

Структурные и магнитные особенности твердофазных превращений в Mn/Vi и Vi/Mn пленках

В. Г. Мягков⁺¹⁾, Л. Е. Быкова⁺, В. Ю. Яковчук⁺, В. С. Жигалов^{+*}, М. Н. Волочаев^{+*}, А. А. Мацынин⁺,
И. А. Тамбасов⁺, В. А. Середкин⁺, Г. С. Патрин^{+×}, Г. Н. Бондаренко[°]

⁺Институт физики им. Киренского СО РАН, 660036 Красноярск, Россия

^{*}Сибирский государственный аэрокосмический университет им. Решетнева, 660014 Красноярск, Россия

[×]Институт химии и химической технологии СО РАН, 660036 Красноярск, Россия

[°]Сибирский федеральный университет, 660041 Красноярск, Россия

Поступила в редакцию 28 декабря 2015 г.

Твердофазные превращения в зависимости от температуры отжига в Mn/Vi (Mn на Vi) и Vi/Mn (Vi на Mn) пленках исследовались с использованием рентгеновской дифракции, электронной микроскопии и магнитных измерений. Показано, что синтез α -MnVi-фазы в поликристаллических Mn/Vi пленках начинается при температуре $\sim 120^\circ\text{C}$ и при 300°C слои Mn и Vi реагируют полностью. Полученные образцы α -MnVi(001) обладали большой перпендикулярной магнитной анизотропией ($K_u \simeq 1.5 \cdot 10^7$ эрг/см³) и коэрцитивной силой $H > H_C \sim 3$ кЭ. В отличие от Mn/Vi в пленках Vi/Mn даже при отжигах до 400°C ферромагнитная α -MnVi-фаза не образовывалась, а наблюдалось формирование кластеров Mn в расплаве Vi. Данная асимметрия в фазовых превращениях объясняется существованием в пленках Vi/Mn на поверхности пленки Mn хемосорбированного кислорода, который подавляет твердофазную реакцию между Mn и Vi. На основании анализа результатов проведенных исследований предполагается существование нового низкотемпературного ($\sim 120^\circ\text{C}$) структурного превращения в Mn-Vi-системе.

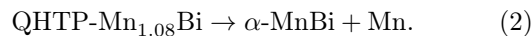
DOI: 10.7868/S0370274X16040081

Введение. Интерметаллический компаунд MnVi обладает многими уникальными магнитными и структурными свойствами и рассматривается как возможная замена редкоземельных и дорогих магнетиков [1]. Низкотемпературная ферромагнитная фаза LTP-MnVi (α -MnVi) с NiAs-структурой имеет большую одноосную анизотропию ($K_u \simeq \simeq 1.5 \cdot 10^7$ эрг/см³) с осью легкого намагничивания c и намагниченность насыщения при комнатной температуре $M_S = 712$ э.м.е./см³ [2]. С увеличением температуры выше 663 К α -MnVi-фаза испытывает структурный переход в парамагнитную высокотемпературную фазу НТР-MnVi (β -MnVi) с искаженной Ni₂In-структурой со стехиометрией Mn_{1.08}Vi. Этот переход связан с перитектическим распадом α -MnVi- в Mn_{1.08}Vi- и Vi-фазы [3–5].



Быстрое охлаждение НТР-MnVi-фазы до низких температур приводит без изменения орторомбической структуры и состава к формированию так называемой ферримагнитной быстрозакаленной высо-

котемпературной QНТР-MnVi (quenched НТР-MnVi) фазы. Метастабильная QНТР-Mn_{1.08}Vi-фаза имеет температуру Кюри $\simeq 440$ К и большую, чем LTP-MnVi, константу магнитной анизотропии, $K_u = 3.0 \times 10^7$ эрг/см³ и $M_S = 480$ э.м.е./см³ при комнатной температуре [3]. Термическая нестабильность и высокая восприимчивость к окислению являются негативными свойствами для практического применения компаундов QНТР-MnVi. Значительные усилия направляются на стабилизацию и улучшение структурных и магнитных свойств QНТР-MnVi-фазы допированием ее третьим элементом [6, 7]. Предполагается, что QНТР-Mn_{1.08}Vi-фаза нестабильна при комнатной температуре и в течение двух лет превращается в стабильную α -MnVi-фазу, следуя реакции [4].



Однако в работе [8] показано, что QНТР-Mn_{1.08}Vi переходит в α -MnVi-фазу через новую неустановленную метастабильную третью фазу в температурном интервале между 80 и 220 °С и в пленках Mn_{1-x}Ti_xVi выше 95 °С [9]. Хотя высокотемпературная часть диаграммы Mn-Vi была дополнена [5], приведенные выше результаты и формирование метастабильных

¹⁾e-mail: miagkov@iph.krasn.ru

и квазикристаллических фаз [10, 11] предполагают, что низкотемпературная часть фазовой диаграммы Mn–Vi установлена плохо. Во многих исследованиях высокоанизотропные MnVi пленки получают, используя твердофазные реакции между Mn- и Vi-слоями [2–4, 7, 11, 12]. В настоящее время имеется мало работ, исследующих химические взаимодействия между Mn, Vi и кислородом, которые сильно влияют на формирование ферромагнитных фаз в Mn–Vi-системе.

Образцы и методика эксперимента. В экспериментах использовались пленки Mn/Vi и Vi/Mn, полученные последовательным термическим осаждением Mn на Vi и Vi на Mn на стеклянные и ситалловые подложки в вакууме 10^{-6} Торр. Осаждение Mn- и Vi-слоев с приблизительной стехиометрией Mn:Vi = 1:1 и общей толщиной 350 нм велось при температуре не превышающей 100°C . Исходные образцы Mn/Vi и Vi/Mn отжигались в вакууме 10^{-6} Торр через 50°C от 50 до 300°C с выдержкой при каждой температуре в течение 30 мин. Идентификация образующихся фаз была проведена на дифрактометре ДРОН-4-07 (CuK α -излучение). Образцы для просвечивающей электронной микроскопии готовились методом поперечного сечения с помощью системы фокусируемого ионного пучка (FIB, Hitachi FB2100). Электронно-микроскопические исследования проводились на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) (Hitachi HT7700 при 100 кВ, W-источник), снабженном сканирующей ПЭМ-системой (диаметр электронного зонда 30 нм) и энергодисперсионным рентгеновским (ЭДР) спектрометром (Bruker Nano XFlash 6T/60). Намагниченность насыщения M_S и поле перпендикулярной анизотропии $H_K = 2K_\perp/M_S$ определялись методом крутящих моментов по методике, предложенной в работе [13]. Магнито-оптические петли гистерезиса фарадеевского вращения измерялись на длине волны 630 нм в магнитных полях до 14 кЭ. Измерения зависимости $R(T)$ электрического сопротивления от температуры подложки T проводились стандартным четырехконтактным методом в вакууме 10^{-6} Торр. Магнитосопротивление измерялось четырехконтактным методом в магнитных полях до 4.5 кЭ при комнатной температуре.

Экспериментальные результаты. На рис. 1 приведены зависимости электрического сопротивления $R(T)$ (а) и намагниченности насыщения $M_S(T)$ (б) Mn/Vi (Mn на Vi) образца от температуры отжига T . С увеличением температуры сопротивление незначительно уменьшалось и резко падало выше

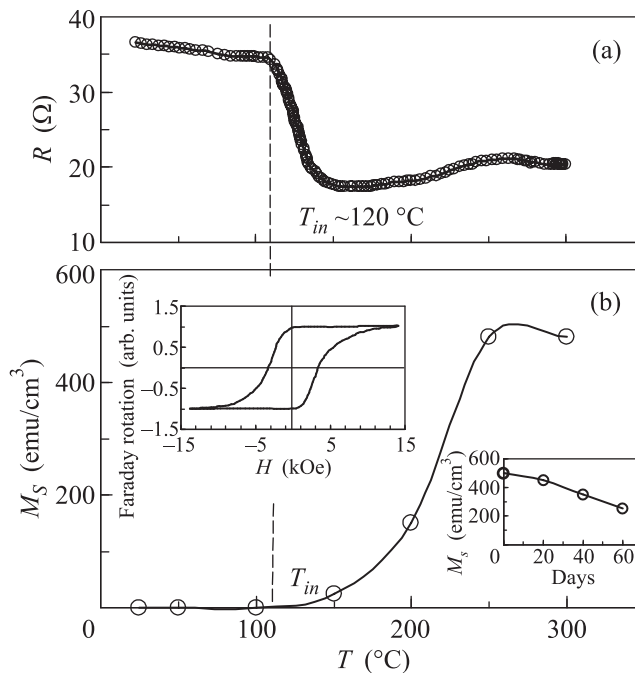


Рис. 1. Зависимости электрического сопротивления R (а) и намагниченности насыщения M_S (б) Mn/Vi (Mn на Vi) образца от температуры отжига T . Вертикальной линией показана температура иницирования $T_{in} \sim 120^\circ\text{C}$ магнитотвердой α -MnVi-фазы. На вставке слева – петля гистерезиса угла фарадеевского вращения в магнитном поле перпендикулярно плоскости α -MnVi-пленки, полученной после отжига при 300°C . На вставке справа – зависимость M_S от времени старения на воздухе α -MnVi-образца

$T_{in} \sim 120^\circ\text{C}$ (рис. 1б). До температуры T_{in} образцы были немагнитными, а с увеличением температуры выше T_{in} в них появлялась намагниченность, которая резко возрастала при нагреве до температуры 250°C и незначительно изменялась при 300°C (рис. 1б). После отжигов при 250 и 300°C коэрцитивная сила образцов, измеренная перпендикулярно плоскости пленки, составила $H_C \sim 3.1$ кЭ (левая вставка к рис. 1б). Это указывает на начало сильного перемешивания слоев Mn и Vi выше температуры иницирования $T_{in} \sim 120^\circ\text{C}$ и формирование магнитотвердой фазы α -MnVi, синтез которой полностью заканчивается при 300°C .

Дифрактограммы исходных двухслойных Mn/Vi (Mn на Vi) пленок содержали сильные отражения от Vi(003), Vi(006) и слабые отражения от других плоскостей Vi и α -Mn (рис. 2а), что предполагает преимущественный рост кристаллитов Vi с осью с перпендикулярно подложке и мелкодисперсный рост зерен α -Mn. После отжига при 150°C отражения от Vi уменьшались, а от Mn полностью исчезали

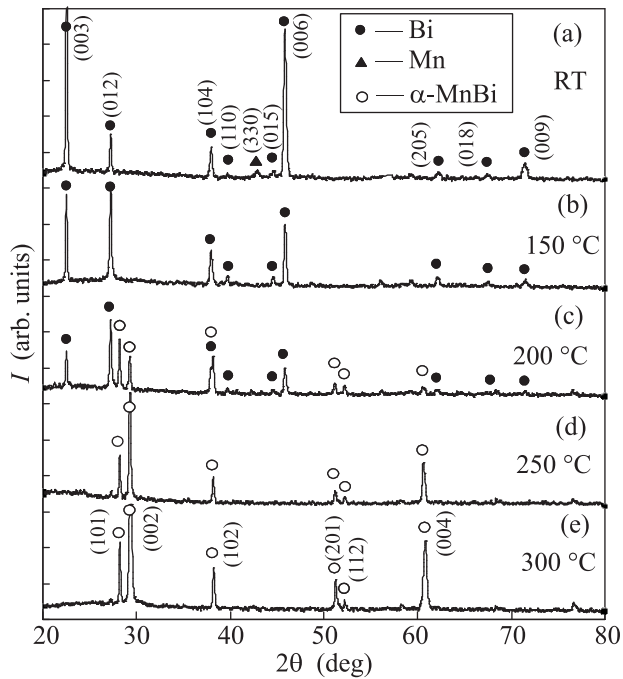


Рис. 2. Дифрактограммы, показывающие фазовые превращения в Mn/Bi (Mn на Bi) образце в зависимости от температуры отжига

ли (рис. 2b), что указывает на твердофазную реакцию Mn с Bi. После отжига при 200 °C возникали α -MnBi-пики (рис. 2c), которые становились основными после отжигов при 250 °C (рис. 2d) и 300 °C (рис. 2e). Сильные α -MnBi(002)- и α -MnBi(004)-пики и отсутствие отражений от других фаз указывают на полное перемешивание Mn- и Bi-слоев после отжига при 300 °C и преимущественный синтез α -MnBi(001)-кристаллитов на стеклянных подложках. Этот результат хорошо согласуется с исследованиями на крутильном магнетометре, которые показали, что после отжигов при 200, 250 и 300 °C α -MnBi-образцы имели легкую ось перпендикулярную плоскости подложки. Намагниченность насыщения M_S и поле перпендикулярной анизотропии $H_K = 2K_u/M_S$ (где $K_u = K_1 - 2\pi M_S^2$, K_1 – первая константа магнитокристаллографической анизотропии α -MnBi-фазы, $2\pi M_S^2$ – анизотропия формы пленки) после отжигов при 250 и 300 °C имели значения $M_S = 500$ э.м.е./см³ и $H_K = 60 \pm 5$ кЭ ($K_u = 1.5 \cdot 10^7$ эрг/см³). Эти образцы обладали низким отрицательным значением магнитосопротивления, которое при температуре жидкого азота не превышало $\sim 0.2\%$ в магнитном поле 4.5 кЭ. Намагниченность насыщения M_S уменьшалась со временем, что указывает на низкую химическую стабильность при старении на воздухе (рис. 1b).

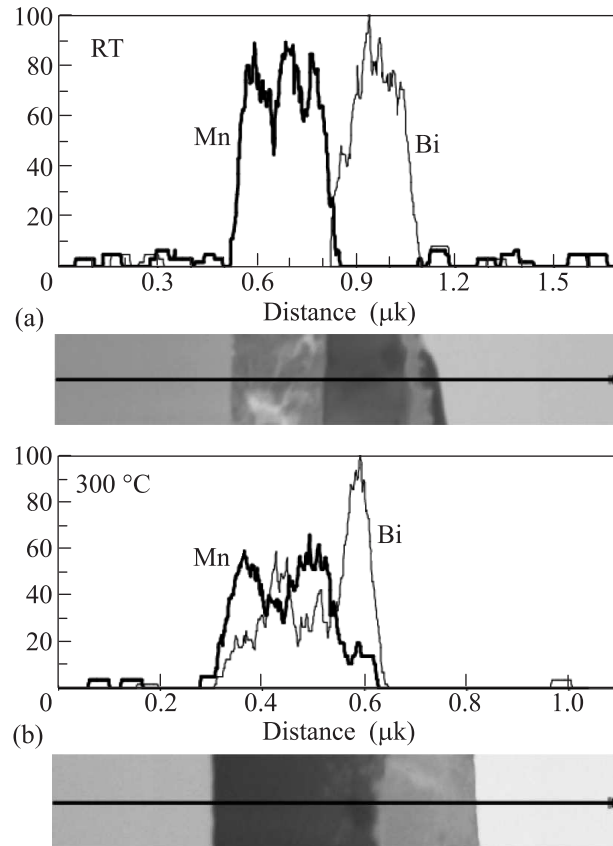


Рис. 3. ПЭМ-изображение и ЭДР линейные сканы (вдоль черной линии) поперечного сечения исходного Mn/Bi (Mn на Bi) образца (a), а также образца после отжига при 300 °C (b)

Электронно-микроскопические исследования и энергодисперсионные рентгеновские линейные сканы по толщине подтверждают, что исходные пленки Mn/Bi содержали Mn- и Bi-слои (рис. 3a), которые после отжига при 300 °C полностью перемешивались (рис. 3b). Энергодисперсионный анализ дает среднее значение атомной концентрации Mn и Bi, которое соответствует стехиометрии α -MnBi-фазы.

В отличие от Mn/Bi (Mn на Bi) образцов пленки Bi/Mn (Bi на Mn), в которых Mn осаждался первым слоем, после серии отжигов до 400 °C оставались немагнитными или имели очень маленькую намагниченность. Это доказывает, что твердофазный синтез ферромагнитных фаз α -MnBi и QHTP-Mn_{1.08}Bi сильно зависит от последовательности осаждения Mn- и Bi-слоев.

Дифрактограммы исходных пленок Bi/Mn содержали отражения от поликристаллического Bi и отражения от Mn. Это предполагает, что слой Mn рос на стеклянной подложке мелкодисперсным (рис. 4a). Кроме отражений от Bi, дифракционные картины со-

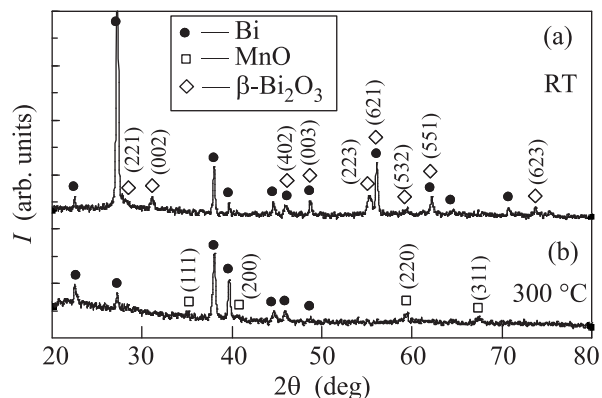


Рис. 4. Дифрактограммы, показывающие структурные превращения в Bi/Mn (Bi на Mn) образце в зависимости от температуры отжига

держали пики, которые могут принадлежать метастабильному при комнатной температуре оксиду β - Bi_2O_3 . Оксид α - Bi_2O_3 также может присутствовать в исходных Bi/Mn-образцах, поскольку имеет общие отражения с β - Bi_2O_3 оксидом. Известно, что метастабильная β - Bi_2O_3 - и стабильная α - Bi_2O_3 -фазы часто образуются на поверхности Bi при низких температурах и остаются стабильными при комнатной температуре [14].

После отжигов при 300 и 400 °C дифрактограммы содержали только отражения от поликристаллического Bi и слабые пики от оксида MnO (рис. 4b). На рис. 5а приведены ПЭМ-изображение поперечного среза и композиционные профили, а на рис. 5b – композиционные изображения Mn и Bi для Bi/Mn-образца после отжига при 400 °C. Подробный анализ показывает взаимно перемешанные Mn и Bi слои без формирования однородного α -MnBi-слоя, как это имело место при тех же условиях отжига в пленках Mn/Bi (Mn на Bi), в которых Bi осаждался на подложку первым. Возможное объяснение разных сценариев фазовых превращений на интерфейсах в Mn/Bi и Bi/Mn пленочных системах состоит в том, что при осаждении Mn первым слоем в результате его высокой реакционной способности на его поверхности даже в вакууме 10^{-6} Торр возникает хемосорбированный слой кислорода. При осаждении Bi он реагирует с поверхностным кислородом, образуя Bi_2O_3 , который имеет большую отрицательную энтальпию образования, $\Delta H_f = -573.9$ кДж/моль. Поэтому в Bi/Mn образцах, в которых Mn был первым слоем, образовавшийся буферный Bi_2O_3 -слой подавляет реакцию между Bi и Mn. При повышении температуры отжига выше температуры плавления Bi (271.4 °C) слой Bi начинает плавиться и распространяться по дефектам и границам зерен Mn-

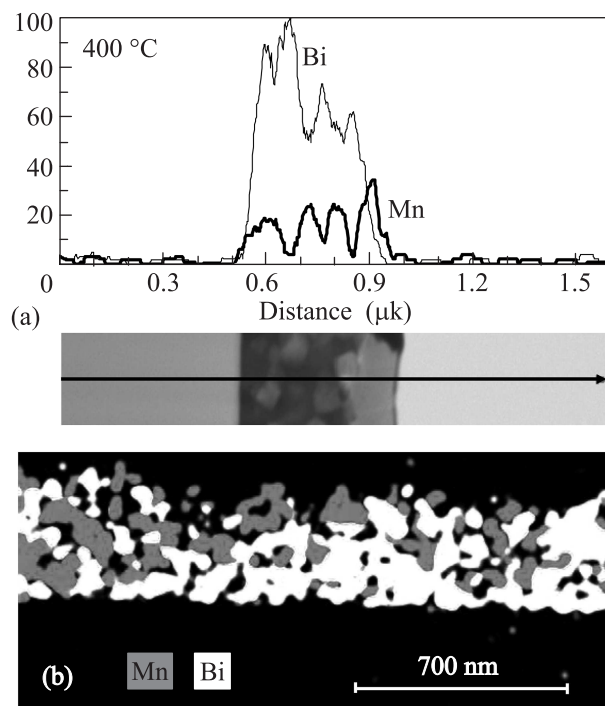


Рис. 5. (а) – ПЭМ изображение и ЭДР линейные сканы поперек Bi/Mn (Bi на Mn) образца (вдоль черной линии) после отжига при 400 °C. (б) – Карта элементного состава поперечного среза для Bi/Mn (Bi на Mn) образца после отжига при 400 °C

слоя, формируя кластеры Mn с буферным Bi_2O_3 -слоем в расплаве висмута. Литературный обзор показывает, что в большинстве работ твердофазный синтез α -MnBi осуществлялся, когда первым слоем был слой Bi [2–4, 7, 12]. Однако когда первым слоем являлся слой Mn, синтез α -MnBi проходил только при 300 °C в течение 3 дней [15] или был связан с формированием немагнитной фазы [11]. Асимметрия в химическом перемешивании на интерфейсе в зависимости от последовательности осаждаемых слоев экспериментально наблюдалась и подтверждалась молекулярно-динамическими вычислениями в некоторых пленочных системах [16]. Эти исследования показывают перемешивание на толщину в несколько нанометров. Объяснение асимметричного перемешивания предполагает локальное ускорение осаждающегося атома на интерфейсе, которое создает кинетическую энергию, превышающую энергетический барьер для атомного перемешивания [16]. Наши исследования предполагают решающую роль кислородных загрязнений в асимметрии протекания твердофазных превращений в пленках Mn/Bi и Bi/Mn и деградации намагниченности насыщения при старении на воздухе образцов α -MnBi (правая вставка к рис. 1b).

Хорошо известно, что твердофазные реакции характеризуются первой образующейся фазой и ее температурой инициирования T_{in} [17]. Было показано, что для многих бинарных систем температура инициирования T_{in} в двухслойных пленках в пределах экспериментальной точности совпадает с температурами твердофазных превращений T_K ($T_{in} = T_K$). Равенство $T_{in} = T_K$ выполняется для фазового перехода порядок–беспорядок в Au–Cu (240 °C) [18], Fe–Pd (450 °C) [19], Co–Pt (450 °C) [20], для эвтектичного распада в Fe–Ni (350 °C) [21], Fe–Cu (850 °C) [22], для мартенситных превращений в Al–Ni (180 °C) [23], Ti–Ni (850 °C) [24], Au–Cd (60 °C) [25] и для других фазовых превращений [26]. Следовательно, низкотемпературные твердофазные реакции в тонких пленках возникают только в бинарных системах, имеющих низкотемпературные твердофазные превращения. Одни и те же химические взаимодействия контролируют твердофазные реакции в тонких пленках и соответствующие твердофазные превращения. Наши исследования показывают, что температура инициирования первой фазы α -MnBi равна ~ 120 °C (рис. 1). Этот факт предполагает существование нового низкотемпературного (~ 120 °C) структурного превращения в Mn–Bi-системе с участием α -MnBi-фазы. Во Введении было показано, что при низких температурах таким превращением может быть фазовое разложение QHTP-Mn_{1.08}Bi-фазы в α -MnBi-фазу согласно реакции (2). Интересно отметить, что интенсивные исследования ферромагнетизма в разбавленных Mn_{1-x}Ge_x ($x > 0.95$) твердых растворах привели к обнаружению низкотемпературного ($T_K \sim \sim 120$ °C) спинодального распада в Mn–Ge-системе [27]. В работе [28] было показано, что твердофазная реакция в пленках Mn/Ge стартует при температуре спинодального распада $T_{in} = T_K \sim 120$ °C.

Выводы. В работе исследована асимметрия фазовых превращений в Mn/Bi (Mn на Bi) и Bi/Mn (Bi на Mn) пленках вблизи эквиатомного состава с увеличением температуры отжига до 300 °C. При осаждении Mn на слой Bi реакция стартует при температуре ~ 120 °C и полностью заканчивается при 300 °C с образованием магнитно-твердой α -MnBi-фазы. При тех же технологических условиях осаждение Bi на слой Mn не приводит к реакции Mn с Bi при отжигах до 400 °C. Обоснование наблюдаемой асимметрии строится на предположении о формировании на поверхности Mn пленки хемосорбированного кислорода на поверхности Mn, который, реагируя с атомами Bi, образует буферный Bi₂O₃-слой, подавляющий реакцию Mn с Bi. На основании анализа протекания твердофазных реакций в слоевых пленочных

структурах предполагается существование в системе Mn–Bi твердофазного превращения при ~ 120 °C.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ # 15-02-00948, 16-03-00069 и, частично, Совета по грантам Президента Российской Федерации (СП-317.2015.1) и программы Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере “Умник” # 0011727, 6662ГУ2015. Электронно-микроскопические исследования проводились на оборудовании Центра коллективного пользования Красноярского научного центра СО РАН.

1. R. W. McCallum, L. H. Lewis, R. Skomski, M. J. Kramer, and I. E. Anderson, *Annu. Rev. Mat. Res.* **44**, 10.1 (2014); V. Ly, X. Wu, L. Smillie, T. Shoji, A. Kato, A. Manabe, and K. Suzuki, *J. Alloys Compd.* **615**, S285 (2014); V. V. Nguyen, N. Poudyal, X. B. Liu, J. P. Liu, K. Sun, M. J. Kramer, and J. Cui, *Mat. Res. Express* **1**, 036108 (2014); Y.-C. Chen, G. Gregori, A. Leineweber, F. Qu, C.-C. Chen, T. Tietze, H. Kronmüller, G. Schütz, and E. Goering, *Scripta Mat.* **107**, 131 (2015).
2. P. Kharel, R. Skomski, P. Lukashev, R. Sabirianov, and D. J. Sellmyer, *Phys. Rev. B* **84**, 014431 (2011).
3. T. Chen and W. E. Stutius, *IEEE Trans. Magn.* **10**, 581 (1974).
4. D. Chen, *J. Appl. Phys.* **42**, 3625 (1971).
5. T. Chen, *J. Appl. Phys.* **45**, 2358 (1974).
6. E. S. Olivetti, C. Curcio, L. Martino, M. Küpferling, and V. Basso, *J. Alloys Compd.* **643**, S270 (2015); V. Taufour, S. Thimmaiah, S. March, S. Saunders, K. Sun, T. N. Lamichhane, M. J. Kramer, S. L. Bud'ko, and P. C. Canfield, *Phys. Rev. Appl.* **4**, 014021 (2015).
7. P. Kharel, V. R. Shah, X. Z. Li, W. Y. Zhang, R. Skomski, J. E. Shield, and D. J. Sellmyer, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **46**, 095003 (2013).
8. H. Hauder and W. K. Unger, *Phys. Stat. Sol. A* **7**, 393 (1971).
9. W. K. Unger, E. Wolfgang, H. Harms, and H. Haudek, *J. Appl. Phys.* **43**, 2875 (1972).
10. K. Yoshida and T. Yamada, *Appl. Surf. Sci.* **33–34**, 516 (1988); K. Yoshida and T. Yamada, *Appl. Surf. Sci.* **60–61**, 391 (1992); J. Reyes-Gasga, R. Hernández, and M. José-Yacamán, *Thin Sol. Films* **196**, L5 (1991).
11. Y. Iwama and Y. Takeno, *Phys. Stat. Sol. A* **76**, 75 (1983).
12. T. Hozumi, P. LeClair, G. Mankey, C. Mewes, H. Sepeshri-Amin, K. Hono, and T. Suzuki, *J. Appl. Phys.* **115**, 17A737 (2014); W. Zhang, P. Kharel, S. Valloppilly, L. Yue, and D. J. Sellmyer, *Phys. Stat. Sol. A* **252**, 1934 (2015).
13. S. Chikazumi, *J. Appl. Phys.* **32**, S81 (1961).
14. J. A. Steele and R. A. Lewis, *Opt. Mat. Express* **4**, 2133 (2014).

15. H. J. Williams, R. C. Sherwood, and O. L. Boothby, *J. Appl. Phys.* **28**, 445 (1957).
16. P. Süle, D. Kaptás, L. Bujdosó, Z. E. Horváth, A. Nakanishi, and J. Balogh, *J. Appl. Phys.* **118**, 135305 (2015); W. Priyantha, R. J. Smith, H. Chen, M. Koczyk, M. Lerch, C. Key, P. Nachimuthu, and W. Jiang, *J. Appl. Phys.* **105**, 053504 (2009); S.-P. Kim, S.-C. Lee, K.-R. Lee, and Y.-C. Chung, *Acta Mater.* **56**, 1011 (2008); S.-G. Lee and Y.-C. Chung, *J. Appl. Phys.* **105**, 034902 (2009).
17. *Thin Films-Interdiffusion and Reaction*, ed. by J. M. Poate, K. N. Tu, and J. W. Mayer, Wiley-Interscience, N.Y. (1978); E. G. Colgan, *Mat. Sci. Rep.* **5**, 1 (1990); R. Pretorius, C. C. Theron, A. Vantomme, and J. W. Mayer, *Crit. Rev. Sol. State Mater. Sci.* **24**, 1 (1999).
18. В. Г. Мягков, Л. Е. Быкова, В. С. Жигалов, А. И. Польский, Ф. В. Мягков, *Письма в ЖЭТФ* **71**, 268 (2000); В. Г. Мягков, Ю. Л. Михлин, Л. Е. Быкова, В. К. Мальцев, Г. Н. Бондаренко, *Письма в ЖЭТФ* **90**, 121 (2009).
19. В. Г. Мягков, В. С. Жигалов, Л. Е. Быкова, Л. А. Соловьев, Г. Н. Бондаренко, *Письма в ЖЭТФ* **91**, 527 (2010); V. G. Myagkov, V. S. Zhigalov, B. A. Belyaev, L. E. Bykova, L. A. Solovyov, and G. N. Bondarenko, *J. Mag. Mag. Mat.* **324**, 1571 (2012).
20. В. Г. Мягков, Л. А. Ли, Л. Е. Быкова, И. А. Турпанов, П. Д. Ким, Г. В. Бондаренко, Г. Н. Бондаренко, *ФТТ* **42**, 937 (2000).
21. V. G. Myagkov, V. S. Zhigalov, L. E. Bykova, and G. N. Bondarenko, *J. Mag. Mag. Mat.* **305**, 334 (2006); V. G. Myagkov, V. S. Zhigalov, L. E. Bykova, G. V. Bondarenko, and G. N. Bondarenko, *J. Mag. Mag. Mat.* **310**, 126 (2007).
22. V. G. Myagkov, O. A. Bayukov, L. E. Bykova, and G. N. Bondarenko, *J. Mag. Mag. Mat.* **321**, 2260 (2009).
23. В. Г. Мягков, Л. Е. Быкова, *ДАН* **396**, 187 (2004); V. G. Myagkov, L. E. Bykova, S. M. Zharkov, and G. V. Bondarenko, *Sol. State Phenomena* **138**, 377 (2008).
24. В. Г. Мягков, Л. Е. Быкова, Л. А. Ли, И. А. Турпанов, Г. Н. Бондаренко, *ДАН* **382**, 463 (2002).
25. В. Г. Мягков, Л. Е. Быкова, Г. Н. Бондаренко, *ДАН* **388**, 844 (2003).
26. В. С. Жигалов, В. Г. Мягков, Л. А. Соловьев, Г. Н. Бондаренко, Л. Е. Быкова, *Письма в ЖЭТФ* **88**, 445 (2008); В. Г. Мягков, Л. Е. Быкова, Г. Н. Бондаренко, В. С. Жигалов, *Письма в ЖЭТФ* **88**, 591 (2008); В. С. Жигалов, В. Г. Мягков, О. А. Баюков, Л. Е. Быкова, Г. Н. Бондаренко, А. А. Мацынин, *Письма в ЖЭТФ* **89**, 725 (2009).
27. R. T. Lechner, V. Holý, S. Ahlers, D. Bougeard, J. Stangl, A. Trampert, A. Navarro-Quezada, and G. Bauer, *Appl. Phys. Lett.* **95**, 023102 (2009); F. Xiu, Y. Wang, K. Wong, Y. Zhou, X. Kou, J. Zou, and K. L. Wang, *Nanotechnology* **21**, 255602 (2010); A. Jain, M. Jamet, A. Barski, T. Devillers, I.-S. Yu, C. Porret, P. Bayle-Guillemaud, V. Favre-Nicolin, S. Gambarelli, V. Maurel, G. Desfonds, J. F. Jacquot, and S. Tardif, *J. Appl. Phys.* **109**, 013911 (2011); S. Yada, P. N. Hai, S. Sugahara, and M. Tanaka, *J. Appl. Phys.* **110**, 073903 (2011).
28. V. G. Myagkov, V. S. Zhigalov, A. A. Matsynin, L. E. Bykova, Yu. L. Mikhlin, G. N. Bondarenko, G. S. Patrin, and G. Yu. Yurkin, *Thin Sol. Films* **552**, 86 (2014); В. Г. Мягков, В. С. Жигалов, А. А. Мацынин, Л. Е. Быкова, Г. В. Бондаренко, Г. Н. Бондаренко, Г. С. Патрин, Д. А. Великанов, *Письма в ЖЭТФ* **96**, 42 (2012).