

03,05,13

Отрицательное магнитосопротивление в структуре n -InSb/ЖИГ

© Ю.В. Никулин^{1,2}, А.В. Кожевников¹, Ю.В. Хивинцев^{1,2}, М.Е. Селезнев^{1,2}, Ю.А. Филимонов^{1,2}

¹ Саратовский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Саратов, Россия

² Саратовский государственный университет им. Н.Г. Чернышевского, Саратов, Россия

E-mail: yvnikulin@gmail.com

Поступила в Редакцию 9 апреля 2021 г.

В окончательной редакции 9 апреля 2021 г.

Принята к публикации 19 апреля 2021 г.

Показано, что в структуре n -InSb/ЖИГ/ГГГ (ЖИГ — железо-иттриевый гранат, ГГГ — галлий-гадолиниевый гранат) в касательной к плоскости подложки геометрии намагничивания ($H < 10$ kOe) при температуре $T \approx 300$ К проявляется эффект отрицательного магнитосопротивления величиной около 1%, тогда как для структуры n -InSb/ГГГ, в такой же геометрии намагничивания, магнитосопротивление является положительным (увеличение электрического сопротивления в магнитном поле). Эффект возникновения отрицательного магнитосопротивления в структуре InSb/ЖИГ/ГГГ обусловлен эффектом влияния намагниченности ЖИГ на электроны проводимости InSb (эффект близости), при этом величина эффекта определяется величиной намагниченности ЖИГ и параметрами пленок InSb.

Ключевые слова: антимонид индия, отрицательное магнитосопротивление, ЖИГ.

DOI: 10.21883/FIT.2021.09.51248.06H

1. Введение

Антимонид индия (InSb) является узкозонным полупроводником, долгое время применяющимся в магнитоэлектронике при изготовлении датчиков магнитного поля [1]. В значительной степени это связано с его уникальными электрическими свойствами — среди полупроводников группы $A^{III}B^V$ антимонид индия характеризуется наибольшими значениями подвижности электронов [2,3]. Благодаря этому, а также за счет сильной спин-орбитальной связи и большим длинам среднего пробега и спиновой диффузии электронов [4–6] антимонид индия также является одним из наиболее перспективных материалов для разработки элементной базы информационных систем на принципах магноники и спинтроники [7].

С точки зрения применения антимонида индия в качестве элемента чувствительного к магнитному полю на сегодняшний день широко исследовались магниторезистивные свойства InSb, как в виде тонких пленок, так и монокристаллов [1,8–25]. Было показано, что в случае намагничивания нормально к поверхности образца InSb (тонкая пленка или монокристалл) электрическое сопротивление R увеличивается пропорционально квадрату магнитного поля H , при этом величина магнитосопротивления (МС) может достигать сотен и тысяч процентов в поликристаллических [8–10] и эпитаксиальных [11] пленках InSb соответственно. Также было установлено, что для InSb структурированного в виде монокристаллических нанолayers толщиной 10–80 nm с размерами в несколько микрометров [12] величина МС составляет сотни процентов, но положительная

квадратичная зависимость наблюдается только в области слабых магнитных полей и сменяется на линейную зависимость с увеличением магнитного поля.

В касательной к поверхности образца геометрии намагничивания, когда магнитное поле H направлено параллельно или перпендикулярно току I был обнаружен эффект отрицательного магнитосопротивления (ОМС) как в поликристаллических [13] и эпитаксиальных [14–17] пленках, так и в монокристаллах (допированных Mn, Sn, Ge и не допированных) p -InSb [18–21] и n -InSb [22–25]. Для допированных монокристаллов величина ОМС в значительной степени зависит от концентрации примесей и может достигать десятков процентов при криогенных температурах [18–21,24]. Для эпитаксиальных пленок InSb наличие эффекта ОМС и его величина (как правило, не превышает десяти процентов [14,15]) во многом определяется свойствами пленки, например качеством интерфейса и распределением дефектов кристаллической структуры по толщине пленки, зависящими от технологии изготовления. Так, в [14,15] обсуждался эффект ОМС в эпитаксиальных пленках InSb/GaAs (100) толщиной 0.1–2 μm , при этом в [14] эффект ОМС при $T \sim 300$ К не наблюдался, но начинал проявляться при снижении температуры до 77 К, тогда как в [15] эффект ОМС проявлялся при комнатной температуре. Такое различие частично может быть связано с тем, что концентрация электронов в пленках InSb рассматриваемых в [14] была почти на порядок выше, чем в [15].

Для поликристаллических пленок InSb эффект ОМС, по-видимому, обсуждался только в работе [13]. Пленки антимонида индия выращивались методом термического

распыления на стеклянных подложках. Исследуемые образцы представляли собой слоистые пленки InSb общей толщиной $d \sim 60\text{--}500\text{ nm}$, состоящие из 4–10 чередующихся слоев InSb, каждый с наличием естественного окисла на поверхности. По мнению авторов, именно наличие неоднородной по толщине микроструктуры пленки в виде кристаллитов InSb покрытых окисным слоем, приводило к возникновению ОМС величиной $\sim 0.35\%$.

Отметим, что поликристаллические пленки InSb потенциально могут иметь более широкую область применения, несмотря на меньшие значения магнеторезистивного эффекта по сравнению с эпитаксиальными [14,15,17]. Действительно, поликристаллические пленки InSb имеют сравнимые с эпитаксиальными пленками значения подвижности электронов [17,26–28], длины спиновой диффузии и величины магнитосопротивления [8–11]. Кроме того, для поликристаллических пленок InSb отсутствует проблема согласования постоянных решеток InSb с материалом подложки, что расширяет возможность выбора подложки и круг возможных применений пленок InSb. При этом можно ожидать, что проявление ОМС в пленках InSb на магнитных подложках будет определяться эффектом магнитной близости [29]. Цель настоящей работы показать наличие ОМС в структурах поликристаллическая пленка InSb на подложке в виде эпитаксиальной пленки железиттриевого граната (ЖИГ). С учетом того обстоятельства, что пленки ЖИГ рассматриваются как один из основных материалов магноники и спинтроники, обнаружение эффекта ОМС в структурах InSb/ЖИГ представляет интерес.

2. Методика эксперимента

На рис. 1 приведено изображение исследованных структур $n\text{-InSb}/\text{ЖИГ}$ и схема эксперимента. Структуры изготавливались методами фотолитографии и ионного травления на основе текстурированных пленок $n\text{-InSb}(111)$, термически выращенных на эпитаксиальных пленках ЖИГ (постоянная кристаллической решетки

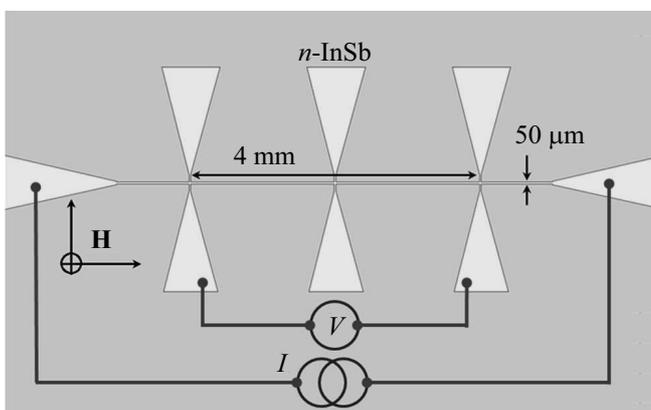


Рис. 1. Изображение структуры InSb/ЖИГ (InSb/ГГГ).

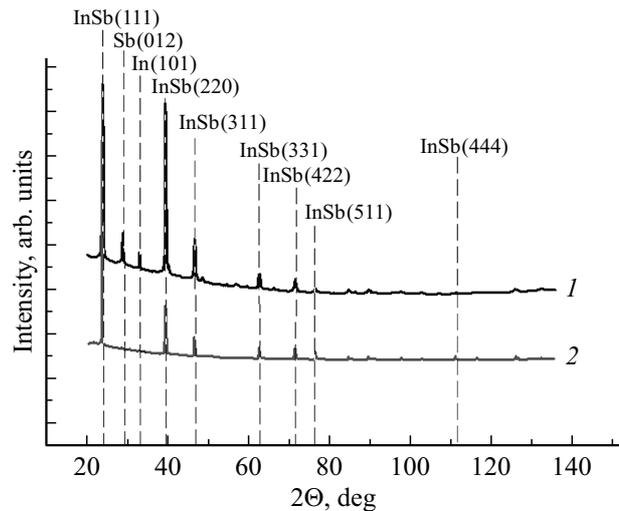


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы (ДРОН-8, НПП „Буревестник“) пленки InSb до (1) и после (2) перекристаллизации в вакууме.

$a \approx 1.23738\text{ nm}$) на подложках гадолиний галлиевого граната (ГГГ, $a \approx 1.2377\text{ nm}$) с кристаллографической ориентацией (111). Использовались пленки ЖИГ толщиной $d \sim 7, 18$ и $20\text{ }\mu\text{m}$ с намагниченностью насыщения $4\pi M \sim 430$ и 1750 G . Также, в качестве тестовых образцов, структуры изготавливались на подложке ГГГ.

Осаждение пленок InSb производилось методом взрывного термического испарения в вакууме. Базовое давление в вакуумной камере составляло $1 \cdot 10^{-5}\text{ Torr}$, а в процессе отжига подложки, напыления и перекристаллизации пленок InSb не превышало $3 \cdot 10^{-5}\text{ Torr}$. Осаждение пленок производилось на подложки в виде эпитаксиальных структур ЖИГ/ГГГ и парамагнитного ГГГ. Перед напылением подложки подвергались ультразвуковой обработке в ацетоне при $T_s \sim 345\text{ K}$ в течение 20 min . Непосредственно перед напылением пленки InSb подложка отжигалась при $T_s \sim 800\text{ K}$ в течение 3 min . Осаждение пленок производилось при температуре держателя подложки $T_s \sim 700\text{ K}$. Выращенные пленки характеризовались металлическим серебристым цветом. Исследование микроструктуры пленок InSb методом рентгеноструктурного анализа (рис. 2) показало, что пленки характеризуются размером области когерентного рассеяния (средний размер кристаллита) около 65 nm , параметром элементарной ячейки $a \approx 0.646975\text{ nm}$ и являются многокомпонентными: массовая концентрация компонентов, полученная методом Ритвельда с учетом текстуры, составляет InSb — 77%, In — 10.5%, Sb — 12.5% и InSb — 74%, In — 20%, Sb — 6% без уточнения методом Ритвельда.

Доля аморфной фазы в пленке составляет около 8%. Кристаллическая фаза InSb характеризуется текстурой [110] (рис. 2, кривая 1), для которой величина коэффициента текстуры определенная в рамках модели Марча–Долласа составляет $k \sim 0.05$. Такое значение k

Параметры пленок ЖИГ и InSb

№	$d_{\text{жиг}}$, μm	$4\pi M$, G	d_{InSb} , nm	σ_{rms} , nm	$\rho \cdot 10^{-6}$, $\Omega \cdot \text{m}$	$R_{\text{H}} \cdot 10^{-6}$, m^3/C	μ_{H} , $\text{m}^2/\text{V} \cdot \text{s}$	$n_e \cdot 10^{23}$, m^{-3}
1	InSb/ГГГ		700	40	24	42	1.75	1.4
2	20	430	650	35	137	146	1.07	0.4
3	7	1750	600	30	33.6	60	1.78	1
4	18	1750	90	3	25	7.6	0.3	8.1

показывает, что 95% кристаллитов ориентированы направлением [110] перпендикулярно плоскости подложки.

После напыления, пленки InSb извлекались на атмосферу и помещались на нагретый до $T_s \sim 640$ К держатель, где в течение 60 с происходило окисление с целью формирования защитного окисного слоя, препятствующего нарушению стехиометрического состава пленки за счет испарения сурьмы в процессе дальнейшей перекристаллизации в вакууме. Окисление происходило при температуре и влажности воздуха 320 К и 35–40%, соответственно. Окисленные пленки характеризовались светло-желтым оттенком поверхности (типичным для In_2O_3), при этом под слоем окисла пленка, по-прежнему, сохраняла серебристый металлический цвет.

После окисления подложка с пленкой InSb помещалась в вакуумную камеру, где происходил процесс перекристаллизации при $P \sim 2 \cdot 10^{-5}$ Торр. Для осуществления перекристаллизации пленок InSb держатель подложки нагревался до $T_s \sim 850$ К. Время t , за которое пленка InSb нагревалась до температуры плавления InSb ($T \sim 800$ К) и перекристаллизовывалась, составляло $t \sim 50$ –60 с. Исследование методом рентгеноструктурного анализа показало, что в результате перекристаллизации происходит уменьшение параметра элементарной ячейки до $a \approx 0.647509$ nm и увеличение среднего размера кристаллитов до 250 nm. Также наблюдалось изменение массовой концентрации компонентов пленки (InSb — 90%, In — 10% с уточнением методом Ритвельда и InSb — 97%, In — 1.5%, In_2O_3 — 1.5% без уточнения методом Ритвельда), снижение доли аморфной фазы до 1% и изменение текстуры InSb с [110] на [111] (рис. 2, кривая 2) с величиной коэффициента текстуры $k \sim 0.016$ (т. е. порядка 98% кристаллитов InSb ориентированы направлением [111] перпендикулярно плоскости подложки).

На основе полученных значений массовой концентрации компонентов (без уточнения методом Ритвельда) пленки до окисления и после окисления/отжига, можно считать, что окисная фаза In_2O_3 с массовой концентрацией около 1.5% формируется только на поверхности пленки и не затрагивает ее объем. В пересчете на толщину величина окисла не превышает 10 nm.

В таблице приведены параметры пленок ЖИГ и InSb(111), на основе которых изготавливались исследуемые структуры.

Электрические параметры пленок InSb (ρ — удельное сопротивление, R_{H} — коэффициент Холла, μ_{H} — подвижность электронов и n_e — концентрация электронов) определялись методом Ван дер Пау [30] при $T \sim 300$ К в магнитном поле $H \sim 2$ кОе с применением прижимных точечных медных контактов покрытых золотом. Среднеквадратичная шероховатость поверхности пленок σ_{rms} определялась методом сканирующей зондовой микроскопии на площади сканирования $5 \times 5 \mu\text{m}^2$.

При проведении магниторезистивных измерений через микрополоску InSb пропускался постоянный ток величиной $I \sim 10 \mu\text{A}$. Внешнее магнитное поле H прикладывалось как в плоскости структуры перпендикулярно ($H \perp I$) или параллельно ($H \parallel I$) микрополоске InSb, так и по нормали n к плоскости структуры ($H \parallel n$). Измерения проводились при температуре $T \sim 300$ К.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 3 приведены зависимости $R(H)$ полученные для структур № 1–4 из таблицы, где на рис. 3, 1a–4a кривыми 1 и 2 показаны зависимости R_{\perp} и R_{\parallel} , измеренные при ориентации магнитного поля $H \perp I$ и $H \parallel I$, соответственно.

На рис. 3, 1b–4b показаны зависимости $R_n(H)$ при $H \parallel n$, характер которых отвечает положительному МС и имеет зависимость от магнитного поля H согласующую с известными результатами [8–10]. Величина МС $\delta = (R(H) - R(H = 0))/R(H = 0)$ для структур № 1–4 намагниченных по нормали к поверхности не зависит от выбора подложки и составляет ~ 48 , 46, 136 и 12% соответственно, определяясь параметрами пленки InSb.

В свою очередь, поведение зависимостей $R_{\perp}(H)$ и $R_{\parallel}(H)$ существенно определяется параметрами подложки, см. рис. 3, 1a–4a. Так, для структуры InSb/ГГГ наблюдается положительное МС для $R_{\perp}(H)$ и $R_{\parallel}(H)$ (рис. 3, 1a), тогда как в структуре InSb/ЖИГ ($4\pi M \sim 430$ G)/ГГГ при $|H| < 2$ кОе проявляется слабое отрицательное МС величиной $\sim 0.01\%$ (см. вставку к рис. 3, 2a). С ростом H знак магниторезистивной зависимости изменяется, и величина положительного МС составляет $\sim 2.5\%$ и 0.7% для $R_{\perp}(H)$ и $R_{\parallel}(H)$ соответственно.

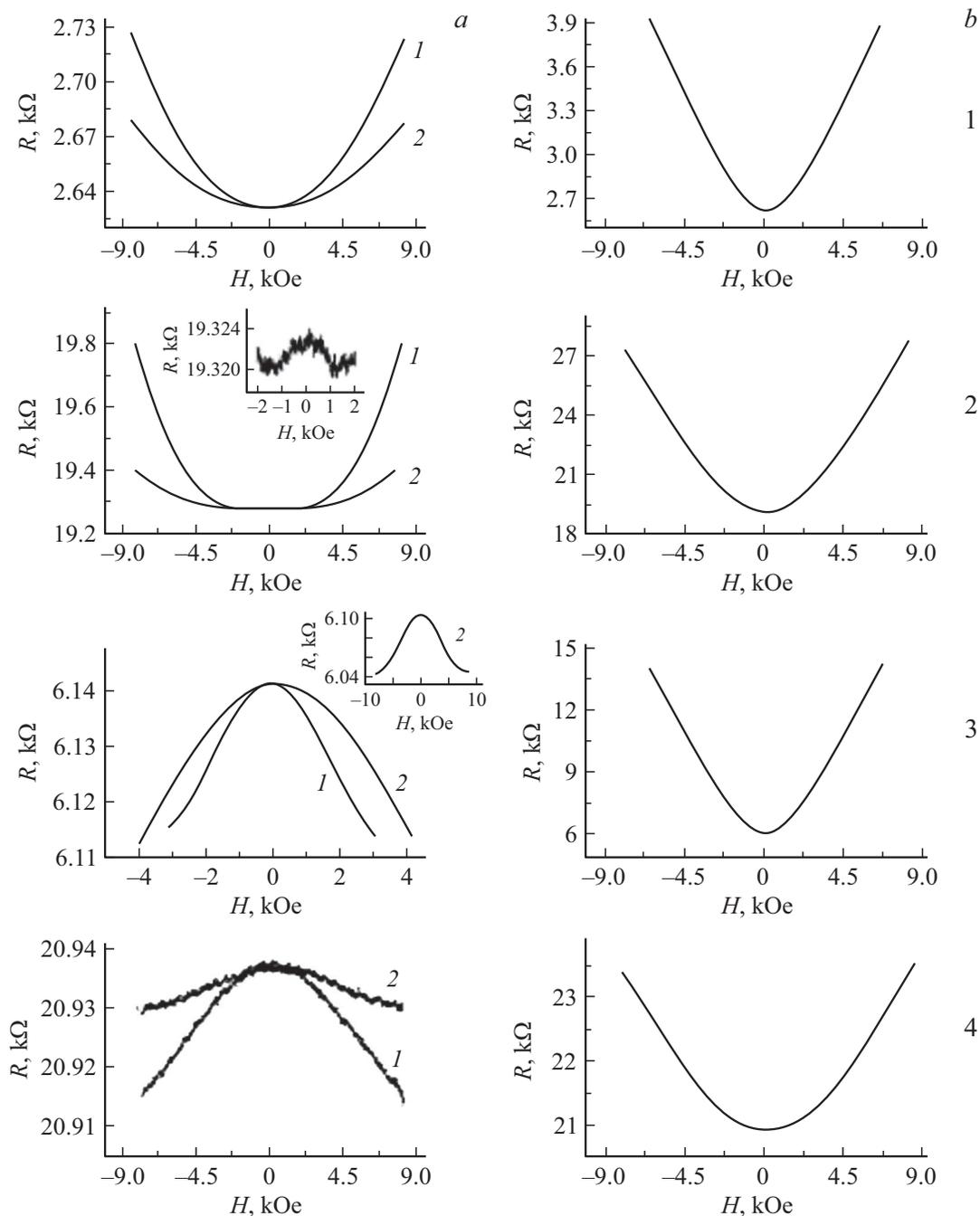


Рис. 3. Зависимости $R(H)$, полученные в геометрии измерения напряжения U для структур №1–4 (рисунки (1)–(4), соответственно) в случае, когда внешнее магнитное поле H приложено в плоскости структуры (а) перпендикулярно (кривая 1) или параллельно (кривая 2) микрополоске InSb (току I) или нормально к плоскости структуры (б).

Для структур №3 и 4, изготовленных на подложке ЖИГ с $4\pi M \sim 1750$ G для $R \perp (H)$ и $R \parallel (H)$ наблюдается отрицательное МС, величина которого определяется параметрами пленок InSb. Для структуры №3 на основе пленки InSb толщиной 600 nm с $\mu_H \sim 1.78$ m²/V·s и $n_e \sim 10^{23}$ m⁻³ величина МС составляет около 1% (см. вставку на рис. 3,3а), а для структуры №4 (рис. 3,4а) на основе пленки InSb толщиной около 90 nm ($\mu_H \sim 0.3$ m²/V·s и

$n_e \sim 8.1 \cdot 10^{23}$ m⁻³) величина отрицательного МС почти на порядок меньше — МС $\sim 0.03\%$ для $R \parallel (H)$ и 0.1% для $R \perp (H)$. Отметим, что ОМС в структуре InSb/ЖИГ наблюдается только когда магнитное поле H приложено касательно поверхности структуры, но даже небольшое отклонение H от плоскости приводит к смене знака зависимости на положительную при $|H| \sim 2.5$ kOe как в случае $H \perp I$, так и $H \parallel I$.

4. Заключение

В работе рассмотрено влияние намагниченности эпитаксиальных пленок ЖИГ на магниторезистивные свойства текстурированных пленок n -InSb(111) структурированных в виде микрополосок длиной 6 мкм и шириной 50 нм. Проведено сравнение магниторезистивных свойств структур сформированных на эпитаксиальных пленках ЖИГ и на подложке парамагнитного ГГГ при $T \sim 300$ К.

Для структуры n -InSb/ГГГ при $|H| < 10$ кОе показано, что знак магниторезистивной зависимости является положительными как для нормального, так и для касательного направлений намагничивания, при этом выполняется условие $R_n(H) \gg R_{\perp}(H) > R_{\parallel}(H)$.

Для структуры n -InSb/ЖИГ знак магниторезистивной зависимости определяется значением намагниченности ЖИГ, величиной и направлением внешнего магнитного поля. При нормальном намагничивании МС является положительным независимо от значения намагниченности ЖИГ, а величина МС определяется параметрами пленки InSb. В случае касательного намагничивания для структур n -InSb/ЖИГ ($4\pi M \sim 430$ Г) отрицательное МС $\sim 0.01\%$ проявляется только при $|H| < 2$ кОе и при $|H| > 2$ кОе сменяется положительным МС ~ 2.5 и 0.7% для $R_{\perp}(H)$ и $R_{\parallel}(H)$, соответственно. Для структур n -InSb/ЖИГ ($4\pi M \sim 1750$ Г) при касательном намагничивании ОМС наблюдается при $|H| < 10$ кОе, при этом выполняется $R_{\perp}(H) < R_{\parallel}(H)$.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания и частично поддержана РФФИ (проекты № 20-07-00968, 19-37-90099).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] J. Heremans, D.L. Partin, C. M. Thrush, L. Green. *Semicond. Sci. Technol.* **8**, S424 (1993).
- [2] К.В. Шалимова. *Физика полупроводников. Энергия*, М. (1976). 416 с.
- [3] И.А. Случинская. *Основы материаловедения и технологии полупроводников. Мир*, М. (2002). 376 с.
- [4] Z. Wang, D. Pan, L. Wang, T. Wang, B. Zhao, Y. Wu, M. Yang, X. Xu, J. Miao, J. Zhao, Y. Jiang. *RSC Adv.* **6**, 79, 75736 (2016).
- [5] P. Bruski, Y. Manzke, R. Farshchi, O. Brandt, J. Herfort, M. Ramsteiner. *Appl. Phys. Lett.* **103**, 052406 (2013).
- [6] N.A. Viglin, V.V. Ustinov, S.O. Demokritov, A.O. Shorikov, N.G. Bebenin, V.M. Tselikhovskaya, T.N. Pavlov, E.I. Patrakov. *Phys. Rev. B* **96**, 235303 (2017).
- [7] A.V. Chumak, V.I. Vasyuchka, A.A. Serga, B. Hillebrands. *Nature Phys.* **11**, 453 (2015).
- [8] A. Hunze, S. Granville, W. Greenbank. *Mater. Res. Innov.* **20**, 7, 518 (2016).
- [9] M. Isai, M. Ohshita. *J. Appl. Phys.* **58**, 2686 (1985).
- [10] M. Isai, T. Fukunaka. *J. Mater. Res.* **1**, 4, 547 (1986).
- [11] T. Zhang, J.J. Harris, W.R. Branford, Y.V. Bugoslavsky, S.K. Clowes, L.F. Cohen, A. Husmann, S.A. Solin. *Appl. Phys. Lett.* **88**, 012110 (2006).
- [12] S. Tong, D. Pan, X. Wang, Z. Yu, Y. Xu, D. Wei. *J. Phys. D* **53**, 18LT04 (2020).
- [13] E.M. Barlow, R. Koike, R. Ueda. *Proc. IEE* **112**, 10, 1849 (1965).
- [14] J.B. Webb, M. Paiment, T.S. Rao. *Solid State Commun.* **71**, 10, 871 (1989).
- [15] S. Ishida, K. Takeda, A. Okamoto, I. Shibusaki. *Physica E* **20**, 225 (2004).
- [16] R. Yang, K.H. Gao, Y.H. Zhang, P.P. Chen, G. Yu, L.M. Wei, T. Lin, N. Dail, J.H. Chu. *J. Appl. Phys.* **109**, 063703 (2011).
- [17] A. Okamoto, I. Shibusaki. *J. Cryst. Growth* **251**, 560 (2003).
- [18] S.A. Obukhov. *Phys. Status Solidi* **223**, 535 (2001).
- [19] S.A. Obukhov. *Phys. Status Solidi C* **9**, 2, 247 (2012).
- [20] S. Obukhov, S. Tozer, W. Coniglio. *Sci. Rep.* **5**, 13451 (2015).
- [21] J. Teubert, S.A. Obukhov, P.J. Klar, W. Heimbrod. *Phys. Rev. Lett.* **102**, 046404 (2009).
- [22] Y. Katayama, S. Tanaka. *Phys. Rev.* **53**, 3, 873 (1967).
- [23] R.G. Mani, L. Ghenim, J.B. Choi. *Phys. Rev. B* **43**, 15, 12630 (1991).
- [24] A. Druzhinin, I. Ostrovskii, Yu. Khoverko, N. Liakh-Kaguy. *Low Temp. Phys.* **42**, 6, 453 (2016).
- [25] A. Druzhinin, I. Ostrovskii, Yu. Khoverko, N. Liakh-Kaguy, I. Khytruk, K. Rogacki. *Mater. Res. Bull.* **72**, 324 (2015).
- [26] Y.V. Nikulin, Y.V. Khivintsev, A.G. Veselov, Y.A. Filimonov. *Semiconductors* **52**, 14, 1871 (2018).
- [27] Ю.В. Никулин, М.Е. Селезнев, А.Г. Веселов, Ю.А. Филимонов. *РЭНСИТ* **10**, 3, 373 (2018).
- [28] K.L. Litvinenko, L. Nikzad, J. Allam, B.N. Murdin, C.R. Pidgeon, J.J. Harris, T. Zhang, L.F. Cohen. *J. Appl. Phys.* **101**, 083105 (2007).
- [29] K. Takiguchi, L.D. Anh, T. Chiba, T. Koyama, D. Chiba, M. Tanaka. *Nature Phys.* **15**, 1134 (2019).
- [30] Е.В. Кучис. *Методы исследования эффекта Холла. Сов. радио*, М. (1974). 328 с.

Редактор Т.Н. Василевская