Письма в ЖЭТФ, том 105, вып. 10, с. 610 – 615

Большая вращающаяся магнитная анизотропия в MnBi тонких пленках

В. Г. Мягков[+1)], *Л. Е. Быкова*[+], *В. Ю. Яковчук*[+], *А. А. Мацынин*[+], *Д. А. Великанов*[+], *Г. С. Патрин*[+*], *Г. Ю. Юркин*[+*], *Г. Н. Бондаренко*[×]

[+]*Институт физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН, 660036 Красноярск, Россия*

[*]*Сибирский федеральный университет, 660041 Красноярск, Россия*

[×]*Институт химии и химической технологии ФИЦ КНЦ СО РАН, 660049 Красноярск, Россия*

Поступила в редакцию 10 апреля 2017 г.

Рассмотрены изменения структурных и магнитных свойств трехслойных пленочных систем Bi/Mn/Bi и Mn/Bi/Mn эквиатомного состава в процессе вакуумного отжига. Отжиг пленок Bi/Mn/Bi при температуре 270 °C в течение часа приводит к синтезу хорошо исследованной высоко ориентированной низкотемпературной LT-MnBi(001) фазы с перпендикулярной магнитной анизотропией $K_u \sim \sim 1.1 \cdot 10^7$ эрг/см^3 и коэрцитивной силой $H_C \sim 1.5$ кЭ. В отличие от Bi/Mn/Bi в Mn/Bi/Mn пленках при тех же условиях отжига происходит формирование поликристаллических LT-MnBi нанокластеров. В рассматриваемых пленках обнаружена большая, превышающая анизотропию формы, вращающаяся магнитная анизотропия, заключающаяся в том, что в магнитных полях выше коэрцитивной силы $H > H_C = 9.0$ кЭ легкая ось анизотропии с учетом угла отставания может быть ориентирована в любом пространственном направлении. Обосновано, что природа вращающейся магнитной анизотропии обусловлена структурным сосуществованием эпитаксиально связанных LT-MnBi и QHTP-$Mn_{1.08}$Bi фаз. Приведенные результаты экспериментально доказывают существование нового класса ферромагнитных пленочных сред с пространственно настраиваемой легкой осью.

DOI: 10.7868/S0370274X1710006X

Введение. Ферромагнитные свойства и получение интерметаллических компаундов MnBi широко изучают как возможную замену редкоземельных металлов в производстве постоянных магнитов [1–4] и пленочных магнитных сред для магнито-оптической записи [5–7]. Одним из основных составляющих магнитных MnBi компаундов является низкотемпературная фаза LT-MnBi, которая имеет высокую анизотропию, относительно высокую намагниченность и большое фарадеевское вращение [5–7]. С увеличением температуры выше 633 K (360 °C) LT-MnBi превращается в парамагнитную высокотемпературную фазу HTP-MnBi, которая при быстрой закалке переходит в ферромагнитную QHTP-$Mn_{1.08}$Bi фазу. При комнатной температуре закаленная QHTP-$Mn_{1.08}$Bi фаза термически нестабильна и медленно преобразуется в течении двух лет в стабильную LT-MnBi фазу [7]. Предполагается, что этот переход происходит через неизвестные метастабильные третьи фазы [8–10], включая квазикристаллическую фазу [11]. Хотя первопринципные вычисления предполагают при частичной замене Mn на другие переходные металлы стабилизацию LT-MnBi структуры [12, 13], однако малые Rh и Co добавки в LT-MnBi стабилизируют орторомбическую фазу, структурные и магнитные свойства которой близки к высокотемпературной фазе QHTP-$Mn_{1.08}$Bi [14, 15].

В пленочных системах наблюдается асимметрия в химическом перемешивании на интерфейсе Bi с Mn при синтезе LT-MnBi пленок в зависимости от последовательности осаждаемых слоев [7, 10]. При последовательном осаждении на подложку первого слоя Mn и второго слоя Bi (Bi/Mn образцы) для синтеза LT-MnBi в температурном диапазоне 225–350 °C необходимо 3 дня (метод Вильямса, Williams method) [10, 16]. Однако отжиг Bi/Mn пленок в течение 1 ч не приводил к формированию LT-MnBi фазы, а наблюдалось образование кластеров Mn в матрице Bi [17]. В противоположность Bi/Mn-образцам в Mn/Bi-образцах, в которых первым слоем являлся Bi, а вторым Mn (метод Чена, Chen's method) после отжига при ∼ 300 °C даже несколько минут достаточно для синтеза высоко ориентированных LT-MnBi(001) пленок [7]. В этом методе используется ориентирован-

1)e-mail: miagkov@iph.krasn.ru

ный Bi(001) слой с **c**-осью, перпендикулярной плоскости пленки, растущий на определенных подложках. Осаждение верхнего Mn-слоя вызывает миграцию атомов Mn во время отжигов при $\sim 300\,°$C в слой Bi с наследованием (001) ориентации в синтезированной LT-MnBi фазе. Метод Чена широко используется для получения и исследования LT-MnBi(001) пленок, обладающих большой перпендикулярной магнитной анизотропией (ПМА) $K_u \sim 1 \cdot 10^6$ Дж $\cdot$ м$^{-3}$, которая необходима для магнито-оптической записи [5, 6], спинтронники [18, 19], для тонкопленочных магнитов, применяемых в MEMS [20]. Однако природа ПМА в MnBi-пленках остается предметом дискуссий [21, 22].

Начальные изучения магнитной анизотропии в тонких пленках показали, что наряду с классическими видами магнитных анизотропий, такими как однонаправленная, одноосная (включая ПМА), магнитокристаллографическая, в тонких пленках существует вращающаяся магнитная анизотропия (ВМА). Фундаментальным отличием ВМА от классических видов анизотропий является вращение легкой оси за магнитным полем [17]. В результате большой анизотропии формы в магнитомягких пленочных образцах ВМА наблюдалась только в плоскости пленок. Впервые большая ВМА, превышающая анизотропию формы, была обнаружена в магнитотвердых MnGa [23] и CoPt [24] пленках. В таких образцах легкую ось можно выстроить в любом пространственном направлении магнитным полем как в плоскости пленки, так и перпендикулярно ей.

В данной работе приведены первые наблюдения формирования большой ВМА в MnBi-пленках. Показано, что наряду с хорошо исследованной ориентированной LT-MnBi(001) фазой, обладающей сильной ПМА $K_u \sim 1 \cdot 10^7$ эрг/см$^{-3}$, в поликристаллических LT-MnBi пленках может существовать большая ВМА, превышающая анизотропию формы пленки.

Образцы и методика эксперимента. В экспериментах использовали Bi/Mn/Bi и Mn/Bi/Mn пленки, полученные термическим осаждением Mn- и Bi-слоев на стеклянные подложки в вакууме 10^{-6} Торр. Осаждение Mn- и Bi-слоев с приблизительной стехиометрией Mn:Bi = 1:1 и общей толщиной 380 нм велось при температуре, не превышающей 100 °C. Исходные Bi(140 нм)/Mn(100 нм)/Bi(140 нм) и Mn(50 нм)/Bi(280 нм)/Mn(50 нм) образцы отжигали в вакууме 10^{-6} Торр при температуре 270 °C в течение часа. Температура 270 °C является оптимальной температурой синтеза LT-MnBi пленок. Идентификация образующихся фаз была проведена на дифрактометре ДРОН-4-07 (CuK$_\alpha$-излучение). Образцы для просвечивающей электронной микроскопии готовили методом поперечного сечения с помощью системы фокусируемого ионного пучка (FIB, Hitachi FB2100). Электронно-микроскопические исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) (Hitachi HT7700 at 100 kV, W source), снабженном сканирующей ПЭМ системой (диаметр электронного зонда ~ 30 нм) и энергодисперсионным рентгеновским (ЭДР) спектрометром (Bruker Nano XFlash 6T/60). Намагниченность насыщения M_S и коэрцитивную силу H_C измеряли на вибрационном магнетометре в магнитных полях до 20 кЭ. Зависимость намагниченности насыщения M_S от температуры измеряли на SQUID-магнетометре MPMS-XL фирмы Quantum Design в магнитном поле 5 кЭ. Измерения кривых крутящих моментов выполняли на крутильном магнетометре с максимальным магнитным полем 12 кЭ.

Экспериментальные результаты. **Пленки Bi/Mn/Bi.** На рис. 1a изображена дифрактограмма Bi/Mn/Bi образца после отжига при температуре 270 °C. Сильные LT-MnBi(002) и LT-MnBi(004) пики и отсутствие отражений от других фаз указывают на полное перемешивание Mn- и Bi-слоев и синтез LT-MnBi(001) кристаллитов, с **c**-осью, перпендикулярной плоскости подложки. Дифрактограмма содержит с малой интенсивностью Bi(012)-пик, который указывает, что незначительное количество не прореагировавшего висмута присутствует в образце. Электронно-микроскопические исследования и энергодисперсионные рентгеновские линейные сканы по толщине показали, что атомы Mn и Bi равномерно распределены по всей толщине образца с атомным соотношением Mn:Bi = 50:50, соответствующим фазе LT-MnBi (в данной работе не приведены). Этот результат хорошо согласуется с исследованиями на крутильном магнетометре, которые показали, что после отжига при 270 °C LT-MnBi(001) образцы имели легкую ось, перпендикулярную плоскости подложки (см. рис. 1b). Намагниченность насыщения M_S (см. рис. 1c) и поле перпендикулярной анизотропии H_K после отжигов при 270 °C имели значения $M_S = 520$ э.м.е./см^3, $H_K = (43 \pm 2)$ кЭ (см. рис. 1c). Значение намагниченности M_S близко к значению, известному для совершенных LT-MnBi тонких пленок [25, 26]. Константа ПМА $K_u = 1.1 \cdot 10^7$ эрг/см^3 определена из выражения $H_K = 2K_u/M_S$, где $K_u = K_1 - 2\pi M_S^2$ (K_1 – первая константа магнитокристаллографической анизотропии LT-MnBi фазы, $2\pi M_S^2$ – анизотропия формы пленки). Это значение хорошо согласуется со значениями, полученными из кривой крутящего

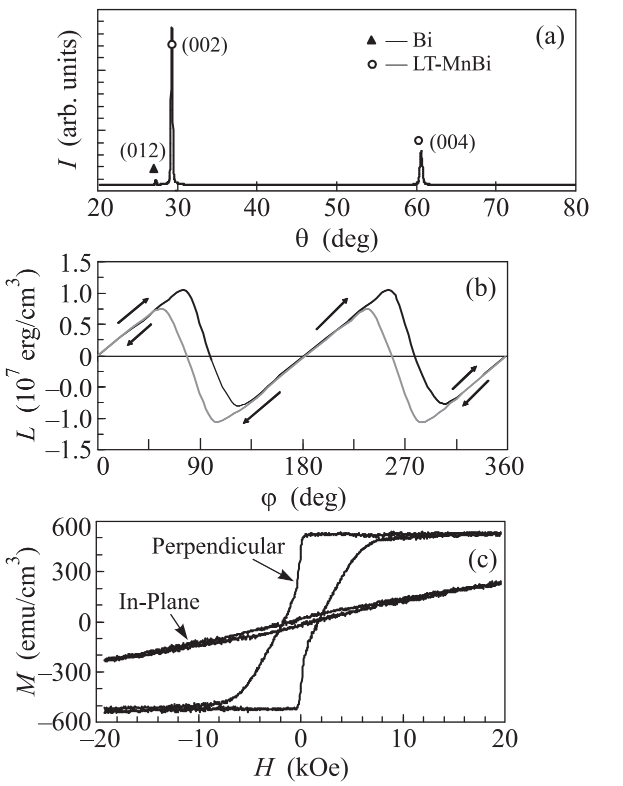

Рис. 1. (a) – Дифрактограмма. (b) – Кривые крутящего момента $L_\perp(\varphi)$ при вращении магнитного поля $H = 12$ кЭ на $360\,^\circ$ из легкой оси, совпадающей с нормалью пленки, (прямой и обратный ход). (c) – Петли гистерезиса M–H в плоскости и перпендикулярно плоскости пленочной системы Bi/Mn/Bi после отжигов при $270\,^\circ$C

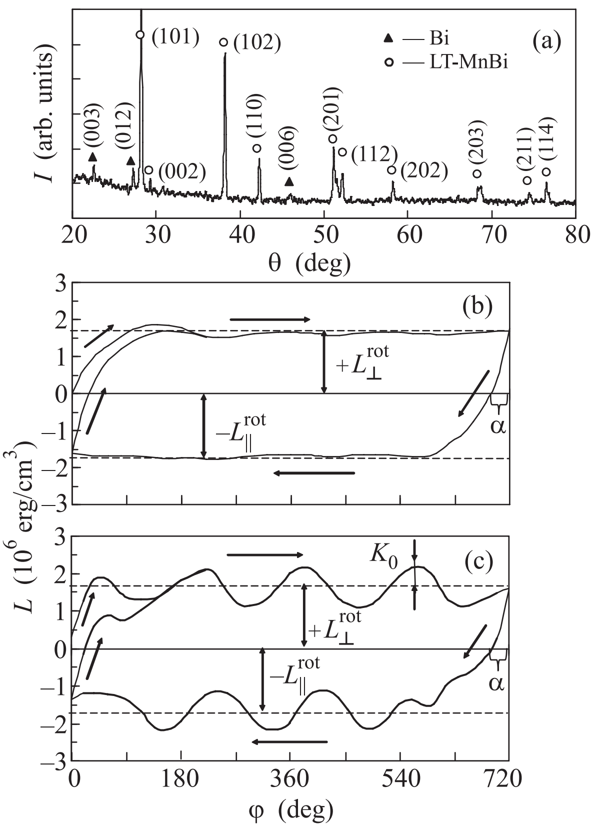

Рис. 2. (a) – Дифрактограмма. (b) – Кривые крутящего момента при вращении магнитного поля $H = 12$ кЭ в плоскости $L_\parallel(\varphi)$ и (c) – перпендикулярно плоскости $L_\perp(\varphi)$ пленочной системы Mn/Bi/Mn после отжига при $270\,^\circ$C. α – Угол отставания легкой оси от направления магнитного поля

момента (см. рис. 1b) и из литературных источников [17, 25, 26]. Приведенные результаты однозначно доказывают, что синтез высоко ориентированной LT-MnBi(001) фазы в пленках Bi/Mn/Bi аналогичен методу Чена в Mn/Bi-образцах. Поэтому структурные и магнитные свойства LT-MnBi(001) пленок одинаковы в образцах Bi/Mn/Bi и Mn/Bi.

Пленки Mn/Bi/Mn. Последовательность чередования Bi- и Mn-слоев играет важную роль в формировании MnBi-наноструктур в продуктах реакции. На рис. 2a приведена дифрактограмма Mn/Bi/Mn пленок после отжига при температуре $270\,^\circ$C, на которой присутствуют пики от поликристаллической LT-MnBi фазы и небольшие пики от не прореагировавшего висмута. Электронно-микроскопические исследования и энергодисперсионные рентгеновские линейные сканы по толщине показали, что слои Mn и Bi прореагировали с атомным соотношением Mn:Bi = 50:50 (в данной работе не приведены). На рис. 2 показаны прямой $0\,^\circ$–$720\,^\circ$ и обратный $720\,^\circ$–$0\,^\circ$ ход кривых крутящего момента в плоскости $L_\parallel$ (b) и перпендикулярно плоскости $L_\perp$ (c) Mn/Bi/Mn пленки после отжига при $270\,^\circ$C. Кривые крутящих моментов $L_\parallel$ и $L_\perp$ обладали большим гистерезисом вращения, который является характеристикой вращающейся магнитной анизотропии. Для количественной характеристики ВМА в работе [24] была введена константа ВМА $L_\parallel^{\mathrm{rot}}$ для кривых крутящего момента в плоскости пленки, которая определена как сдвиг кривой крутящих моментов при вращении магнитного поля по часовой стрелке $(+L_\parallel^{\mathrm{rot}})$ и против часовой стрелки $(-L_\parallel^{\mathrm{rot}})$ (см. рис. 2b). Аналогично для кривых крутящего момента перпендикулярно плоскости пленки определены константы $+L_\perp^{\mathrm{rot}}$ при вращении по часовой стрелке и $-L_\perp^{\mathrm{rot}}$ против часовой стрелки (см. рис. 2c). Экспериментальные значения констант ВМА удовлетворяют равенствам в плоскости пленки: $L_\parallel^{\mathrm{rot}} = +L_\parallel^{\mathrm{rot}} = -L_\parallel^{\mathrm{rot}}$ и перпендикулярно плоскости пленки $L_\perp^{\mathrm{rot}} = +L_\perp^{\mathrm{rot}} = -L_\perp^{\mathrm{rot}}$. Кривые крутящего момента перпендикулярно плоскости пленки кроме ВМА с константой $L_{\perp}^{\rm rot} = 1.6 \cdot 10^6$ эрг/см^3 содержат вклад от одноосной анизотропии $K_0 \sin 2\varphi$ ($K_0 = 0.5 \cdot 10^6$ эрг/см^3) с легкой осью, совпадающей с плоскостью пленки. Это предполагает, что одноосная анизотропия определена анизотропией формы пленки $K_0 = 2\pi M_S^2$ с намагниченностью насыщения $M_S = 200$ э.м.е./см^3. Однако указанное значение меньше $M_S = 350$ э.м.е./см^3, которое следует из петель гистерезиса (рис. 3). Значит, плоскостные

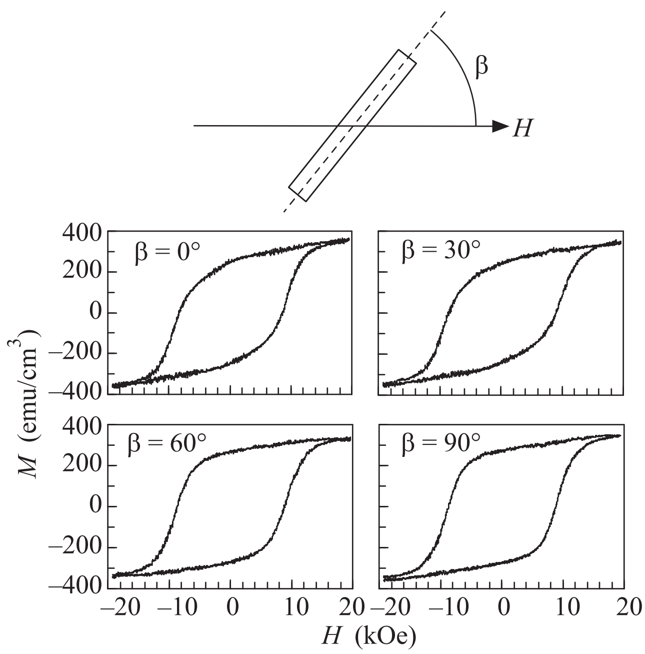

Рис. 3. Петли гистерезиса M–H в плоскости пленки $\beta = 0°$, под углом $\beta = 30°$, $\beta = 60°$ и перпендикулярно плоскости $\beta = 90°$ пленочной системы Mn/Bi/Mn после отжига при 270°C

напряжения и структурные особенности, такие как столбчатая структура, уменьшают значение K_0. Важно заметить, что константы ВМА в плоскости $L_{\parallel}^{\rm rot}$ и перпендикулярно плоскости $L_{\perp}^{\rm rot}$ совпадают: $L_{\parallel}^{\rm rot} = L_{\perp}^{\rm rot} = 1.6 \cdot 10^6$ эрг/см^3. Данное равенство, а также независимость петель гистерезиса от направления магнитного поля (см. рис. 3) указывают на пространственную изотропность ВМА. Неравенство $L_{\parallel}^{\rm rot} = L_{\perp}^{\rm rot} > K_0$ является необходимым условием для выстраивания легкой оси магнитным полем с учетом угла отставания α (см. рис. 2b, c) в любом произвольном направлении как в плоскости, так и перпендикулярно плоскости пленки. Пространственная изотропия ВМА наблюдалась также в эпитаксиальных $L1_0$CoPt(111) [24] и поликристаллических δ-Mn$_{0.6}$Ga$_{0.4}$ [23] пленках и предполагает общую природу ВМА в этих образцах.

Обсуждение результатов. Хотя у Bi/Mn/Bi и Mn/Bi/Mn пленок была одинаковая общая толщина Mn- и Bi-слоев и отжигали их в одних и тех же условиях, они имели большую разницу в структурных и магнитных свойствах. Отжиг Bi/Mn/Bi пленок привел к ожидаемому результату – синтезу ориентированных LT-MnBi(001) пленок. Формирование поликристаллических LT-MnBi пленок с ВМА после отжига Mn/Bi/Mn пленочной системы явно указывает на присутствие переходных слоев на Bi/Mn интерфейсе. Известно, что окисление Mn оказывает негативную роль и вызывает изменения структурных и магнитных свойств в MnBi наночастицах [27, 28] и тонких пленках [7, 17, 29, 30]. В методе Вильямса, где вначале осаждался слой Mn, кислородные загрязнения формируют диффузионный барьер из хемосорбированного слоя или окислов на поверхности пленки Mn, который подавляет твердофазную реакцию между Mn- и Bi-слоями. Поэтому, осаждение Bi на окисленную поверхность Mn приводит к формированию только поликристаллических слоев в Bi/Mn и Mn/Bi/Mn образцах. В отличие от Bi/Mn/Bi, в Mn/Bi/Mn образцах реакция стартует между пленкой Bi и верхним слоем Mn с формированием поликристаллического LT-MnBi слоя. Одновременно нижний слой Mn реагирует с оставшимся Bi в LT-MnBi слое без значительного изменения его поликристаллической структуры.

Для дальнейшего исследования ферромагнитных фаз, образующихся после отжига при 270 °C в Bi/Mn/Bi и Mn/Bi/Mn пленках, были сняты зависимости намагниченностей насыщения от температуры. Представленная на рис. 4a зависимость $M_S(T)$ подтверждает, что только LT-MnBi фаза с температурой Кюри $T_{\rm C} \sim 360$ °C присутствует в Bi/Mn/Bi образцах. В Mn/Bi/Mn пленках, кроме LT-MnBi фазы, формируется фаза с температурой Кюри $T_{\rm C} \sim 170$ °C, которая характерна для QHTP-Mn$_{1.08}$Bi фазы (см. рис 4b). Грубая оценка объемной фракции QHTP-Mn$_{1.08}$Bi фазы, найденная из рис. 4b соответствует ~ 60 %. Однако отражения, определенные из рис. 2a, не соответствуют орторомбической QHTP-Mn$_{1.08}$Bi фазе (JPCD card 04-007-0814). Анализ, проведенный в работе [31], показал, что QHTP-Mn$_{1.08}$Bi может иметь в зависимости от способа получения гексагональную или сверхрешетчатую структуры. Наши результаты хорошо согласуются с работой [32], в которой не обнаружены изменения параметров решетки в пленках, содержащих LT-MnBi(001) и смесь QHTP-Mn$_{1.08}$Bi

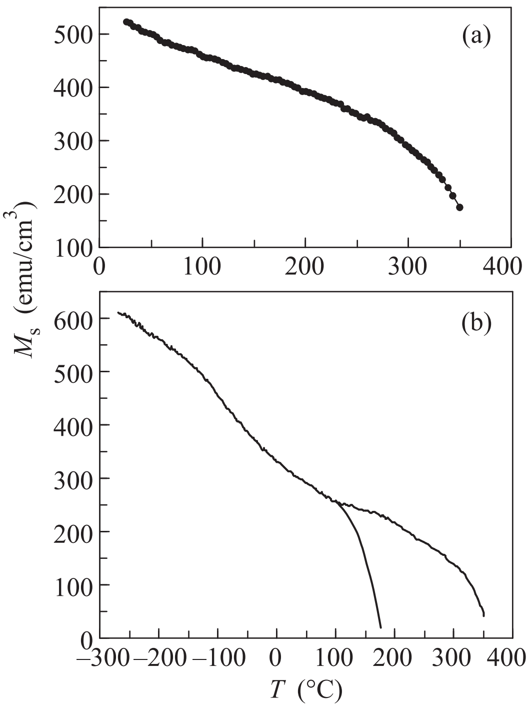

Рис. 4. Температурные зависимости намагниченности насыщения M_S пленок LT-MnBi(001) (a) и (QHTP+LT)-MnBi (b), измеренные в магнитном поле $H = 5$ кЭ в плоскости пленки

+ LT-MnBi фаз. В процессе QHTP $\rightleftarrows$ LT фазовых превращений параметры решетки изменяются непрерывно [8, 9], что предполагает общую границу когерентного срастания QHTP-$Mn_{1.08}$Bi и LT-MnBi решеток. На этом основании мы предполагаем, что поликристаллические Mn/Bi/Mn пленки после отжига при 270 °C состоят из нанозерен эпитаксиально сросшихся с близкими параметрами решеток QHTP-$Mn_{1.08}$Bi и LT-MnBi фаз. Это согласуется с тем, что образцы (QHTP+LT)-MnBi имели намагниченность насыщения $M_S = 350$ э.м.е./см^3 (см. рис. 3), которая меньше чем у LT-MnBi пленок, $M_S = 520$ э.м.е./см^3 (см. рис. 1c). Это является следствием того, что намагниченность насыщения QHTP-$Mn_{1.08}$Bi составляет 75 % от M_S у LT-MnBi пленок [7]. К тому же коэрцитивная сила (QHTP+LT)-MnBi образцов (см. рис. 3) в 6 раз выше, чем LT-MnBi образцов (см. рис. 1c). Данный вывод согласуется с тем, что фаза QHTP-$Mn_{1.08}$Bi имеет большую коэрцетивную силу и меньшую намагниченность насыщения, чем LT-MnBi фаза [33].

Надо иметь в виду, что кислородные и другие загрязнения в течение отжига могут допировать MnBi-пленки и стабилизировать QHTP-$Mn_{1.08}$Bi и другие метастабильные фазы. В магнитотвердых пленках константа $L^{\rm rot}$ зависит от состава и условий отжига [34, 35]. Эффект большой ВМА наблюдался в композитных пленках, содержащих наномасштабную смесь двух фаз [24, 34, 35]. В последнее время большое внимание уделяется фундаментальному пониманию влияния наномасштабных фазовых границ на макроскопические свойства функциональных материалов. Материалы, которые содержат взаимодействующие фазы и обладают большой долей фазовых границ, могут иметь необычные физические свойства нехарактерные для исходных фаз [36–38]. Следовательно, можно предположить, что при определенных условиях структурное сосуществование химически связанных фаз LT-MnBi и QHTP-$Mn_{1.08}$Bi является энергетически выгодным и играет важную роль в формировании и природе ВМА.

Выводы. Исследована структурная и магнитная асимметрия фазовых превращений в трехслойных Bi/Mn/Bi и Mn/Bi/Mn пленках вблизи эквиатомного состава при температуре отжига 270 °C. После отжига пленок Bi/Mn/Bi формируется хорошо ориентированная LT-MnBi(001) фаза с перпендикулярной магнитной анизотропией $K_u \sim 1.1 \cdot 10^7$ эрг/см^3 и коэрцитивной силой $H_C \sim 1.5$ кЭ. Отжиг Mn/Bi/Mn пленок при тех же условиях приводит к формированию пространственно изотропных нанокластеров ($H_C \sim 9.0$ кЭ), содержащих основную магнитотвердую фазу LT-MnBi, эпитаксиально сросшуюся с фазой QHTP-$Mn_{1.08}$Bi. В данных пленках обнаружена большая вращающаяся магнитная анизотропия, заключающаяся в том, что в магнитных полях выше коэрцитивной силы $H > H_C$ легкая ось анизотропии с учетом угла отставания может быть ориентирована в любом пространственном направлении. Сделано предположение, что структурное сосуществование LT-MnBi и QHTP-$Mn_{1.08}$Bi фаз является основной причиной формирования вращающейся магнитной анизотропии в Mn/Bi/Mn пленках. Обнаруженная в магнитотвердых пленочных материалах большая вращающаяся магнитная анизотропия, дает основание предположить существование нового класса ферромагнитных пленочных сред с пространственно настраиваемой легкой осью.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проекты # 15-02-00948, # 16-03-00069) и частично правительства Красноярского края, КФН, РФФИ (проект # 16-42-243006), стипендии Президента Российской Федерации (проект # СП-1373.2016.3), программы "Умник" # 6650гу/2015. Электронномикроскопические исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования Красноярского научного центрв СО РАН.

1. J. Shen, H. Cui, X. Huang, M. Gong, W. Qin, A. Kirkeminde, J. Cui, and S. Ren, RSC Adv. **5**, 5567 (2015).
2. N. Poudyal and J. P. Liu, J. Phys. D: Appl. Phys. **46**, 043001 (2013).
3. J. M. D. Coey, Scripta Mater **67** (2012) 524.
4. N. V. Rama Rao, A. M. Gabay, and G. C. Hadjipanayis, J. Phys. D: Appl. Phys. **46**, 062001 (2013).
5. J. Köhler and J. Kübler, J. Phys.: Condens. Matter. **8**, 8681 (1996).
6. Y. J. Wang, J. Magn. Magn. Mater. **84**, 39 (1990).
7. D. Chen, J. Appl. Phys. **42**, 3625 (1971).
8. H. Haudek and W. K. Unger, Phys. Stat. Sol. A **7**, 393 (1971).
9. K. Yoshida, T. Yamada, and Y. Furukawa, Acta Metallurgica **34**, 969 (1986).
10. Y. Iwama and Y. Takeno, Phys. Stat. Sol.(a) **76**, 75 (1983).
11. K. Yoshida and T. Yamada, Appl. Surf. Sci. **60–61**, 391 (1992).
12. J. Park, Y.-K. Hong, J. Lee, W. Lee, S.-G. Kim, and C.-J. Choi, Metals **4**, 455 (2014).
13. N. A. Zarkevich, L.-L. Wang, and D. D. Johnson, APL Mater. **2**, 032103 (2014).
14. 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).
15. S. Thimmaiah, V. Taufour, S. Saunders, S. March, Y. Zhang, M. J. Kramer, P. C. Canfield, and G. J. Miller, Chem. Mater. **28**, 8484 (2016).
16. H. J. Williams, R. C. Sherwood, F. G. Foster, and E. M. Kelley, J. Appl. Phys. **28**, 1181 (1957).
17. В. Г. Мягков, Л. Е. Быкова, В. Ю. Яковчук, В. С. Жигалов, М. Н. Волочаев, В. А. Середкин, А. А. Мацынин, И. А. Тамбасов, Г. С. Патрин, Г. Н. Бондаренко, Письма в ЖЭТФ **103**, 280 (2016).
18. P. Kharel, P. Thapa, P. Lukashev, R. F. Sabirianov, E. Y. Tsymbal, D. J. Sellmyer, and B. Nadgorny, Phys. Rev. B **83**, 024415 (2011).
19. K. Tarawneh, N. Al-Aqtash, and R. Sabirianov, J. Magn. Magn. Mater. **363**, 43 (2014).
20. M. R. J. Gibbs, E. W. Hill, and P. J. Wright, J. Phys. D: Appl. Phys. **37**, R237 (2004).
21. T. Suwa, Y. Tanaka, G. Mankey, R. Schad, and T. Suzuki, AIP Advances **6**, 056008 (2016).
22. Y. Liu, L. Peng, J. Zhang, Z. Ren, J. Yang, Z. Yang, S. Cao, and W. Fang, EPL **96**, 27015 (2011).
23. V. G. Myagkov, V. S. Zhigalov, L. E. Bykova, G. N. Bondarenko, Yu. L. Mikhlin, G. S. Patrin, and D. A. Velikanov, Phys. Stat. Sol. B **249**, 1541 (2012).
24. В. Г. Мягков, В. С. Жигалов, Л. Е. Быкова, Г. Н. Бондаренко, Д. А. Великанов, А. Н. Рыбакова, А. А. Мацынин, И. А. Тамбасов, М. Н. Волочаев, Письма в ЖЭТФ **102**(6), 393 (2015).
25. M. Y. Sun, X. W. Xu, X. A. Liang, X. W. Sun, and Y. J. Zheng, J. Alloys Compd. **672**, 59 (2016).
26. T. Suwa, Y. Tanaka, G. Mankey, R. Schad, and T. Suzuki, AIP Advances **6**, 056008 (2016).
27. K. Kanari, C. Sarafidis, M. Gjoka, D. Niarchos, and O. Kalogirou, J. Magn. Magn. Mater. **426**, 691 (2017).
28. J. Cui, J.-P. Choi, E. Polikarpov, M. E. Bowden, W. Xie, G. Li, Z. Nie, N. Zarkevich, and M. J. Kramer, Acta Mater. **79**, 374 (2014).
29. U. Deffke, G. Ctistis, J. J. Paggel, P. Fumagalli, U. Bloeck, and M. Giersig, J. Appl. Phys. **96**, 3972 (2004).
30. M. Y. Sun, X. W. Xu, X. A. Liang, X. W. Sun, and Y. J. Zheng, J. Alloys Compd. **672**, 59 (2016).
31. G. S. Xu, C. S. Lakshmi, and R. W. Smith, J. Mater. Sci. Lett. **8**, 1113 (1989).
32. Y. Kido and M. Tada, J. Mater. Res. **4**, 1151 (1989).
33. D. Chen and R. L. Aagard, J. Appl. Phys. **41**, 2530 (1971).
34. V. G. Myagkov, L. E. Bykova, V. S. Zhigalov, A. A. Matsynin, D. A. Velikanov, and G. N. Bondarenko, J. Alloys Compd. **706**, 38 (2017).
35. В. С. Жигалов, В. Г. Мягков, Л. Е. Быкова, Г. Н. Бондаренко, А. А. Мацынин, М. Н. Волочаев, ФТТ **2**, 379 (2017).
36. J. X. Zhang, R. J. Zeches, Q. He, Y.-H. Chu, and R. Ramesh, Nanoscale **4**, 6196 (2012).
37. Y. Lee, Z. Q. Liu, J. T. Heron eta al. (Collaboration), Nature Communications **6**, Article number: 5959 (2015).
38. T. Ma, J. Gou, S. Hu, X. Liu, C. Wu, S. Ren, H. Zhao, A. Xiao, C. Jiang, X. Ren, and M. Yan, Nature Communications **8**, 13937 (2017).