

Большая вращающаяся магнитная анизотропия в MnVi тонких плёнках

В.Г. Мягков^{a,1}, Л.Е. Быкова¹, В.Ю. Яковчук¹, А.А. Мацынин¹, Д.А. Великанов¹,
Г.С. Патрин^{1,2}, Г. Ю. Юркин^{1,2}, Г.Н. Бондаренко³

¹ Институт физики им. Л.В. Киренского, ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск, Россия

² Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия

³ Институт химии и химической технологии, ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск, Россия

a) miagkov@iph.krasn.ru

Абстракт

Рассмотрены изменения структурных и магнитных свойств трехслойных пленочных систем Vi/Mn/Vi и Mn/Vi/Mn эквиатомного состава в процессе вакуумного отжига. Отжиг пленок Vi/Mn/Vi при температуре 270°C в течение часа приводит к синтезу хорошо исследованной высоко ориентированной низкотемпературной LT-MnVi(001) фазы с перпендикулярной магнитной анизотропией $K_u \sim 1.1 \cdot 10^7$ эрг/см³ и коэрцитивной силой $H_c \sim 1.5$ кЭ. В отличие от Vi/Mn/Vi в Mn/Vi/Mn пленках при тех же условиях отжига происходит формирование поликристаллических LT-MnVi нанокластеров. В этих пленках обнаружена большая, превышающая анизотропию формы, вращающаяся магнитная анизотропия, заключающаяся в том, что в магнитных полях выше коэрцитивной силы $H = 12$ кЭ $> H_c = 9.0$ кЭ легкая ось анизотропии с учетом угла отставания может быть ориентирована в любом пространственном направлении. Обосновывается, что природа вращающейся магнитной анизотропии обусловлена структурным сосуществованием эпитаксиально связанных LT-MnVi и QНТР -Mn_{1.08}Vi фаз. Наши результаты экспериментально доказывают, что кроме плоскостных и перпендикулярных плёночных сред существует класс магнитных плёночных материалов с пространственно настраиваемой лёгкой осью.

Введение.

Ферромагнитные свойства и получение интерметаллических компаундов MnVi широко изучаются, как возможная замена редкоземельных металлов в производстве постоянных магнитов [1-4] и магнитных сред для магнито-оптической записи пленок [5-7]. Одним из основных магнитных MnVi компаундов является низкотемпературная фаза LT-MnVi, которая имеет высокую анизотропию и относительно высокую намагниченность, большое фарадеевское вращение [5-7]. С увеличением температуры выше 633К (360°C) LT-MnVi превращается в парамагнитную высокотемпературную фазу НТР-MnVi, которая при быстрой закалке переходит в ферромагнитную QНТР-Mn_{1.08}Vi фазу. При комнатной температуре закалённая QНТР-Mn_{1.08}Vi термически нестабильна и медленно преобразуется в течении двух лет в стабильную LT-MnVi 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-MnVi структуры [12, 13], однако малые Rh и Mn добавки в LT-MnVi стабилизируют орторомбическую фазу, структурные и магнитные свойства, которой близки к высокотемпературной фазе НТР-Mn_{1.08}Vi [14, 15].

В пленочных системах наблюдается асимметрия в химическом перемешивании на интерфейсе Vi с Mn при синтезе LT-MnVi плёнок в зависимости от последовательности осаждаемых слоёв [7, 10]. При последовательном осаждении на подложку первого слоя Mn и второго слоя Vi (Vi/Mn образцы) для синтеза LT-MnVi в температурном 225°C -

350°C диапазоне необходимо 3 дня (метод Вильямса, Williams method) [16, 10]. Однако отжиг Bi/Mn плёнок в течении 1 час 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 слой (метод Чена, Chen's method) после отжига ~ 300°C даже несколько минут достаточно для синтеза высоко ориентированных LT-MnBi(001) плёнок [7]. В этом методе используется (001) ориентированный Bi(001) слой с с-осью перпендикулярной плоскости плёнки, который растёт на различных подложках. Осаждение верхнего Mn слоя вызывает миграцию Mn атомов во время отжигов при ~ 300°C в Bi слой с наследованием (001) ориентации в синтезированной LT-MnBi фазе. Поэтому метод Чена широко используется для получения и исследования структурных и магнитных LT-MnBi(001) плёнок, обладающих большой перпендикулярной магнитной анизотропией (РМА) $K_u \sim 1 \times 10^6 \text{ J m}^{-3}$, необходимой для магнито-оптической записи пленок [5,6], спинтронники [18, 19], для потенциальных приложений, как тонкоплёночные магниты для MEMS [20]. Однако природа РМА в MnBi плёнках остаётся предметом дискуссий [21,22].

Исторически, начальные изучения магнитной анизотропии в тонких плёнках показали, что наряду с классическими видами магнитных анизотропий, такими как однонаправленная, одноосная, (включая РМА), магнитокристаллографическая анизотропии, в тонких плёнках существует вращающаяся магнитная анизотропия (ВМА). Фундаментальным отличием ВМА от классических видов анизотропий является вращение лёгкой оси за вращением магнитного поля [17]. В результате большой анизотропии формы в магнитомягких плёночных образцах ВМА наблюдалась только в плоскости плёнок. Недавно, впервые большая ВМА, превышающая анизотропию формы, была обнаружена в магнитотвёрдых MnGa [23] и CoPt [24] плёнках. В таких образцах лёгкую ось можно магнитным полем выстроить в любом пространственном направлении, как в плоскости, так и перпендикулярно плоскости плёнки.

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 РМА $K_u \sim 1 \times 10^7 \text{ erg/cm}^{-3}$, в поликристаллических LT-MnBi плёнках может существовать большая ВМА, превышающая анизотропию формы плёнки.

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

Экспериментальные результаты.

Пленки Vi/Mn/Vi

На рис.1а приведена дифрактограмма Vi/Mn/Vi образца после отжига при температуре 270°C. Сильные LT-MnBi(002) и LT-MnBi(004) пики и отсутствие отражений от других фаз указывает на полное перемешивание Mn и Vi слоёв и синтез LT-MnBi(001) кристаллитов, с с-осью перпендикулярной плоскости подложки. Дифрактограмма содержит с малой интенсивностью Vi(012) пик, который указывает, что незначительное количество не прореагировавшего висмута, который также присутствовал в образце. Электронно-микроскопические исследования и энергодисперсионные рентгеновские линейные сканы по толщине показали, что слои Mn и Vi полностью прореагировали и атомы Mn и Vi равномерно распределены по всей толщине образца с атомным соотношением Mn:Vi ~ 50:50, соответствующей LT-MnBi фазе (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 лёгкую ось перпендикулярную плоскости подложки (рис. 1b). Намагниченность насыщения M_S (рис. 1c) и поле перпендикулярной анизотропии H_K после отжигов при 270°C имели значения $M_S = 520 \text{ emu/cm}^3$ и $H_K = (43 \pm 2) \text{ кЭ}$ (рис. 1c). Значение намагниченности M_S близко к значению, известному для совершенных LT-MnBi тонких плёнок [25, 26]. Величина константы РМА $K_u = 1.1 \cdot 10^7 \text{ эрг/см}^3$ определена, используя выражение $H_K = 2K_u/M_S$, где $K_u = K_1 - 2\pi M_S^2$ (K_1 -первая константа магнитокристаллографической анизотропии LT-MnBi фазы и $2\pi M_S^2$ – анизотропия формы плёнки). Это значение хорошо согласуется со значениями, полученными из кривой крутящего момента (рис 1b) и из литературных данных [17, 25, 26]. Приведённые результаты однозначно предполагают, что синтез высоко ориентированной LT-MnBi(001) фазы в пленках Vi/Mn/Vi аналогичен методу Чена в Mn/Vi образцах. Это предполагает следующий сценарий развития атомной миграции в Vi/Mn/Vi образца. Также как в методе Чена после отжига при 270°C в Vi/Mn/Vi образцах Mn мигрирует в нижний ориентированный Vi(001) слой с формированием LT-MnBi(001) слой. Одновременно атомы верхнего Vi слоя мигрируют в LT-MnBi(001) слой, не изменяя его ориентации. Поэтому структурные и магнитные свойства LT-MnBi(001)плёнок одинаковы в Vi/Mn/Vi и Mn/Vi образцах.

Пленки Mn/Vi/Mn. Последовательность чередования Vi и Mn слоёв играет важную роль в формировании MnVi наноструктур в продуктах реакции. На рис.2а приведена дифрактограмма Mn/Vi/Mn плёнок после отжига при температуре 270°C, на которой присутствовали пики от поликристаллической LT-MnVi фазы и от не прореагировавшего висмута. Электронно-микроскопические исследования и энергодисперсионные рентгеновские линейные сканы по толщине показали, что слои Mn и Vi полностью прореагировали с атомным соотношением Mn:Vi ~ 50:50 (в данной работе не приведены). На рис. 2 показаны прямой 0°- 720° и обратный 720°- 0° ход кривых крутящего момента в плоскости L_{\parallel} (b) и перпендикулярно плоскости L_{\perp} (c) Mn/Vi/Mn пленки после отжига при 270°C. Кривые крутящих моментов L_{\parallel} и L_{\perp} обладали большим гистерезисом вращения, который является характеристикой магнитной вращательной анизотропии ВМА. Для количественной характеристики МВА в работе [24] была введена величина константы МВА $L_{\parallel}^{\text{rot}}$, для кривых крутящего момента в плоскости плёнки, которая определена, как сдвиг кривой крутящих моментов при вращении магнитного поля $+L_{\parallel}^{\text{rot}}$ по часовой стрелке и $-L_{\parallel}^{\text{rot}}$ против часовой стрелки (рис. 2b). Аналогично для кривых крутящего момента перпендикулярно плоскости плёнки определены константы $+L_{\perp}^{\text{rot}}$ при вращении по часовой стрелки и $-L_{\perp}^{\text{rot}}$ против часовой стрелки (рис. 2c). Экспериментальные

значения констант МВА удовлетворяют равенствам в плоскости ($L_{\parallel}^{\text{rot}} = +L_{\parallel}^{\text{rot}} = -L_{\parallel}^{\text{rot}}$) и перпендикулярно плоскости ($L_{\perp}^{\text{rot}} = +L_{\perp}^{\text{rot}} = -L_{\perp}^{\text{rot}}$) плёнки. Перпендикулярно плоскости плёнки кривые крутящего момента кроме МВА с константой $L_{\perp}^{\text{rot}} = 1.6 \cdot 10^6$ эрг/см³ содержат вклад от одноосной анизотропии $K_u \sin 2\varphi$ ($K_u = 0.5 \cdot 10^6$ эрг/см³) с лёгкой осью, совпадающей с плоскостью плёнки. Это предполагает, что одноосная анизотропия определена анизотропией формы плёнки $K_u = 2\pi M_s^2$, с намагниченностью насыщения $M_s = 200$ едн/см³. Однако это значение меньше $M_s = 350$ едн/см³, которое следует из петель гистерезиса (рис. 3). Это означает, что плоскостные напряжения и структурные особенности, такие как столбчатая структура, уменьшают K_u значение. Важно заметить, что константы МВА в плоскости $L_{\parallel}^{\text{rot}}$ и перпендикулярно плоскости L_{\perp}^{rot} совпадают $L_{\parallel}^{\text{rot}} = L_{\perp}^{\text{rot}} = 1.6 \cdot 10^6$ эрг/см³. Данное равенство, а также независимость петель гистерезиса от направления магнитного поля (рис. 3) указывают на МВА пространственную изотропность. Неравенство $L_{\parallel}^{\text{rot}} = L_{\perp}^{\text{rot}} > K_u$ является необходимым условием для выстраивания легкой оси в любом произвольном направлении, как в плоскости, так и перпендикулярно плоскости пленки. Пространственная изотропия МВА наблюдалась также в эпитаксиальных $L1_0\text{CoPt}(111)$ [24] и $\delta\text{-Mn}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}$ [23] плёнках и предполагает общую природу МВА в этих образцах.

Обсуждение результатов

Хотя Vi/Mn/Vi и Mn/Vi/Mn плёнки имели, одинаковы общие толщины Mn и Vi слоёв и отжигались в одних и тех же условиях, они имели большую разницу в структурных магнитных свойствах. Так, отжиг Vi/Mn/Vi плёнок привёл к ожидаемому результату – синтезу ориентированных $\text{LT-MnVi}(001)$ плёнок. Формирование поликристаллических LT-MnVi плёнок с МВА поле отжига в Mn/Vi/Mn плёночной системе явно указывает на присутствие переходных слоёв на Vi/Mn интерфейсе. Известно, что окисление Mn оказывает негативную роль, и вызывают изменения в структурных и магнитных свойствах MnVi наночастиц [27, 28] и тонких пленок [7, 17, 29, 30]. В методе Вильямса, в котором вначале осаждался Mn , кислородные загрязнения формируют диффузионный барьер из хемосорбированного слоя или окислов на поверхности Mn плёнки, которые подавляют твёрдофазную реакцию между Mn и Vi слоями. Поэтому, осаждение Vi на окисленную поверхность Mn приводит к формированию только поликристаллических слоёв в Vi/Mn и Mn/Vi/Mn образцах. В отличие от Vi/Mn/Vi в Mn/Vi/Mn образцах реакция стартует между Vi и верхним Mn плёнками с формированием поликристаллического LT-MnVi слоя. Одновременно нижний Mn слой растворяется в LT-MnVi слое без значительного изменения его поликристаллической структуры.

Для дальнейшего понимания образования ферромагнитных фаз, образующих после отжига при 270°C в Vi/Mn/Vi и Mn/Vi/Mn плёнках, были получены зависимости намагниченностей насыщения от температуры. Представленная на рис 4а зависимость $M_s(T)$ подтверждает, что только LT-MnVi фаза с температурой Кюри $T_C \sim 360^\circ\text{C}$ присутствует в Vi/Mn/Vi образцах. В противоположность в Mn/Vi/Mn плёнках кроме LT-MnVi фазы формируется фаза с температурой Кюри $T_C \sim 170^\circ\text{C}$, которая является характеристикой $\text{QHTR-Mn}_{1.08}\text{Vi}$ фазы (рис 4b). Грубая оценка объёмной фракции $\text{QHTR-Mn}_{1.08}\text{Vi}$ фазы, найденная из рис. 4а соответствует $\sim 60\%$. Однако отражения, определённые из рис 2а, не соответствуют орторомбической $\text{QHTR-Mn}_{1.08}\text{Vi}$ фазы (JPCD card 04-007-0814). Анализ, проведённый в работе [31] показывал, что $\text{QHTR-Mn}_{1.08}\text{Vi}$ может также иметь в зависимости от способа получения гексагональную или сверхрешётчатую структуру. Наши результаты хорошо согласуются с работой [32], в которой не обнаружены изменения параметров решетки, в плёнках содержащих $\text{LT-MnVi}(001)$ и смесь $\text{QHTR} + \text{LT-MnVi}$ фаз. Также не наблюдалось изменений параметров решётки в лентах с QHTR-MnVi фазой, полученных спиннингованием и в отожженных лентах, содержащих LT-MnVi фазу [32]. В процессе $\text{QHTR} \leftrightarrow \text{LT}$ фазовых превращений

параметры решётки изменяются непрерывно [8, 9], что предполагает общую границу когерентного срастания QHTR-MnBi и LT-MnBi решёток. На этом основании мы предполагаем, что поликристаллические Mn/Bi/Mn плёнки после отжига при 270°C состоят из нанозёрен эпитаксиально сросшихся с близкими параметрами решёток QHTR-MnBi и LT-MnBi фаз. Это согласуется с тем, что образцы (QHTR+LT)-MnBi имели намагниченность насыщения $M_S = 350 \text{ emu/cm}^3$ (рис. 5), которая меньше чем LT-MnBi плёнок $M_S = 520 \text{ emu/cm}^3$ (рис. 2b) Это является следствием, что намагниченность насыщения $M_S(\text{QHTR-MnBi})$ составляет 75% от $M_S(\text{LT-MnBi})$ плёнок [7]. К тому же коэрцитивная сила (QHTR+LT)-MnBi образцов (рис. 5) в 6 раз выше, чем LT-MnBi (рис. 2b) образцов. Такое соотношение коэрцитивных сил характерно для QHTR-MnBi и LT-MnBi плёнок [33].

Надо иметь в виду, что кислородные и другие загрязнения в течении отжига могут допировать MnBi плёнки и стабилизировать QHTR-MnBi и другие метастабильные фазы. В магнитотвёрдых плёнках константа L^{rot} зависит от состава и условий отжига [34, 35] и эффект МВА наблюдался в композитных плёнках, 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. Такие материалы, содержащие взаимодействующие фазы различной кристаллической симметрии, и обладающие большой долей фазовых границ могут иметь необычные физические свойства, нехарактерные для исходных фаз [36-38]. Это предполагает, что при определённых условиях структурное сосуществование химически связанных фаз LT-MnBi и QHTR-Mn_{1.08}Bi является энергетически выгодным и играет важную роль в формировании и природе МВА.

Выводы.

Исследована структурная и магнитная асимметрия фазовых превращений в трехслойных Bi/Mn/Bi и Mn/Bi/Mn пленках вблизи экваторного состава при температуре отжига 270 °C. После отжига пленок Bi/Mn/Bi формируется хорошо ориентированная LT-MnBi(001) фаза с перпендикулярной магнитной анизотропией $K_u \sim 1.1 \cdot 10^7 \text{ эрг/см}^3$ и коэрцитивной силой $H_C \sim 1.5 \text{ кЭ}$. Отжиг Mn/Bi/Mn пленок при тех же условиях отжига приводит к формированию пространственно изотропных нанокластеров ($H_C \sim 9.0 \text{ кЭ}$), содержащих основную магнитотвёрдую фазу LT-MnBi эпитаксиально сросшуюся с фазой QHTR-Mn_{1.08}Bi. В данных пленках обнаружена большая магнитная вращающаяся анизотропия, заключающаяся в том, что в магнитных полях выше коэрцитивной силы $H \sim 12 \text{ кЭ} > H_C$ легкая ось анизотропии с учетом угла отставания может быть ориентирована в любом пространственном направлении. Сделано предположение, что структурное сосуществование упорядоченных фаз LT-MnBi и QHTR-Mn_{1.08}Bi является основной причиной формирования вращающейся магнитной анизотропии в Mn/Bi/Mn пленках. Обнаруженная в магнитотвёрдых плёночных материалах большая вращающаяся магнитная анизотропия, предполагает существование нового класса плёночных сред с пространственно настраиваемой лёгкой осью.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 16-03-00069, № 15-02-00948).

- [1] J. Shen, H. Cui, X. Huang, M. Gong, W. Qin, A. Kirkeminde, J. Cui, S. Ren, RSC Adv., 5 (2015) 5567.
- [2] N. Poudyal, J.P. Liu, J. Phys. D: Appl. Phys. 46 (2013) 043001.
- [3] J.M.D. Coey, Scripta Mater, 67 (2012) 524.
- [4] N.V. Rama Rao, A.M. Gabay, G.C. Hadjipanayis, J. Phys. D: Appl. Phys. 46 (2013) 062001.
- [5] J. Köhler, J. Kübler, J. Phys.: Condens. Matter 8 (1996) 8681.
- [6] Y.J. Wang, J. Magn. Magn. Mater. 84 (1990) 39.
- [7] D. Chen, J. Appl. Phys. 42 (1971) 3625.

- [8] H. Haudek, W.K. Unger, Phys. Status Solidi A 7 (1971) 393.
- [9] K. Yoshida, T. Yamada, Y. Furukawa, 34 (1986) 969.
- [10] Y. Iwama, Y. Takeno, Phys. Stat. Sol.(a) 76 (1983) 75.
- [11] K. Yoshida, T. Yamada, Appl. Surf. Sci. 60–61 (1992) 391.
- [12] J. Park, Y.-K. Hong, J. Lee, W. Lee, S.-G. Kim, C.-J. Choi, Metals 4 (2014) 455.
- [13] N.A. Zarkevich, L.-L. Wang, D.D. Johnson, APL Mater. 2 (2014) 032103.
- [14] V. Taufour, S. Thimmaiah, S. March, S. Saunders, K. Sun, T.N. Lamichhane, M.J. Kramer, S.L. Bud'ko, P.C. Canfield, Phys. Rev. Appl. 4 (2015) 014021.
- [15] S. Thimmaiah, V. Taufour, S.Saunders, S. March, Y. Zhang, M.J. Kramer, P.C. Canfield, G.J. Miller, Chem. Mater., 28 (2016) 8484.
- [16] H.J. Williams, R.C. Sherwood, F.G. Foster, E.M. Kelley, J. Appl. Phys. 28 (1957) 1181.
- [17] В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова, В.Ю. Яковчук, В.С. Жигалов, М.Н. Волочаев, В.А. Серёдкин, А.А. Мацынин, И.А. Тамбасов, Г.С.Патрин, Г.Н. Бондаренко, Письма в ЖЭТФ 103 (2016) 280.
- [18] P. Kharel, P. Thapa, P. Lukashev, R.F. Sabirianov, E.Y. Tsymlal, D.J. Sellmyer, B. Nadgorny, Phys. Rev. B 83 (2011) 024415.
- [19] K. Tarawneh, N. Al-Aqtash, R. Sabirianov, J. Magn. Mater. 363 (2014) 43.
- [20] M.R.J Gibbs, E.W Hill, P.J Wright, J. Phys. D: Appl. Phys. 37 (2004) R237.
- [21] T. Suwa, Y. Tanaka, G. Mankey, R. Schad, T. Suzuki, AIP Advances 6 (2016) 056008.
- [22] Y. Liu, L. Peng, J. Zhang, Z. Ren, J. Yang, Z. Yang, S. Cao, W. Fang, EPL 96 (2011) 27015.
- [23] V.G. Myagkov, V.S. Zhigalov, L.E. Bykova, G.N. Bondarenko, Yu.L. Mikhlin, G.S. Patrin, D.A. Velikanov, Phys. Status Solidi B 249 (2012) 1541.
- [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 (2015) 393.
- [25] M.Y. Sun, X.W. Xu, X.A. Liang, X.W. Sun, Y.J. Zheng, J. Alloys Compd. 672 (2016) 59.
- [26] T. Suwa, Y. Tanaka, G. Mankey, R. Schad, T. Suzuki, AIP Advances 6 (2016) 056008.
- [27] K. Kanari, C. Sarafidis, M. Gjoka, D. Niarchos, O. Kalogirou, J. Magn. Mater. 426 (2017) 691.
- [28] J. Cui, J.-P. Choi, E. Polikarpov, M.E. Bowden, W. Xie, G. Li, Z. Nie, N. Zarkevich, M.J. Kramer, Acta Mater. 79 (2014) 374.
- [29] U. Deffke, G. Ctistis, J.J. Paggel, P. Fumagalli, U. Bloeck, M. Giersig, J. Appl. Phys. 96 (2004) 3972.
- [30] M.Y. Sun, X.W. Xu, X.A. Liang, X.W. Sun, Y.J. Zheng, J. Alloys Compd. 672 (2016) 59.
- [31] G.S. Xu, C.S. Lakshmi, R.W. Smith, J. Mater. Sci. Lett. 8 (1989) 1113.
- [32] Y. Kido, M. Tada, J. Mater. Res., 4 (1989) 1151.
- [33] D. Chen, R. L. Aagard, J. Appl. Phys. 41 (1971) 2530.
- [34] V.G. Myagkov, L.E. Bykova, V.S. Zhigalov, A.A. Matsynin, D.A. Velikanov, G.N. Bondarenko, J. Alloys Compd. 706 (2017) 38.
- [35] В.С. Жигалов, В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова, Г.Н. Бондаренко, А.А. Мацынин, М.Н. Волочаев, ФТТ 2 (2017) 379.
- [36] J.X. Zhang, R.J. Zeches, Q. He, Y.-H. Chu, R. Ramesh, Nanoscale 4 (2012) 6196.
- [37] Y.Lee, Z.Q. Liu, J.T. Heron, J.D. Clarkson, J. Hong, C. Ko, M.D. Biegalski, U. Aschauer, S.L. Hsu, M.E. Nowakowski, J. Wu, H.M. Christen, S. Salahuddin, J.B. Bokor, N.A. Spaldin, D.G. Schlom, R. Ramesh, 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, M. Yan, Nature Communications 8, Article number: 13937 (2017).

Подписи к рисункам

Рис.1 Дифрактограмма (а), кривые крутящего момента $L_{\perp}(\varphi)$ при вращении магнитного поля $H = 12\text{кЭ}$ на 360° из лёгкой оси, совпадающей с нормалью плёнки, (прямой и обратный ход) (б), петли гистерезиса М-Н в плоскости и перпендикулярно плоскости образца (с) Bi/Mn/Bi плёночной системы после отжига при 270°C .

Рис. 2. Дифрактограмма (а), кривые крутящего момента при вращении магнитного поля $H = 12\text{кЭ}$ в плоскости $L_{\parallel}(\varphi)$ (б) и перпендикулярно плоскости плёнки $L_{\perp}(\varphi)$ (с) Mn/Bi/Mn плёночной системы после отжига при 270°C .

Рис.3. Петли гистерезиса М-Н перпендикулярно плоскости образца (а) под углом 30° (б), 60° (с) и в плоскости (д) Mn/Bi/Mn плёночной системы после отжига при 270°C .

Рис. 4. Температурные зависимости намагниченности насыщения M_S плёнок LT-MnBi(001) (а) и $(\text{QHTP+LT})\text{-MnBi}$ (б), измеренные в магнитном поле $H = 5\text{кОе}$.

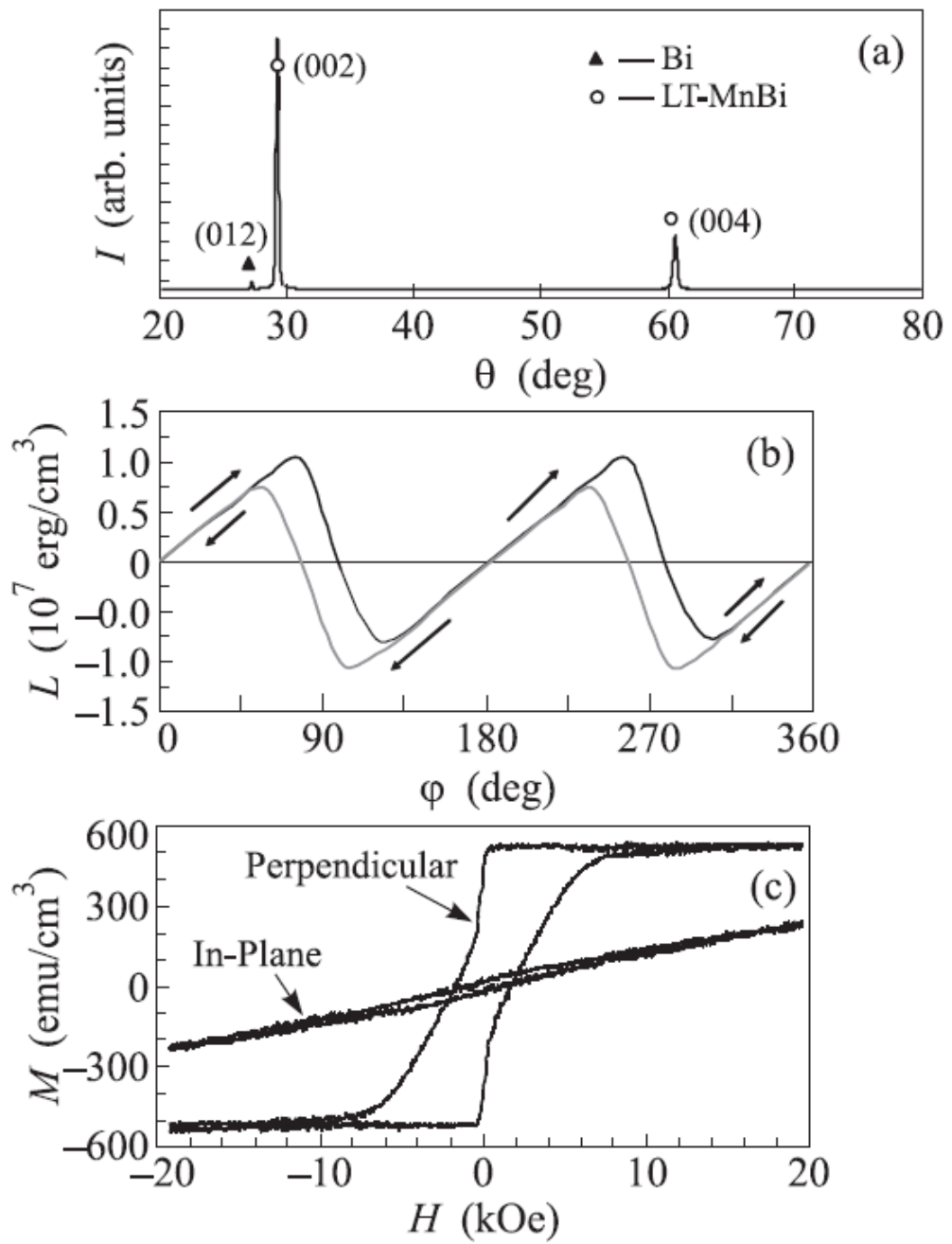


Рис.1.

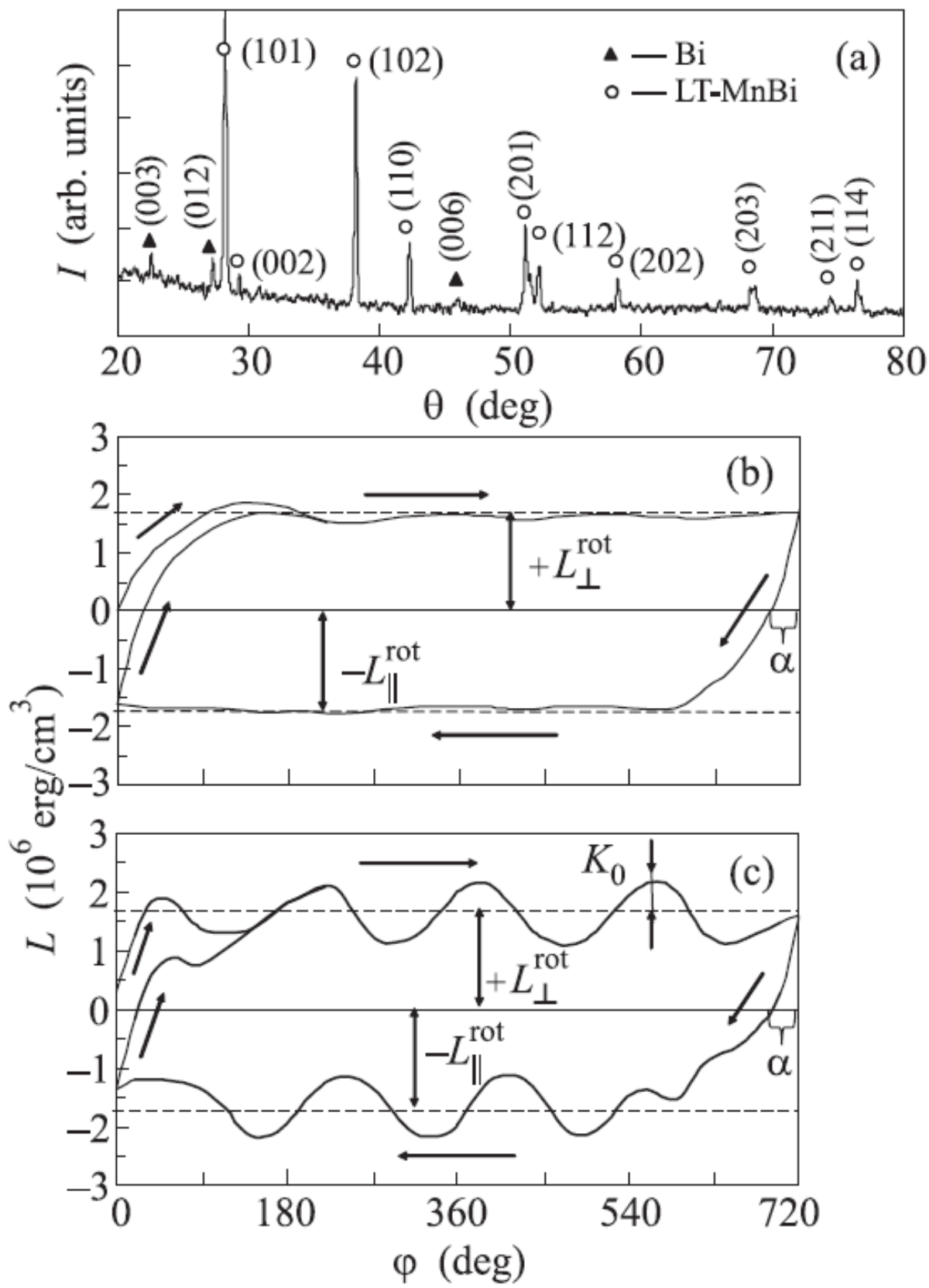


Рис.2.

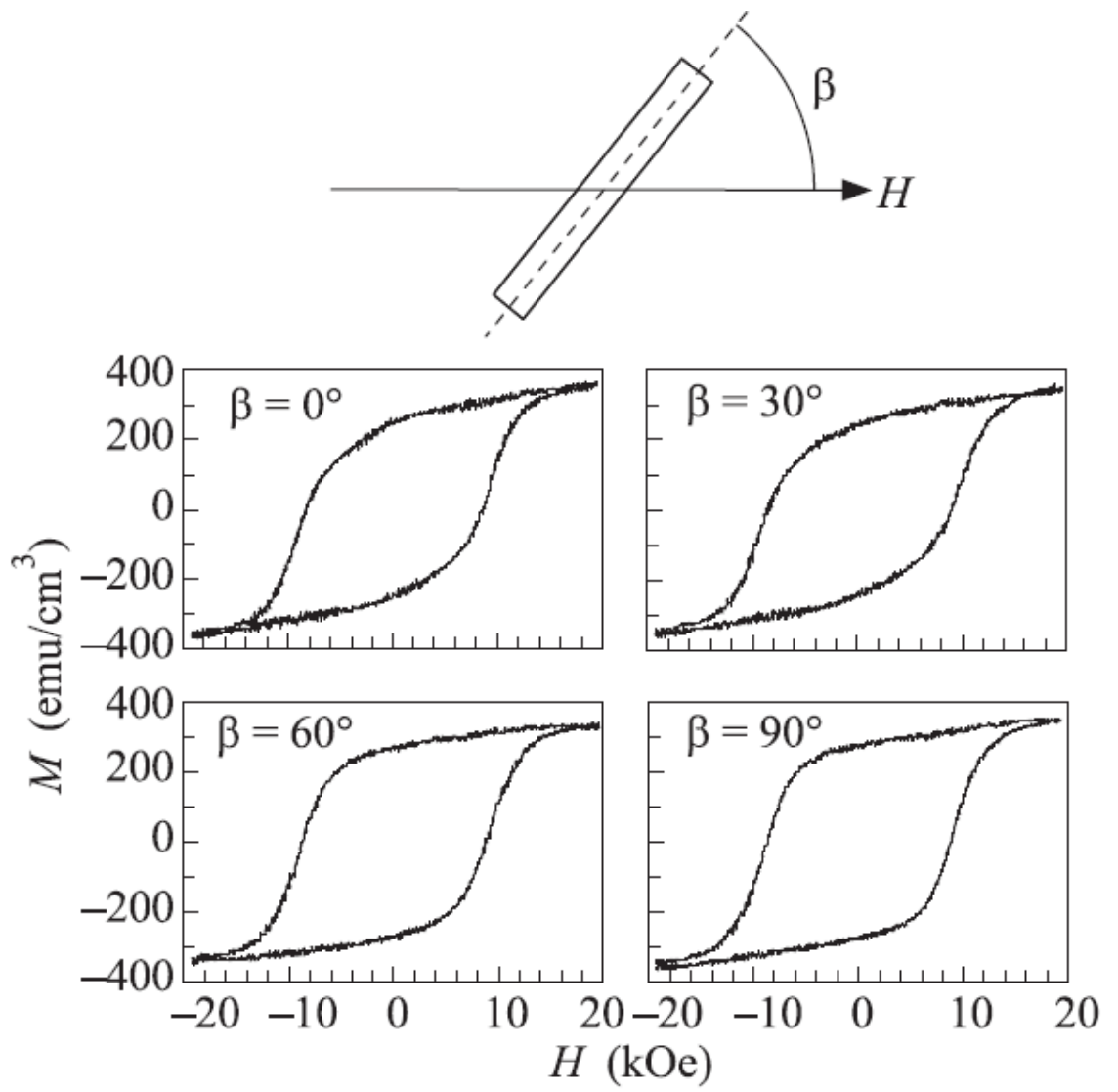


Рис.3.

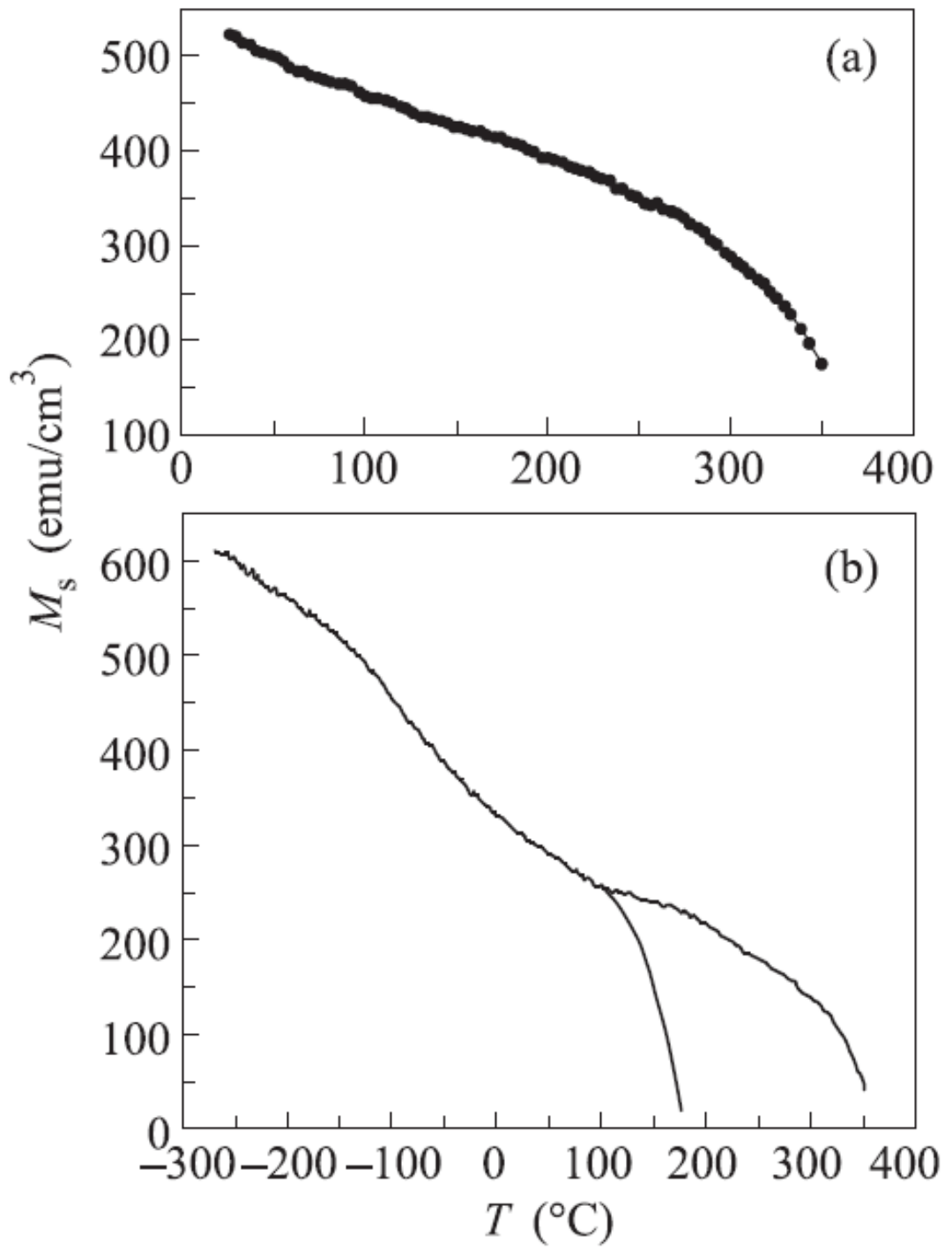


Рис.4.