

МАГНИТООПТИЧЕСКИЕ НОСИТЕЛИ ИНФОРМАЦИИ ДЛЯ ОПТИЧЕСКИХ ЗУ НА ОСНОВЕ ВИСМУТСОДЕРЖАЩИХ ПЛЕНОК

Я.Ю. ГУСЕЙНОВ

*Сумгаитский Государственный Университет
373208, Сумгаит, квартал 43*

Ф.Д. КАСИМОВ

*Азербайджанское Национальное Аэрокосмическое Агентство
370106, Баку, пр. Азадлыг, 159*

В.Н. ДЖУПЛИН

*Таганрогский Государственный Радиотехнический Университет
347928, Таганрог, ГСП-17а, пер. Некрасовский, 44*

Исследованы висмутсодержащие пленки Mn/Dy/Vi, полученные по мультислойной технологии с прослойкой из редкоземельного материала Dy. Показано, что высокие значения магнитооптических параметров делают их перспективными для использования в качестве среды магнитооптических дисков

Эффективность использования вычислительных устройств в наибольшей степени зависит от характеристик и организации памяти. Проблема резкого увеличения емкости и скорости работы запоминающих устройств (ЗУ) связана с непрерывно продолжающимся ростом объема перерабатываемой информации, а также новым подходом к хранению больших информационных массивов. С этих позиций следует оценивать целесообразность и перспективность разработки и внедрения оптических ЗУ, принципиально отличающихся от других известных устройств памяти использованием для записи и считывания информации оптической энергии. Плотность представления информации в оптических ЗУ принципиально ограничена только дифракционным пределом, что делает реальным ее повышения на два порядка по сравнению с плотностью представления на магнитных дисках [1].

Реализация этих достижений возможна при использовании в качестве источников лучистой энергии лазеров, которые позволяют сфокусировать излучение на минимальной площади, сравнимой с длиной волны. Характерные особенности структуры оптической памяти во многом определяются физической природой и параметрами информационных носителей. В частности, хорошо известны носители, принцип действия которых основан на магнитооптическом (МО) эффекте [2].

Информационный носитель для МО записи представляет собой тонкую пленку из ферромагнитного материала, нанесенную на прозрачную подложку. Запись осуществляется магнитным полем в сочетании с воздействием лазерного луча с достаточно высокой плотностью лучистой энергии. Стирание информации подобно записи с тем отличием, что магнитное поле ориентировано в этом случае в противоположном направлении.

Эффективность дифракции (D) в кристаллах железиттриевого граната $3 \cdot 10^{-3} \%$. Более высокие значения D получаются в висмутсодержащих пленках. Висмутсодержащие пленки в последнее время широко используются в качестве различных функциональных элементов [3,4] и их электрофизические и оптические свойства хорошо изучены [5,6]. В качестве информационного носителя данно-

го типа чаще всего используется пленка MnVi. Например, в [7] пленки толщиной 40-50 мкм наносились на стеклянную подложку диаметром 15,2 см. ширина полосы записи была 2,54 см. Магнитный слой сверху покрывался защитной пленкой двуокиси кремния. Общая емкость памяти 1 Мбит распределялась на 10^4 дорожек, а плотность записи информации составляла $1,55 \cdot 10^5$ бит/мм².

Однако, несмотря на высокие технические параметры и дешевизну входящих в нее компонентов, практическая реализация на них магнитной записи выявила ряд недостатков, к основному, среди которых можно отнести большой размер кристаллитов, достигающих нескольких микрон [8], что препятствует высокоплотной записи, увеличивает шум среды при магнитооптическом считывании. Были проведены исследования влияния на структуру и магнитные свойства пленок MnVi различных добавок Al [9], Ni [10], Zn, Sb, Te [11], Ge, Nd [12]. Показано, например, что использование Sb приводит к уменьшению размера кристаллитов до 100 нм и понижению температуры Кюри (T_c), но при этом уменьшаются коэрцитивная сила ($H_c < 1$ кэ), угол вращения Керра ($\theta_k = 0,5^\circ$) и константа перпендикулярной анизотропии ($K_u = 1,2 \cdot 10^6$ 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 два раза.

Поскольку размер кристаллитов в пленках MnVi в значительной степени определяется временем и температурой отжига, следует ожидать, что с уменьшением толщины пленки значения этих параметров могут быть существенно уменьшены и должны получаться более мелкие кристаллиты. Поэтому перспективной представляется интенсивно развивающаяся в последнее время технология мультислойных структур, в соответствии с которой пленки предлагается получать последовательным осаждением чередующихся слоев Vi и Mn с дальнейшим отжигом [13]. Размер кристаллитов в таких структурах составляет примерно 100 нм, причем θ_k уменьшается незначительно по сравнению с обычными пленками MnVi.

В настоящей работе приводятся результаты исследования свойств поликристаллических пленок Mn/R/Vi (R - редкоземельный металл), полученных по мультислойной технологии. В качестве редкоземельного элемента использовался диспрозий.

Пленки Mn/Dy/Vi получались, согласно [14], в едином технологическом цикле методом термического испарения в вакууме $\sim 10^{-4}$ Па. На стеклянные подложки при комнатной температуре последовательно наносились чередующиеся слои висмута, редкоземельного элемента и марганца Vi/Dy/Mn/Dy/.../Mn. Каждая из компонент испарялась из отдельного источника с расстояния 25 см, со скоростью 1 нм/с, которая поддерживалась постоянной в течение всего процесса. Сразу после напыления структуры выдерживались при температуре 250° в вакууме.

Длительность отжига выбиралась 60, 30, 15 и 7 мин и уменьшалась с уменьшением толщины пленки. Толщины слоев Vi и Mn выбиралась таким образом, чтобы выполнялось условие 1:1 по атомному соотношению. Были получены многослойные пленки, толщины в которых изменялись в пределах от 12 до 100 нм для слоев Vi, от 4 до 40 нм для слоев Mn и от 3 до 40 нм для диспрозия. При этом суммарная толщина многослойной пленки либо выдерживалась постоянной, т.е. изменялись относительные толщины слоев в указанных выше пределах, либо менялась, что позволяло проследить за изменением свойств в зависимости от количества слоев.

Структура полученных пленок Mn/R/Vi исследовалась методом дифракции электронов и просвечивающей электронной микроскопии. Размер кристаллитов определялся по микрофотографиям, полученным с помощью растрового 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-микронзонде РНИ-660 фирмы «Perkin-Elmer» при последовательном стравливании поверхностных слоев пленки ионами аргона и ускоряющем напряжении 3,5 кэВ.

Намагниченность насыщения (M_s) и константа перпендикулярной анизотропии измерялись на торсионном магнитометре. Исследование процессов перемагничивания и термомагнитной записи было проведено на магнитооптической установке в полях до 20 кЭ. Коэрцитивная 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.

Одной из ответственных операций является отжиг пленок, приводящий к образованию соединений. Эксперименты показали, что реакция образования соединений отмечается, начиная с температуры 210 °С, и ее скорость заметно растет с повышением температуры. Для пленок MnVi было установлено, что при 220 °С превращение завершается за 40 мин, при 250 °С - за 30 мин, а при 280 °С - за 8 мин. Однако повышение температуры вызывало необратимое увеличение коэрцитивной силы пленок MnVi и поэтому наиболее оптимальной оказалось температура отжига 250 °С.

В качестве защитного покрытия использовалась монокись кремния, толщиной 1 мкм, которая осаждалась на три из шести подложек с пленками MnVi. Все пленки

выдерживались на воздухе в течение 15 часов, после чего отжигались при температуре 250 °С в вакууме в течение 2-х часов. На пленках без монокиси кремния двойной угол Фарадеевского вращения при насыщении менялся от 4,5 до 6°, в то время как с монокисью кремния он составил 11,5-12°.

Анализ кристаллической структуры образцов, полученных по описанной технологии, показал, что введение прослойки между слоями Mn и Vi приводит к уменьшению размера кристаллитов.

В пленках MnVi, имевших до отжига размер кристаллитов порядка 1-3 мкм, и пленках Mn/Dy/Vi с характерным размером кристаллитов 250-300 нм, после отжига размеры кристаллитов уменьшились до значения порядка 10 нм.

Оже-профиль пленки Mn/Dy/Vi после отжига представлен на рис. 1. Видно, что распределение каждой компоненты достаточно однородно внутри пленки, хотя мож-

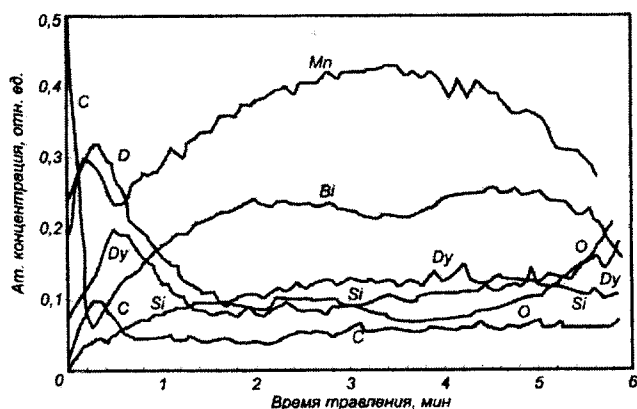


Рис. 1. Оже-профиль пленки Mn/Dy/Vi.

но 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. Это может быть связано с образованием окислов марганца и диспрозия [15], вследствие чего диффузия этих элементов внутрь пленки затруднена. В [16] было установлено, что основной вклад в уменьшение эффективного времени жизни носителей вносит граница раздела с окислом диспрозия за счет увеличения числа генерационно-рекомбинационных центров, что также подтверждается явлением миграции ионов редкоземельных элементов к поверхности пленки и их выраженной тенденцией к окислению, наблюдавшимся в [15].

Исследовались зависимости K_u , H_c , $2\theta_k$, и намагниченности M_s , Mn/Dy/Vi 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 20 кЭ. На рис. 2 представлены зависимости H_c и $2\theta_k$ от температуры отжига при длительности 30 мин. Пленка Mn/Dy/Vi имела 7 слоев, толщины слоев составляли 49,5 и 17 нм соответственно. Резкий спад H_c при увеличении температуры отличают пленки Mn/Dy/Vi от пленок MnVi, полученных в одном с ними технологическом цикле и имеющих такие же тол-

щины слоев, в которых H_c возрастает с увеличением температуры отжига.

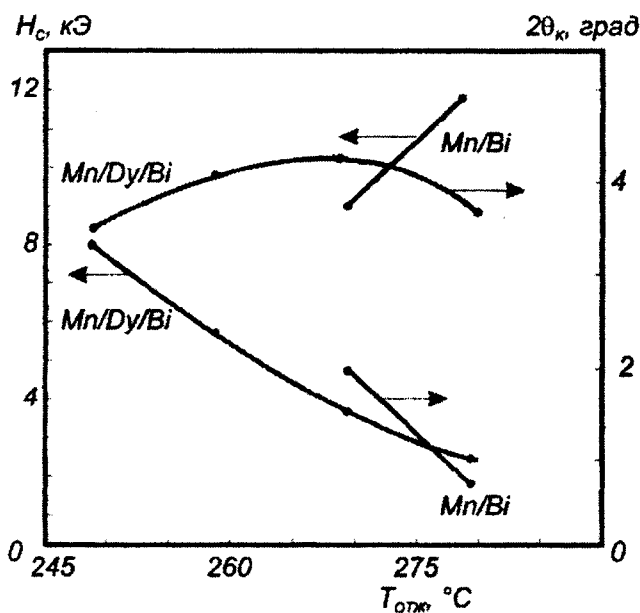


Рис. 2. Зависимость H_c и $2\theta_k$ от температуры отжига для пленок Mn/Bi и Mn/Dy/Bi.

Температурная зависимость $2\theta_k$ для пленок Mn/Dy/Bi имеет максимум при температуре отжига 270 °С. Дальнейшее увеличение температуры отжига приводило к уменьшению угла вращения Керра, как для пленок Mn/Dy/Bi, так и для MnBi.

На рис. 3 показаны зависимости H_c , $2\theta_k$, M_s и K_u от времени отжига для пленок MnBi и Mn/Dy/Bi, полученных в едином технологическом цикле при температуре отжига 270 °С и имеющих одинаковые исходные толщины слоев.

Козерцитивная сила пленок Mn/Dy/Bi резко уменьшалась с увеличением времени отжига, как и при увеличении температуры отжига, тогда как для MnBi наблюдается ее возрастание. Зависимость угла вращения Керра пленок Mn/Dy/Bi имеет максимум при 30 мин отжига и ее ход качественно совпадает с зависимостью $2\theta_k$ для пленок MnBi, но при этом имеет существенно большие значения.

Как видно из рис. 3, 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 МО вращения Керра с введением прослойки Ду не обусловлено возрастанием намагниченности M_s . Характер зависимости K_u такой же,

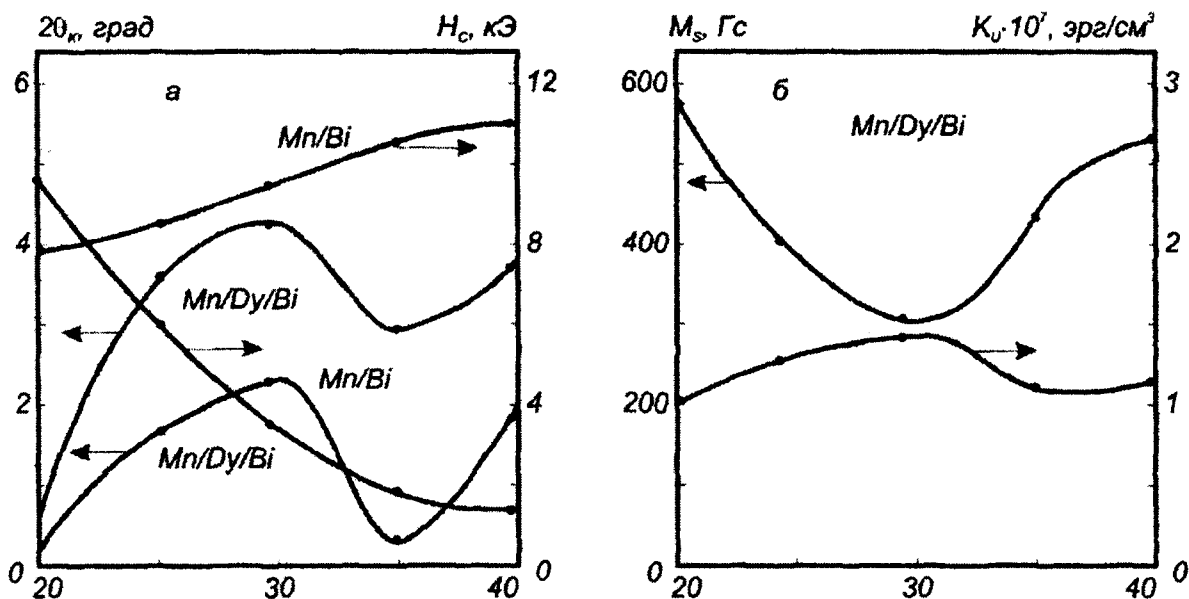


Рис. 3. Зависимость $2\theta_k$ и H_c (а), M_s и K_u (б) от времени отжига пленок Mn/Bi и Mn/Dy/Bi.

как и для $2\theta_k$, но изменение его значений не столь велико. Можно считать, что общей причиной для наблюдающихся зависимостей K_u и $2\theta_k$ от времени отжига является встречная диффузия Mn и Bi через прослойку Dy, способствующая формированию мелкозернистой анизотропной структуры, ориентированной перпендикулярно плоскости пленки. Наличие максимумов на кривых зависимостей $2\theta_k$ дало возможность однозначно выбрать температуру отжига 270 °С и время отжига 30 мин для пленок с количеством слоев, равным семи.

В табл. 1 приведены толщины и параметры пленок, обладавших наиболее оптимальными характеристиками.

Для сравнения в табл. 2 приведены значения магнитных и МО параметров рассматриваемых мультислойных (Mn/Dy) и монослойных (MnDy) пленок а также данные, взятые из литературы [13]. Из табл. 2 видно, что значение намагниченности пленок Mn/Bi меньше, чем Mn/Dy/Bi и обычных однослойных пленок MnBi.

Это можно объяснить на основе представлений о природе ферромагнетизма в MnBi. В подобных соединениях, к которым относится и MnSb, исследованных в [17], существует относительно сильное антиферромагнитное взаимодействие, обусловленное прямым d-d-обменом между катионами Mn^{3+} , а также косвенным обменом че-

Таблица 1.

Состав	Толщина			Общее количество слоев	Время отжига, мин	H_c , кЭ	$2\theta_k$, град
	Bi, нм	Mn, нм	Dy, нм				
Mn/Bi	55	19	-	4	30	7	2,8
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

Таблица 2.

Состав	Толщина, нм	H_c , кЭ	M_s , Гс	K_u , эрг/см ³	$2\theta_k$, град
MnBi монослойная структура	148	3,5	400	$1,4 \cdot 10^7$	2,6
Mn/Bi [13] мультислойная структура	148	2,0	580	$2 \cdot 10^6$	1,45
Mn/Bi	148	5,4	300	$1 \cdot 10^7$	2,4
MnDyBi	148	8,0	300	10^7	0,7
Mn/Dy/Bi	148	6,0	330	$1,4 \cdot 10^7$	4,2 - 4,5

рез 3d-6p-гибридизацию, который определяет ферромагнитное обменное взаимодействие. Анализ электронной структуры MnBi показывает, что при увеличении размеров кластера магнитный момент центрального атома Mn становится больше, тогда как моменты внешних оболочек кластера уменьшаются и, как следствие, антиферромагнитное взаимодействие уменьшается, что приводит к увеличению эффективной намагниченности. Особенностью пленок Mn/Bi, полученных по мультислойной технологии, является уменьшение размера зерна по сравнению с обычными пленками MnBi [13], что и должно давать уменьшение намагниченности, экспериментально наблюдавшееся нами, а также другими авторами. Введение прослойки из атомов Dy приводит к тому, что при отжиге часть атомов Dy диффундирует и внедряется в кристаллическую решетку MnBi, вследствие чего происходит некоторое ослабление антиферромагнитного взаимодействия, что является причиной наблюдаемого увеличения намагниченности в пленках Mn/Dy/Bi.

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 (табл. 2). Прослойка Dy во время отжига обеспечивает ориентированную нормально плоскости 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.

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 [18], поэтому естественно предположить, что причиной является изменение электронной структуры, которое происходит при введении прослойки Dy.

На рис. 4 и 5 представлены зависимости $2\theta_k$, H_c , M_s и K_u от толщины прослойки Dy для пленок Mn/Dy/Bi с общим количеством слоев, равным семи, и с толщинами Mn и Bi 17 и 39 нм соответственно. Зависимость $2\theta_k(h_{Dy})$ имеет максимум при толщине диспрозия $h_{Dy}=10$ нм, тогда как максимум намагниченности (рис. 5) приходится на толщину h_{Dy} , равную 5 нм, что подтверждает сделанный выше вывод о том, что увеличение угла МО вращения Керра не обуславливает увеличение намагниченности.

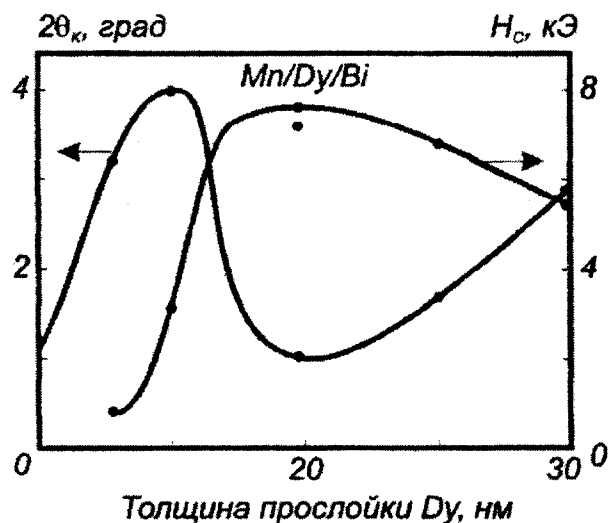


Рис. 4. Зависимости $2\theta_k$ и H_c от толщины прослойки DD для пленок Mn/Dy/Bi.

Что касается зависимости K_u от толщины прослойки Dy, то изменения перпендикулярной анизотропии, по-видимому, также обусловлены распределением атомов Dy в пленке, которые при небольшой концентрации диффузанта в основном сегрегируются в межзеренных прослойках, что оказывает дополнительный ориентирующий эффект.

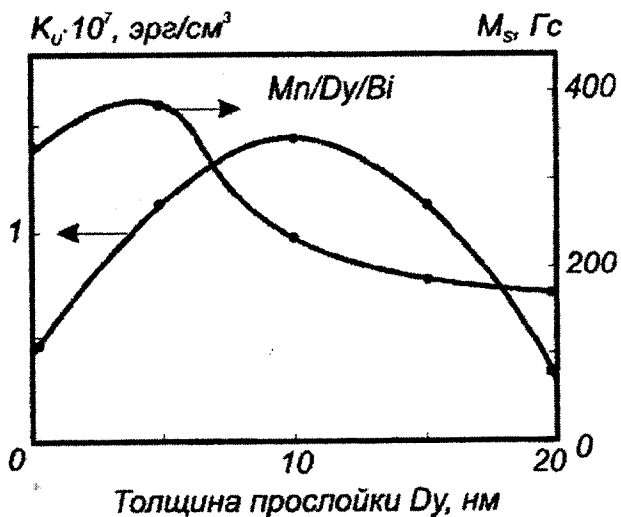


Рис. 5. Зависимости M_s и K_c от толщины прослойки Dy для пленок Mn/Dy/Bi.

Как видно из рис. 4, коэрцитивность H_c возрастает с увеличением толщины прослойки Dy и достигает примерно 8 кЭ при толщине 13 мкм. Ход зависимости подо-

бен, полученному в [10] для пленок Mn/Cu/Bi, однако для последних H_c не превышало 4 кЭ. Следовательно, использование чередующихся слоев с различными прослойками влияют только на абсолютные значения коэрцитивности, не изменяя характера ее зависимости от толщины прослойки.

На полученных пленках Mn/Dy/Bi были проведены эксперименты по термомагнитной записи и МО считыванию информации, при этом использовался импульсный лазер ЛГИ-21 ($\lambda=337$ нм). Запись осуществлялась импульсами светового излучения длительностью $\sim 10^{-8}$ 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 необходимо. При стирании записанной информации необходимо прилагать магнитное поле стирания 100 Э, направленное антипараллельно направлению магнитного момента стираемого бита.

В случае осуществления записи и стирания на спаде коэрцитивной силы, необходимо наличие внешнего поля записи (стирания) примерно 200 Э. В табл. 3 приведены параметры пленок Mn/Dy/Bi и взятых из литературы данных пленок MnBi.

Таблица 3

Материал	H_c , кЭ	Разрешение, лин/мм	Поле записи-стирания, Э	Длительность импульса, мкс	Энергетическая чувствительность, нДж/мкм	Количество циклов записи-стирания
MnBi [13]	7	1000	250	1.0	5.0	10^5
Mn/Dy/Bi	6	3000	250	0.15	0.3	$>10^5$

Таким образом, исследования пленок Mn/Dy/Bi, полученных по мультислойной технологии, показали, что введение прослойки диспрозия позволяет получить минимальный размер зерна порядка 15 нм, большие значения коэрцитивной силы $H_c > 2$ кЭ, перпендикулярной ани-

зотропии $K_c=1,4 \cdot 10^7$ эрг/см³, угла вращения Керра $2\theta_k = 4,2^\circ$. Достигнутые значения магнитооптических параметров свидетельствуют о перспективности использования пленок Mn/Dy/Bi в качестве носителя МО-дисков.

- [1] В.А. Вуль. Оптические запоминающие устройства, Л.: Энергия, 1979, с.184.
- [2] А.А.Штернов. Физические основы конструирования, технологии РЭА и микроэлектроники, М.: Радио и связь, 1981, с.248.
- [3] F.D. Kasimov, Ya.Yu. Guseinov. Functional Materials, (Kharkiv), 1999, v. 6, № 5, p. 934-938.
- [4] Л.В. Благина, В.В. Кодин, В.А. Овчинников. Эффект самоорганизации в Bi-содержащих гетеросистемах электронной техники, Труды 7-ой международной НТК «Актуальные проблемы твердотельной электроники и микроэлектроники», Таганрог, 2000, с. 146-148.
- [5] Sh.M. Efendiev, A.A. Agasiev, Ya.Yu. Guseinov. Phys. Stat. Sol. (a), 1989, v.116, p.305-311.
- [6] A.A. Agasiev, Ya.Yu. Guseinov. Phys. Stat. Sol. (a), 1993, v.136, p.473-476.
- [7] K. Egashira, T. Yamada. Appl. Phys., 1974, v.45, №8, p.3643-3646.
- [8] W.K. Under, H. Harms. J. Appl. Phys., 1973, v.44, №44, №2, p.191-194.
- [9] J.X. Shen, R.D. Kirby, D.J. Sellmyer. J. Appl. Phys., 1991, v.69, №8, p.5984-5989.
- [10] M. Gomi, M. Kajima, M. Abe. J.Appl. Phys., 1984, v.55, №6, p.2170-2175.
- [11] H. Gobel, E. Wolfgang, H. Harms. Phys. Stat. Sol. (a), 1976, v.35, №1, p.89-96.
- [12] R. Fang, D. Li, T. Ma. et al. IEEE Trans. Magn., 1991, MAG-27, №6, p.5133-5138.
- [13] M. Masuda, I. Izawa, S. Yashino. et al. J. Appl. Phys., 1987, v.26, №5, p.707-711.
- [14] В.Ю. Яковчук, Л.В. Буркова, В.А. Середкин и др. Структурные и магнитооптические свойства мультислойных пленок MnRBi, Тез. докл. XII-й Всесоюзной школы-семинара «Новые магнитные материалы микроэлектроники», Новгород, 1990, с.37.
- [15] P. Bernstein, C. Gueugnon. IEEE Trans. Magn., 1985, MAG-21, №5, p.1613-1616.
- [16] А.И. Петров, В.А. Рожков, И.Г. Бережной. Рекомендационные характеристики кремния, пассивированного оксидом диспрозия, Труды 6-ой международной НТК «Актуальные проблемы твердотельной электроники и микроэлектроники», Таганрог, 1999, с. 63.
- [17] R. Coehoorn, C. Haas, R.A. Croot. Phys. Rev., 1985, v. 31, № 4, p. 1980-1984.
- [18] А.К.Звездин, В.А.Котов. Магнитооптика тонких пленок, М.: Радио и связь, 1991, с.134.

Y.Y. Hüseyinov, F.C. Qasimov, V.N. Cuplin

**BİSMUTSAXLAYAN TƏBƏQƏLƏR ƏSASINDA OPTİK YADDAŞ QURĞUSU ÜÇÜN MAQNİTOOPTİK
İNFORMASIYA DAŞIYICILARI**

Disprozi nadir torpaq elementindən aralıq təbəqə ilə multitəbəqə texnologiyası əsasında alınmış bismut saxlayan Mn/Dy/Bi təbəqələri tədqiq edilmişdir. Göstərilmişdir ki, təbəqələrin yüksək maqnetooptik parametrlərə malik olması onları maqnetooptik disk mühiti kimi istifadə etməyə perspektivli edir.

Ya.Yu. Guseinov, F.D. Kasimov, V.N. Juplin

**MAGNETOOPTICAL TRANSMITTERS FOR OPTICAL MEMORY ON THE BASE OF BISMUTH-CONTAINING
FILMS**

Bismuth-containing films Mn/Dy/Bi which has been formed by the way of multilayer technology was investigated. It is shown, that because of high magneto-optical parameters this films are promising for using as MO medium.

Дата поступления: 25.11.00

Редактор: Ч.О. Каджар