

ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ
МИКРО- И ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ

УДК 537.622.6 : 537.632 : 621.318

Л. В. Буркова, А. С. Паршин, В. А. Середкин, В. Ю. Яковчук

(Красноярск)

МУЛЬТИСЛОЙНЫЕ ПЛЕНКИ Mn/Dy/Bi:
СТРУКТУРА, МАГНИТНЫЕ И МАГНИТООПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Представлены результаты исследований структурных, магнитных и магнитооптических свойств пленок Mn/R/Bi (R — редкоземельный металл), полученных по мультислойной технологии. Показано, что пленки Mn/Dy/Bi по совокупности свойств являются наиболее подходящими для использования в качестве среды магнитооптических дисков. Приведены параметры записи на таких пленках.

Введение. Развитие систем массовой памяти большой емкости предполагает наличие запоминающих сред, обеспечивающих высокую плотность записи, что стимулирует как поиск новых материалов с нужными свойствами, так и совершенствование известных материалов с использованием современных технологических достижений. В настоящее время в качестве сред для магнитооптических (МО) дисков широко используются аморфные пленки сплавов «редкая земля—переходный металл» (РЗ—ПМ) [1]. Однако недостаточно большие уровни МО-эффектов и явно выраженная тенденция пленок к окислению ограничивают использование таких носителей [2]. Кроме того, перспективы массового производства требуют разработки более экономичных и эффективных МО-сред, так как РЗ-металлы довольно дороги. С этой точки зрения привлекают внимание МО-носители на основе поликристаллических пленок MnBi, которые выделяются большими коэффициентами магнитооптического вращения Керра ($\theta_k = 0,7^\circ$) [3] и дешевой входящих компонент.

Исторически пленки MnBi были одними из первых материалов, предлагавшихся в качестве среды для МО-памяти после осуществления на них в 1957 г. термомагнитной записи [4]. Эти пленки изготавливаются путем последовательного вакуумного напыления слоев Bi и Mn в нужном атомном соотношении и последующего отжига такой двухслойной системы при температуре примерно 300°C [5]. Исследования показали, что в отличие от существовавших к началу 70-х годов МО-сред они обладали наиболее полной совокупностью необходимых свойств, в частности, большими коэффициентами магнитооптического вращения Керра, коэрцитивной силы (H_c), константы перпендикулярной анизотропии (K_u). Однако практическая реализация на них термомагнитной записи выявила ряд недостатков, к основному среди которых можно отнести большой размер кристаллитов, достигающих нескольких микрон [6], что препятствует высокоплотной записи и увеличивает шум среды при магнитооптическом считывании. Были проведены исследования влияния на структуру и магнитные свойства пленок MnBi различных добавок (Al [7, 8], Ti [9, 10], Cu [11, 12], Zn, Sb, Tl [13], Dy [14], V, Cr, Cu, Ni [15], Ce, Pr, Nd [16]). Показано, что, например, использование Sb приводит к уменьшению размера кристаллитов до 100 нм [17], а также происходит понижение температуры

Кюри (T_c), улучшение однородности и термической стабильности. Однако при этом уменьшаются коэрцитивная сила ($H_c < 1$ кЭ), угол вращения Керра ($\theta_K = 0,5^\circ$) и константа перпендикулярной анизотропии ($K_u = 1,2 \times 10^6$ эрг/см³). При одновременном введении Al и Si формируются кристаллиты размером порядка 40 нм, кроме того, улучшается термическая стабильность и увеличивается θ_K , однако K_u уменьшается в 2 раза [18]. Поскольку размер кристаллитов в пленках Mn/Vi, приготовленных по описанной выше технологии [5], в значительной степени определяется временем и температурой отжига [6, 19], следует ожидать, что с уменьшением толщины пленки значения этих параметров, достаточные для полной реакции, могут быть существенно уменьшены и должны получаться более мелкие кристаллиты. Поэтому перспективной представляется интенсивно развивающаяся в последнее время технология мультислойных структур [20], в соответствии с которой пленки предлагается получать последовательным осаждением чередующихся слоев Vi и Mn с дальнейшим отжигом [21]. Размер кристаллитов в таких пленках составляет примерно 100 нм, причем θ_K уменьшается незначительно по сравнению с обычными пленками Mn/Vi.

В настоящей работе приводятся результаты исследования структурных, магнитных и магнитооптических свойств поликристаллических пленок Mn/R/Vi (R — редкоземельный металл), полученных по мультислойной технологии, и делается попытка объяснить некоторые их особенности.

Получение образцов. Пленки Mn/R/Vi получались в едином технологическом цикле методом термического испарения в вакууме $3 \cdot 10^{-4}$ Па [22]. На стеклянные подложки толщиной 0,2 мм последовательно осаждались чередующиеся слои висмута, редкоземельного металла и марганца Vi/R/Mn/R/.../Mn. Температура подложки в процессе напыления поддерживалась равной 20—30 °С. Каждая из компонент испарялась из отдельного источника. Расстояние между подложкой и источниками составляло 25 см. Скорость напыления для каждой компоненты была выбрана ~1 нм/с и поддерживалась постоянной в течение всего процесса напыления. Без разгерметизации сразу же после напыления слоистой структуры Mn/R/Vi проводился отжиг при температуре 250—270 °С в вакууме $5 \cdot 10^{-4}$ Па. Длительность отжига выбиралась равной 60, 30, 15 и 7 мин в зависимости от толщины и количества слоев в структуре, исходя из того, что необходимое для полной реакции время отжига уменьшается с уменьшением толщины слоя [21].

Толщины слоев и скорость напыления получаемых пленок контролировались в течение всего технологического цикла с помощью кварцевого измерителя с точностью ± 2 %. Толщины слоев Vi и Mn выбирались таким образом, чтобы выполнялось условие по атомному соотношению 1 : 1. Были получены многослойные пленки, толщины в которых изменялись в пределах от 12,5 до 100 нм для слоев Vi, от 4 до 39 нм для слоев Mn и от 3 до 40 нм для редкоземельного слоя. В качестве редкоземельного элемента использовались Eu, Nd, Gd, Dy, Tb. Общее количество слоев выбиралось 3, 7, 11. При этом суммарная толщина многослойной пленки либо выдерживалась постоянной, т. е. изменялись относительные толщины слоев компонент в указанных выше пределах, либо менялась, что позволило проследить изменение свойств в зависимости от количества слоев при их постоянной толщине. Учитывая, что суммарная толщина пленок, применявшихся в качестве носителя информации, должна быть порядка скин-слоя для света, используемого для считывания при работе на отражение, можно считать нецелесообразным дальнейшее увеличение количества слоев выбранного диапазона толщин отдельных слоев.

Структура полученных пленок Mn/R/Vi исследовалась методом дифракции электронов и просвечивающей электронной микроскопии. Размер кристаллитов определялся по микрофотографиям, полученным с помощью электронного микроскопа ПРЭМ-200 в режиме светлого и темного полей. Анализ химического состава и распределения концентраций каждой компоненты по толщине проводился с помощью профилей, полученных методом электронной оже-спектроскопии на сканирующем оже-микронде РНИ-660 фирмы "Perkin

Elmer" (США) при последовательном стравливании поверхностных слоев пленки ионами аргона и ускоряющем напряжении 3,5 кэВ. Для определения химических связей элементов и состояния окисления металлов, существующих в пленке, изучались рентгеновские фотоэлектронные спектры элементов, полученные с помощью спектрометра РН1-5400 фирмы "Perkin Elmer".

Намагниченность насыщения (M_s) и константа перпендикулярной анизотропии измерялись на торсионном магнитометре с использованием методики Чиказуми. Исследование процессов перемагничивания и термомагнитной записи было проведено на магнитооптической установке в полях до 20 кЭ. Кэрцитивная сила определялась из петель гистерезиса. Угол вращения полярного эффекта Керра измерялся со стороны подложки. Спектры θ_K были сняты в интервале длин волн 400—1200 нм на МО-установке с использованием монохроматора МДР-2. Дисперсионные зависимости коэффициента отражения (R) записывались на модифицированном спектрофотометре "Specord" в диапазоне от 400 до 800 нм.

Структурные свойства. Сравнительный анализ кристаллической структуры образцов, полученных по предлагаемой нами технологии, показал, что с введением прослойки РЗ-элемента между слоями Vi и Mn происходит изменение размера кристаллитов слоистой пленки Mn/R/Vi. Наибольшее уменьшение наблюдается при использовании прослойки из диспрозия [23]. На рис. 1 приведены изображения микрокристаллической структуры и соответствующие электронограммы полученных образцов: пленки MnVi, изготовленной по обычной методике [5] в аналогичных описанным выше технологических условиях (рис. 1, *a*); оптимальной по размеру кристаллитов и магнитным свойствам слоистой пленки, которая состоит из семи чередующихся слоев Vi, Dy и Mn толщиной 49,5; 5 и 17 нм соответственно до отжига (рис. 1, *b*) и после отжига при температуре 270 °С в течение 30 мин (рис. 1, *c*). Из рис. 1, *a* видно, что в пленке MnVi присутствует большое количество крупных кристаллитов размером 250—400 нм, в отдельных случаях — до 1—3 мкм. Для пленок Mn/Dy/Vi до отжига характерным является размер в интервале 100—400 нм. После отжига кристаллиты становятся значительно меньше и могут достигать размеров ~10 нм. На рис. 2, *a*, *b* представлены коррелограммы зависимости количества кристаллитов в процентах от их размера D , построенные на основе рис. 1, *b* и *c* соответственно. Из этих рисунков следует, что в результате отжига средний размер кристаллитов в пленке Mn/Dy/Vi уменьшается с ~300 до ~15 нм. В пленках, полученных аналогичным образом, но с прослойками

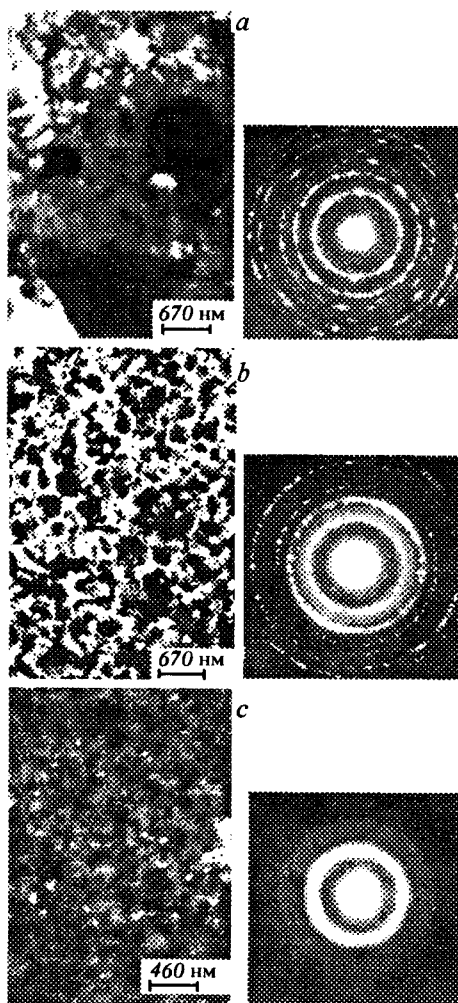


Рис. 1. Электронные микрофотографии и электронограммы пленки MnVi, изготовленной по обычной технологии (*a*), и пленки Mn/Dy/Vi до отжига (*b*) и после отжига (*c*)

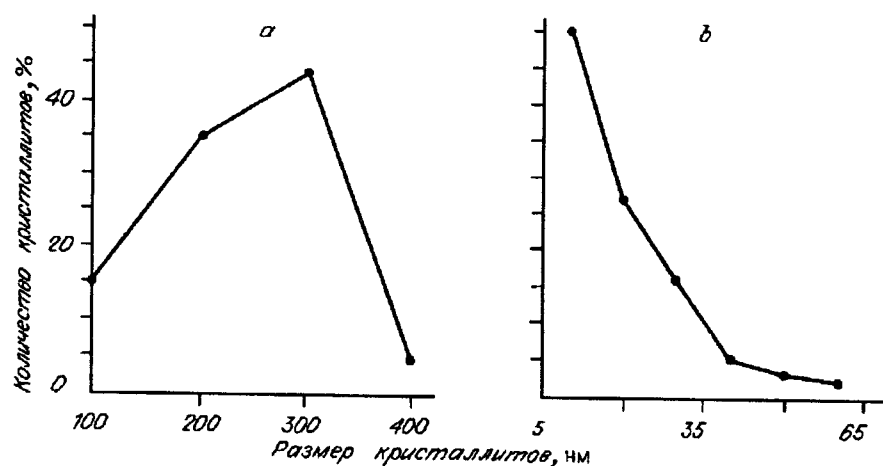


Рис. 2. Коррелограммы зависимости количества кристаллитов в процентах от их размера для пленок Mn/Dy/Vi до отжига (а) и после отжига (б)

из других редкоземельных элементов (Nd, Gd, Tb), кристаллиты после отжига имеют размер порядка 300—500 нм. Наиболее крупные кристаллиты (> 1 мкм) наблюдались в пленках Mn/Eu/Vi.

Электроннограммы слоистых пленок Mn/Dy/Vi показывают поликристаллическое состояние слоев Vi, Dy и Mn до отжига (см. рис. 1, б), причем средний размер кристаллитов Vi и Mn одного порядка (~300 нм), а размер кристаллитов Dy примерно на порядок меньше. После отжига наблюдается основная фаза MnVi, однако при этом остаются и поликристаллические Vi и Mn в свободной фазе, объемная доля которых значительно меньше, чем в исходном состоянии, что согласуется с моделями формирования пленок MnVi, предложенными в [19, 24]. Объемная доля чистого Dy также уменьшается, что можно было бы связать с образованием соединений Dy с Mn и/или с кислородом. Однако, судя по фазовым диаграммам, при использовании указанных температур отжига химические соединения Dy с Mn еще не должны образовываться [25]. Наиболее вероятно образование соединений с кислородом или с окисью марганца, что подтверждается наличием рефлексов DyMnO₃ на электроннограммах, а также следует из анализа рентгеновских фотоэлектронных спектров.

С помощью метода электронной оже-спектроскопии не было обнаружено четко выраженной слоистой структуры после отжига в пленках Mn/Dy/Vi. Оже-профиль такой пленки с приведенными выше толщинами представлен на рис. 3. Видно, что распределение каждой компоненты достаточно однородно внутри пленки, хотя можно выделить незначительные по амплитуде волнообразные колебания концентрации Vi, которые можно соотнести с двумя слоями этой компоненты, существовавшими в пленке до отжига. Наиболее значительные изменения состава наблюдаются в приповерхностной области толщиной ~30 нм. Это может быть связано с образованием окислов марганца и диспрозия [24, 26], вследствие чего диффузия этих элементов внутрь пленки затруднена. Обращает на себя внимание повышенное в сравнении с внутренней областью содержание кислорода и диспрозия, которое наблюдается также и в приподложечной области, но в меньшей степени. Видно, что существует корреляция между профилями концентраций этих элементов по всей толщине пленки. Этот факт можно объяснить наблюдавшимся при изучении процессов старения пленок PЗ—ПМ явлением миграции ионов PЗ-элементов к поверхности пленки, а также их выраженной тенденцией к окислению [26, 27].

Следует отметить, что содержание Mn и Vi непосредственно на поверхности пленки и в приподложечной области, наоборот, уменьшается. Почти идентичное распределение Mn и Vi в пленке может свидетельствовать о достаточно однородной взаимной диффузии этих элементов в процессе отжига. В

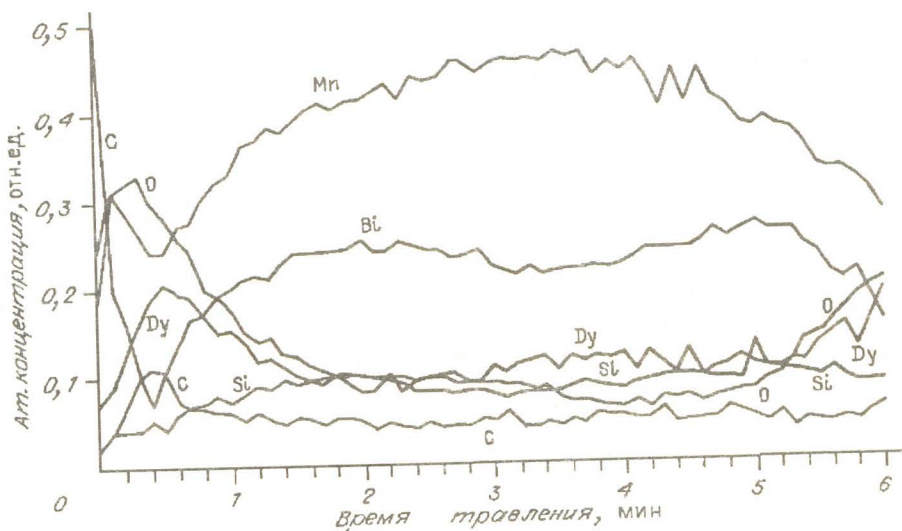


Рис. 3. Оже-профиль пленки Mn/Dy/Vi

работе [24] на основе исследований процессов формирования пленок MnVi авторы пришли к выводу, что этот процесс происходит за счет быстрой миграции атомов Mn в пленку Vi, как при диффузии примеси в металл, и в результате образуются довольно крупные кристаллиты MnVi. Однако в работах [17, 18] указывается на очень большую по сравнению с Mn подвижность Vi при отжиге пленок Mn + Vi, покрытых SiO. Этот вывод сделан на основе приведенных оже-профилей, которые демонстрируют, что Vi распределен по всей толщине образца, в то же время лишь незначительное количество Mn диффундирует через границу раздела между магнитным и диэлектрическим слоем, хотя в пределах магнитного слоя распределение Mn достаточно однородно, т. е. введение границы раздела может влиять на процессы диффузии. Как видно из рис. 3, наличие прослойки Dy не только не является препятствием для Mn, но и, по-видимому, способствует однородному «перемешиванию» Mn и Vi, хотя сама прослойка «размывается» в процессе отжига.

Рентгеновские фотоэлектронные спектры элементов в пленках Mn/Dy/Vi записывались после удаления ионным травлением слоя толщиной около 30 нм, в котором наблюдаются наибольшие изменения элементного состава. Анализ спектров проводился при помощи сравнения со спектрами эталонных образцов Mn, Vi и Dy. По величине энергии связи линий Mn_{2p} и Vi_{4f} можно сделать вывод, что эти элементы в основном находятся в металлическом состоянии. Кроме того, небольшая часть Mn представлена в виде окисла, что следует из наличия «плеча» на каждом из двух пиков Mn, которым соответствуют $MnO_{2p_{3/2}}$ и $MnO_{2p_{1/2}}$. Изучение спектров Dy указывает на существование этого элемента как в металлическом, так и в окисленном состоянии. Рассмотрение высокоэнергетического пика в спектре, а также учет особенностей спектров кислорода дают основание говорить о наличии окислов диспрозия в пленке, например Dy_2O_3 .

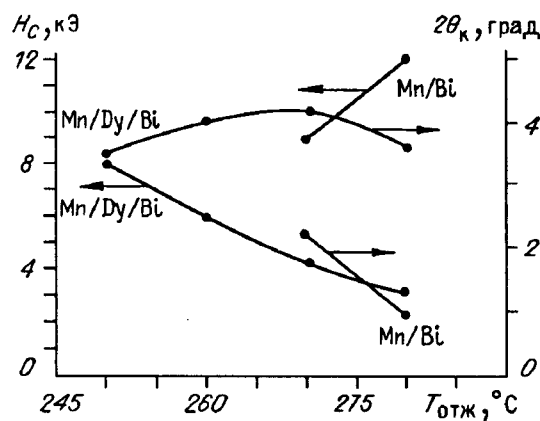
Рассмотрение приведенных выше данных, характеризующих структурные особенности полученных образцов, позволяет представить процесс формирования пленок Mn/Dy/Vi следующим образом. На начальном этапе вакуумного отжига происходит встречная диффузия Vi и Mn через прослойку Dy, и в результате по обе стороны прослойки начинает образовываться основная фаза MnVi. Учитывая относительную инертность Dy к Vi и Mn при используемых температурах отжига [25], можно предположить, что прослойка выполняет роль своеобразного фильтра с характерным размером пор порядка размеров кристаллитов Dy и менее. Такой фильтр, с одной стороны, обеспечивает рав-

номерное, дозируемое размерами пор поступление Вi и Мп в соответствующие области слоистой пленки, с другой стороны, задает преимущественное направление диффузии атомов Вi и Мп перпендикулярно плоскости слоя Ду, затрудняя тем самым рост крупнокристаллической фазы МпВi в плоскости слоев. Малая толщина используемых слоев Вi и Мп также накладывает ограничения на рост кристаллитов, но уже в направлении, перпендикулярном плоскости слоистой структуры Мп/Ду/Вi. Задав тенденцию ориентированного формирования кристаллитов МпВi, прослойки Ду «размываются» за счет диффузии в результате дальнейшего отжига. При этом диффузия атомов Ду осуществляется вдоль границ сформировавшихся кристаллитов МпВi, дополнительно ограничивая их рост в плоскости во время отжига [17, 18]. Следует отметить, что малые толщины исходных слоев делают указанные тенденции определяющими.

Своеобразное поведение диспрозия по сравнению с другими рассмотренными РЗ-элементами можно объяснить тем, что он имеет наименьший ионный радиус. Это, во-первых, может быть оптимальным при использовании прослойки Ду в качестве фильтра, во-вторых, предоставляет максимальные возможности при внедрении в кристаллическую решетку МпВi.

Магнитные и магнитооптические свойства. В работе использовались пленки Мп/Ду/Вi, полученные по предложенной выше технологии. Были исследованы зависимости M_s , K_u , H_c , $2\theta_K$ от температуры отжига ($T_{отж}$), времени отжига ($t_{отж}$), толщины (h) и количества (N) наносимых слоев. Измерения $2\theta_K$ проводились на длине волны $\lambda = 633$ нм в поле до 20 кЭ. На рис. 4 представлены зависимости H_c и $2\theta_K$ от температуры отжига. Длительность отжига выбиралась равной 30 мин. Пленка Мп/Ду/Вi имела семь слоев, и толщины слоев Вi, Ду и Мп составляли 49,5, 5 и 17 нм соответственно. Резкий спад H_c при рассматриваемом незначительном увеличении температуры отличает пленки Мп/Ду/Вi, например, от пленок МпВiСb, коэрцитивности которых почти не меняется в этом температурном интервале [17]. Как видно из рис. 4, для пленок Мп/Вi, полученных в одном с пленками Мп/Ду/Вi цикле напыления и имеющих такие же толщины слоев, явно выражена противоположная тенденция, т. е. H_c возрастает с увеличением температуры отжига, причем абсолютные значения H_c существенно превосходят соответствующие значения для пленок с прослойкой Ду. Температурная зависимость $2\theta_K$ для пленок Мп/Ду/Вi имеет максимум при температуре отжига 270 °С. Дальнейшее увеличение температуры отжига приводит к уменьшению угла вращения Керра как для пленок Мп/Ду/Вi, так и для Мп/Вi, полученных в том же технологическом цикле. Следует заметить, что для пленок МпВiСb было получено линейное увеличение $2\theta_K$ с возрастанием температуры отжига [17].

На рис. 5, а и б показаны зависимости H_c , $2\theta_K$, M_s и K_u от времени отжига для пленок Мп/Вi и Мп/Ду/Вi, полученных в одном технологическом цикле и имеющих одинаковые исходные толщины слоев, как в пленках на рис. 4. Температура отжига поддерживается равной 270 °С. Коэрцитивная сила пленок Мп/Ду/Вi резко уменьшается с увеличением времени отжига, как и при увеличении



температуры отжига, тогда как для пленок Мп/Вi наблюдается ее возрастание. Зависимость угла вращения Керра пленок Мп/Ду/Вi имеет максимум при 30 мин отжига, и ее ход качественно совпадает с зависимостью $2\theta_K$ для пленок Мп/Вi, но

Рис. 4. Зависимости H_c и $2\theta_K$ от температуры отжига для пленок Мп/Вi и Мп/Ду/Вi

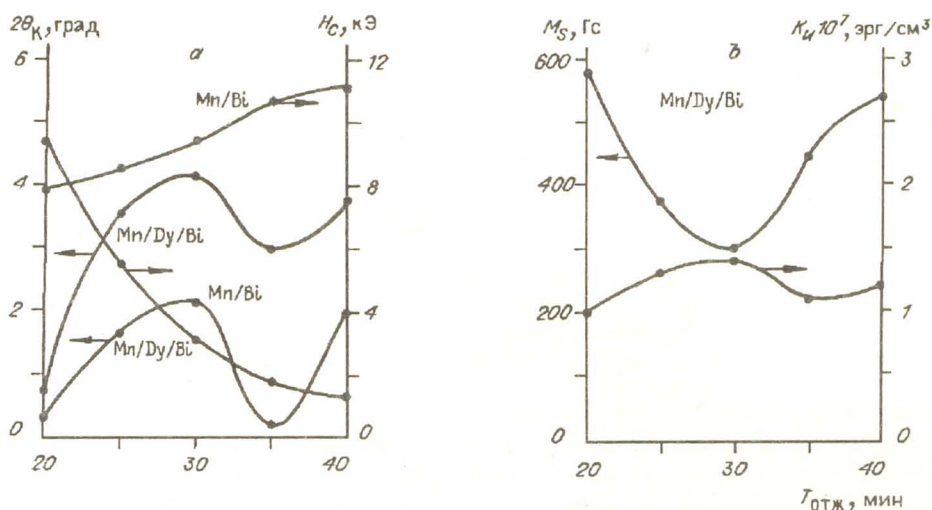


Рис. 5. Зависимости $2\theta_K$ и H_c (а), M_s и K_u (б) от времени отжига для пленок Mn/Bi и Mn/Dy/Bi

показывает при этом существенно большие абсолютные значения. Сопоставление приведенных данных позволяет предположить, что наблюдаемые особенности поведения H_c пленок Mn/Dy/Bi в меньшей степени обусловлены наличием слоистой структуры, чем введением Dy и именно в виде прослойки, которая определяет своеобразие диффузионных процессов. Как можно видеть, прослойка Dy не меняет характер зависимостей $2\theta_K$, но увеличивает его абсолютные значения. Различие во влиянии прослойки Dy на H_c и $2\theta_K$ может свидетельствовать о том, что причины, определяющие каждый из этих параметров, различны.

Как видно из рис. 5, зависимости $2\theta_K$ и M_s для пленок Mn/Dy/Bi имеют противоположный характер, т. е. максимуму зависимости $2\theta_K$ от времени отжига соответствует минимальное значение M_s . На основании этого можно сделать вывод, что увеличение угла магнитооптического вращения Керра с введением прослойки Dy не обусловлено возрастанием намагниченности. Характер зависимости K_u такой же, как и для $2\theta_K$, но изменение его значений не столь велико. Подобное совпадение можно рассматривать как свидетельство общности причин, приводящих к изменениям угла вращения Керра и перпендикулярной анизотропии. В частности, как отмечалось выше, встречная диффузия Mn и Bi через прослойку Dy способствует формированию анизотропной мелкокристаллической структуры, ориентированной перпендикулярно плоскости пленки, что и приводит к увеличению K_u . С другой стороны, в результате образования такой структуры уменьшается кристаллический шум, что дает значительное увеличение $2\theta_K$. Наличие максимумов на кривых зависимостей $2\theta_K$ дало возможность однозначно выбрать температуру отжига 270 °C и время отжига 30 мин для пленок с общим количеством слоев, равным 7.

Образцы для дальнейших исследований были получены с учетом приведенных выше результатов, которые позволили выбрать оптимальный технологический режим. На рис. 6, а изображены магнитооптические петли гистерезиса, снятые при комнатной температуре с пленок Mn/R/Bi, где R — Dy, Eu, Nd. Количество слоев и их толщины указаны в табл. 1, в которой приведены параметры пленок, обладавших наиболее оптимальными характеристиками для каждого R. Приведены также параметры нескольких пленок с прослойками Dy при различных количестве и толщинах исходных слоев. Как видно из рис. 6, а, коэффициент прямоугольности для всех представленных образцов равен единице, хотя по форме петля гистерезиса, например, пленки Mn/Nd/Bi менее прямоугольна по сравнению с другими. Для сравнения на рис. 6, б показаны петли гистерезиса пленок MnBi, полученных нами по общепринятой

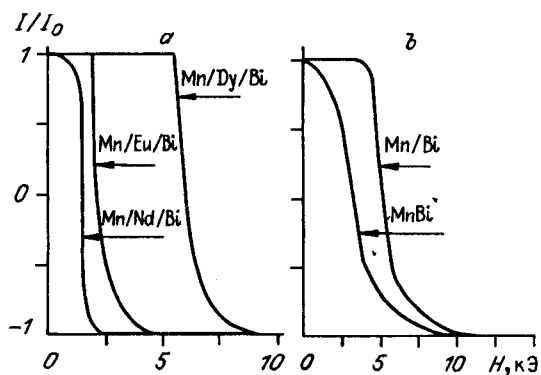


Рис. 6. Петли гистерезиса для пленок Mn/R/Bi (а), где R — Eu, Nd, Dy, и для пленок MnBi, Mn/Bi (б)

[5] и мультислойной [21] технологии. Параметры этих пленок также приведены в табл. 2. Форма петель гистерезиса на рис. 6, а и б свидетельствует о наличии перпендикулярной анизотропии во всех представленных пленках. Петля гистерезиса пленки MnBi является типичной для подобных пленок [28]. Прямоугольность улучшается для Mn/Bi, к чему приводит, по-видимому, использованное в этих пленках многослойное нанесение исходных компонент, при этом коэффициент прямоугольности в обоих случаях равен единице. Таким образом, можно сделать вывод, что введение редкоземельной прослойки не нарушает перпендикулярной анизотропии и пленки Mn/Dy/Bi, учитывая табл. 1, представляют наибольший практический интерес.

Для наглядного сравнения в табл. 2 приведены значения магнитных и магнитооптических параметров рассматриваемых пленок. Следует отметить, что пленки MnBi и Mn/Bi были получены при оптимальном именно для них технологическом режиме, так что приведенные в таблице параметры пленки Mn/Bi лучше, чем для подобных пленок, но изготовленных в одном технологическом цикле с пленками Mn/Dy/Bi (см. рис. 4 и 5). В табл. 2 даны также значения для полученных другими авторами пленок MnBi [18] и Mn/Bi [21].

Таблица 1

| Состав | Толщина | | | Общее количество слоев | Время отжига, мин | H_c , кЭ | $2\theta_K$, град |
|----------|---------|--------|-------|------------------------|-------------------|------------|--------------------|
| | Bi, нм | Mn, нм | R, нм | | | | |
| Mn/Bi | 55 | 19 | — | 4 | 30 | 7 | 2,8 |
| Mn/Eu/Bi | 49,5 | 17 | 2 | 7 | 30 | 2 | 2,6 |
| Mn/Nd/Bi | 49,5 | 17 | 5 | 3 | 30 | 1,5 | 1,7 |
| Mn/Gd/Bi | 99 | 34 | 40 | 3 | 60 | 5 | 1,6 |
| Mn/Tb/Bi | 99 | 34 | 20 | 3 | 60 | 4 | 2,2 |
| Mn/Dy/Bi | 49,5 | 17 | 5 | 7 | 30 | 6 | 4,2 |
| Mn/Dy/Bi | 49,5 | 17 | 5 | 3 | 30 | 2 | 3,1 |
| Mn/Dy/Bi | 49,5 | 17 | 20 | 3 | 60 | 5 | 2,8 |
| Mn/Dy/Bi | 50 | 18 | 4 | 7 | 30 | 1,6 | 3,8 |
| Mn/Dy/Bi | 104 | 39 | 5 | 3 | 60 | 4,7 | 2 |

Т а б л и ц а 2

| Состав | Толщина, нм | H_c , кЭ | M_s , Гс | K_u , эрг/см ³ | $2\theta_K$, град |
|------------|----------------|------------|------------|-----------------------------|--------------------|
| MnBi [18] | 148 | 0,8 | 620 | $2 \cdot 10^6$ | 1,4 |
| MnBi | 148 | 3,5 | 400 | $1,4 \cdot 10^7$ | 2,6 |
| Mn/Bi [21] | 148 | 2,0 | 580 | — | 1,45 |
| Mn/Bi | 148 | 5,4 | 300 | $1 \cdot 10^7$ | 2,4 |
| Mn/Dy/Bi | 148 | 6,0 | 330 | $1,4 \cdot 10^7$ | 4,2—4,5 |
| MnDyBi | 148 | 8,0 | — | — | 0,7 |

Из таблицы видно, что значение намагниченности пленок Mn/Bi меньше, чем обычных пленок MnBi. Это можно объяснить на основе представлений о природе ферромагнетизма в MnBi. В соединениях типа NiAs, к которым относится и MnBi, существует относительно сильное антиферромагнитное взаимодействие, обусловленное прямым $d-d$ -обменом между катионами Mn^{3+} вдоль c -оси, а также косвенный обмен через $3d-6p$ -гибридизацию, который определяет ферромагнитное обменное взаимодействие [29]. Возможным механизмом для конкурирующего ферромагнитного обмена является $3d^4$ -анион— $3d^4$ -сверхобмен с квазистатическими корреляциями [30]. Анализ электронной структуры MnBi с помощью рассмотрения различных атомных кластеров, которые выбирались максимально приближенными к реальной кристаллической структуре этого соединения, показал, что при увеличении размеров кластера магнитный момент центрального атома Mn становится больше, тогда как моменты внешних оболочек кластера уменьшаются [31] и, как следствие, антиферромагнитное взаимодействие уменьшается, что приводит к увеличению эффективной намагниченности. Особенностью пленок Mn/Bi, полученных по мультислойной технологии, как отмечалось выше, является значительное уменьшение размера зерна по сравнению с обычными пленками MnBi [21], что и должно давать уменьшение намагниченности, экспериментально продемонстрированное также другими авторами [21]. Введение прослойки Dy приводит к тому, что при отжиге в результате диффузии некоторая часть атомов Dy может входить в кристаллическую решетку MnBi [16]. Вследствие этого происходит некоторое ослабление антиферромагнитного взаимодействия, что является причиной наблюдаемого увеличения намагниченности в пленках Mn/Dy/Bi (см. табл. 2).

Для пленок Mn/Bi уменьшение зерна предполагает увеличение их количества, а это увеличивает вероятность их разориентации, которая должна отразиться в уменьшении K_u по сравнению с пленками, полученными нами по обычной технологии (см. табл. 2). Прослойка Dy во время отжига обеспечивает ориентированную нормально плоскости пленки встречную диффузию Mn и Bi, тем самым оказывая ориентирующее влияние на формирующиеся при этом мелкие кристаллиты MnBi. Кроме того, диффузия Dy происходит в первую очередь по границам зерен. При этом может происходить парное упорядочение Dy, которое должно давать вклад в перпендикулярную анизотропию. С другой стороны, в увеличение K_u также может вносить вклад одноионная анизотропия атомов Dy, что наблюдается в пленках PЗ—ПМ [32, 33]. Приведенные причины могут объяснить наблюдаемое увеличение значения K_u в пленках Mn/Dy/Bi по сравнению с пленками Mn/Bi.

Особый интерес представляет большое значение угла вращения Керра для пленок Mn/Dy/Bi. Из табл. 2 видно, что оно не обусловлено увеличением намагниченности. Как известно, вращение Керра зависит от соотношения вкладов спин-орбитального взаимодействия, плотности состояний и намагниченности [34], поэтому естественно было бы искать причину в изменении электронной структуры, которое, по-видимому, происходит при введении

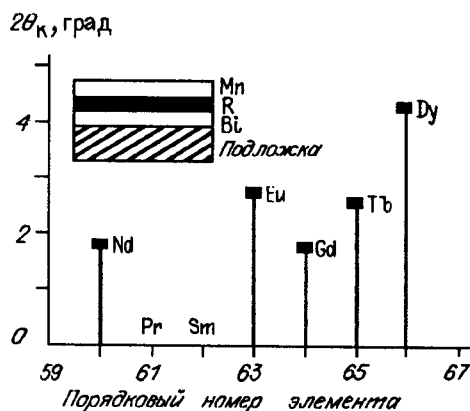


Рис. 7. Максимальные значения $2\theta_K$ для пленок Mn/R/Bi в зависимости от порядкового номера редкоземельного элемента R

прослойки Dy. Подтверждением такого предположения может служить рис. 7, на котором показаны максимальные значения $2\theta_K$ для различных R. Как видно из рисунка, просматривается корреляция между эффектом Керра и номером редкоземельного элемента: для тяжелых редких земель величина эффекта возрастает с увеличением номера, по-видимому, и для легких редких земель наблюдается такая же тенденция.

На рис. 8 представлены зависимости $2\theta_K$ и H_c от толщины прослойки Dy для пленок Mn/Dy/Bi, общее количество слоев в которых равно 7, а толщины Mn и Bi составляют 17 и 39,5 нм соответственно. Зависимость $2\theta_K(h_{Dy})$ имеет максимум при толщине слоя Dy 5 нм. Хотя, например, при добавлении Dy в качестве примеси в пленках MnBiCu происходит линейное уменьшение фарадеевского вращения с увеличением концентрации Dy в области, которая соответствует рассматриваемым толщинам прослойки Dy [14]. Авторы связывают такое поведение с наблюдаемым при этом линейным уменьшением намагниченности.

На рис. 9 показаны зависимости M_s и K_u от толщины прослойки Dy. Видно, что намагниченность также имеет максимум, но при толщине слоя Dy 4 нм. Сопоставление зависимостей на рис. 8 и 9 показывает, что в области максимальных значений $2\theta_K$ существует обратная корреляция между этим параметром и намагниченностью. Это подтверждает сделанный ранее вывод о том, что увеличение угла магнитооптического вращения Керра не обусловлено увеличением намагниченности. С другой стороны, отличие характера зависимости для намагниченности в сравнении с опубликованными данными [14] может свидетельствовать о том, что влияние введения прослоек имеет свою специфику.

Более детальное рассмотрение поведения M_s можно провести исходя из того, каким образом диспрозий распределяется в объеме пленки. Оценки показывают, что изменениям толщины прослойки в рассматриваемом интервале соответствуют изменения концентрации диспрозия в объеме пленки после

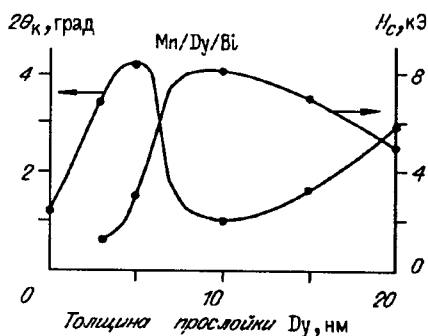


Рис. 8. Зависимости $2\theta_K$ и H_c от толщины прослойки Dy для пленок Mn/Dy/Bi

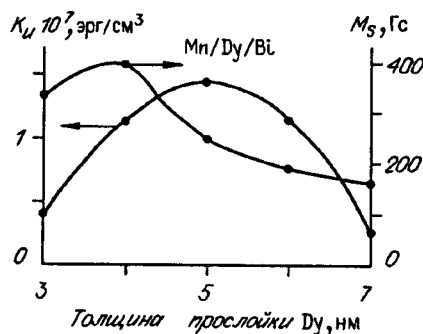


Рис. 9. Зависимости M_s и K_u от толщины прослойки Dy для пленок Mn/Dy/Bi

отжига примерно в пределах от 3 % до 18,6 ат.%. Представляется вероятным, что в процессе отжига определенная часть чистого Dy концентрируется вдоль границ зерен, где диффузии способствует повышенная плотность дефектов. Уменьшение объемной доли чистого Dy после отжига, выявленное с помощью электронограмм (см. рис. 1), может быть следствием не только образования соединений диспрозия с кислородом и с окисью марганца, но и результатом его вхождения в решетку MnBi. Например, структурные исследования пленок MnBiR ($R = \text{Ce, Pr, Nd}$) [16] позволили авторам высказать мнение, что P3-элементы могут входить в решетку MnBi, не вызывая заметных искажений.

Рассмотрим три возможных варианта вхождения Dy в решетку MnBi. Как показывают исследования Ti-замещенных пленок MnBi [9], в которых слой Ti введен между слоем Bi и Mn, не более 3 % атомов Mn замещаются атомами Ti, тогда как в результате одновременного осаждения Mn и Ti на слой Bi и последующего отжига замещение составляет 20 %. Учитывая значительно большую разницу атомных радиусов Mn и Dy по сравнению с Ti, можно ожидать, что атомами Dy будет замещено меньше 3 % атомов Mn. В результате такого замещения должно произойти определенное уменьшение антиферромагнитного взаимодействия, обусловленного прямым обменом между атомами Mn, что приведет в конечном счете к увеличению намагниченности. С другой стороны, при замещении Mn на Dy возможно уменьшение ферромагнитного косвенного обмена, осуществляемого через $3d-6p$ -гибридизацию, и следует ожидать некоторого уменьшения намагниченности. Другим вариантом является замещение атомов Bi атомами Dy, что должно деструктивно влиять на косвенный обмен, нарушая $3d-6p$ -гибридизацию. Однако при таком замещении может происходить поляризация $6p$ -состояния Bi, что приведет к увеличению магнитного момента Bi, т. е. опять должно произойти изменение ферромагнитного косвенного обмена. В случае если атомы Dy занимают промежуточные положения в элементарной ячейке MnBi, также должна происходить поляризация $6p$ -состояния Bi. Как показал кластерный анализ магнитных свойств пленок MnBi с добавлением Al [31], в последних двух случаях за счет поляризации значительно увеличивается магнитный момент Bi, тогда как при всех вариантах вхождения Al в кристаллическую решетку MnBi происходит уменьшение магнитного момента Mn, причем влияние Al при замещении им Mn уменьшается с увеличением размера кристаллитов. Авторы считают, что это уменьшение не может быть обусловлено переносом заряда между атомами [31]. С учетом изложенного можно сделать вывод, что наблюдаемая зависимость намагниченности пленок Mn/Dy/Bi от толщины прослойки Dy получается как результат конкуренции между изменяющимися косвенным ферромагнитным и прямым антиферромагнитным обменов.

Что касается зависимости K_u от толщины прослойки Dy, то изменения перпендикулярной анизотропии, по-видимому, определяются также распределением Dy в пленке, который в основном концентрируется вдоль границ зерен и воздействует как дополнительный ориентирующий фактор. С другой стороны, с учетом большой одноионной анизотропии атомов Dy его вхождение в решетку MnBi должно также приводить к изменениям K_u , причем вклад будет определяться тем, какие именно положения занимают атомы Dy, и наблюдаемые вариации K_u , по-видимому, зависят от их соотношения. Соответствие в характере зависимостей $2\theta_K$ и K_u (см. рис. 5, 8, 9) наводит на мысль, что изменения этих величин обусловлены одними и теми же вариантами вхождения атомов Dy в кристаллическую решетку MnBi.

Как видно из рис. 8, коэрцитивность возрастает с увеличением толщины прослойки Dy и достигает величины примерно 8 кЭ при толщине 7 нм. Ход зависимости подобен полученной в работе [14] для соответствующего интервала концентраций Dy в пленках MnBiCu, однако для последних H_c не превышает 4 кЭ. Результатом сравнения может быть вывод о том, что особенности чередующихся слоев в процессе изготовления пленок не влияют на характер изменения коэрцитивности, меняя только ее абсолютные значения.

На рис. 10, *a* и *b* представлены зависимости магнитных и магнитооптических параметров M_s , H_c , K_u и $2\theta_K$ от общего количества слоев Mn и Bi для

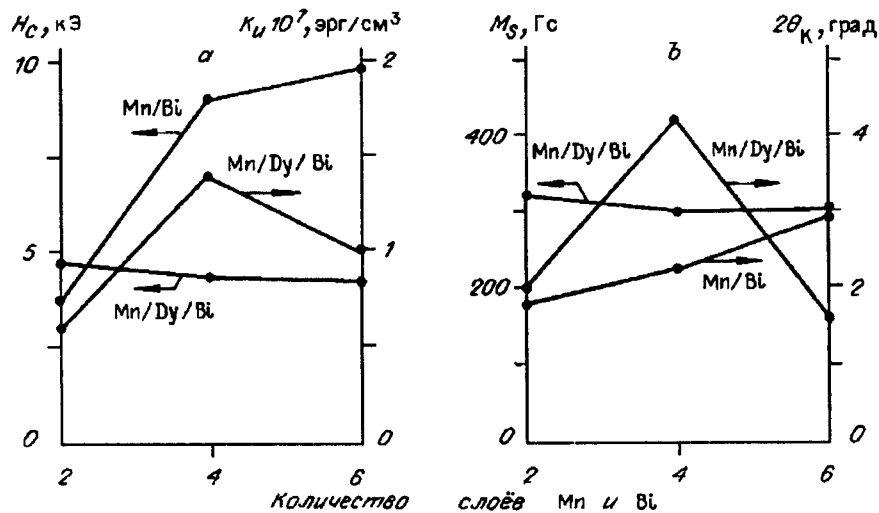


Рис. 10. Зависимости H_c и K_u (а), M_s и $2\theta_K$ (б) от количества слоев Mn и Bi для пленок Mn/Bi и Mn/Dy/Bi при постоянной общей толщине $h_{\text{общ}} = 148$ нм

пленок Mn/Bi и Mn/Dy/Bi с прослойкой Dy толщиной 5 нм, полученных по предложенной выше технологии в одном технологическом цикле. Общая толщина пленок не менялась и была равна 148 нм, т. е. изменялись толщины слоев Mn и Bi. На рис. 11, а и б показаны эти же зависимости; однако для пленок, в которых толщины слоев оставались постоянными, менялось только их количество, т. е. общая толщина пленки. Толщины выбирались равными 49,5; 17 и 5 нм для Bi, Mn и Dy соответственно.

Для однослойных пленок MnBi, изготовленных по обычной технологии [5], ранее было установлено, что коэрцитивная сила возрастает с уменьшением толщины пленки [35, 36]. Это хорошо согласуется с теоретическим анализом на основе однодоменной теории [37]. Хотя кривая для пленок Mn/Bi на рис. 10, а не совсем совпадает с результатами [35, 36], тем не менее тенденция сохраняется, на основе чего можно считать эти пленки состоящими из относительно выделенных слоев MnBi, что согласуется с опубликованными

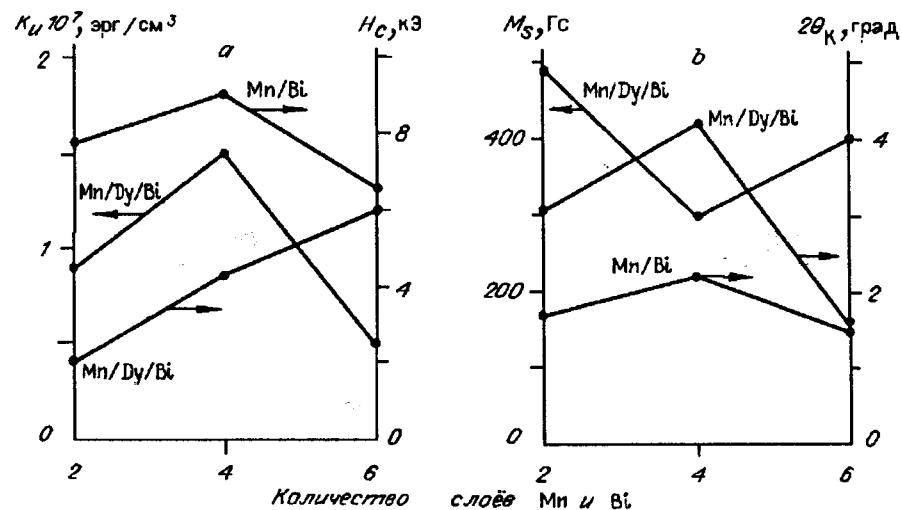


Рис. 11. Зависимости H_c и K_u (а), M_s и $2\theta_K$ (б) от количества слоев Mn и Bi для пленок Mn/Bi и Mn/Dy/Bi при постоянной толщине исходных слоев

данными [21]. В определенной степени подтверждением такому выводу может служить соответствующая зависимость на рис. 11, *a*, которая демонстрирует значительно меньшие изменения H_c пленок Mn/Vi, когда неизменными остаются толщины исходных слоев. Однако отсутствие явного влияния на H_c количества слоев в пленках Mn/Dy/Vi (см. рис. 10, *a*) делает затруднительным для них подобное предположение. Обоснованием такого заключения является отсутствие модуляций концентрации компонент по толщине пленки на приведенных выше оже-спектрах (см. рис. 3). С учетом этого изменению количества наносимых слоев можно поставить в соответствие изменение содержания Dy в пленках Mn/Dy/Vi, причем интервал концентраций Dy для рис. 10 оценивается примерно от 2,6 до 13,4 ат.%, тогда как на рис. 11 — только от 5,4 до 8,7 ат.%. В связи с этим, а также исходя из рис. 8, где максимальный рост H_c наблюдается при оценочном изменении концентрации Dy от 5 до 11 ат.%, следовало бы ожидать возрастания коэрцитивной силы с увеличением количества слоев, что демонстрирует рис. 11, *a*. Судя по рис. 8, увеличения H_c для рассматриваемого интервала концентраций может быть вполне достаточно, чтобы скомпенсировать спад H_c , который должен иметь место с возрастанием общей толщины пленки Mn/Dy/Vi при увеличении количества слоев постоянной толщины. Отсутствие увеличения H_c на рис. 10 можно объяснить, если предположить, что слишком большое разнесение экспериментальных точек, обусловленное выбором количества и толщины слоев, не позволяет выявить влияние Dy на этот параметр.

Сравнительный анализ рис. 10 и 11 показывает, что поведение параметров M_s , $2\theta_K$, K_u в зависимости от количества слоев Mn и Vi может быть в значительной степени обусловлено концентрацией Dy в пленках Mn/Dy/Vi. Сужение интервала концентраций на рис. 11, *b* способствует выявлению особенностей зависимости M_s , которые сглажены на рис. 10, *b*. Кривые для $2\theta_K$ и K_u на рис. 10 и 11 имеют идентичный характер и независимо от толщины демонстрируют наличие максимума для пленок с общим количеством слоев 7. С учетом рис. 8 и 9 это указывает на определяющее влияние содержания Dy. Кроме того, сходство может обозначать общность причин, вызывающих изменения этих параметров. Противоположный характер зависимостей для M_s и $2\theta_K$ на рис. 11 можно считать еще одним свидетельством в пользу того, что между ними нет прямой связи.

На рис. 8, 10, *b*, 11, *b* показано, что в пленках Mn/Dy/Vi при толщине прослойки Dy 5 нм получается большое значение угла вращения Керра ($2\theta_K = 4,2^\circ$), которое значительно превосходит величину $1,4^\circ$ для обычных пленок MnVi [3]. Возможно несколько причин столь значительного увеличения θ_K . Одна из них — диэлектрическое усиление [3] от окисного слоя, образующегося на поверхности образца и в его приподложечной области. Поскольку МО-вращение измерялось со стороны подложки, то интерес представляет только приподложечная область. Как видно из приведенных оже-спектров (см. рис. 3), в этой области повышено содержание диспрозия и кислорода, что может свидетельствовать о наличии слоя окиси диспрозия, существование которого вполне вероятно, если учесть отмеченную выше тенденцию РЗ-элементов мигрировать к поверхности пленки и там подвергаться окислению [26, 27]. Однако для диэлектрического усиления характерно совпадение положений максимума угла вращения Керра и минимума коэффициента отражения (R) падающего света в их дисперсионных зависимостях. Как видно из рис. 12, на котором приведены такие зависимости для пленки Mn/Dy/Vi, максимуму $2\theta_K$ соответствует довольно пологий участок на кривой зависимости R от длины волны, что опровергает выдвинутое предположение о диэлектрическом усилении.

Если предположить, что в полученных пленках Mn/Dy/Vi распределение компонент достаточно однородно, как следует из оже-спектров, то другой причиной может быть явление плазменного резонанса, за счет которого происходит значительное увеличение θ_K , например, в TmS, TmSe, PtMnSb [38]. Однако форма кривой зависимости $2\theta_K$ от длины волны для пленок Mn/Dy/Vi на рис. 12, которая не демонстрирует четко выраженного резонансного пика по

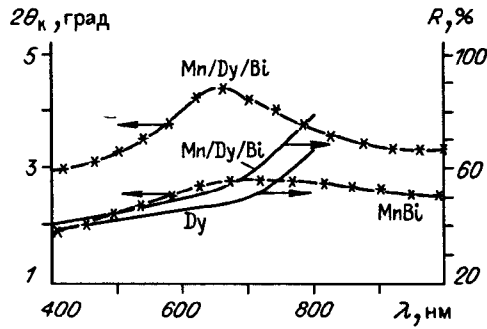


Рис. 12. Дисперсионные зависимости $2\theta_K$ для пленок Mn/Dy/Bi, MnBi и дисперсионные зависимости R для пленок Mn/Dy/Bi, Dy

сравнению с наблюдаемым для указанных выше материалов, делает такое предположение для рассматриваемых пленок маловероятным. С другой стороны, если предположить все же существование некоторой выделенности нанесенных слоев после отжига в

пленках Mn/Dy/Bi, то возможно увеличение угла вращения Керра, наблюдаемое в двухслойных и многослойных системах Fe/Cu [39, 40]. Авторы считают, что такое увеличение может быть реализовано в структурах, состоящих из пленки с магнитооптически активными электронными переходами и немагнитной пленки с поглощением на частоте плазменного резонанса в наблюдаемой области длин волн, и происходит за счет плазменного резонанса [40]. Для этого эффекта свойственно, что в области длин волн, соответствующей максимальному значению θ_K , происходит существенное уменьшение коэффициента отражения немагнитного слоя, как, например, в двухслойной пленке Fe/Cu максимум вращения Керра приходится на край поглощения Cu [39]. На рис. 12 представлена дисперсионная зависимость коэффициента отражения отдельно напыленной в том же технологическом цикле пленки Dy, на которой не наблюдается какой-либо аномалии в области длин волн, соответствующей максимальным значениям $2\theta_K$ пленки Mn/Dy/Bi. Кроме того, в дополнение к выводу на основе оже-спектров приведенный выше анализ полученных данных по исследованию пленок Mn/Dy/Bi косвенным образом свидетельствует об отсутствии выделенности слоев после отжига. Следовательно, как при предположении о наличии выделенных слоев в пленках Mn/Dy/Bi, так и для случая относительно однородной пленки затруднительно считать, что плазменный резонанс является ответственным за большое значение θ_K .

Можно попытаться найти причину большего значения угла вращения Керра в изменениях электронной структуры, которые должны происходить при введении прослойки Dy:

1. Возможна ситуация, рассмотренная для пленок PtMnSb. Как было показано на основе вычислений зонной структуры [41], большое значение θ_K в этом соединении обусловлено тем, что уровень Ферми расположен точно над верхним краем валентной зоны. Поэтому в результате его расщепления, вызванного спин-орбитальным взаимодействием, возникают условия, которые способствуют появлению нескомпенсированных экситонов. Такой механизм предполагает наличие максимума в спектре θ_K [41], что наблюдается и для пленок Mn/Dy/Bi (см. рис. 12). Чтобы еще больше увеличить θ_K в PtMnSb, предлагается вводить соответствующие добавки [42], которые, по мнению авторов, должны приводить к снижению уровня Ферми ближе к верхнему краю валентной зоны, в результате чего большее количество электронов будет включаться в магнитооптически активные переходы [42]. Экспериментальное подтверждение возможности подобного рода изменений электронной структуры вблизи уровня Ферми было получено для пленок MnBi при добавлении Al, Si [18]. К таким же изменениям может привести введение прослойки Dy в пленки MnBi, так как судя по оже-спектрам распределение Dy после отжига достаточно однородно, чтобы рассматривать его как примесь.

2. При феноменологическом рассмотрении угол вращения Керра определяется недиагональным членом тензора оптической проводимости [34]:

$$\theta_K = \frac{4\pi}{\omega} \operatorname{Re} \left[\frac{\sigma_{xy}}{(1 - (n + ik)^2)(n + ik)} \right],$$

где $n + ik$ — обычный комплексный коэффициент преломления на частоте ω . Было показано, что действительная часть недиагонального члена σ_{xy} линейно связана со спин-орбитальным взаимодействием [34]. Большой магнитооптический эффект в MnBi обусловлен большим br -спин-орбитальным взаимодействием Vi, которое в 10 раз больше, чем в $3d$ -переходных металлах. Однако угол вращения Керра в MnBi не настолько большой, как следовало ожидать. Считается, что это может быть следствием недостаточно большой величины матричных элементов br — $3d$ -переходов [34], входящих в σ_{xy} , хотя вычисления зонной структуры для MnBi показывают, что именно эти электронные переходы могут приводить к большому эффекту Керра [43]. Включение в нашем случае атомов Ду в решетку MnBi может приводить к искажению симметрии и обусловленному этим возрастанию вероятности br — $3d$ -переходов, т. е. их матричных элементов. Аналогичный эффект может возникать и из-за присутствия окислов Ду и Mn.

3. Недиagonalная компонента тензора оптической проводимости может быть разложена на члены, зависящие от ориентации спинов электронов [34]:

$$\sigma_{xy} = \sigma_{xy}(\uparrow\uparrow) + \sigma_{xy}(\downarrow\downarrow) + \sigma_{xy}(\uparrow\downarrow) + \sigma_{xy}(\downarrow\uparrow).$$

Сравнение энергетических зависимостей этих членов показывает, что переходы с перемещиванием спинов дают незначительный вклад и магнитооптический переход в MnBi главным образом определяется переходами из br -начального состояния со спином вниз в $3d$ -конечное состояние со спином вниз и из $3d$ -начального состояния со спином вверх в br -конечное состояние со спином вверх. Вычисления плотности состояний в пленках MnBi показали, что $3d$ -зона Mn полностью поляризована и примеси на нее не должны оказывать заметного влияния. Анализ электронной структуры пленок MnBiAl [31] позволил сделать вывод, что при добавлении Al происходит значительная поляризация br -зоны Vi, т. е. увеличивается количество br -электронов со спином вниз и дырок со спином вверх, и это должно приводить к увеличению магнитооптического эффекта [31]. Вполне возможно, что подобным образом действует Ду в пленках Mn/Du/Vi. Если этот механизм определяет возрастание угла вращения Керра, то спектры θ_K для пленок MnBi и Mn/Du/Vi должны совпадать по форме, так как в обоих случаях θ_K связан с Vi. На рис. 12 показано, что эти спектры достаточно похожи.

Обращает на себя внимание тот факт, что если вводить Ду не в виде прослойки, а напылять одновременно с Mn и Vi, т. е. в виде добавки, то угол вращения Керра получается очень небольшим: $2\theta_K = 0,7^\circ$ (см. табл. 2), хотя атомное соотношение поддерживалось тем же. Это можно объяснить особенностями вхождения атомов Ду в решетку MnBi в том и другом случае. Как отмечалось выше, введение прослойки приводит к тому, что не более 3 % Mn могут быть замещены атомами вводимого элемента, т. е. в пленках Mn/Du/Vi основная часть атомов Ду будет замещать Vi и/или занимать промежуточные положения, но в обоих случаях в первую очередь окажет влияние на подсистему Vi, с которой связаны перечисленные выше возможные причины увеличения θ_K . Например, для вводимых в качестве добавки атомов Al наиболее вероятной локализацией согласно рентгеновским спектрам являются промежуточные положения [44], при этом происходит поляризация br -состояния Vi, что и может быть причиной большого значения θ_K в пленках MnBiAl [31]. При введении Ду в виде добавки вероятнее всего, что большая часть атомов Ду будет замещать Mn, и в результате уменьшатся матричные элементы br — $3d$ -переходов, а поляризация br -зоны, если и будет иметь место, то в значительно меньшей степени. С другой стороны, такое замещение предполагает непосредственное влияние на прямой d — d -обмен и может приводить к значительному уменьшению намагниченности, которая в данном случае становится основной причиной изменений магнитооптических эффектов и в том числе уменьшения θ_K . К сожалению, отмечается [16, 31], что имеющиеся на текущий момент экспериментальные данные недостаточны, чтобы однозначно указать положения, которые занимают вводимые добавки в решетке MnBi. Необходимы

Таблица 3

| Состав | H_c , кЭ | Разрешение, лин./мм | Поле записи-стирания, Э | Длительность импульса, мкс | Диаметр бита, мкм | Энергетическая чувствительность, нДж/мкм ² | Количество циклов записи-стирания | $\sqrt{R}\theta_K$ |
|------------|------------|---------------------|-------------------------|----------------------------|-------------------|---|-----------------------------------|--------------------|
| MnBi [45] | 1,5 | 2000 | 700 | 0,1—1,0 | 1 | 0,3—1,0 | 10^7 | — |
| Mn/Bi [21] | 7 | 1000 | 0 | 1,0 | 1 | 5,0 | — | 0,49 |
| Mn/Dy/Bi | 6 | 3000 | 250 | 0,15 | 0,5 | 0,3 | $> 10^5$ | 1,48 |

также дополнительные исследования оптических и магнитооптических свойств получаемых пленок, чтобы подтвердить воздействие перечисленных причин на магнитооптический эффект Керра в пленках Mn/Dy/Bi и определить вклад каждой из них в увеличение θ_K .

Термомагнитная запись. На полученных пленках Mn/Dy/Bi были проведены эксперименты по термомагнитной записи и магнитооптическому считыванию битовой информации. Для записи и стирания использовался импульсный лазер ЛГИ-21 ($\lambda = 337$ нм).

Запись осуществлялась импульсами светового излучения длительностью $\approx 10^{-8}$ с в двух режимах: в точке Кюри и на спаде коэрцитивной силы. Поверхностная плотность световой энергии в первом случае составляла $3 \cdot 10^{-3}$ Дж/см², во втором — 10^{-3} Дж/см². При записи в точке Кюри наличие внешнего поля записи необязательно. При стирании записанной информации необходимо прилагать магнитное поле стирания 100 Э, направленное антипараллельно направлению магнитного момента стираемого бита. В случае если запись и стирание осуществляются на спаде коэрцитивной силы, необходимо наличие внешнего поля записи (стирания) примерно 200—250 Э. Количество циклов записи-стирания при записи в точке Кюри не менее 10^5 . Линейное разрешение на магнитооптических носителях определялось путем записи интерференционных и муаровых картин и составляло не менее 3000 лин./мм. Для сравнения в табл. 3 приведены некоторые параметры пленок MnBi, Mn/Bi и Mn/Dy/Bi.

Заключение. Предложен метод получения пленок Mn/R/Bi с помощью мультислойной технологии. Результаты исследований структурных, магнитных и магнитооптических свойств показали, что пленки Mn/Dy/Bi обладают минимальным размером зерна порядка 15 нм, большими значениями коэрцитивной силы $H_c > 2$ кЭ, перпендикулярной анизотропии $K_u = 1,4 \cdot 10^7$ эрг/см³, угла вращения Керра $2\theta_K = 4,2^\circ$ и соответствующим уровнем МО-добротности $\sqrt{R}\theta_K \approx 1,5$. Такие параметры дают основание рекомендовать пленки Mn/Dy/Bi для использования в качестве носителя МО-дисков.

Приведенные объяснения особенностей магнитных и магнитооптических свойств пленок Mn/Dy/Bi носят предварительный характер, и для большей уверенности в выводах предполагаются дальнейшие исследования, которые позволят в более полном объеме выявить возможности практического использования этих пленок.

Авторы выражают благодарность И. С. Эдельман за плодотворные обсуждения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hansen P. Magneto-optical recording materials and technologies // JMMM. 1990. 83, N1—3. P. 6.
2. Буркова Л. В., Фролов Г. И. Аморфные пленки TbFe — новый материал для магнитооптической памяти // Зарубеж. электрон. техника. 1987. № 9.

3. Egashira K., Yamada T. Kerr effect enhancement and improvement of readout characteristics in MnBi film memory // *J. Appl. Phys.* 1974. 45, N 8. P. 3643.
4. Williams H. J., Sherwood R. C., Foster F. G., Kelley E. M. Magnetic writing on thin films of MnBi // *J. Appl. Phys.* 1957. 28, N 10. P. 1181.
5. Chen D. Preparation and stability of MnBi thin films // *J. Appl. Phys.* 1971. 42, N 9. P. 3625.
6. Under W. K., Harms H. Grain size of MnBi films // *Appl. Phys.* 1973. N 2. P. 191.
7. Shen J. X., Kirby R. D., Sellmyer D. J. Magneto-optic properties of evaporated Mn—Bi—Al films // *JMMM.* 1989. 8, N 1. P. 107.
8. Shen J. X., Kirby R. D., Sellmyer D. J., Wang Y. J. Magneto-optical properties of MnBiAl thin films // *J. Appl. Phys.* 1991. 69, N 8. P. 5984.
9. Unger W. K., Wolfgang E., Harms H., Haudek H. Structural, magnetic, and magneto-optic properties of Ti-substituted MnBi films // *J. Appl. Phys.* 1972. 43, N 6. P. 2875.
10. Глазер А. А., Щербачков Ю. М., Потапов А. П. и др. Пленка $Mn_{0.75}Ti_{0.25}Bi$ как магнито-оптическая запоминающая среда // *Квантовая электроника.* 1977. 4, № 6.
11. Gobel H., Wolfgang E., Harms H. Properties of MnBi compounds partially substituted with Cu, Zn, Ti, Sb, and Te. I. Formation of mixed phases and crystal structures // *Phys. Stat. Sol. (a).* 1976. 34, N 2. P. 553.
12. Gomi M., Kajima M., Abe M. Preparation of homogeneous Mn—X—Bi (X = Cu, Ni) thin films by rf sputtering // *J. Appl. Phys.* 1984. 55, N 6. P. 2170.
13. Gobel H., Wolfgang E., Harms H. Properties of MnBi compounds partially substituted with Cu, Zn, Ti, Sb, and Te. II. Stability and magneto-optic properties of thin films // *Phys. Stat. Sol. (a).* 1976. 35, N 1. P. 89.
14. Katsui A. Dy-doped MnCuBi films for magneto-optic storage application // *J. Appl. Phys.* 1976. 47, N 10. P. 4663.
15. Katsui A., Shibukawa A., Terui H., Egashira K. New magneto-optic thin films for storage application // *Ibid.* N 11. P. 5069.
16. Fang R.-y., Li D.-l., Ma T.-j. et al. Magnetic and magneto-optical properties of MnBiR thin films // *IEEE Trans. Magn.* 1991. MAG-27, N 6. P. 5133.
17. Wang Y. J., Shen J. X., Tang Q. The structure and the magnetic properties of $Mn_{0.5}(Bi_{1-x}Sb_x)_{0.5}$ thin films // *JMMM.* 1988. 74, N 3. P. 365.
18. Wang Y. J. The properties of Al, Si-doped MnBi films // *JMMM.* 1990. 84, N 1, 2. P. 39.
19. Iwama Y., Mizutani U., Humphrey F. B. Formation process of MnBi thin films // *IEEE Trans. Magn.* 1972. MAG-8, N 3. P. 487.
20. Эдельман И. С., Кононов В. П. Магнитные ультратонкие пленки и структуры, получаемые методом МЛЭ. Красноярск, 1990. (Препр. /СО АН СССР. ИФ; 643Ф).
21. Masuda M., Izawa I., Yoshino S. et al. Preparation, magnetic and magneto-optic properties of small-crystallite MnBi films // *Jap. J. Appl. Phys.* 1987. 26, N 5. P. 707.
22. Яковчук В. Ю., Буркова Л. В., Середкин В. А., Склюев С. З. Структурные и магнито-оптические свойства мультислойных пленок MnRBi (R — редкоземельный металл) // Тез. докл. XII Всесоюз. школы-семинара «Новые магнитные материалы микроэлектроники». Новгород, 1990.
23. А. с. 1718273 СССР. Магнитный носитель информации /В. А. Середкин, В. Ю. Яковчук, Л. В. Буркова, С. З. Склюев. Опубл. 07.03.92, Бюл. № 9.
24. Honda S., Kusuda T. Crystal growth and recovery of ferromagnetism during thermal cycle in MnBi films // *J. Appl. Phys.* 1974. 45, N 6. P. 2689.
25. Савицкий Е. М., Терехова В. Ф. *Металловедение редкоземельных металлов.* М.: Наука, 1975.
26. Bernstein P., Gueugnon C. Properties of amorphous rare earth-transition metals thin films for magneto-optical recording // *IEEE Trans. Magn.* 1985. MAG-21, N 5. P. 1613.
27. Van Dover R. B., Gyorgy E. M., Frankenthal R. P. et al. Effect of oxidation on the magnetic properties of unprotected TbFe thin films // *J. Appl. Phys.* 1986. 59, N 4. P. 1291.
28. Chen D., Otto G. N., Sghmit F. M. MnBi films for magneto-optic recording // *IEEE Trans. Magn.* 1973. MAG-9, N 2. P. 66.
29. Coehoorn R., Haas C., de Groot R. A. Electronic structure of MnSb // *Phys. Rev. B.* 1985. 31, N 4. P. 1980.
30. Goodenough J. B., Wold A., Arnott R. J., Menyuk N. Relationship between crystal symmetry and magnetic properties of ionic compounds containing Mn^{3+} // *Phys. Rev.* 1961. 124, N 2. P. 373.
31. Li Z. q., Luo H. l., Lai W. y. et al. Cluster studies on the electronic and magnetic properties of MnBi and MnBiAl // *JMMM.* 1991. 98, N 1, 2. P. 47.

32. Roberts G. E., Wilson W. L., Bourne H. C. Magnetic properties of Ho—Co, Dy—Co, and Gd—Fe amorphous films prepared by dual-source evaporation // IEEE Trans. Magn. 1977. MAG-13, N 5. P. 1535.
33. Suzuki Y., Takayama Sh., Kirino F., Ohta N. Single ion model for perpendicular magnetic anisotropy in RE—TM amorphous films // IEEE Trans. Magn. 1987. MAG-23, N 5. P. 2275.
34. Misemer D. K. The effect of spin-orbit interaction and exchange splitting on magneto-optic coefficients // JMMM. 1988. 72, N 3. P. 267.
35. Chen D., Ready J. F., Bernal G. E. MnBi thin films: Physical properties and memory applications // J. Appl. Phys. 1968. 39, N 8. P. 3916.
36. Esho S., Noguchi S., Ono Y., Nagao M. Optimum thickness of MnBi films for magneto-optical memory // Appl. Opt. 1974. 3, N 4. P. 779.
37. Chen D. Flux reversal in single-crystal MnBi films // J. Appl. Phys. 1966. 37, N 3. P. 1486.
38. Feil H., Hass C. Magneto-optical Kerr effect, enhanced by the plasma resonance of charge carriers // Phys. Rev. Lett. 1987. 58, N 1. P. 65.
39. Katayama T., Nishihara Y., Awano H. Magneto-optical Kerr effect of Fe/Cu compositionally modulated multilayered films // J. Appl. Phys. 1987. 61, N 8. P. 4329.
40. Katayama T., Suzuki Y., Awano H. et al. Enhancement of the magneto-optical Kerr rotation in Fe/Cu bilayered films // Phys. Rev. Lett. 1988. 60, N 14. P. 1426.
41. De Groot R. A., Mueller F. M., van Engen P. G., Buschow K. H. J. Half-metallic ferromagnets and their magneto-optical properties // J. Appl. Phys. 1984. 55, N 6. P. 2151.
42. De Groot R. A., Buschow K. H. J. Recent developments in half-metallic magnetism // JMMM. 1986. 54—57. P. 1377.
43. Coehoorn R., de Groot R. A. The electronic structure of MnBi // J. Phys. F. 1985. 15, N 10. P. 2135.
44. Wang Y. J., Shen J. X., Tang Q. Structural and magnetic properties in MnBiAlSi and MnBiSbSi films // J. de Phys. 1988. 49, N C-8. P. 1725.
45. Chen D. Magnetic materials for optical recording // Appl. Opt. 1974. 13, N 4. P. 767.

Поступила в редакцию 15 августа 1994 г.