СО РАН, Академгородок, 50/24, Красноярск, 660036 Россия

*e-mail: taras@iph.krasn.ru

Поступила в редакцию 05.07.2024 г.

После доработки 29.07.2024 г.

Принята к публикации 02.08.2024 г.

Исследовано влияние буферного слоя Mn_xGe_y на морфологию, транспортные и магнитные свойства тонких пленок Mn_5Ge_3 , выращенных на подложках Si(111). С помощью рентгеноструктурного анализа и атомно-силовой микроскопии обнаружено, что изменение толщины и строения буферного слоя с градиентным составом Mn_xGe_y позволяет управлять кристаллическим качеством и гладкостью эпитаксиальных пленок. Изменение микроструктуры и рельефа не влияет на температуру фазовых переходов, выявленных из температурных зависимостей удельного сопротивления и намагниченности при 75 К и 300 К. Показано, что особенности формы кривой намагничивания для пленок с различными буферными слоями тесно связаны с неоднородностью пленок по толщине и рельефу при сохранении микромагнитных констант и ориентации оси легкого намагничивания. Была рассчитана величина изменения магнитной части энтропии ΔS , которая составила $2.1 \text{ Дж кг}^{-1} \text{ К}^{-1}$ при 1 Т, что сравнимо с эффектом в гадолинии и превышает эффект в пленках $\text{Mn}_5\text{Ge}_3(001)$, выращенных на подложках GaAs.

Ключевые слова: германиды марганца, тонкие пленки, магнитные свойства, транспортные свойства

DOI: 10.31857/S0015323024120055, **EDN:** IJKGUZ

ВВЕДЕНИЕ

Одной из целей спинтроники является создание более быстрых и менее энергоемких, а также энергонезависимых устройств электроники с повышенной плотностью интеграции за счет использования спиновой степени свободы электрона [1, 2]. Воплощение данной концепции в значительной степени зависит от способности внедрения, управления и обнаружения спин-поляризованных носителей заряда в полупроводнике [3–6]. В поисках новых материалов для спинтроники исследуется множество ферромагнитных металлов [7–11] и соединений [12–15]. Это необходимо для преодоления различных

препятствий спиновой инжекции и детектирования в полупроводниках, а также в гибридных структурах типа ферромагнетик/полупроводник [16–20]. Ферромагнитные силициды или германиды имеют высокие перспективы из-за возможной интеграции в полупроводниковую электронику на основе Si, а также в комплементарную технологию металл — оксид — полупроводник [21]. Одним из таких материалов является гексагональный германид марганца Mn_5Ge_3 [22]. Данный материал имеет настраиваемую температуру магнитного упорядочения, примерно от 200 К до 400 К, за счет замещения как марганца на железо [23], кобальт [23] или алюминий

[24], так и германия на кремний [25], сурьму [26] или углерод [27]. Температура перехода вблизи комнатной и сильное изменение энтропии [28] также делает Mn_5Ge_3 перспективным для магнитокалорических эффектов [29]. Исходя из этого пленки Mn_5Ge_3 можно рассматривать как материал для спиновой калоритроники [30] в мультислойных наноструктурах [31, 32], как источник температурного градиента и/или источник спинового тока или спин-поляризованных электронов для реализации спин-зависимых термоэлектрических эффектов [33].

Для создания новых устройств, основанных на многослойных и гибридных структурах ферромагнетик/полупроводник [34–37], необходимо развивать технологии получения новых материалов на полупроводниковых подложках и понимать влияние условий синтеза на магнитные и транспортные свойства. В случае тонких пленок методы напыления и параметры технологии приготовления критически влияют на итоговые характеристики образцов. Для пленок Mn_5Ge_3 сообщали о влиянии типа [38] и ориентации [39] монокристаллических подложек, толщины буферного слоя [40], температуры осаждения [41] или условий отжига [42]. Дополнительно, контролируемый синтез на подложках кремния осложнен ввиду относительно большого (около 8%) рассогласования параметра решеток Si и Mn_5Ge_3 , а также термодинамически более выгодному формированию силицидов в интерфейсном слое. К основным методам получения пленок Mn_5Ge_3 можно отнести молекулярно-лучевую [43] и твердофазную эпитаксию [44] на подложках германия и, реже, кремния. Синтез на кремнии проводят с использованием толстого буферного слоя Ge, как правило, толщиной более 100 нм [45]. Ранее мы продемонстрировали возможность роста высокоориентированного Mn_5Ge_3 на кремнии с помощью роста градиентного по толщине буферного слоя Mn_xGe_y [46] толщиной около 20–25 нм и исследовали его магнитные свойства [47]. В настоящей работе изучается влияние градиентного буферного слоя Mn_xGe_y на кристаллическое качество, магнитные и транспортные свойства Mn_5Ge_3 .

СИНТЕЗ И МЕТОДЫ ХАРАКТЕРИЗАЦИИ ОБРАЗЦОВ

Пленки германида марганца Mn_5Ge_3 были синтезированы на подложках кремния Si(111) в сверхвысоковакуумной камере Ангара (базовый вакуум 6.5×10^{-8} Па), оснащенной шестью эффузионными ячейками, *in situ* дифракцией отраженных быстрых электронов (ДОБЭ) и одноволновой эллипсометрией. Перед осаждением

подложки отжигали при высокой температуре до получения атомарно чистой поверхности Si, что контролировали с помощью ДОБЭ. Последующую температуру для роста поддерживали на уровне 390 °C или 330 °C. Стехиометрию двухкомпонентной пленки регулировали путем изменения соотношения скоростей испарения марганца и германия $V_{\text{Ge}}:V_{\text{Mn}}$.

В этой работе мы исследуем три типа образцов с различными буферными слоями. Схематическая диаграмма технологического процесса показана на рис. 1. Для образца 1, после осаждения 3 нм при скорости $V_{\text{Mn}} = 0.2$ нм/мин и $V_{\text{Ge}} = 0.33$ нм/мин, следовал слой толщиной 25 нм с равномерным увеличением скорости до $V_{\text{Mn}} = 0.58$ нм/мин. Далее, V_{Mn} уменьшали до 0.3 нм/мин и оставляли неизменной в течение 4 ч 16 мин (около 150 нм), в ходе которых картина ДОБЭ оставалась неизменной и представляла собой “тяжи” (рис. 1a). В образце 2 технология получения буферного слоя и его толщина были изменены: первый подслой напыляли при той же скорости ($V_{\text{Mn}} = 0.2$ нм/мин и $V_{\text{Ge}} = 0.32$ нм/мин), второй слой — при $V_{\text{Mn}} = 0.32$ нм/мин и $V_{\text{Ge}} = 0.18$ нм/мин, а основная пленка — при $V_{\text{Mn}} = 0.44$ нм/мин и $V_{\text{Ge}} = 0.24$ нм/мин в течение 1 ч 22 мин (ориентировочная толщина 55 нм). Согласно картинам ДОБЭ (рис. 1б), на которых отчетливо видно полосы, пленка имеет аналогичное высокое кристаллическое качество, как и образец 1. В образце 3 буферный слой осаждали при комнатной температуре подложки при скорости источников $V_{\text{Mn}} = 0.27$ нм/мин и $V_{\text{Ge}} = 0.14$ нм/мин в течение 1 мин. Затем напыление прекращали и проводили нагрев и отжиг

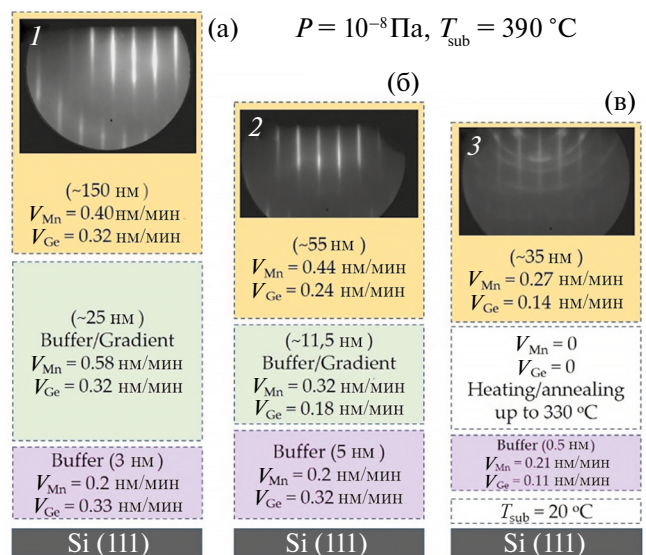


Рис. 1. Схематическая диаграмма процесса синтеза трех образцов.

при 330°C в течение 50 мин. Далее напыление возобновляли на скорости $V_{\text{Mn}} = 0.27$ нм/мин и $V_{\text{Ge}} = 0.14$ нм/мин. После завершения синтеза на картине ДОБЭ можно видеть (рис. 1в): явные полосы от плоских ориентированных областей, кольца от поликристалла и диффузные точки от островков. Толщины всех слоев отмечены на рис. 1.

Более детальную характеризацию структуры образцов проводили с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре PANalytical X'Pert PRO с твердотельным детектором PIXcel и Cu–K α -источником и дифрактометре Наоуан DX-2700ВН с Cu–K α -источником и линейным детектором, а также методами атомно-силовой микроскопии (АСМ), используя NanoInk DPN 5000. Удельное сопротивление измеряли четырехконтактным методом на установке PPMS (Quantum Design). Магнитные свойства исследовали на вибрационном магнитометре LakeShore VSM 8600.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

1. Структура и Морфология

Дифрактограммы исследованных образцов показаны на рис. 2. Идентифицированные пики отмечены индексами плоскостей Mn_5Ge_3 . Дополнительно выявлены пики примесных фаз, соответствующие одной ориентации гексагонального силицида марганца Mn_5Si_3 и двум ориентациям кубического моносилицида марганца MnSi . Помимо максимумов от подложки, наиболее интенсивными являются максимумы (002) и (004), соответствующие плоскости 001 Mn_5Ge_3 . Интенсивность других пиков, соответствующих другим ориентациям кристаллитов, значительно ниже основных, это означает, что все образцы являются высокотекстурированными на ось с гексагонального кристалла, ориентированную параллельно нормали к поверхности пленки. В образцах 2 и 3 ширина на полувысоте для пиков (002) и (004) больше, появляются дополнитель-

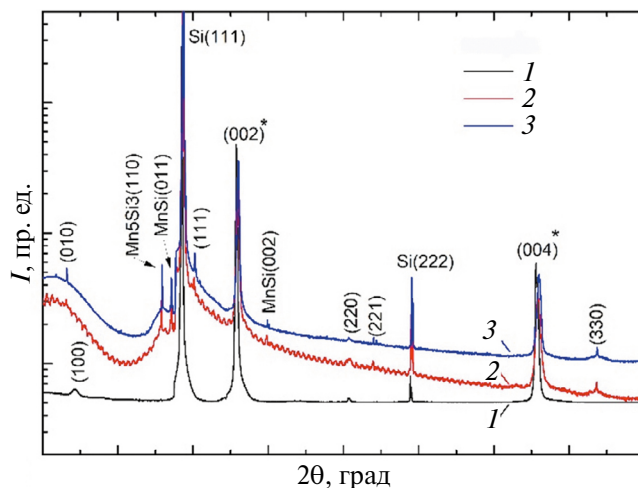


Рис. 2. Дифрактограммы для трех разных образцов. * отмечены наиболее интенсивные пики, идентифицированные как дифракция от плоскости 001 кристалла Mn_5Ge_3 .

ные пики от других ориентаций кристаллитов, а также от кубического MnSi и гексагонального Mn_5Si_3 силицидов марганца. Более того, интенсивность сигнала от этих фаз (MnSi и Mn_5Si_3) увеличивается в образце 3. В итоге, из РСА следует, что кристаллическое качество образца 1 выше остальных.

На АСМ-изображениях (рис. 3) можно заметить значительное различие морфологии поверхности образцов. Латеральный размер неоднородностей рельефа, то есть корреляционная длина (B), у образца 1 примерно в два раза больше, чем у образца 2. В образце 3 размер B близок к таковому у образца 2, а также наблюдается появление более мелких неоднородностей в рельефе. Средняя шероховатость у образца 3 $R_a(3) = 2.4$ нм практически в два раза выше, чем у образца 2 $R_a(2) = 1.2$ нм.

Основываясь на данных ДОБЭ, РСА и АСМ, можно заключить, что уменьшение толщины буферного слоя от 20–30 нм до 10–15 нм приводит к уменьшению размеров неоднородностей рельефа и появлению небольшого количества силицидов марганца. Исходя из АСМ, обра-

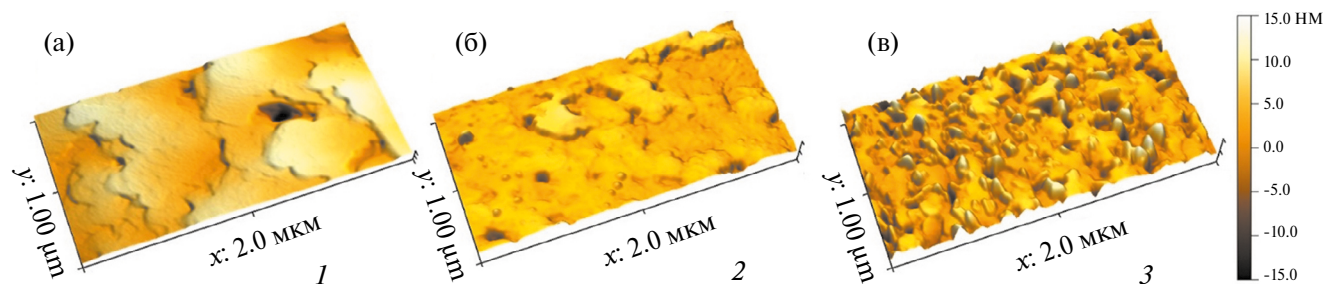


Рис. 3. АСМ-изображения поверхности образцов 1 (а), 2 (б) и 3 (в).

зец 2, как и 1, имеет однородную поверхность (рис. 3б). На основании этого можно предположить, что MnSi и Mn_5Si_3 , выявленные с помощью РСА в образце 2, располагаются вблизи интерфейса пленка/подложка. Сильное утоньшение буферного слоя до 1 нм в образце 3 приводит к увеличению включений силицидов марганца и ухудшению кристаллического качества, что сказывается на шероховатости поверхности. Различие в морфологии поверхности должно отражаться на физических свойствах пленок, в частности, на удельном сопротивлении.

II. Температурное поведение удельного сопротивления и намагниченности

Температурные зависимости удельного сопротивления $\rho(T)$ и его производной представлены на рис. 4. Все пленки имеют близкое удельное сопротивление при 4 К, величина которого хорошо согласуется с данными для других пленок Mn_5Ge_3 [48]. Образцы 1 и 2 демонстрируют практически одинаковое поведение в диапазоне от 4 К до 100 К. Более низкое удельное сопротивление обусловлено шунтированием тока подложкой. В эксперименте использовали два типа подложек: p -Si(111), легированная бором, с удельным сопротивлением 0.02–0.04 Ом·см для образца 1 и n -Si(111), легированная фосфором, с удельным сопротивлением 3000–7000 Ом·см для образцов 2 и 3. С этой же причиной связан эффект “переключения каналов проводимости” [49, 50, 51], наблюдающийся для образца 1 при температуре около 215 К. Выше этой температуры ток бежит преимущественно по подложке. Также следует отметить более пологую кривую $\rho(T)$ для образца 3, в сравнении с остальными, что обычно связывают с большим вкладом рас-

сеяния на примесях при низких температурах. В нашем случае это хорошо коррелирует с малыми размерами неоднородностей в рельефе.

Анализируя производную удельного сопротивления $d\rho(T)/dT$, можно отследить фазовые переходы. При температуре 300 К для всех образцов наблюдается особенность, соответствующая температуре магнитного упорядочения. Следует отметить, что для образца 3, обладающего буферным слоем наименьшей толщины, скачок производной наименее ярко выражен, что, очевидно, связано с его пониженным кристаллическим качеством и высокой шероховатостью. Можно предположить, что в образце 3 рассеяние носителей заряда на дефектах преобладает над рассеянием на магнитных ионах. Кроме того, при температуре около 75 К наблюдается другая аномалия, что указывает на наличие еще одного перехода. Согласно работам [52, 53] в низких температурах могут наблюдаться более сложные магнитные структуры в сравнении с однородной ферромагнитной структурой (магнитные моменты ионов марганца в двух разных позициях различны). Переход в области 75 К может быть связан с перестроением между низко- и высокотемпературной модификацией структуры. Данная особенность неярко прослеживается на температурной зависимости намагниченности только для образца 1 (вставка на рис. 4б). Для образца 3 такого типа аномалия слабо прослеживается, наиболее вероятно, вследствие дефектности структуры образца, тем самым данный переход плохо выражен. Однако ни для одной из пленок не наблюдается дополнительных транспортных эффектов ниже 50 К, что обычно характерно для кубических моносилицидов и моногерманидов с

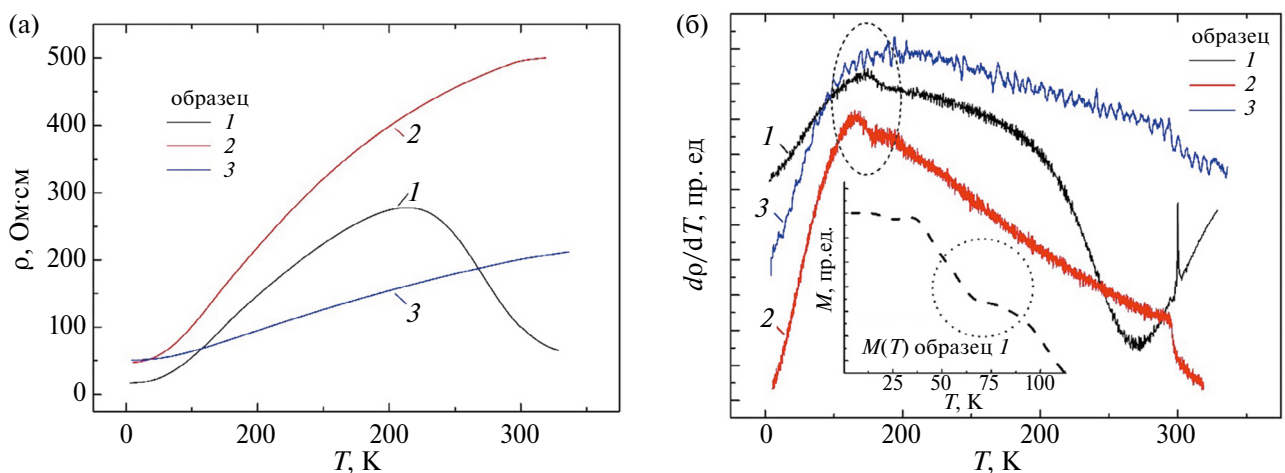


Рис. 4. Температурные зависимости удельного сопротивления (а), его производной (б) и намагниченности (на вставке) для пленок Mn_5Ge_3 .

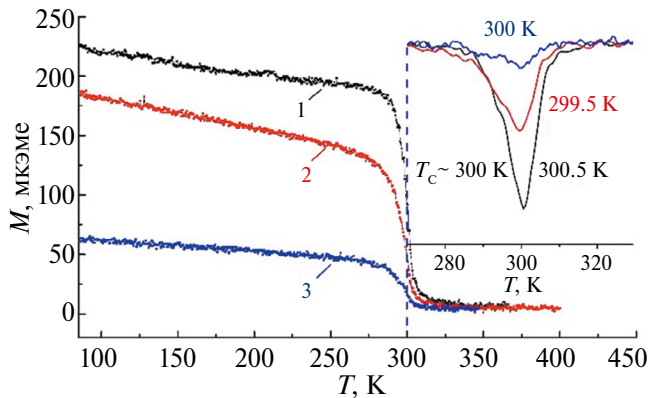


Рис. 5. Температурные зависимости намагниченности $M(T)$ в поле 100 Э для трех образцов. На вставке показаны производные dM/dT .

геликоидальной магнитной структурой [54]. Также вблизи 105 К, что является температурой магнитного упорядочения Mn_5Si_3 , дополнительных особенностей не обнаружено ни на зависимости $d\rho(T)/dT$, ни на температурной зависимости намагниченности $M(T)$ (рис. 5). Все это может указывать на отсутствие относительно толстых интерфейсных слоев (больше нескольких нм) с паразитной магнитной фазой MnSi и/или Mn_5Si_3 .

Температура перехода в парамагнитное состояние была установлена из прямых измерений намагниченности (рис. 5) и составила 300 К для всех образцов, что подтверждает данные транспортных измерений. На рис. 6 показаны полевые зависимости намагниченности $M(H)$ для образца 1, измеренные при приложении поля параллельно и перпендикулярно плоскости пленки.

III. Кривые намагничивания

Для всех образцов намагниченность насыщения M_s составила около 1000 ± 70 эме/см³ (1000 ± 70 кА/м) при $T=100$ К, что хорошо соотносится с $M_s = 1070$ эме/см³ для объемных монокристаллов [55], а также со значениями для тонких пленок [56]. Петли гистерезиса в поле, ориентированном вдоль плоскости пленки (рис. 6), имеют вид, характерный для пленок в закритическом состоянии [57–59].

Это состояние возникает в пленках с магнитной анизотропией типа ось легкого намагничивания, перпендикулярной пленке, вследствие чего реализуется страйп-структура намагниченности в малых полях. При этом характерная форма кривой намагничивания, например, на нисходящей ветви петли, отражает эволюцию микромагнитного состояния от квазиоднородного (не содержащего замыкающих магнитных доменов) выше поля насыщения H_s до возникновения и развития страйп-структуры в нулевом

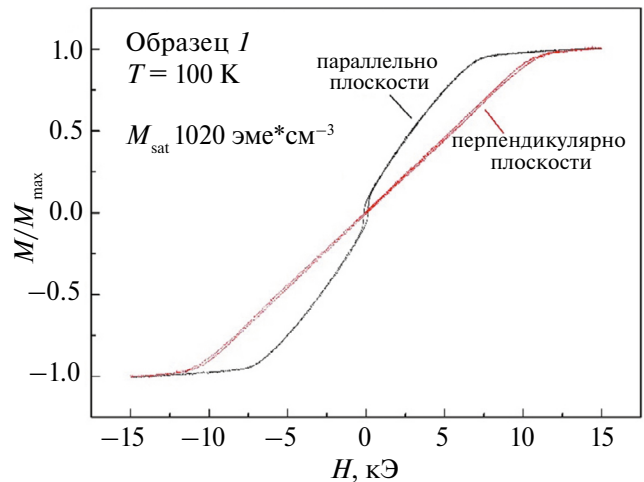


Рис. 6. Полевые зависимости намагниченности $M(H)$ образца 1 при температуре 100 К в магнитном поле, параллельном и перпендикулярном плоскости пленки.

поле [57]. Поле насыщения H_s здесь связано с магнитными константами и параметрами пленки уравнением [57]:

$$1 - \frac{H_s}{H_p} = 2\pi \sqrt{\frac{2A}{H_{0p}M_s}} \cdot L^{-1} \left[1 + \frac{H_p}{4\pi M_s} \right]^{-1/2}. \quad (1)$$

Здесь L — толщина пленки, A — обменная жесткость, M_s — намагниченность насыщения, H_p — поле перпендикулярной анизотропии ($H_p = 2K_p / M_s$). Величины H_s и M_s были определены из петель $M(H)$ (рис. 6 и данные [47]), константа $A = 0.42 \cdot 10^{-6}$ эрг/см взята из работы [60]. С помощью уравнения (1) мы оценили H_p и константу магнитной анизотропии K_p . Обнаруженное хорошее согласие перпендикулярной магнитной анизотропии пленки с константой магнитной анизотропии K_1 монокристалла Mn_5Ge_3 [61] свидетельствует о том, что ось легкого намагничивания пленки совпадает с гексагональной осью кристалла — эпитаксиального слоя Mn_5Ge_3 . Однако, как показывает рис. 7а, не всегда удается наблюдать излом на кривой намагничивания и таким образом определить поле насыщения H_s . Учитывая данные АСМ, можно ожидать, что морфология и микроструктура должны вносить значительный вклад в магнитное поведение пленок.

Предполагая, что исчезновение четко наблюдаемого излома связано с некой неоднородностью образца, приводящей к неоднородности H_s , мы провели описание ветви кривых намагничивания, данных на рис. 7а, согласно следующей процедуре:

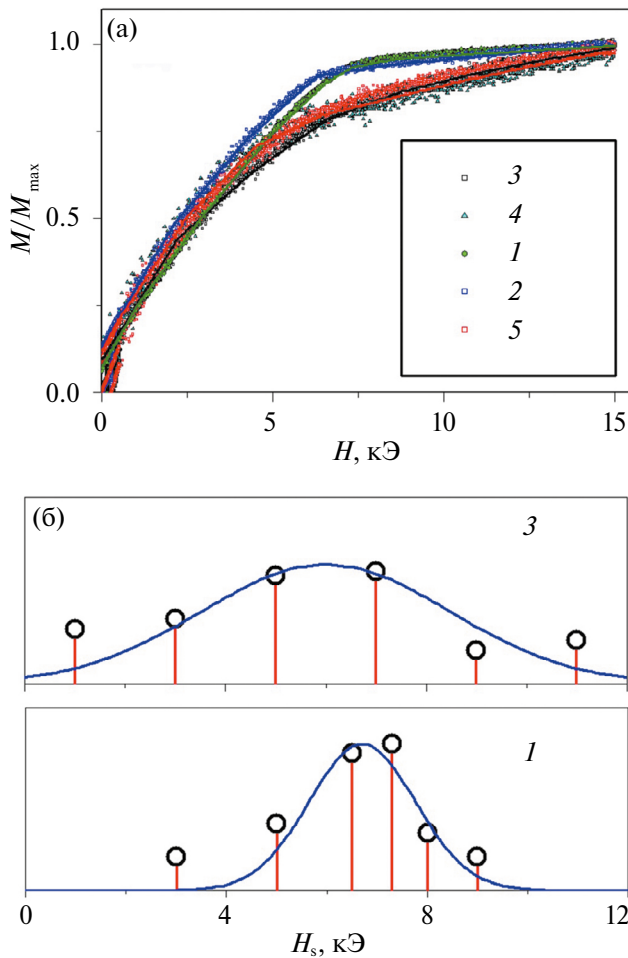


Рис. 7. Кривые намагничивания пленок и их описание (сплошные линии) выражением (2) — а; неоднородность поля H_s , определенная с помощью описания кривых намагничивания выражением (2), на примере образцов **3** и **1** (высота столбца соответствует статистическому весу f_i участка пленки, характеризующегося полем H_{si}) — б.

$$M(H) = \begin{cases} M_s \sum f_i \cdot \left(\frac{M_r}{M_s} + \frac{H}{H_{si}} \left(1 - \frac{M_r}{M_s} \right) \right), & |H| < H_{si} \\ M_s, & |H| > H_{si} \end{cases}, \quad (2)$$

где M_s — намагниченность насыщения, H_{si} — парциальное поле насыщения, f_i — статистический вес участка пленки, характеризующегося полем H_{si} . Описание кривой намагничивания таким образом (см. сплошную линию на рис. 7а) позволило как оценить среднюю величину H_s , так и количественно оценить неоднородность этого параметра δH_s (рис. 7б). Уравнение (1) удовлетворительно описывает данные по H_s для пленок различных толщин в предположении, что микромагнитные константы и ориентация оси легкого намагничивания материала всех пленок одинаковы (рис. 8). В частности, из этого

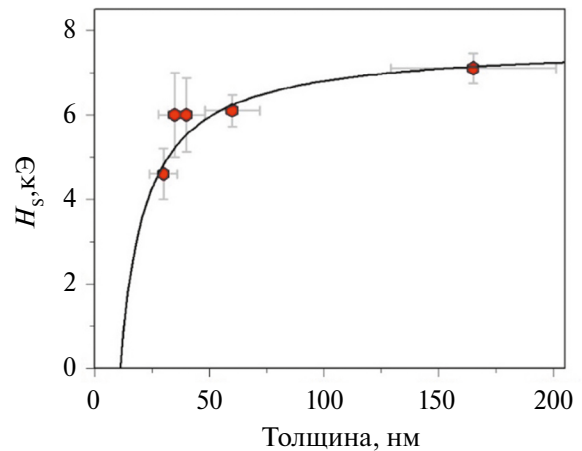


Рис. 8. Поле насыщения H_s для пленок различных толщин. Сплошная линия — уравнение (1).

следует, что ось c для всех пленок хорошо соответствует нормали к поверхности пленки.

Таким образом, можно предположить, что кривая намагничивания исследуемых пленок во многом определяется толщиной пленок, при этом локальная неоднородность толщины также влияет на $M(H)$. В частности, уравнение (1) показывает, что неоднородность локальной толщины пленки будет приводить к неоднородности величины H_s . Дополнительный статистический анализ морфологии пленок по площади 100 мкм² позволил найти параметры, характеризующие гладкость пленок и коррелирующие с неоднородностью парциального поля насыщения δH_s . Помимо средней шероховатости A были рассчитаны корреляционная длина B и их отношения к толщине A/L и B/L , данные представлены в таблице 1. Действительно, из таблицы видно, что образцы **1** и **2** с наименьшей неоднородностью толщины (0.02) и гладкостью рельефа (0.04 и 0.02, соответственно), характеризуются также наибольшей однородностью H_s (0.07 и 0.10, соответственно) и, как следствие, четко определенным изломом на $M(H)$. Образцы **4** и **5**, добавленные для проверки модели описания кривых намагничивания, синтезированы без буферного слоя при комнатной температуре и при 390°C, соответственно. Это привело к тому, что они, как и образец **3**, имеют схожие параметры рельефа и, как следствие, форму $M(H)$.

IV. Магнитокалорические свойства

Дополнительно из полевых зависимостей $M(H)$ был оценен экстенсивный магнитокалорический эффект (МКЭ), т. е. изменение энтропии в изотермических условиях, с помощью уравнения Максвелла для связи между намагниченностью и энтропией:

Таблица 1. Параметры рельефа пленок (A — средняя шероховатость; B — корреляционная длина; L — толщина) в сопоставлении с параметрами магнитной неоднородности пленок

Образец	A , нм	B , нм	L , нм	a/L	b/L	$\delta H_s / H_s$
1	4.03	132	165	0.02	0.04	0.07
2	0.96	69	60	0.02	0.02	0.10
3	2.30	34	40	0.06	0.09	0.18
4	5.50	60	35	0.16	0.12	0.31
5	4.85	67	30	0.16	0.10	0.17

Таблица 2. Максимальное изменение энтропии $|\Delta S|$, нормированное на 1 Т, и температура T_s , при которой это наблюдается, для пленок Mn_5Ge_3 и других материалов

Пленка/подложка или объемный материал	Направление поля	$ \Delta S $, Дж кг ⁻¹ К ⁻¹	T_s , К	Ссылка
$Mn_5Ge_3(001)/Si(111)$ образец 1	$H \parallel ab \parallel IP$	2.10	300	
$Mn_5Ge_3(001)/Si(111)$ образец 2	$H \parallel ab \parallel IP$	1.90	300	
$Mn_5Ge_3(001)/Si(111)$ образец 3	$H \parallel ab \parallel IP$	1.75	300	
$Mn_5Ge_3(001)/GaAs(111)$	$H \parallel ab \parallel IP$	1.75	290	[39]
Монокристалл Mn_5Ge_3	$H \parallel ab$	2.15	296	[61]
Монокристалл Mn_5Ge_3	$H \parallel c$	2.5	296	[61]
Gd/Si(001)	$H \parallel IP$	2.5	293	[62]
Tb(001)/Nb/Al ₂ O ₃	$H \parallel a \parallel IP$	3.14	232	[63]

$$\left(\frac{\partial S}{\partial H}\right)_T = \left(\frac{\partial M}{\partial T}\right)_H. \quad (3)$$

Из уравнения (3) можно получить выражения для численной оценки изменения энтропии ΔS в ходе магнитного упорядочения

$$\begin{aligned} \Delta S_m(T, \Delta H) &= \int_{H_i}^{H_f} \left(\frac{\partial M}{\partial T}\right)_H dH = \\ &= \frac{1}{T_{i+1} - T_i} \int_0^H [M(T_{i+1}, H) - M(T_i, H)] dH. \end{aligned} \quad (4)$$

Результаты расчетов МКЭ из изотерм намагниченности в поле до $H = 15$ кЭ представлены на рис. 9. Для расчетов использована табличная плотность Mn_5Ge_3 , составляющая 7.45 г/см³. Максимальная величина $|\Delta S| = 3.157 \pm 0.221 \cdot 10^5$ эрг·г⁻¹·К⁻¹ (3.157 ± 0.221 Дж·кг⁻¹·К⁻¹) наблюдается для образца **1** при 300 К, т. е. при температуре упорядочения. Для сравнения полученной для пленок Mn_5Ge_3 ΔS с МКЭ в монокристалле и других материалах величины, представленные в табл. 2, нормированы на 1 Т. В среднем наблюдаемая нами величина эффекта для трех образцов близка к таковой в монокристалле, что говорит о высоком структурном качестве пленок. Для более неоднородного по толщине и шерохо-

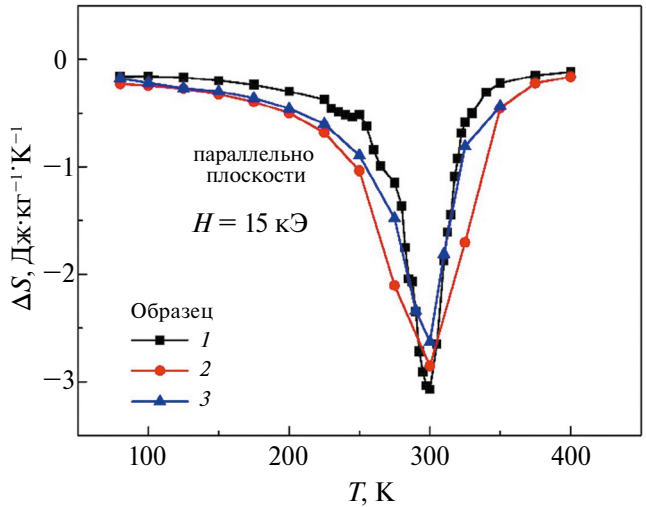


Рис. 9. Изменение магнитной энтропии ΔS в трех разных образцах Mn_5Ge_3/Si , рассчитанное из кривых намагничивания, измеренных в поле до 15 кЭ, приложенном параллельно плоскости пленки в направлении $[001]$ Mn_5Ge_3 .

ватого образца **3** ожидаемо наблюдается снижение величины ΔS . Сравнивая величину МКЭ с литературными данными, можно отметить, что рассчитанный МКЭ сравним с гадолинием [62] и превышает эффект в пленках $Mn_5Ge_3(001)$, выращенных на подложках GaAs [39]. Кроме того,

для всех образцов обнаружена анизотропия МКЭ, ΔS при приложении магнитного поля в плоскости пленки больше примерно на 10%, чем при приложении поля параллельно нормали к пленке, то есть вдоль оси c кристалла. Однако в монокристалле наблюдается противоположная ситуация, МКЭ вдоль оси c выше [61]. Мы полагаем, что причиной этому является то, что эффективная магнитная анизотропия образца определяется не только магнитокристаллической анизотропией, но и анизотропией формы образца.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изменение условий синтеза буферного слоя $Mn_x(Ge, Si)_y$ приводит к изменениям микроструктуры и морфологии тонких пленок Mn_5Ge_3 . Согласно ДОБЭ и РСА, получение буферного слоя при комнатной температуре с последующим отжигом ведет к повышенному образованию кубической фазы $Mn(Ge, Si)$ и, вероятно, увеличению содержания кремния в буферном слое, а также появлению дополнительных ориентаций, помимо $Mn_5Ge_3(001)$. Снижение толщины буферного слоя приводит к образованию чистой фазы гексагонального силицида марганца Mn_5Si_3 в интерфейсном слое. При этом морфология пленок претерпевает сильные изменения.

Температура Кюри T_C , установленная из магнитных и транспортных измерений, для всех образцов совпадает в пределах ошибки и составляет 300 К, что соответствует T_C монокристалла. Намагниченность насыщения близка к таковой для монокристаллов. Кроме того, для более высокоориентированных образцов обнаружена еще одна температура перехода (вблизи 80 К), характерная для Mn_5Ge_3 and Mn_5Si_3 . Дополнительных низкотемпературных особенностей не было выявлено, что указывает на незначительную концентрацию кубической фазы $Mn(Ge, Si)$. Основное различие пленок Mn_5Ge_3 , выращенных на упрощенном буферном слое или без него, заключается в изменении морфологии (размеров и формы неоднородностей поверхности). Показано, что изменение формы кривой намагничивания для синтезированных структур $Mn_5Ge_3(001)/Si(111)$ связано только с неоднородностью толщины и рельефа пленок.

Рассчитан экстенсивный магнитокалорический эффект, который составил $2.1 \text{ Дж кг}^{-1} \text{ К}^{-1}$ при 1 Т, что сравнимо с эффектом в гадолинии и превышает эффект в пленках $Mn_5Ge_3(001)$, выращенных на подложках GaAs. Мы надеемся, что наша работа будет полезна для развития технологий синтеза ферромагнитных пленок на подложках кремния, что, в свою очередь, важно для спинтроники.

Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда №23-22-10033, <https://rscf.ru/project/23-22-10033/>, Красноярского краевого фонда науки.

Авторы выражают благодарность за предоставленное оборудование Красноярскому региональному центру коллективного пользования ФИЦ КНЦ СО РАН и лаборатории магнитных МАХ материалов, созданной в ходе реализации Мегатранта (соглашение № 075-15-2019-1886).

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Žutić I., Fabian J., Sarma S.D. Spintronics: Fundamentals and applications // *Rev. Mod. Phys.* 2004. V. 76(2). P. 323.
2. Ustinov V.V., Yasyulevich I.A., Bebenin N.G. Playing Pure Spin Current in Helimagnets: Toward Chiral Spin-Orbitronics // *Phys. Met. Metal.* 2023. V. 124(14). P. 1745–1767.
3. Bhatti S., Sbiaa R., Hirohata A., Ohno H., Fukami S., Piramanayagam S.N. Spintronics based random access memory: A review // *Mater. Today.* 2017. V. 20. P. 530–548.
4. Jansen R. Silicon spintronics // *Nat. Mater.* 2012. V. 11. P. 400–408.
5. Liu W., Wong P.K.J., Xu Y. Hybrid spintronic materials: Growth, structure and properties // *Prog. Mater. Sci.* 2019. V. 99. P. 27–105.
6. Bebenin N.G. Spin Diffusion and Oscillations of the Magnetization at High-Frequency Spin Injection // *JETP Letters.* 2023. V. 118(5). P. 336–338.
7. Izmozherov I.M., Baikenov E.Z., Zverev V.V. Transformations of the Domain-Wall Fine Structure in the Course of Magnetization Change Processes in Co (0001) Film // *Phys. Met. Metal.* 2021. V. 122(3). P. 213–222.
8. Fomin L.A., Malikov I.V., Berezin V.A. Magnetoresistance of Co_2FeAl Films on the A-Plane of Sapphire // *J. Surf. Invest.: X-Ray, Synchrotron Neutron Tech.* 2022. V. 16(2). P. 448–452.
9. Tarasov A.S., Rautskii M.V., Lukyanenko A.V., Volochaev M.N., Eremin E.V., Korobtsov V.V., Balashev V.V., Vikulov V.A., Solovyov L.A., Volkov N.V. Magnetic, transport, and magnetotransport properties of the textured Fe_3O_4 thin films reactively deposited onto SiO_2/Si // *J. Alloys Compd.* 2016. V. 688. P. 1095–1100.
10. Edelman I., Esters M., Johnson D.C., Yurkin G., Tarasov A., Rautsky M., Volochaev M., Lyashchenko S., Ivantsov R., Petrov D., Solovyov L.A. The competition between magnetocrystalline and shape anisotropy on the magnetic and magneto-transport properties of crystallographically aligned $CuCr_2Se_4$ thin films // *J. Magn. Mater.* 2016. V. 443. P. 107–115.
11. Balashev V.V., Ermakov K.S., Samardak K.S., Ognev A.V., Samardak A.V., Komogortsev A.V., Volochaev M.N., Tarasov A.S., Korobtsov A.S. Crystal texture-depen-

- dent magnetic and magnetotransport properties of half-metallic Fe_3O_4 films grown on oxidized Si substrates by reactive deposition // *Phys. Rep.* 2020. V. 815. P. 152398.
12. *Marchenkov V.V., Irkhin V.Y.* Half-Metallic Ferromagnets, Spin Gapless Semiconductors, and Topological Semimetals Based on Heusler Alloys: Theory and Experiment // *Phys. Metals Metal.* 2021. V. 122. P. 1133–1157.
 13. *Buchelnikov V.D., Baigutlin D.R., Sokolovskiy V.V., Miroshkina O.N.* The Influence of Exchange Correlation Effects on the Stabilization of the Half-Metallic Properties of Mn_2VAl and Mn_2VSi Alloys // *Phys. Metals Metallogr.* 2023. V. 124. P. 118–125.
 14. *Samardak A.S., Kolesnikov A.G., Davydenko A.V., Steblii M.E., Ognev A.V.* Topologically Nontrivial Spin Textures in Thin Magnetic Films // *Phys. Metals Metallogr.* 2022. V. 123. P. 238–260.
 15. *Chaala R., Bensaid D., Doumi D., Hebri S., Bouzouira N., Azzaz Y.* The Preservation of the Half-Metallicity during the Substitution of Manganese in $\text{Ba}_{1-x}\text{Mn}_x\text{O}$ Alloy // *Phys. Met. Metal.* 2021. V. 122. P. 1272–1278.
 16. *Tarasov A.S., Lukyanenko A.V., Tarasov I.A., Bondarev I.A., Smolyarova T.E., Kosyrev N.N., Komarov V.A., Yakovlev I.A., Volochev M.N., Soloviyov L.A., Shemukhin A.A.* Approach to form planar structures based on epitaxial $\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x$ films grown on Si (111) // *Thin Solid Films.* 2017. V. 642. P. 20–24.
 17. *Tarasov A.S., Bondarev I.A., Rautskii M.V., Lukyanenko A.V., Tarasov I.A., Varnakov S.N., Ovchinnikov S.G., Volkov N.V.* Room Temperature Spin Accumulation Effect in Boron Doped Si Created by Epitaxial $\text{Fe}_3\text{Si}/\text{p-Si}$ Schottky Contact // *J. Surf. Investig.* 2018. V. 12. P. 633–637.
 18. *Tarasov A.S., Lukyanenko A.V., Bondarev I.A., Rautskii M.V., Baron F.A., Smolyarova T.E., Yakovlev I.A., Varnakov S.N., Ovchinnikov S.G., Volkov N.V.* Fabrication and DC/AC Characterization of 3-Terminal Ferromagnet/Silicon Spintronics Devices // *J. Semiconductors.* 2018. V. 52. P. 1875–1878.
 19. *Tarasov A.S., Lukyanenko A.V., Rautskii M.V., Bondarev I.A., Smolyakov D.A., Tarasov I.A., Yakovlev I.A., Varnakov S.N., Ovchinnikov S.G., Baron F.A. and Volkov N.V.* Spin-dependent electrical hole extraction from low doped p-Si via the interface states in a $\text{Fe}_3\text{Si}/\text{p-Si}$ structure // *Semicond. Sci. Technol.* 2019. V. 34(3). P. 035024.
 20. *Тарасов А.С., Лукьяненко А.В., Бондарев И.А., Яковлев И.А., Варнаков С.Н., Овчинников С.Г., Волков Н.В.* Эффект спиновой аккумуляции в эпитаксиальной структуре $\text{Fe}_3\text{Si}/\text{n-Si}$ и влияние на него электрического смещения // *Письма в ЖТФ.* 2020. V. 46(13). P. 43–46.
 21. *Nikonov D.E., Young I.A.* Overview of Beyond-CMOS Devices and a Uniform Methodology for Their Benchmarking // *Proc. IEEE* 2013. V. 101. P. 2498–2533.
 22. *Spiesser A., Saito H., Jansen R., Yuasa S., Ando K.* Large spin accumulation voltages in epitaxial Mn_5Ge_3 contacts on Ge without an oxide tunnel barrier // *Phys. Rev. B.* 2014. V. 90. P. 205–213.
 23. *Kim Y., Kang K.H., Kim J.H., Kim E.J., Choi K., Han W.B., Kim H.S., Oh Y., Yoon C.S.* Magnetocaloric refrigerant with wide operating temperature range based on $\text{Mn}_{5-x}\text{Ge}_3(\text{Co}, \text{Fe})_x$ composite // *J. Alloys Compd.* 2015. V. 644. P. 464.
 24. *Zheng T.F., Shi Y.G., Fan J.Y., Shi D.N., Tang S.L., Lv L.Y., Zhong W.* Critical behavior and the universal curve for magnetocaloric effect in textured $\text{Mn}_5\text{Ge}_{3-x}\text{Al}_x$ ribbons // *J. Appl. Phys.* 2013. V. 113. P. 17A944.
 25. *Zhao F.Q., Dagula W., Tegus O., Buschow K.H.J.* Magnetic-entropy change in $\text{Mn}_5\text{Ge}_{3-x}\text{Si}_x$ alloys // *J. Alloys Compd.* 2006. V. 416. P. 43–45.
 26. *Songlin, Dagula W., Tegus O., Brück E., De Boer F.R., Buschow K.H.J.* Magnetic and magnetocaloric properties of $\text{Mn}_5\text{Ge}_{3-x}\text{Sb}_x$ // *J. Alloys Compd.* 2002. V. 377(1–2). P. 269–271.
 27. *Spiesser A., Slipukhina I., Dau M.T., Arras E., Le Thanh V., Miché L., Pochet P., Saito H., Yuasa S., Jamet M., Derrien J.* Control of magnetic properties of epitaxial $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_x$ films induced by carbon doping // *Phys. Rev. B.* 2011. V. 84. P. 165–203.
 28. *Rathi A., Verma A.K., Gahtori B., Gautam A., Pant R.P., Babu P.D., Basheed G.A.* Field dependence of magnetic entropy change in Mn_5Ge_3 near room temperature // *J. Alloys Compd.* 2011. V. 876. P. 159908.
 29. *Emelyanova S.M., Bebenin N.G., Dyakina V.P., Chistyakov V.V., Dyachkova T.V., Tyutyunnik A.P., Wang R.L., Yang C.P., Sauerzopf F., Marchenkov V.V.* Magnetocaloric Effect in $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{36}\text{Sb}_{14-x}\text{Z}_x$ ($\text{Z} = \text{Al}, \text{Ge}; x = 0, 2$) Heusler Alloys // *Phys. Met. Metallogr.* 2018. V. 119. P. 121–126.
 30. *Slonczewski, J.C.* Initiation of spin-transfer torque by thermal transport from magnons // *Phys. Rev. B.* 2010. V. 82(5). P. 054403.
 31. *Bauer G.E., Saitoh E., Van Wees B.J.* Spin caloritronics // *Nat. Mater.* 2012. V. 11(5). P. 391–9.
 32. *Naumova L.I., Bebenin N.G., Zavornitsyn R.S., Milyaev M.A., Maksimova I.K., Proglyado V.V., Ustinov V.V.* Longitudinal Magnetoresistance of Ta/Dy/Ta Nanostructures // *Phys. Metals Metal.* 2023. V. 124. P. 1768–1775.
 33. *Hu J., Ernst B., Tu S., Kuveždić M., Hamzić A., Tafra E., Basletić M., Zhang Y., Markou A., Felser C., Fert A.* Anomalous Hall and Nernst effects in Co_2TiSn and $\text{Co}_2\text{Ti}_{0.6}\text{V}_{0.4}\text{Sn}$ Heusler thin films // *Phys. Rev. Appl.* 2018. V. 10(4). P. 044037.
 34. *Lukyanenko A.V., Tarasov A.S., Shanidze L.V., Volochev M.N., Zelenov F.V., Yakovlev I.A., Bondarev I.A., Volkov N.V.* Technique for Fabricating Ferromagnetic/Silicon Active Devices and Their Transport Properties // *J. Surf. Investig.* 2021. V. 15. P. 65–69.
 35. *Tarasov A.S., Tarasov I.A., Yakovlev I.A., Rautskii M.V., Bondarev I.A., Lukyanenko A.V., Platonov M.S., Volochev M.N., Efimov D.D., Goikhman A.Y., Belyaev B.A.* Asymmetric Interfaces in Epitaxial Off-Stoichiometric $\text{Fe}_{3+x}\text{Si}_{1-x}/\text{Ge}/\text{Fe}_{3+x}\text{Si}_{1-x}$ Hybrid Structures: Effect on Magnetic and Electric Transport Properties // *Nanomaterials.* 2021. V. 12(1). P. 131.
 36. *Naumova L.I., Zavornitsyn R.S., Milyaev M.A., Devyatnikov D.I., Rusalina A.S., Krinitsyna T.P., Pavlova A.Y., Proglyado V.V., Ustinov V.V.* Helimagnetic

- and Crystallographic Growth Textures of Dysprosium Nanolayers on $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$, Nb, and β -Ta Buffer Layers // *Phys. Metals Metal.* 2023. V. 124. P. 763–773.
37. Tarasov A.S., Lukyanenko A.V., Yakovlev I.A., Tarasov I.A., Bondarev I.A., Sukhachev A.L., Shanidze L.V., Smolyakov D.A., Varnakov S.N., Ovchinnikov S.G., Volkov N.V. Ferromagnetic Silicides and Germanides Epitaxial Films and Multilayered Hybrid Structures: Synthesis, Magnetic and Transport Properties // *Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys.* 2023. V. 87(Suppl 1). P. S133–S146.
 38. Dung D.D., Odkhuu D., Le Vinh T., Cheol Hong S., Cho S. Strain-induced modification in the magnetic properties of Mn_5Ge_3 thin films // *J. Appl. Phys.* 2013. V. 114. P. 073906.
 39. de Oliveira R.C., Demaille D., Casaretto N., Zheng Y.J., Marangolo M., Mosca D.H., Varalda J. Magnetic and structural properties of $\text{Mn}_{5+x}\text{Ge}_{3+y}$ thin films as a function of substrate orientation // *J. Appl. Phys.* 2021. V. 539. P. 168325.
 40. Yasasun B.T., Onel A.C., Aykac I.G., Gulgun M.A., Arslan L.C. Effect of Ge layer thickness on the formation of Mn_5Ge_3 thin film on Ge/Si(111) // *J. Magn. Magn. Mater.* 2018. V. 473. P. 348–354.
 41. Petit M., Michez L., Dutoit C.E., Bertaina S., Dolocan V.O., Heresanu V., Stoffel M., Le Thanh V. Very low-temperature epitaxial growth of Mn_5Ge_3 and $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.2}$ films on Ge (111) using molecular beam epitaxy // *Thin Solid Films.* 2018. V. 589. P. 427–432.
 42. Spiesser A., Le Thanh V., Bertaina S., Michez L.A. Thermal stability of epitaxial Mn_5Ge_3 and carbon-doped Mn_5Ge_3 films // *Appl. Phys. Lett.* V. 2011. 99(12). P. 427–432.
 43. Olive-Mendez S., Spiesser A., Michez L.A., Le Thanh V., Glachant A., Derrien J., Devillers T., Barski A., Jamet M. Epitaxial growth of $\text{Mn}_5\text{Ge}_3/\text{Ge}$ (111) heterostructures for spin injection // *Thin Solid Films.* 2011. V. 517(1). P. 191–196.
 44. Spiesser A., Olive-Mendez S.F., Dau M.T., Michez L.A., Watanabe A., Le Thanh V., Glachant A., Derrien J., Barski A., Jamet M. Effect of thickness on structural and magnetic properties of Mn_5Ge_3 films grown on Ge (111) by solid phase epitaxy // *Thin Solid Films.* 2010. V. 518(6). P. S113–S117.
 45. Bechler S., Kern M., Funk H.S., Colston G., Fischer I.A., Weißhaupt D., Myronov M., van Slageren J., Schulze J. Formation of Mn_5Ge_3 by thermal annealing of evaporated Mn on doped Ge on Si (111) // *Semicond. Sci. Technol.* 2018. V. 33(9). P. 095008.
 46. Yakovlev I., Tarasov I., Lukyanenko A., Rautskii M., Solovyov L., Sukhachev A., Volochaev M., Efimov D., Goikhman A., Bondarev I., Varnakov S. Sublayer-Enhanced Growth of Highly Ordered Mn_5Ge_3 Thin Film on Si(111) // *Nanomaterials.* 2022. V. 12. P. 4365.
 47. Tarasov A.S., Komogortsev S.V., Lukyanenko A.V., Yakovlev I.A., Tarasov I.A., Sukhachev A.L., Rautskii M.V., Solovyov L.A., Andryushchenko T.A., Bondarev I.A., Varnakov S.N. Structure, magnetic and magnetocaloric properties of the Mn_5Ge_3 thin film grown on Si(111) // *J. Mater. Sci.* 2024. P. 1–14.
 48. Sürgers C., Fischer G., Winkel P., Löhneysen H.V. Magnetotransport in ferromagnetic Mn_5Ge_3 , $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{C}_{0.8}$, and $\text{Mn}_5\text{Si}_3\text{C}_{0.8}$ thin films // *Phys. Rev. B.* 2014. V. 90(10). P. 104421.
 49. Volkov N.V., Tarasov A.S., Eremin E.V., Varnakov S.N., Ovchinnikov S.G., Zharkov S.M. Magnetic-field- and bias-sensitive conductivity of a hybrid $\text{Fe}/\text{SiO}_2/\text{p-Si}$ structure in planar geometry // *J. Appl. Phys.* 2011. V. 109(12).
 50. Vikulov V.A., Dimitriev A.A., Balashev V.V., Pisarenko T.A., Korobtsov V.V. Low-temperature conducting channel switching in hybrid $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{SiO}_2/\text{n-Si}$ structures // *Mater. Sci. Eng. B.* 2016. V. 211. P. 33–36.
 51. Volkov N.V., Tarasov A.S., Rautskii M.V., Lukyanenko A.V., Bondarev I.A., Varnakov S.N., Ovchinnikov S.G. Magneto-transport phenomena in metal/ $\text{SiO}_2/\text{n(p)-Si}$ hybrid structures // *Magn. Magn. Mater.* 2018. V. 451. P. 143–158.
 52. Slipukhina I., Arras E., Mavropoulos P., Pochet P. Simulation of the enhanced Curie temperature in $\text{Mn}_5\text{Ge}_3\text{Cx}$ compounds // *Appl. Phys. Lett.* 2009. V. 94(19). P. 192505.
 53. Forsyth J.B., Brown P.J. The spatial distribution of magnetisation density in Mn_5Ge_3 // *J. Condens. Matter Phys.* 1990. V. 2(11). P. 2713.
 54. Yokouchi T., Kanazawa N., Tsukazaki A., Kozuka Y., Kikkawa A., Taguchi Y., Kawasaki M., Ichikawa M., Kagawa F., Tokura Y. Formation of in-plane skyrmions in epitaxial MnSi thin films as revealed by planar hall effect // *J. Phys. Soc. Jpn.* 2015. V. 84(10). P. 104708.
 55. Kappel G., Fischer G., Jaegle A. On the saturation magnetization of Mn_5Ge_3 // *Phys. Lett. A.* 1973. V. 45. P. 267–268.
 56. Spiesser A., Viot F., Michez L.A., Hayn R., Bertaina S., Favre L., Petit M., Le Thanh V. Magnetic anisotropy in epitaxial Mn_5Ge_3 films // *Phys. Rev. B.* 2012. V. 86. P. 035211.
 57. Solovev P.N., Izotov A.V., Belyaev B.A., Boev N.M. Magnetic anisotropy in epitaxial Mn_5Ge_3 films // *Phys. Rev. B.* 2021. V. 604. P. 412699.
 58. Komogortsev S.V., Vazhenina I.G., Kleshnina S.A., Iskhakov R.S., Lepalovskij V.N., Pasynkova A.A., Svalov A.V. Advanced characterization of feni-based films for the development of magnetic field sensors with tailored functional parameters // *Sensors.* 2022. V. 22(9). P. 3324.
 59. Svalov A.V., Aseguinolaza I.R., Garcia-Arribas A., Orue I., Barandiaran J.M., Alonso J., Fernández-Gubieda M.L., Kurlyanskaya G.V. Structure and magnetic properties of thin permalloy films near the “transcritical” state // *IEEE Trans. Magn.* 2010. V. 46. P. 333–336.
 60. Kuz’Min M.D., Skokov K.P., Diop L.V.B., Radulov I.A., Gutfleisch O. Exchange stiffness of ferromagnets // *Eur. Phys. J. Plus.* 2020. V. 135(3). P. 1–8.
 61. Maraytta N., Voigt J., Salazar Mejía C., Friese K., Skouriski Y., Perßon J., Salman S.M., Brückel T. Anisotropy of the magnetocaloric effect: Example of Mn_5Ge_3 // *J. Appl. Phys.* 2020. V. 128(10). P. 103903.

62. Ba D.N., Becerra L., Casaretto N., Duvauchelle J.E., Marangolo M., Ahmim S., Almanza M., Lobue M. Magnetocaloric Gadolinium thick films for energy harvesting applications // AIP Adv. 2020. V. 10(3). P. 035110.
63. El Hadri M.S., Polewczyk V., Xiao Y., Mangin S., Fullerton E. Large anisotropic magnetocaloric effect in all-sputtered epitaxial terbium thin films // Phys. Rev. Mater. 2020. V. 4(12). P.124404.

BUFFER LAYER EFFECT ON THE STRUCTURE, MORPHOLOGY, AND MAGNETIC PROPERTIES OF Mn_5Ge_3 FILMS SYNTHESIZED ON Si(111) SUBSTRATES

M. V. Rautskii¹, A. V. Lukyanenko^{1,2}, S. V. Komogortsev^{1,3}, I. A. Sobolev^{1,2}, L. V. Shanidze¹, I. A. Bondarev¹, M. A. Bondarev¹, E. V. Eremin^{1,2,3}, I. A. Yakovlev¹, A. L. Sukhachev¹, M. S. Molokeev¹, L. A. Solovyov⁴, S. N. Varnakov¹, S. G. Ovchinnikov^{1,2}, N. V. Volkov¹, and A. S. Tarasov^{1,2,*}

¹Kirensky Institute of Physics, Federal Research Center KSC SB RAS, Krasnoyarsk, 660036 Russia

²Siberian Federal University, Krasnoyarsk, 660041 Russia

³Reshetnev Siberian State University of Science and Technology, Krasnoyarsk, 660037 Russia

⁴Institute of Chemistry and Chemical Technology of the Siberian Branch of the RAS, Krasnoyarsk, 660036 Russia

*e-mail: taras@iph.krasn.ru

The effect of the Mn_xGe_y buffer layer on the morphology, transport and magnetic properties of Mn_5Ge_3 thin films grown on substrates Si(111) has been studied. Using X-ray diffraction analysis and atomic force microscopy, it has been found that changing the thickness and structure of the buffer layer with a gradient Mn_xGe_y composition has made it possible to control the crystalline quality and smoothness of epitaxial films. Changes in the microstructure and surface roughness has not affected the temperature of the phase transitions revealed from the temperature dependences of the resistivity and magnetization at 75 and 300 K. It has been shown that the features of the magnetization curve shape for films with different buffer layers have been closely related to the inhomogeneity of the films in thickness and surface roughness while maintaining the micromagnetic constants and orientation of the easy magnetization axis. The value of the change in the magnetic part of entropy ΔS has been calculated to be $2.1 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$ at 1 T, which is comparable with the value for gadolinium and exceeds that for $\text{Mn}_5\text{Ge}_3(001)$ films grown on GaAs substrates.

Keywords: manganese germanides, thin films, magnetic properties, transport properties