

УДК 548.1:533.9

ФОРМИРОВАНИЕ ТОНКИХ ПЛЕНОК ФЕРРИТОВ ПРИ ИОННОЛУЧЕВОМ ОСАЖДЕНИИ

В.Г. Кириченко, О.В. Коваленко

Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Институт высоких технологий

61108, г. Харьков, пр. Курчатова, 31

E-mail: kirichenko@pht.univer.kharkov.ua

Поступила в редакцию 20 марта 2010 г.

Представлены результаты исследования процессов формирования пленок гексаферрита Ва и Bi-Gd граната методами ионно-лучевого осаждения на подложки галлий - гадолиниевого граната. В результате ионно-лучевого осаждения по данным мессбауэровской спектроскопии конверсионных электронов на поверхности подложек образуются аморфные парамагнитные пленки гексаферрита Ва, которые переходят в магнитоупорядоченное состояние при термическом отжиге. Фазовый состав неоднороден по толщине пленок. Осаждение пленок висмут - гадолиниевого граната также связано с образованием аморфных парамагнитных пленок и последующей кристаллизацией магнитоупорядоченных пленок при термическом отжиге и ионной имплантации. Наиболее эффективна ионная имплантация ионов He^+ с энергией 26 кэВ и дозой $\Phi=2,25 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$, которая приводит к повороту оси легкого намагничивания в плоскость пленки.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: тонкие пленки, элементный и фазовый состав, гексаферрит Ва, Bi-Gd гранат, спектроскопия.

THE STRUCTURE OF NANOMETRIC FILMS

V.G. Kirichenko, O.V. Kovalenko

Kharkov National University, High Technology Institute,

31 Kurchatov St., Kharkov, 61108, Ukraine.

The results of research of processes of forming of films of Ba – hexaferrite and Bi-Gd garnet obtained by the methods of ion-beam deposition on of gadolinium- gallium garnets are presented. As a result of an ion-beam deposition from data of Mossbauer spectroscopy of conversion electrons the amorphous paramagnetic films of Ba – hexaferrite are formed. Phase composition is inhomogeneous on the thickness of tapes. The ion-beam deposition Ba – hexaferrite films resulted to formation of amorphous paramagnetic layers which transformed into magnetic ordering state under thermal ageing. The deposition of bismuth – gadolinium garnet films also conducted with formation of amorphous paramagnetic layers and later crystallization of magnetic ordering films under thermal ageing and ion implantation. The ion implantation of He^+ ions with energy $E=26 \text{ keV}$ and fluence $\Phi=2,25 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ is the most effective and therefore rotated the axis of easy magnetization into film plane.

KEY WORDS: thin films, conversion electron Mossbauer spectroscopy, spectrometry of Rutherford backscattering, element and phase composition.

ФОРМУВАННЯ ТОНКИХ ПЛІВОК ФЕРРИТІВ ПРИ ІОННО-ПРОМЕНЕВОМУ ОСАДЖЕННЮ

В.Г. Кіриченко, О.В. Коваленко

Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна, Інститут високих технологій,

61108, м. Харків, пр. Курчатова, 31.

Представлені результати дослідження процесів формування плівок гексаферриту Ва і Bi-Gd гранату методами іонно-променевого розпилення на підкладках галій-гадолінієвого граната. В результаті іонно-променевого осадження за даними мессбауєрівської спектроскопії конверсійних електронів на поверхні підкладок утворюються аморфні парамагнітні плівки гексаферриту Ва, котрі переходять у магнітно впорядкований стан при термічному відпалі. Фазовий склад неоднорідний по товщині плівок. Осадження плівок вісмут- гадолінієвого граната також пов'язане з утворенням аморфних парамагнітних плівок і наступною кристалізацією магнітвпорядкованих плівок при термічному відпалі й іонній імплантації. Найбільш ефективна іонна імплантація іонів He^+ з енергією 26 кэв і дозою $\Phi=2,25 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$, що приводить до повороту осі легкого намагнічування у площину плівки.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: тонкі плівки, елементний і фазовий склад, гексаферрит Ва, Bi-Gd гранат, спектроскопія.

Магнитотвердые гексаферриты стронция и бария М - типа являются перспективными материалами для получения магнитных носителей информации с высокой плотностью записи и постоянных магнитов, вследствие их сильной одноосной магнитокристаллической анизотропии, большой константы магнитной анизотропии и химической инертности [1-3]. Замещение атомов железа и стронция в гексаферритах на другие катионы также позволяет варьировать магнитные свойства материала в широких пределах. Для получения пленок гексаферритов и других типов феррогранатов (например, висмут - гадолиниевых гранатов) с требуемыми эксплуатационными свойствами необходим поиск эффективного сочетания технологических приемов осаждения пленок и получение сведений об элементном составе, структурно - фазовом и магнитном состояниях на различных стадиях формирования магнитной структуры. Ионно-лучевая технология позволяет по-новому подойти к проблеме конденсации пленок многокомпонентных соединений феррогранатов на подложках с несовпадающими параметрами решеток. С помощью мессбауэровской спектроскопии исследовались как массивные образцы гексаферритов Ва, Sr и окислов железа, так и тонкие пленки

гексаферрита Ва (равно как и Sr) [5-9]. Заметим, что интересным и важным обстоятельством является перспективность использования гранатов для иммобилизации радиоактивных отходов с высокой удельной активностью [10]. При этом важными параметрами являются элементный состав и структурно-фазовое состояние поверхности гранатов, в частности феррогранатов.

Целью данной работы являлось исследование с применением ядерно-физических методов анализа и контроля структурно- фазового состояния, элементного и фазового состава тонкопленочных структур, в частности, тонких пленок гексаферрита бария и висмут-гадолиниевого граната после их синтеза методом ионно-лучевого осаждения, последующего термического отжига и ионной имплантации.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ

Пленки гексаферрита Ва и висмут - гадолиниевого феррита $\text{Bi}_{2,2}\text{Gd}_{0,8}\text{Fe}_{4,4}\text{Ga}_{0,6}\text{O}_{12}$ наносили методом вакуумного осаждения при ионно- лучевом распылении (ИЛР) соответствующей мишени, обогащенной до 25% изотопом ^{57}Fe , на подложки ГГГ ориентации (111). Метод ИЛР осуществляли путем формирования пучка ионов аргона с плотностью тока до 10 мА/см^2 и энергией 1-3 кэВ в вакуумной камере и направления пучка на мишень распыляемого материала. Перед нанесением пленки на пластины ГГГ проводили ионно- термическую обработку подложек, заключающуюся в облучении подложки ионами кислорода.

Таблица.1. Сравнение используемых в работе методов

Метод	Глубина анализируемого слоя	Информация
СРОР	3 мкм	Элементный состав слоя. Селективность по глубине
МСКЭ	0,3 мкм	Фазовый состав и магнитное состояние железосодержащих материалов. Селективность по глубине
Двухкристальный метод Берга- Баррета,	0,1-1 мкм	Структурное совершенство. Относительное содержание фаз в поверхностном слое
Рентгенография	До 3 мкм	Фазовый анализ
Нейтронно-активационный анализ	До 1 см	Элементный состав подложки

Фазовый состав поверхностных слоев тонких пленок определяли с помощью мессбауэровской спектроскопии на ядрах ^{57}Fe в геометрии обратного рассеяния при регистрации электронов внутренней конверсии. Образец и источник γ - квантов ^{57}Co в Сг находились при комнатной температуре. Для послойного анализа фазового состава пленок с помощью МСКЭ использовали детектор конверсионных электронов позволяющий регистрировать селективные по углу падения γ - квантов спектры МСКЭ в диапазоне углов падения $5-90^\circ$. Эффективность регистрации близка к 100%. Глубина анализируемого с помощью МСКЭ слоя составляла до 0,3 мкм.

Химический состав объема пластин ГГГ определялся с помощью нейтронно- активационного анализа с использованием нейтронного генератора НГ-150М. Структурное совершенство поверхностного слоя подложек ГГГ исследовали как с помощью двухкристального спектрометра по методу Берга- Баррета, так и рентгенографического анализа. В первом случае использовался спектрометр ДТС-1, во втором дифрактометр ДРОН-3М. Элементный анализ приповерхностных слоев пленок гексаферрита Ва производили с использованием спектрометрии резерфордского обратного рассеяния (СРОР). Использовали пучки протонов ($E=1 \text{ МэВ}$) или α - частиц ($E=2,2 \text{ МэВ}$). Имплантацию ионов H^+ проводили с энергией $E=1,5 \text{ МэВ}$ и флюенсом 10^{17} см^{-2} , ионов He^+ с энергией 26 кэВ и дозой $\Phi=2,25 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ

Для определения толщины переходного слоя между пленкой и подложкой использовали метод СРОР. Ширина переходного слоя не превышала 0,1 мкм. Этот параметр важен при формировании структур с субмикронными размерами методом раствор-расплавного осаждения пленок, толщина которых соизмерима с шириной переходного слоя. Как было показано ранее [6], при пониженных температурах на поверхности подложек при ионно-лучевом осаждении формируются аморфные пленки, имеющие мессбауэровские дублетные спектры.

В табл. 2 приведены параметры дублетных спектров аморфного жидкоэпитаксиального слоя на подложке галлий -гадолиниевого граната в зависимости от наличия и направления магнитного постоянного поля ($H=4\text{кЭ}$) на образце. Приведены значения изомерных сдвигов $\Delta_{1,2}$, квадрупольного расщепления $\Delta E_{1,2}$, полуцирин $\Gamma_{1,2}$ и величин эффекта $\epsilon_{1,2}$ двух выделенных дублетов спектра аморфного слоя. Эти параметры соответствуют двум различным положениям ионов железа в тетра – и октаэдрических положениях. Кроме того, например, при цитратном способе получения феррогранатов дублетный спектр разделялся на 3 дублет, соответствующие Fe^{2+} и Fe^{3+} (в тетра- и октаэдрических положениях). Ионы Fe^{2+} появляются из-за дефицита кислорода. Сравнение ΔE гранатов в стехиометрической смеси окислов показывает их различие. Отсюда можно предположить, что

имеется вклад распыления в виде кластеров. Эти кластеры размером в несколько ангстрем могут образовываться при рекомбинации рассеянных ионов. Кластеры объединяют $\approx 20\%$ общего потока [12]. Эти и другие факты свидетельствуют об общем характере формирования тонкопленочных структур при различных способах осаждения. Таким образом, при разных способах осаждения тонких пленок феррограната общим явлением есть формирование на первом этапе осаждения пленок аморфных слоев. Это подтверждается также экспериментальными данными по формированию пленок гексаферрита и висмут-гадолиниевого граната $\text{Bi}_{2,2}\text{Gd}_{0,8}\text{Fe}_{4,4}\text{Ga}_{0,6}\text{O}_{12}$.

Таблица 2

Экспериментальные параметры спектров жидкоэпитаксиального слоя ЖИГ на ГГГ

Магнитное поле на образце	Δ , мм/с	ΔE , мм/с	Γ_1 , мм/с	ϵ_1 , %	Δ , мм/с	ΔE , мм/с	Γ_2 , мм/с	ϵ_2 , %
H = 0	-0,18	1,16	0,85	1,4	0,49	1,34	0,65	1,7
H = 0	-0,18	1,16	0,82	1,6	0,49	1,34	0,65	1,6
H \perp Y H=930Э	-0,18	1,16	0,77	1,6	0,49	1,34	0,75	1,3
H \parallel Y H=700Э	-0,22	1,16	0,98	1,3	0,47	1,38	0,75	1,5

Спектры МСКЭ гексаферрита Ва (ГФ) после осаждения приведены на рис. 2а. Вид дублетного спектра рассеяния (рис.2а) свидетельствует, что первоначально образуется аморфная пленка ГФ в парамагнитном состоянии. Параметры дублетного спектра рассеяния на рис.2а (изомерный отжиг $\delta=0,35$ мм/с относительно α -

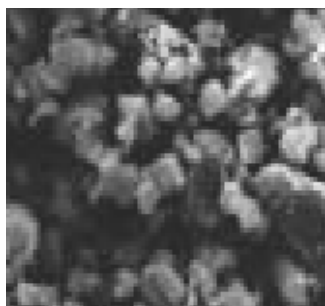


Рис.1. Микрофотография порошка гексаферрита бария

Ферриты гексагональной структуры (гексаферриты) имеют общую формулу $\text{MeO} (\text{Fe}_2\text{O}_3)$, где Me — ионы Ва, Sr или Pb. Элементарная ячейка кристаллической решетки гексаферритов состоит из 38 анионов O^{2-} , 24 катионов Fe^{3+} и 2 катионов Me^{2+} (Ba^{2+} , Sr^{2+} или Pb^{2+}). Ячейка построена из двух шпинельных блоков, разделенных между собой ионами Pb^{2+} (Ba^{2+} или Sr^{2+}), O^{2-} и Fe^{3+} . Образование частиц гексаферрита с определенными геометрическими и магнитными параметрами связано с проблемой получения частиц с узким распределением по размерам и большой коэрцитивной силой. Широкое варьирование исходного состава, совместно с различными режимами термической обработки, расширит возможности контроля размера и формы образующихся частиц гексаферритов [6]. На рис.1 приведена микрофотография порошка гексаферрита бария в исходном состоянии. Кроме крупнозернистых порошинок на их поверхности наблюдаются мелкие включения. Возможно, это зародыши метастабильных фаз.

Fe и квадрупольное расщепление $\Delta=1,05$ мм/с соответствуют состоянию иона Fe^{+3} .

Значения полуширины линий дублета ($\Gamma_1=\Gamma_2=0,7$ мм/с) свидетельствуют о том, что ионы Fe^{+3} в гексаферрите Ва характеризуются широким набором неэквивалентных положений.

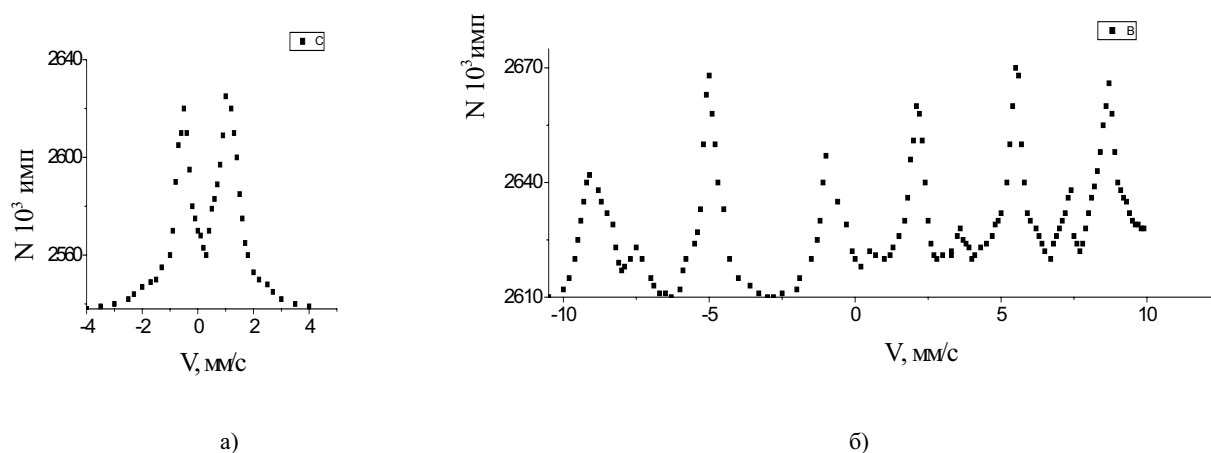


Рис.2. Спектры МСКЭ гексаферрита Ва
а) после осаждения; б) после отжига 1070 К 1ч

Спектр МСКЭ гексаферрита, после отжига 1070 К 1ч приведен на рис.2б. Отжиг при температуре 1070 К уже в течении 0,5 ч. приводит к кристаллизации аморфного слоя, о чем говорит замена дублета

шестилинейчатый спектром, характерным для магнитоупорядоченной фазы. Относительные интенсивности линий свидетельствуют о том, что магнитная структура неколлинеарна. Об этом говорит наличие 2- и 5-ой линий в спектре рассеяния. Увеличение длительности отжига при 1070 К до 4 часов приводит к уменьшению длительности линий 2 и 5, т.е. при температуре $T=300$ К отклонения магнитных моментов ионов железа от коллинеарного спинового упорядочения уменьшается после отжига. Таким образом, полученные в аморфном состоянии парамагнитные пленки гексаферрита можно перевести в магнитоупорядоченное состояние путем термического отжига.

Для идентификации состава полученных пленок приведем параметры вероятных фаз, образующихся при ионно-лучевом осаждении пленок из комплексных мишеней (табл.2). В таблице 2 приведены полученные в работе экспериментальные данные для пленок гексаферрита Ва и литературные данные параметров спектров для массивных образцов гексаферрита Ва, пленок оксидов Fe в аморфном и кристаллическом состоянии. Из таблицы 2 видно, что кристаллизация ГФ в случае тонкой пленки отличается от массивного $BaFe_{12}O_{19}$. В случае тонкопленочной структуры наблюдается 2 узла Fe в решетке вместо трех обычно наблюдаемых.

Таблица 2

Мессбауэровские спектры гексаферрита Ва и пленок оксидов Fe.

	Состояние	δ мм/с	Δ мм/с	Н кЭ	Литература
Fe_3O_4 А	Пленка	0,45	0	498	[3]
В		0,66	0	460	[3]
$\gamma-Fe_2O_3$	Пленка	0,40	0	504	[3]
$\alpha-Fe_2O_3$	Пленка	0,40	0,35	516	[3]
$\alpha-Fe_2O_3$	Массивный	0,40	0,20	520	[4]
$BaFe_{12}O_{19}$ 12К	Массивный	0,35	0,43	416	[5]
$4f_1$		0,30	0,20	494	[5]
$4f_2$		0,38	0,20	518	[5]
$BaFe_{12}O_{19}$ магнитный	Массивный + облучение	0,40	0,13	511	[5]
Магнитный		0,33	0,08	<293>	[5]
Парамагнитный		0,29	0,93	0	[5]
Гексаферрит Ва	Аморфная пленка	0,35	1,05	0	
Узел 1	Пленка + отжиг $800^{\circ}C$	0,47	0,2	518	
Узел 2		0,30	0,1	450	
$BaFe_{12}O_{19}$		0.29 ± 0.01	$2E = 0.93 \pm 0.01$		

Пленки $Bi_{2,2}Gd_{0,8}Fe_{4,4}Ga_{0,6}O_{12}$ после приготовления методом ИЛР представлены дублетными уширенными спектрами рассеяния, что свидетельствует об аморфном состоянии пленок (рис.3а).

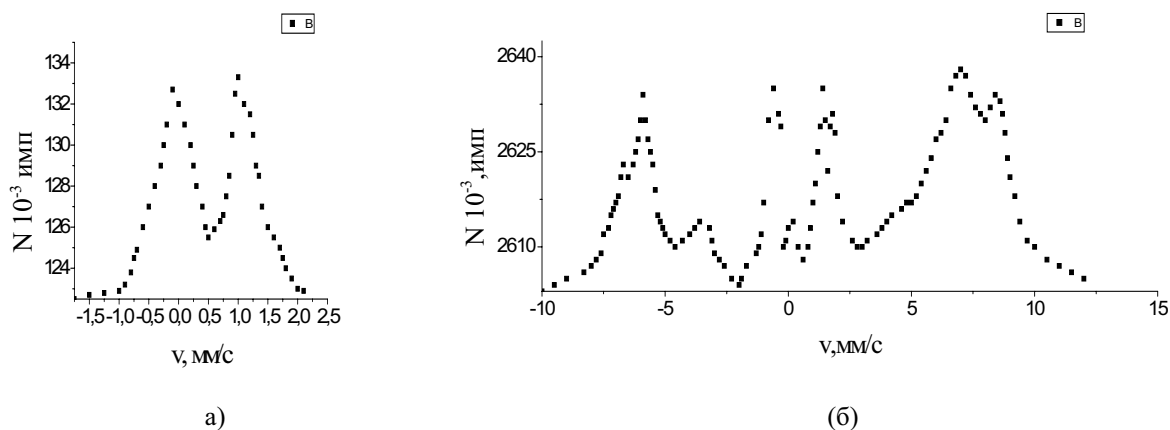


Рис.3. Спектры МСКЭ пленок $Bi_{2,2}Gd_{0,8}Fe_{4,4}Ga_{0,6}O_{12}$ (а) - после напыления, (б) после отжига при 1070 К; 2,5ч.

Но, тем не менее, видно (табл.3), что отжиг подложки сказывается уже на исходном состоянии пленки и ориентации оси легкого намагничивания (ОЛН) пленки: спектральные линии становятся более узкими по сравнению с неотожженной подложкой и пленкой Bi-Gd-Fe-Ga-O, что говорит об уменьшении степени дисперсии материала в случае отожженной подложки.

Отжиг висмут-содержащих пленок производился при 1070 К в интервале времен 10 мин. - 10 ч. Уже через 10 мин, отжига дублет в спектре рассеяния заменяется спектром магнитоупорядоченной фазы. Этот спектр соответствует наличию по крайней мере двух неэквивалентных атомов ^{57}Fe в кристаллической решетке, характеризующимися средними значениями магнитных полей на ядрах $H_1=(460+10)$ кЭ и $H_2=(460+10)$ кЭ. Эти поля можно отнести к октаэдрическим и тетраэдрическим положениям соответственно. Увеличение длительности отжига до 10 ч. приводит к появлению трех неэквивалентных положений атомов Fe в решетке пленки со значением угла $\bar{\theta}=30^\circ$.

Из соотношения интенсивностей I спектральных линий магнитоупорядоченной фазы были оценены средние значения угла θ между нормалью к поверхности пленки и направлением магнитного момента атомов железа, совпадающим с направлением оси легкого намагничивания. Из соотношения линий МСКЭ спектра магнитоупорядоченной пленки можно оценить среднее значение угла $\bar{\theta}$ между нормалью к поверхности пленки и направлением магнитного момента атомов железа, совпадающим с направлением ОЛН.

Угол $\bar{\theta}$ определяется с помощью известной формулы (1):

$$\bar{\theta} = \arccos \sqrt{(4 - 3\beta) / (4 + 3\beta)}$$

где $\beta = \frac{I_2 + I_5}{I_1 + I_6}$, I_1, I_2, I_5, I_6 – соответственно интенсивности первой, второй, пятой и шестой спектральных линий соответственно.

Так, для образца, полученного в режиме 1 и отожженного при 1060 К в течение с 0,5 ч, значение угла $\bar{\theta}$ составляло около 60° . При увеличении длительности отжига наблюдается тенденция к уменьшению $\bar{\theta}$. Известно, что отклонение магнитного момента Fe от нормали к поверхности для ферритов-гранатов по данным МСКЭ уменьшается по глубине поверхностного слоя и является естественным следствием дефектности поверхности.

В табл.3 приведены величины θ для различных магнитоупорядоченных пленок феррогранатов на подложке ГГГ.

Таблица 3

Рассчитанные из экспериментальных данных значения угла $\bar{\theta}$ для различных феррогранатов

№	Образец	$\bar{\theta}$, град
1	Исходный образец $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ ЖФЭ отжиг 1070К, 1 ч. [6]	69
2	ЖИГ, режим 1 + облучение p^+ , $E=1$ МэВ, $\Phi=10^{17}\text{см}^{-2}$ + отжиг 1070К, 0,5 [6]	62
	ЖИГ, режим 1 + облучение He^+ , $E=26$ кэВ, $\Phi=1,5 \cdot 10^{14}\text{см}^{-2}$ + отжиг 1070К, 0,5 ч [6]	78
3	Гексаферрит Отжиг 1070К $t=1$ ч	56
	Гексаферрит Отжиг 1070К $t=1,5$ ч	61
4	$^{57}\text{Fe} + \text{Fe}_2\text{O}_3$ отжиг 1070 К, 1 ч	59
5	$\text{Bi}_{2,2}\text{Gd}_{0,8}\text{Fe}_{4,4}\text{Ga}_{0,6}\text{O}_{12}$ а) отожженная подложка отжиг 1070 К, 2,5ч	42
	б) неотожженная подложка отжиг 1070 К, 2,5ч	45
	в) неотожженная подложка отжиг 1070 К, 5ч	32
	г) неотожженная подложка отжиг 1070 К, облучение He^+ , $E=0,6$ МэВ, $\Phi=3 \cdot 10^{13}\text{см}^{-2}$	48
6	$\text{Bi}_{2,2}\text{Gd}_{0,8}\text{Fe}_{4,4}\text{Ga}_{0,6}\text{O}_{12}$ а) отжиг 1070К, 10 м + He^+ , $E=26$ кэВ $\Phi=1,5 \cdot 10^{14}\text{см}^{-2}$	90
	б) отжиг 1070К, 10 м + He^+ , $E=26$ кэВ $\Phi=2,25 \cdot 10^{14}\text{см}^{-2}$	90

Импламентация ионами H^+ , He^+ , Ne^+ монокристаллических пленок магнитооптических структур приводит к целому ряду последствий. Монокристаллические пленки после отжига характеризуются углом наклона оси легкого намагничивания (ОЛН) к нормали, к плоскости пленки равным $\approx 0^\circ$. Основной целью имплантации является поворот ОЛН в плоскость пленки в поверхностном слое для подавления жестких ЦМД. При этом значение угла θ изменяется от 0° до 90° .

В нашем случае пленки являются после приготовления аморфными, отжиг приводит к их кристаллизации в поликристаллические, мелкодисперсные структуры с большим числом дефектов. Предварительный отжиг подложек практически не сказывается на значении $\bar{\theta}$ для пленок $\text{Bi}_{2,2}\text{Gd}_{0,8}\text{Fe}_{4,4}\text{Ga}_{0,6}\text{O}_{12}$. Но эта величина заметно меньше полученной для ЖИГ после протонного облучения и отжига [6]. С увеличением длительности отжига пленок Bi-Gd-Fe-Ga-O наблюдается тенденция к уменьшению θ .

По данным СРОР имплантация ионами He^+ с $E=0,6$ МэВ приводит к размытию спектров РОР и, вследствие этого, к трудности определения распределения элементного состава по толщине пленки. По данным МСКЭ облучение ионами He^+ с $E_1=0,6$ МэВ приводит к небольшому увеличению значения $\bar{\theta}$, размытия спектров МСКЭ при этом не наблюдается. Облучение ионами He^+ с $E_2=26$ кэВ приводит к размытию спектров МСКЭ пленок $\text{Bi}_{2,2}\text{Gd}_{0,8}\text{Fe}_{4,4}\text{Ga}_{0,6}\text{O}_{12}$ и повороту ОЛН в плоскость пленки ($\bar{\theta}=90^\circ$). Кроме того, для дозы $\Phi=2,25 \cdot 10^{14}$ см^{-2} наблюдаются слабые линии аморфной фазы. Облучение ионами He^+ с $E=26$ кэВ ЖИГ (протонное облучение $E=1$ МэВ, $\Phi=10^{17}$ см^{-2} , отжиг 1060 К, 1 ч) приводит к увеличению угла $\bar{\theta}$ до 78° , но вектор ОЛН в плоскость все таки не укладывается. Таким образом, облучение пленом $\text{Bi}_{2,2}\text{Gd}_{0,8}\text{Fe}_{4,4}\text{Ga}_{0,6}\text{O}_{12}$ ионами гелия приводит к резкому изменению ориентации ОЛН (значение $\bar{\theta}=90^\circ$) (табл.3).

При облучении гексаферрита $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ высокоэнергетичными тяжелыми ионами Ag и Sr вновь происходит аморфизация [9]. Это также происходит при имплантации тяжелых ионов например Ne^+ , в феррогранаты. Аморфизация приповерхностного слоя возрастает с дозой. По данным МСКЭ имплантация в гранаты ионов H_2^+ не приводит к аморфизации. Однако, имплантированный водород образует химические связи с некоторыми элементами, входящими в состав граната. Поэтому это вновь подтверждает целесообразность выбора ионов He^+ в качестве имплантируемых ионов.

ВЫВОДЫ

Представлены результаты исследования процессов формирования пленок гексаферрита Ba и Bi-Gd граната методами ионно-лучевого осаждения на подложки галлий - гадолиниевого граната при распылении комплексной мишени ионами аргона. Ионно - лучевое осаждение пленок гексаферрита Ba приводит к формированию аморфных парамагнитных пленок, которые переходят в магнитоупорядоченное состояние при термическом отжиге. Послойный анализ пленок по данным спектрометрии резерфордского обратного рассеяния приводит к выводу о переменном элементном составе пленок гексаферрита Ba. Фазовый состав неоднороден по толщине пленок. На поверхность пленок при их формировании диффундирует гадолиний из подложки. Осаждение пленок висмут - гадолиниевого граната также связано с образованием аморфных парамагнитных пленок и последующей кристаллизацией магнитоупорядоченных пленок при термическом отжиге и ионной имплантации. Наиболее эффективна ионная имплантация ионов He^+ с энергией 26 кэВ и дозой $\Phi=2,25 \cdot 10^{14}$ см^{-2} , которая приводит к повороту оси легкого намагничивания в плоскость пленки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Koutzarova T., Kolev S., Ghelev C., Grigorov K., Nedkov I. Structural and Magnetic Properties and Preparation Techniques of Nanosized M-type Hexaferrite Powders in Advances in Nanoscale Magnetism, ed. Aktas B. 2008. Berlin, Heidelberg: Springer. P.183-203.
2. Müller R., Hergt R., Dutz S., Zeisberger M., Gawalek W. Nanocrystalline Iron Oxide and Ba Ferrite Particles in the Superparamagnetism-Ferromagnetism Transition Range with Ferrofluid Applications // Journal of Physics: Condensed Matter. 2006. - Vol.18. - P.S2527-S2542.
3. Механизм формирования и трансформации кристаллической структуры гексаферрита бария /Шипко М.Н., Летюк Л.М., Тихонов В.С. и др.// Кристаллография. - 1986, №3.- С.597-599.
4. Fu L., Liu X., Zhang Y., Dravid V.P., Mirkin C.A. Nanopatterning of "Hard" Magnetic Nanostructures via Dip-Pen Nanolithography and a Sol-Based Ink // Nano Letters. - 2003. - Vol.3. - P.757-760.
5. Рандошкин В.В., Червоненкис А.Д. Прикладная магнитооптика. - М.: Энергоатомиздат, 1990. - 320 с.
6. В.Г. Кириченко, О.В. Коваленко, Ю.Г. Машкаров. Структура нанометрических пленок железо- иттриевого граната // Вісник Харківського національного університету імені В.Н. Каразіна. № 868. - Сер. фізична "Ядра, частинки, поля". - 2009. - Вип. 3/43/. - С. 75 – 82.
7. Fujinami M. and Vjihara Y. Application of conversion electron Mossbauer spectrometry to the study of reactive sputtered iron oxide films// Hyperfine Interaction.- 1986.- Vol. 29. :№1 – 4.- P. 1475 – 1478.
8. Николаев В.Н., Русаков В.С. Мессбауэровские исследования ферритов. -М.: изд-во МГУ, 1985. - 274с.
9. Химические применения мессбауэровской спектроскопии / Под ред. В.И. Гольданского, Р.Х. Гербера.- М.: Мир, 1970.- 503с.
10. Yuditsev S.V., Yuditseva T.S., Mokhov A.V., Kononov E.E., Perevalov S.A., Stefanovsky S. V., Ptashkin A.G. et al. // Study of pyrochlore and garnet-based matrices for actinide wastes produced by a self-propagating high-temperature synthesis // Sci. Basis for Nucl. Waste Managem.-XXVII (2004), MRS Proc., Vol.807. - P. 273-278.
11. T. Hibiya, H. Honda, H. Makino. Orthorhombic magnetic anisotropy of {110} Bi-substituted gadolinium iron garnet films // Journ. of Magnetism and Magnetic Materias.-1985.-Vol. 53. - P. 98-102.
12. Bahadur, Kumar V., Singru R.M. Mossbauer spectroscopic studies of $\text{Y}_{3-x}\text{Gd}_x\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ ($x = 0, 0.5$ and $3,0$) prepared by an amorphous citrate process // J. Mater. Sci.- 1986. - Vol.21, №2. - P. 669 – 673.
13. Krumme P., Doorman V., Eckart R. Bismuth substituted iron garnet films prepared by RF-diode sputtering // IEEE Trans. – 1984. - Vol. MAG-30, № 5, Pt 1. - P. 983—985.
14. Studer F., Nguyen N., Fuchs G., Toulenonde M. Ferrimagnetic – paramagnetic transitions induced by heavy ion irradiation: a Mossbauer investigation // Hypertime interactions. – 1986. –Vol. 29. – P. 1287 – 1291.