

УДК 537.632

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ПЛЕНОК ФЕРРИТОВ-ГРАНАТОВ, ОСАЖДЕННЫХ РЕАКТИВНЫМ ИОННО-ЛУЧЕВЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

*Шапошников А.Н.¹, Бержанский В.Н.¹, Прокопов А.Р.¹, Каравайников А.В.¹,
Милюкова Е.Т.¹, Голуб В.О.²*

¹*Таврический национальный университет им. В.И. Вернадского, Симферополь, Украина
E-mail: shalex@sf.ukrtel.net*

²*Институт магнетизма НАН Украины, Киев, Украина
E-mail: golub@imag.kiev.ua*

Исследованы процессы кристаллизации пленок ферритов-гранатов составов $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, $\text{Bi}_{2,5}\text{Gd}_{0,5}\text{Fe}_{3,8}\text{Al}_{1,2}\text{O}_{12}$, $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ и $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$, осажденных на подложки ГТГ, ситалла и пленки SiO_2 . Кристаллизацию осуществляли отжигом в вакууме и на воздухе при атмосферном давлении. Показана возможность кристаллизации пленок с высоким содержанием Bi на SiO_2 через подслой с низким содержанием Bi для создания одномерных магнитофотонных кристаллов.

Ключевые слова: напыленные пленки ферритов-гранатов, кристаллизация, градиентное температурное поле, температура компенсации магнитного момента.

ВВЕДЕНИЕ

Одномерные магнитофотонные кристаллы (1D-MPCs) - структуры, состоящие из немагнитных и магнитных компонент, период которых сравним с длиной волны электромагнитного излучения - являются перспективными средами для создания на их основе таких устройств магнитооптики, как магнитооптические модуляторы, оптические изоляторы, высокочувствительные датчики магнитных полей и других [1-3]. В качестве магнитооптических (МО) слоев в 1D-MPCs, работающих на эффекте Фарадея, используются пленки ферритов-гранатов, обладающие высокими магнитооптическими (удельное фарадеевское вращение) и оптическими (прозрачность) характеристиками в видимой и ближней инфракрасной областях спектра. Классическими структурами одномерных магнитофотонных кристаллов являются так называемые микрорезонаторная структура (резонатор Фабри-Перо) и периодическая мультислойная структура. Микрорезонаторная структура представляет собой одномерный магнитофотонный кристалл, центральной частью которого является МО слой, обрамленный двумя диэлектрическими зеркалами, состоящими из нескольких ячеек одномерного фотонного кристалла. То есть фактически это - фотонный кристалл с магнитооптическим дефектом. Периодическая мультислойная структура – это периодически расположенные слои феррита-граната и диэлектрика.

На рис. 1 [3] представлены поперечные срезы структур конкретного исполнения, полученные в сканирующем электронном микроскопе: микрорезонаторная - $(\text{Ta}_2\text{O}_5/\text{SiO}_2)^5/\text{Bi:YIG}/(\text{SiO}_2/\text{Ta}_2\text{O}_5)^5$ (а) и периодическая -

(Bi:YIG/SiO₂)⁵/Bi:YIG (b). Здесь же показаны спектральные зависимости коэффициента пропускания и угла вращения Фарадея этих структур. Уникальными свойствами магнитофотонных кристаллов являются наличие запрещенной зоны в спектрах пропускания и усиление МО эффекта Фарадея на резонансной длине волны в микрорезонаторных кристаллах (рис. 1, а) или на краю запрещенной зоны в периодических кристаллах (рис. 1, б).

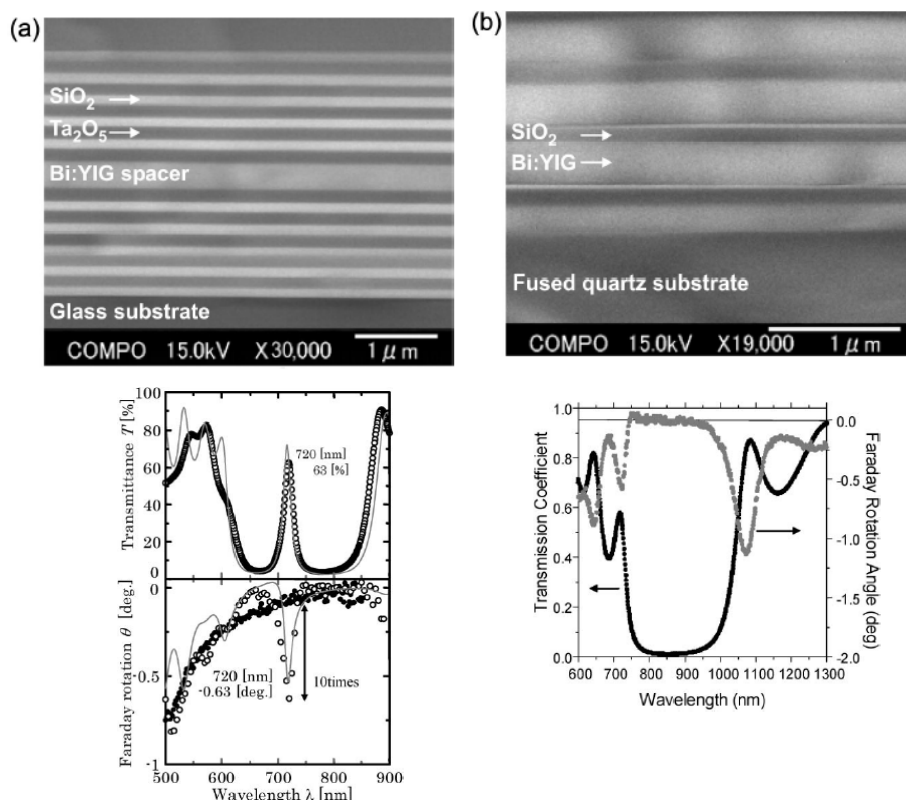


Рис. 1. Микрорезонаторная (Ta₂O₅/SiO₂)⁵/Bi:YIG/(SiO₂/Ta₂O₅)⁵ (а) и периодическая (Bi:YIG/SiO₂)⁵/Bi:YIG (b) структуры 1D-MPCs и их спектральные зависимости коэффициента пропускания и угла фарадеевского вращения [3].

Одним из методов изготовления 1D-MPCs является метод осаждения составляющих слоев из паровой фазы в вакууме. Пленки ферритов-гранатов получают, в основном, такими методами вакуумного осаждения, как реактивное ионно-лучевое и высокочастотное магнетронное распыление, а также импульсное лазерное осаждение [3-5]. Кристаллизацию пленок осуществляют как в процессе осаждения (эпитаксиальное наращивание), так и после его окончания отжигом в вакууме в присутствии кислорода или на воздухе при атмосферном давлении.

В качестве МО слоев в таких структурах обычно используются слои висмут-замещенного железо-иттриевого граната (Bi:YIG) с содержанием Bi не более

1 ат./ф.е. Это обусловлено трудностями осуществления процесс кристаллизации пленок с большим содержанием Вi на слоях SiO₂, кристаллизация таких пленок возможна лишь на подложках или пленках со структурой граната [6]. Это существенно ограничивает потенциальную возможность получения 1D-MPCs с большим удельным фарадеевским вращением (десять градусов на микрон в видимой области спектра).

Цель настоящей работы – отработка технологических режимов изготовления пленок ферритов-гранатов разного состава с максимальными значениями угла фарадеевского вращения и коэффициента пропускания для последующего формирования на их основе магнитофотонных кристаллов микрорезонаторного или периодического типов.

1. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ

Пленки ферритов-гранатов толщиной 0,08-0,9 мкм получали методом реактивного ионно-лучевого распыления соответствующих мишеней на холодные подложки гадолиний-галлиевого граната (ГГГ), оптически прозрачного ситалла и на пленки двуокиси кремния SiO₂ в атмосфере чистого аргона и в смеси аргона и кислорода при различных парциальных давлениях [7]. Мишени изготавливались по традиционной керамической технологии. Составы мишеней были следующие:

1. Bi_{2,8}Y_{0,2}Fe₅O₁₂;
2. Bi_{2,5}Gd_{0,5}Fe_{3,8}Al_{1,2}O₁₂;
3. Bi_{1,5}Gd_{1,5}Fe_{4,5}Al_{0,5}O₁₂;
4. Bi_{1,0}Y_{0,5}Gd_{1,5}Fe_{4,2}Al_{0,8}O₁₂.

Выбор химического состава мишеней определялся необходимостью оптимизации таких характеристик пленок, как величина удельного фарадеевского вращения θ_F , намагниченность насыщения, коэрцитивная сила H_c , температура компенсации T_{comp} и температура Кюри T_C , коэффициент пропускания света K_t , коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса K_S .

Кристаллизацию осажденных пленок проводили отжигом в вакууме в градиентном температурном поле, в кварцевой трубчатой печи и с помощью меандрового нагревателя, а также отжигом на воздухе при атмосферном давлении.

Отжиг в вакууме в градиентном температурном поле осуществляли при давлении кислорода 0,5-0,8 Торр с помощью линейного проволочного нагревателя из вольфрама, обеспечивающего в диапазоне температур 500 - 600 °С вдоль длинной стороны пленки от ее центра к краям градиент температуры 50 °С/см (пленка лежала длинной стороной поперек нагревателя). При этом разные части одной и той же пленки размером 12x8 мм кристаллизовались вдоль ее длинной стороны при разных температурах. Это позволяло на одном и том же пленочном образце создавать разные температурные условия и исследовать процесс кристаллизации с помощью минимального количества образцов.

Отжиг в вакууме в кварцевой трубчатой печи и с помощью меандрового нагревателя обеспечивал одинаковую температуру по площади образцов и проводился при давлении кислорода 0,5-0,8 Торр в диапазоне температур от 450 до 600 °С.

Отжиг на воздухе осуществляли при атмосферном давлении в диапазоне температур от 500 до 960 °С.

Химический состав мишеней и осажденных пленок, а также морфологию поверхности пленок исследовали с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ-106 со спектрометром энергетической дисперсии ЭДС-1. Магнитооптические характеристики (угол фарадеевского вращения α_F , θ_F , H_c , K_s , T_{comp}) определяли с помощью магнитополяриметра на эффекте Фарадея на длине волны 655 нм по измеренным магнитооптическим петлям гистерезиса (ПГ). Толщину h и показатель преломления n пленок измеряли с помощью поляризационно-интерференционного микроскопа «Biolar PI» по методу двух иммерсий. Измерения на пленках, кристаллизованных в градиентном температурном поле, проводили вдоль линии температурного градиента. Оценку доли гранатовой фазы в пленках проводили по значению θ_F и содержанию висмута. Спектры пропускания пленок в диапазоне длин волн от 400 до 750 нм измеряли спектрофотометром СФ-14. Спектры ФМР измеряли на частоте 9,3 ГГц на спектрометре ЭПР Bruker Elexis E500.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рассмотрим результаты, полученные при кристаллизации осажденных пленок ферритов-гранатов путем отжига в вакууме. Отметим, что после напыления все исследуемые пленки имели аморфную структуру и не обладали при комнатной температуре заметными магнитными свойствами.

На рис. 2 представлено распределение химического состава и α_F вдоль длинной стороны кристаллизованной пленки $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ толщиной 600 нм. На верхней горизонтальной шкале рисунка показано распределение температуры вдоль пленки, на вставках - петли гистерезиса, измеренные в соответствующих областях пленки.

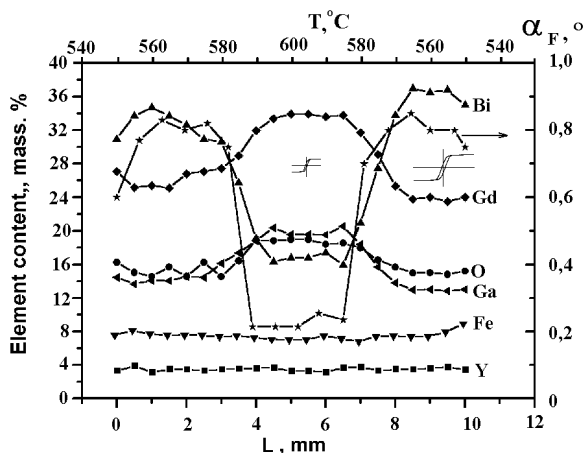


Рис. 2. Распределение химического состава и α_F вдоль длинной стороны кристаллизованной пленки $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ толщиной 600 нм.

Присутствие Gd и Ga в спектрах обусловлено проникновением электронного луча микроанализатора в подложку. Как видно из рисунка, в центральной части

пленки, в месте ее наибольшего разогрева, наблюдается уменьшение содержания Вi примерно в 2 раза и уменьшение значения α_F примерно в 4 раза по сравнению с краями, что свидетельствует об уменьшении доли гранатовой фазы в этой области. В этом же месте наблюдается рост содержания элементов подложки (Gd и Ga) и кислорода, входящего в состав подложки. Содержание Fe и Y вдоль линии измерений изменялось слабо. Неизменность формы петель гистерезиса и знака α_F вдоль линии измерения говорит о том, что Gd и Ga подложки при нагреве до 600 °C не входят в пленку граната, а рост их содержания в этой области пленки обусловлен уменьшением ее толщины за счет испарения Вi и образованием при разрушении граната фаз с большей удельной плотностью, таких как BiFeO_3 и $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$.

Для пленок состава $\text{Bi}_{2,5}\text{Gd}_{0,5}\text{Fe}_{3,8}\text{Al}_{1,2}\text{O}_{12}$ наблюдалась более сложная картина: кристаллизация приводила к качественному и количественному изменению состава гранатовой фазы вдоль линии температурного градиента. На рис. 3 представлено распределение химического состава и α_F вдоль длинной стороны кристаллизованной пленки, а на вставках - петли гистерезиса, измеренные в соответствующих областях пленки.

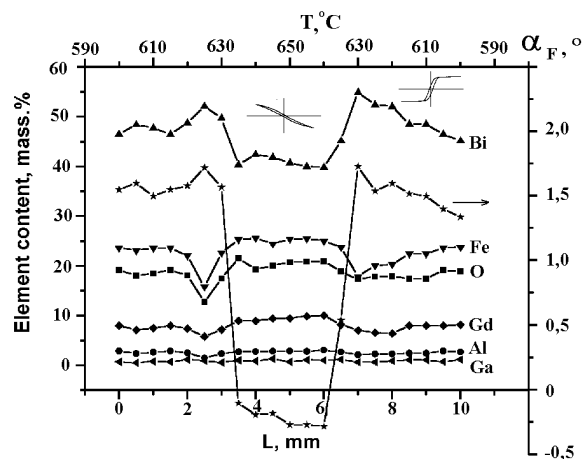


Рис. 3. Распределение химического состава и α_F кристаллизованной пленки $\text{Bi}_{2,5}\text{Gd}_{0,5}\text{Fe}_{3,8}\text{Al}_{1,2}\text{O}_{12}$ толщиной 900 нм. Масштаб «левой» ПГ в центральной области пленки по α_F увеличен в 3 раза.

По сравнению с пленкой $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ содержание Вi в центральной части пленки $\text{Bi}_{2,5}\text{Gd}_{0,5}\text{Fe}_{3,8}\text{Al}_{1,2}\text{O}_{12}$ в зоне ее наибольшего разогрева уменьшалось всего лишь на 20 %. В этой же области наблюдалось повышение содержания Gd и кислорода. Характерной особенностью является распределение Fe: оно, как и Gd, распределено в «противофазе» с Вi. Слабый сигнал от Ga и Al не позволил заметить их сколь-нибудь существенного изменения вдоль линии измерения.

Петли гистерезиса в этой области были обратные, характеризовались меньшей интенсивностью и меньшими значениями коэффициента прямоугольности, чем на краях пленки. Это свидетельствует о том, что в зоне наибольшего разогрева происходило образование гранатовой фазы иного по сравнению с окружающими

областями состава, характеризующегося пониженным содержанием Bi и повышенным содержанием Gd . В зонах меньшего разогрева пленки знак α_F соответствовал составу граната с преобладающим содержанием Bi .

Результаты эксперимента по отжигу в градиентном температурном поле были использованы нами при выборе режимов кристаллизации пленок в вакууме в однородном температурном поле отжигом в кварцевой трубчатой печи и с помощью меандрового нагревателя. Однако, отжиг в вакууме позволил нам достичь значений θ_F , не превышающих $-3,1$ и $-2,8$ /мкм для пленок $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ и $\text{Bi}_{2,5}\text{Gd}_{0,5}\text{Fe}_{3,8}\text{Al}_{1,2}\text{O}_{12}$, соответственно, что было ниже литературных данных для пленок близких составов. По-видимому, это явилось следствием технических сложностей создания в вакуумной камере большего давления кислорода при отжиге. Кроме того, нам не удалось осуществить кристаллизацию МО слоев в вакууме на слоях диэлектриков, в частности на SiO_2 .

Для создания 1D-MPCs с большими значениями θ_F необходимо было решить технологическую задачу кристаллизации МО слоев с большим содержанием Bi (вплоть до чистого железо-висмутитового граната $\text{Bi}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$) на диэлектрических слоях, в частности на SiO_2 . Такая задача была решена нами путем использования в качестве МО слоя двухслойной пленки. Нижний слой, наносимый и кристаллизующийся на SiO_2 , представлял собой пленку с низким содержанием Bi состава $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$, на нее наносилась и кристаллизовалась пленка с высоким содержанием Bi состава $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ или пленка состава $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$. Кристаллизация осуществлялась отжигом отдельно каждой из напыленных МО пленок на воздухе при атмосферном давлении. Для выбора оптимального диапазона температур кристаллизации одни и те же образцы пленок $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ и $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$, напыленных на подложки ГГТ, и пленок $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$, напыленных на подложки оптического термостойкого ситалла и пленки SiO_2 , кристаллизовались в диапазоне температур от 500 до 960 °C.

На рис. 4 представлены зависимости θ_F от температуры отжига T_o для пленок трех составов. Здесь же показаны петли гистерезиса при некоторых T_o . Как видно из графика на рис. 4, кристаллизация пленок с меньшим содержанием Bi начинается при более высоких температурах (на 50 °C). Максимальные значения θ_F в пленках составов $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ и $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ достигаются при $T_o = 680$ °C и составляют, соответственно $-5,5$ и $-3,5$ %/мкм. Заметим, что для кристаллизации пленок отжигом на воздухе требуются температуры на $80-100$ °C выше, чем при кристаллизации в вакууме.

Дальнейший нагрев пленок обоих составов приводит к уменьшению доли гранатовой фазы в них, а при $T_o > 960$ °C происходит полное разрушение гранатовой фазы в пленках состава $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$.

Особенностью зависимости θ_F от температуры отжига для пленки состава $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ является наличие температуры отжига $T_o = 900$ °C, при которой в пленках наблюдается компенсация магнитного момента при комнатной температуре и соответствующая смена знака θ_F . Это обусловлено, как и при отжиге в вакууме, относительным уменьшением содержания Bi и ростом содержания Gd

при высоких температурах отжига и, возможно, процессами диффузии ионов Al^{3+} по окта- и тетра-подрешеткам граната [7].

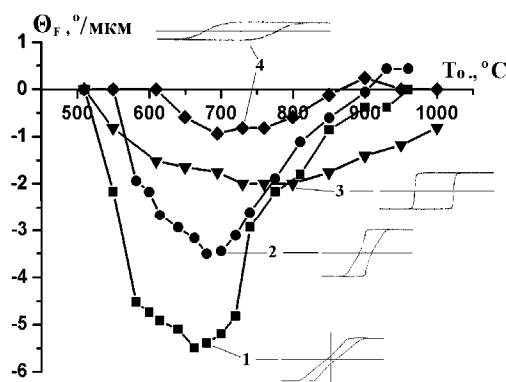


Рис. 4. Зависимость θ_F от температуры отжига образцов составов $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (1), $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ (2) и $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ (3), напыленных на ГГГ, и $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$, напыленных на ситалл (4).

Пленки состава $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$, напыленные на подложки ГГГ в диапазоне температур отжига от 700 до 800 °С кристаллизуются с образованием слоев с максимальными значениями $\theta_F = -1,9$ °/мкм. Спонтанное зарождение поликристаллической феррит-гранатовой фазы при напылении на подложки ситалла и пленки SiO_2 происходит при $T_0 = 650$ °С, а максимальное значение $\theta_F = -0,9$ °/мкм достигается при $T_0 = 680$ °С.

Таким образом, из представленных данных видно, что оптимальной температурой отжига при кристаллизации пленок всех составов является температура 680 °С.

На рис. 5, 6 представлены зависимости коэрцитивной силы H_c от T_0 для пленок всех трех составов. Видно, что для пленки состава $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (рис. 5) H_c уменьшается с ростом T_0 , что обусловлено снятием напряжений в пленке в каждом

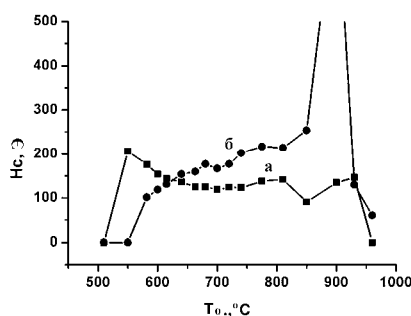


Рис. 5. Зависимость H_c от температуры отжига образцов составов $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (а) и $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ (б), напыленных на подложки ГГГ.

последующем цикле отжига. Рост H_c с ростом T_o для пленки состава $Bi_{1,5}Gd_{1,5}Fe_{4,5}Al_{0,5}O_{12}$ обусловлен, по-видимому, как и в случае кристаллизации в градиентном температурном поле, образованием гранатовой фазы с возрастающим содержанием Gd и увеличивающимся вследствие этого значением T_{comp} . Максимальное значение $H_c = 800$ Э достигается при 900 °C, при такой температуре отжига их T_{comp} лежит вблизи комнатной температуры.

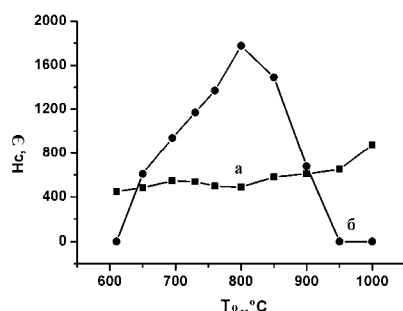


Рис. 6. Зависимость H_c от температуры отжига образцов состава $Bi_{1,0}Y_{0,5}Gd_{1,5}Fe_{4,2}Al_{0,8}O_{12}$, напыленных на подложки ГГГ (а) и ситалла (б).

Для пленок состава $Bi_{1,0}Y_{0,5}Gd_{1,5}Fe_{4,2}Al_{0,8}O_{12}$ (рис. 6) наблюдается явно выраженная зависимость H_c от материала подложки. При температурах отжига до 900 °C H_c слабо зависит от T_o для пленки на ГГГ. Для пленки на ситалле зависимость H_c от T_o представляет собой кривую, повторяющую зависимость α_F от T_o , с максимальной $H_c = 1700$ Э при $T_o = 800$ °C. Падение α_F и H_c при $T_o > 800$ °C обусловлено разрушением гранатовой фазы из-за взаимодействия с подложкой ситалла.

Эксперименты по исследованию ФМР в пленках состава $Bi_{1,5}Gd_{1,5}Fe_{4,5}Al_{0,5}O_{12}$, напыленных на ГГГ, позволили сделать заключение об их кристаллической структуре. На рис. 7 представлены азимутальные зависимости интенсивности и ширины линии ФМР при измерении в плоскости пленки, отожженной при 680 °C. Указанные зависимости свидетельствуют о монокристалличности пленок, которая проявляется в кубической симметрии, характерной для плоскости (111) [8, 9]. Подтверждением этому служит и достигнутые максимальные значения $\theta_F = -3,5$ °/мкм в таких пленках. Некоторая асимметрия резонансных характеристик в плоскости пленки связана с возможной разориентацией плоскости (111) относительно нормали к плёнке.

На рис. 8 представлены фотографии поверхностей пленок $Bi_{1,5}Gd_{1,5}Fe_{4,5}Al_{0,5}O_{12}$, напыленных на подложки ГГГ и отожженных при разных температурах. Видно, что на поверхности пленок присутствуют светлые области, количество которых уменьшается с ростом T_o , при этом происходит увеличение θ_F (рис. 4, 2). Согласно данным микроанализа, светлые области обогащены висмутом. Поэтому, рост θ_F и

уменьшение количества светлых областей означает положительную динамику образования гранатовой фазы с высоким содержанием Bi . Уменьшение количества

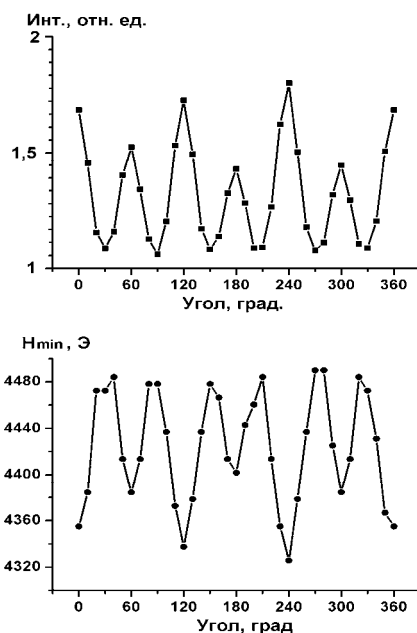


Рис. 7. Зависимости интенсивности линии ФМР (вверху) и резонансного поля (внизу) от азимутального угла при вращении в плоскости пленки $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$, отожженной при 680°C .

светлых областей после 680°C с одновременным уменьшением θ_F может быть обусловлено, как и в случае кристаллизации в вакууме, началом образования гранатовой фазы иного состава, характеризующегося пониженным содержанием Bi и повышенным содержанием Gd .

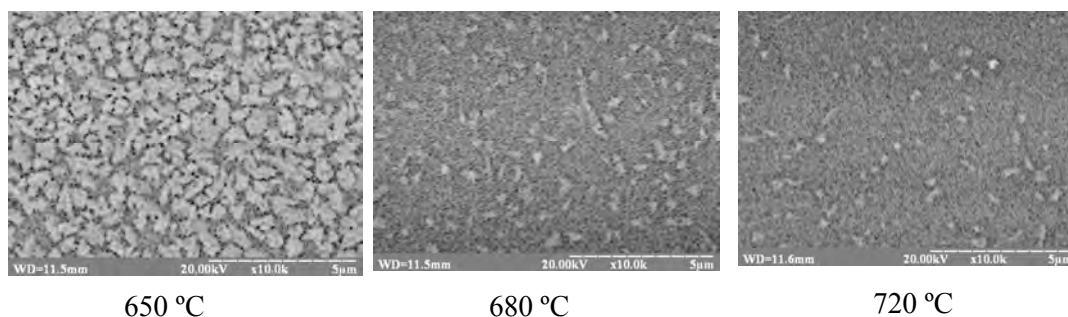


Рис. 8. Поверхности пленок $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$, напыленных на подложки ГТГ и отожженных при разных температурах.

После нахождения оптимальных режимов осаждения и кристаллизации магнитооптических слоев изготавливались следующие трехслойные структуры:

- 1) ситалл/ SiO_2 / $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ / $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$;
- 2) ситалл/ SiO_2 / $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ / $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$.

Все слои осаждались на холодные подложки. Слой $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ после напыления на слой SiO_2 кристаллизовался на воздухе при атмосферном давлении при $T_0 = 680^\circ\text{C}$ в течение 20 мин. Затем на него наносился слой $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ или $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ и кристаллизовался при тех же условиях.

ПГ пленок $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ на ситалле, $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ на ГГГ и структуры ситалл/ SiO_2 / $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ / $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ представлены на рис. 9. ПГ структуры (рис. 9, в) схожа с ПГ однослойной пленки $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (рис. 9, б) и не проявляет никаких признаков разделения на слои, что свидетельствует о том, что ферримагнитные слои в структуре связаны обменным взаимодействием.

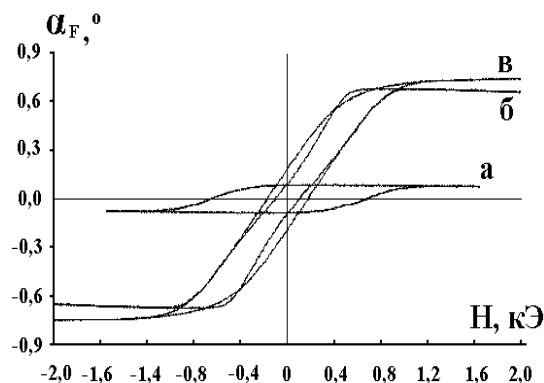


Рис. 9. ПГ пленок $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ на ситалле (а), $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ на ГГГ (б) и структуры ситалл/ SiO_2 / $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ / $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (в).

Для пленок $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ и $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ α_F составил $-0,1$ и $-0,70^\circ$, соответственно. Это соответствует значениям θ_F $-1,1$ и $-4,8^\circ/\text{мкм}$. Для структуры ситалл/ SiO_2 / $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ / $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ $\alpha_F = -0,80^\circ$, что соответствует $\theta_F = -3,8^\circ/\text{мкм}$. Это ниже, чем для одиночного слоя $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, нанесенного на подложку ГГГ ($-4,8^\circ/\text{мкм}$).

Для структуры ситалл/ SiO_2 / $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ / $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ θ_F составил $-3,0^\circ/\text{мкм}$, что также несколько ниже, чем для одиночного слоя $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ на подложке ГГГ ($-3,5^\circ/\text{мкм}$). Уменьшение θ_F структуры по сравнению с θ_F отдельных слоев $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ или $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ на ГГГ происходит за счет слоя $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ с малым значением θ_F .

ВЫВОДЫ

1. Исследованы условия кристаллизации магнитоактивных компонентов магнитофотонных кристаллов, получаемых методом реактивного ионно-лучевого распыления на монокристаллическую (ГГГ), поликристаллическую (ситалл) и аморфную (SiO_2) подложки. Показано, что на подложках ГГГ кристаллизация пленок происходит в виде монокристаллических слоев.

2. Показано, что наивысшие значения удельного фарадеевского вращения в структуре ситалл/ SiO_2 /МО слой могут быть реализованы путем использования в качестве МО слоя двухслойной пленки из последовательно осаждаемых и кристаллизуемых пленок феррита-граната с низким и высоким содержанием висмута. Определены оптимальные условия синтеза таких структур: режимы напыления, температура, длительность и атмосфера кристаллизации.

3. Показано, что в пленках ферритов-гранатов с Bi, Gd, Al-замещениями на подложках ГГГ посредством изменения температуры отжига можно управлять значением температуры магнитной компенсации, а, следовательно, и соответствующими магнитными параметрами.

Список литературы

1. Magnetophotonic crystals – a novel magneto-optic material with artificial periodic structures / M. Inoue, H. Uchida, K. Nishimura, P.B. Lim // J. Mater. Chem. – 2006. – V. 16. – P. 678–684.
2. Properties of one-dimensional magnetophotonic crystals for use in optical isolator devices / H. Kato, T. Matsushita, A. Takayama et al. // IEEE Trans. Magn. – 2002. – V. 38, No. 5. – P. 3246–3248.
3. Magnetophotonic crystals / M. Inoue, R. Fujikawa, A. Baryshev et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. – 2006. – V. 39. – P. R151–R161.
4. Magnetic properties of $\text{Bi}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ garnet / T. Okuda, T. Katayama, H. Kobayashi, N. Kobayashi // J. Appl. Phys. – 1990. – V. 67, No. 9. – P. 4944–4946.
5. Enhanced Faraday rotation in all-garnet magneto-optical photonic crystal / S. Kahl, A.M. Grishin // Appl. Phys. Lett. – 2004. – V. 84, No. 9. – P. 1438–1440.
6. Effect of substrate on growth of Bi-Fe-oxide films by reactive ion beam sputtering / K. Satoh, T. Okuda, H. Yamamoto et al. // IEEE Trans. J. Magn. Japan. – 1990. – V. 5, No. 12. – P. 1141–1146.
7. Synthesis and properties of substituted ferrite-garnet films for one dimensional magnetophotonic crystals / V.N. Berzhansky, A.V. Karavainikov, E.T. Milyukova et al. // Functional Materials. – 2010. – V. 17, No. 1. – P. 120–126.
8. Зюзин А.М. Влияние магнитной кубической анизотропии на угловые зависимости резонансного поля в (111)-ориентированных пленках / А.М. Зюзин, В.В. Радаikin // ЖТФ. – 1998. – Т. 68, № 11. – С. 118–120.
9. Структура и свойства напыленных пленок железо-иттриевого граната / В.Ф. Шкарь, Е.И. Николаев, В.Н. Саяпин и др. // ФТТ. – 2005. – Т. 47, вып. 6. – С. 1071–1074.

Шапошников О.М. Кристалізація плівок феритів-гранатів, осаджених реактивним іонно-променевим розпиленням / О.М. Шапошников, В.Н. Бержанський, А.Р. Прокопов, А.В. Каравайніков, О.Т. Мільюкова, В.О. Голуб // Вчені записки Таврійського національного університету ім. В.І. Вернадського. Серія: Фізико-математичні науки. – 2010. – Т. 23(62), № 1. Ч. I. – С. 146–157.

Досліджено процеси кристалізації плівок феритів-гранатів складів $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, $\text{Bi}_{2,5}\text{Gd}_{0,5}\text{Fe}_{3,8}\text{Al}_{1,2}\text{O}_{12}$, $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ і $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$, осаджених на підкладки ГГГ, ситалу і плівки SiO_2

методом реактивного іонно-променевого розпилення. Кристалізацію здійснювали відпалюванням у вакуумі і на повітрі при атмосферному тиску. Показано можливість кристалізації плівок з високим вмістом Бі на SiO_2 з через підшар з низьким вмістом Бі для створення одновимірних магнітофотонних кристалів.

Ключові слова: напилені плівки феритів-гранатів, кристалізація, градієнтне температурне поле, температура компенсації магнітного моменту.

Shaposhnikov A.N. Crystallization of RIBS-iron garnet films / A.N. Shaposhnikov, V.N. Berzhansky, A.R. Prokopov, A.V. Karavainikov, E.T. Milyukova, V.O. Golub // Scientific Notes of Taurida National V.I. Vernadsky University. – Series: Physics and Mathematics Sciences. – 2010. – Vol. 23(62), No. 1. P. I. – P. 146-157.

The crystallization processes of RIBS-sputtering iron-garnet films of composition $\text{Bi}_{2,8}\text{Y}_{0,2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, $\text{Bi}_{2,5}\text{Gd}_{0,5}\text{Fe}_{3,8}\text{Al}_{1,2}\text{O}_{12}$, $\text{Bi}_{1,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,5}\text{Al}_{0,5}\text{O}_{12}$ and $\text{Bi}_{1,0}\text{Y}_{0,5}\text{Gd}_{1,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Al}_{0,8}\text{O}_{12}$ on the GGG, glass ceramics substrates and SiO_2 films are investigated. Film crystallization was carried out by annealing in a vacuum as well as in air at atmospheric pressure. It is shown the possibility to crystallize the films with high Bi content on SiO_2 films across the film with a low Bi content as sublayer to form the one-dimensional magnetophotonic crystals.

Keywords: RIBS-sputtering iron-garnet films, crystallization processes, gradient temperature field, magnetic moment compensation point.

Поступила в редакцію 14.04.2010 г.