

УДК 548.1:533.9

СТРУКТУРА НАНОМЕТРИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ЖЕЛЕЗО-ИТТРИЕВОГО ГРАНАТА

В.Г. Кириченко, О.В. Коваленко, Ю.Г. Машкаров

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 июля 2009 г.

Представлены результаты исследования процессов формирования пленок железо-иттриевого граната (ЖИГ) методами ионно-лучевого распыления на подложках галлий - гадолиниевого граната. В результате ионно-лучевого осаждения по данным мессбауэровской спектроскопии конверсионных электронов на поверхности подложек образуются аморфные парамагнитные пленки. Послойный анализ пленок по данным спектрометрии резерфордовского обратного рассеяния приводит к выводу о переменном элементном составе пленок ЖИГ. Фазовый состав неоднороден по толщине пленок. Наблюдается некоторое уменьшение содержания железа по мере стравливания поверхностных слоев пленок. Кроме того, на поверхность пленок ЖИГ при формировании диффундирует гадолиний из подложки.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: тонкие пленки, железо-иттриевый гранат, мессбауэровская спектроскопия конверсионных электронов, спектрометрия резерфордовского обратного рассеяния, элементный и фазовый состав.

THE STRUCTURE OF NANOMETRIC YTTRIUM - IRON GARNET FILMS

V.G. Kirichenko, O.V. Kovalenko, Yu.G. Mashkarov

Kharkov National University, High Technology Institute

31 Kurchatov St., Kharkov, 61108, Ukraine

The results of research of processes of forming of films of yttrium - iron garnet (YIG) by the methods of ion-beam dispersion on of gadolinium- gallium garnet are presented. As a result of an ion-beam besieging from Mossbauer spectroscopy of conversion electrons data the amorphous paramagnetic films were formed. The layer analysis of films by Rutherford back scattering spectrometry result in a conclusion about variable element composition of YIG films. Phase composition is inhomogeneous by the thickness of tapes. There is some diminishing of maintenance of iron as far as setting on to fight of superficial layers of tapes. In addition, on the surface of YIG films gadolinium is diffused.

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

СТРУКТУРА НАНОМЕТРИЧНИХ ПЛІВОК ЗАЛІЗО-ІТТРИЄВОГО ГРАНАТУ

В.Г. Кіриченко, О.В. Коваленко, Ю.Г. Машкаров

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

61108, м. Харків, пр. Курчатова, 31

Представлені результати дослідження процесів формування плівок залізо - ітрієвого граната (ЗІГ) 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. Пошаровий аналіз плівок за даними спектрометрії резерфордовського зворотного розсіяння приводить до виводу про змінний елементний склад плівок ЗІГ. Фазовий склад неоднорідний по товщині плівок. Спостерігається деяке зменшення вмісту заліза у міру підбурювання поверхневих шарів плівок. Крім того, на поверхню плівок ЗІГ при формуванні дифундує гадоліній з підкладки.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: тонкі плівки, залізо-ітрієвий гранат, мессбауєрівська спектроскопія конверсійних електронів, спектрометрія резерфордовського зворотного розсіяння, елементний і фазовий склад.

В качестве материалов в устройствах на цилиндрических магнитных доменах используются монокристаллические ферриты – гранаты (ФГ)[1-3]. Для создания устройств с высокой плотностью записи в настоящее время используют ионно-имплантированные пленки ФГ на подложках из галлий-гадолиниевого граната (ГГГ). Ферриты-гранаты $Y_3Fe_5O_{12}$ [$Y_3Fe_2(FeO_4)_3$], $a = 12,376\text{\AA}$ и гранаты $Gd_3Ga_5O_{12}$ [$GdGa_2(GaO_4)_3$] $a = 12,382\text{\AA}$ имеют пространственную группу $Ia3d$. Структура феррит-гранатов – каркасная, построена из тетраэдров FeO_4 и октаэдров FeO_6 , в полостях которых расположены полиэдры YO_8 . Степень совершенства пленок на ГГГ определяется способом получения пленок, чистотой исходных материалов и степенью кристаллического совершенства монокристаллических пластин ГГГ [4]. Метод ионно-лучевой технологии широко применяется для получения тонких пленок железо-иттриевых гранатов (ЖИГ)[5]. Формирование пленок при участии частиц с высокими энергиями (на три-четыре порядка выше энергии частиц, участвующих в термических процессах осаждения) позволяет выращивать монокристаллические пленки ферритов с наноразмерными структурами, малыми переходными слоями, расширенными границами катионных замещений составов гранатов, расширенными границами несоответствия параметров решеток подложки и пленки. Но после синтеза пленки ЖИГ могут оказаться в аморфном состоянии. При этом неизбежны диффузионные процессы, как в аморфной пленке, так и в аморфном

слое подложки, которые могут привести к увеличению толщины переходного слоя и к существенной неоднородности химического и фазового состава пленки. Поэтому требуется поиск оптимального режима отжига, стимулирующего кристаллизацию и формирование требуемого структурно-фазового и магнитного состояния материала пленки для последующего ее использования в изделиях микроэлектроники.

Одним из эффективных методов обработки эпитаксиальных феррит – гранатовых пленок является ионная имплантация (ИИ) [6], который является универсальным средством для преобразования структуры доменных границ цилиндрических магнитных доменов (ЦМД) и подавления жестких ЦМД. Эффективность ионной имплантации определяется величиной изменения энергии магнитной анизотропии ΔK_n в слое феррит-гранатовой пленки [7] за счет возникновения значительной концентрации радиационных повреждений, вызывающих действие сжимающих напряжений. Ответственным за изменение энергии анизотропии при ИИ является механизм магнострикции, инициируемый действием сжимающих напряжений. Сложная взаимосвязь между изменением магнитной анизотропии и структурой ИИ слоя раскрыта еще далеко не полностью. В работе [8] экспериментально установлена корреляция между изменением структуры и магнитных свойств поверхностного слоя феррит – гранатовой пленки $(\text{EuSmLuCa})_3(\text{FeGe})_5\text{O}_{12}$, подвергнутой воздействию ИИ. Методами рентгеновской двукристалльной дифрактометрии и мессбауэровской спектроскопии конверсионных электронов (МСКЭ) показано, что при энергии ионов Ne с энергией $E = 350$ кэВ, оптимальной является доза $D = 6 \cdot 10^{13}$ см⁻². Однако созданный при этом ионно-имплантированный слой обладает недостаточной стабильностью введенных при имплантации повреждений и приобретенных магнитных свойств. При отжиге возможно разрушение анизотропии типа «легкая плоскость» в этом слое, сопровождающееся потерей эффективности действия слоя.

В целом для получения пленок ЖИГ с необходимыми эксплуатационными свойствами необходим поиск эффективного сочетания технологических приемов осаждения пленок и получение сведений об элементном составе, структурно-фазовом и магнитном состоянии на различных стадиях формирования магнитной структуры. Целью данной работы являлось исследование с применением ядерно-физических методов анализа и контроля структурно – фазового состояния, элементного и фазового состава тонкопленочных структур, в частности, нанометрических пленок железо – иттриевых гранатов после их синтеза методом ионно-лучевого осаждения, последующего термического отжига и ионной имплантации .

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ

Пленки ЖИГ наносили методом ионно-лучевого распыления (ИЛР) мишени, обогащенной до 25% изотопом ⁵⁷Fe, на подложки ГГГ ориентации (111). Метод ИЛР осуществляли путем формирования пучка ионов аргона с плотностью тока до 10 мА/см² и энергией 1-3 кэВ в вакуумной камере и направления пучка на мишень распыляемого материала. Перед нанесением пленки ЖИГ на пластины ГГГ проводили ионно-термическая обработка (ИТО) подложек, заключающаяся в облучении подложки ионами кислорода. Использовали несколько режимов нанесения пленки (табл.1). Первый заключался в нанесении пленки на подложку сразу после ИТО. При втором режиме после ИТО распыление проводилось в течение 30 мин на затвор и лишь после этого на подложку ГГГ. Третий режим отличался использованием для распыления мишени ионного источника с холодным катодом. В четвертом режиме напыления использовался ионный источник с холодным катодом, и распыление мишени проводилось в более высоком вакууме. Для сравнения проводили исследование тонких пленок ЖИГ, полученных методом жидкофазной эпитаксии.

Таблица 1. Режимы получения пленок ЖИГ

Режим нанесения пленок, № п/п	Ионный источник	Предварительная выдержка в камере	Ионно-термическая обработка подложки
1	Стандартный	-	O ²⁺ ; E=0,3кэВ; T=570К; 30 мин
2	Стандартный	30 мин	O ²⁺ ; E=0,3 кэВ; T=570К; 30 мин
3	Холодный катод	-	O ²⁺ ; E=0,3 кэВ; T=570К; 30 мин
4	Холодный катод; безмасляный вакуум	-	O ²⁺ ; E=0,3 кэВ; T=570К; 30 мин

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 двукристалльного 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 ЖИГ производили с использованием спектрометрии резерфордовского обратного рассеяния (СРОР). Использовали пучки протонов (E=1 МэВ) или α - частиц (E=2,2 МэВ), ускоренных с помощью электростатического генератора Ван-дер-Граафа. Энергетическое разрешение спектрометра не хуже 20 КэВ. Глубина анализируемого слоя составляла до 3 мкм. Имплантация ионов Н⁺ проводили с энергией E=1,5 МэВ и флюенсом 10¹⁷см⁻².

Фазовый состав поверхностных слоев тонких пленок ЖИГ 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 ЖИГ с помощью МСКЭ использовали детектор конверсионных электронов позволяющий регистрировать селективные по углу падения γ -квантов спектры МСКЭ в диапазоне углов падения $5-90^\circ$. Глубина анализируемого с помощью МСКЭ слоя составляла до 0,3 мкм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ

Как и в [4] подложки ГГГ обладали различным структурным совершенством и отличались значениями размеров блоков в случае низкого совершенства 5-10 нм с разориентацией 2-3°. В случае более высокого структурного совершенства подложек ГГГ блоки не проявлялись. По данным нейтронно-активационного анализа отношения содержания галлия к кислороду и галлия к гадолинию в подложках различающегося структурного совершенства совпадают с точностью до ошибки эксперимента.

Распределение гадолиния в подложке ГГГ в исходном состоянии и после ионно-термической обработки приведено в табл.2. Ионно-термическая обработка и отжиг приводят к существенному понижению концентрации гадолиния по сравнению, как с исходным, так и стехиометрическим значением.

Таблица 2. Элементный состав подложек ГГГ.

Элемент	Стехиометрический состав, %	Ионно-термическая обработка, T=570K, t=0,5 ч
Gd	15	9±5
Ga	25	24±5
O	60	67±10

В таблице 3 приведены средние значения концентраций компонент ЖИГ по толщине пленки.

Табл. 3. Элементный состав приповерхностного слоя пленок ЖИГ, нанесенных на подложки ГГГ с использованием различных режимов.

№ п/п	Режимы получения и обработки	Состав, ат. %			
		Y	Fe	O	Gd
	Стехиометрический состав	15	25	60	
1.	Исходное состояние после напыления по режиму 1	16	23	61	
3.	Режим 1 +отжиг 1160K, 0,5ч	4	15	62	9
3.	Исходное состояние после напыления по технологии 2	8,3	8,3	83,4	
4.	Режим 2 + отжиг 1160K, 0,5 ч	27	27	46	
5.	3 +отжига 1160K, 0,5ч	40	20	36	4
6.	Режим 3 получения ЖИГ, облучение протонами E=1,5 МэВ и флюенсом 10^{17}см^{-2} , отжиг при 1160K, 0,5 ч	46	42	12	

Элементный состав пленок ЖИГ по данным СРОП неоднороден по толщине пленок (рис. 1- 6). Концентрация кислорода понижена в верхнем поверхностном слое, глубиной до 0,5 мкм (рис.1-3). Практически во всех случаях в верхних поверхностных слоях (до 0,2-0,4 мкм) понижена концентрация железа и иттрия. Концентрация компонент стабилизируется в диапазоне толщин пленок 0,5-2,0 мкм. На границе с подложкой концентрация кислорода, железа, иттрия уменьшается. Отметим, что при использовании затвора неоднородность по толщине пленки существенно уменьшается по сравнению с режимом 1. Кроме того, на поверхность пленок ЖИГ при их формировании диффундирует гадолиний (рис.3, 5, 6). Это характерно как в случае отжига пленок, так и при использовании режимов 3 и 4.

Из таблицы 3 следует, что в ряде случаев уже в процессе напыления и отжига на поверхность пленки ЖИГ выходит гадолиний. Гадолиний диффундирует на поверхность ЖИГ после отжига пленок, изготовленных по технологии 1 и 3. Следует отметить, что присутствие гадолиния в приповерхностном слое не помешало переходу аморфной в исходном состоянии пленки в магнитоупорядоченное состояние в процессе отжига (рис.7-9). Обращает на себя внимание различие в содержании Fe и других компонентов ЖИГ уже в исходном состоянии после приготовления пленок ферритов-гранатов. Возможно, это связано с проникновением элементов подложки ГГГ в слой ЖИГ и замещением компонент пленки.

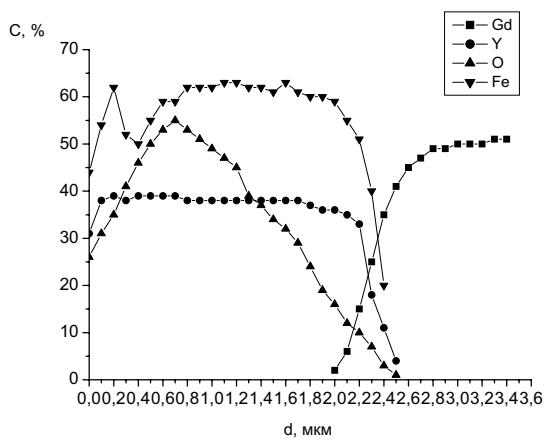


Рис.1. Распределение компонент (мас.%) подложки и пленки ЖИГ, полученной по режиму 1.

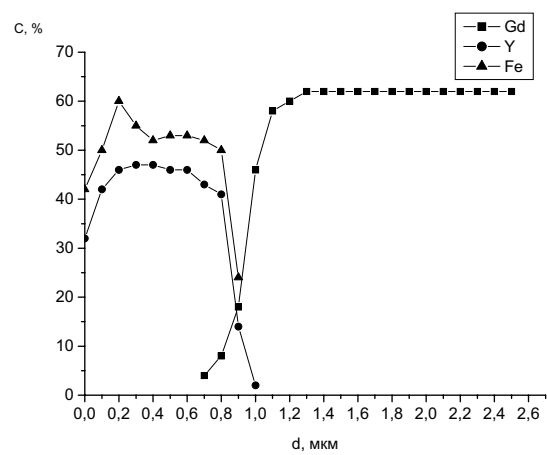


Рис.2. Распределение компонент (мас.%) подложки и пленки ЖИГ, полученной по режиму 2.

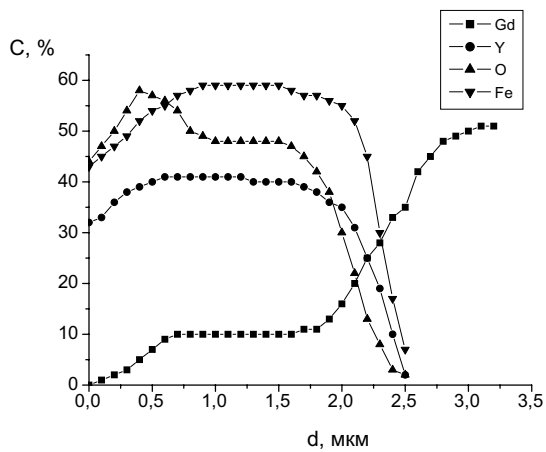


Рис.3. Распределение компонент (мас.%) подложки и пленки ЖИГ, полученной по режиму 1 после отжига при 970 К.

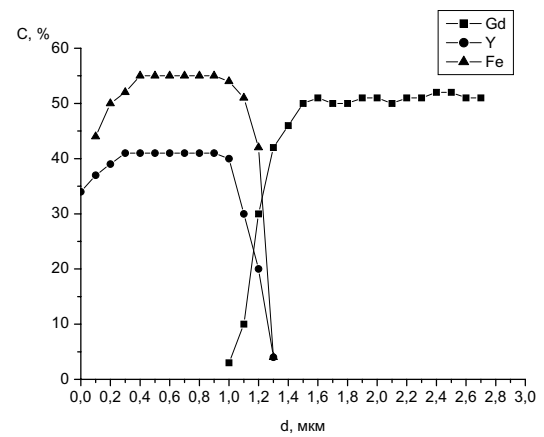


Рис.4. Распределение компонент (мас.%) подложки и пленки ЖИГ, полученной по режиму 2 на другом участке пленки.

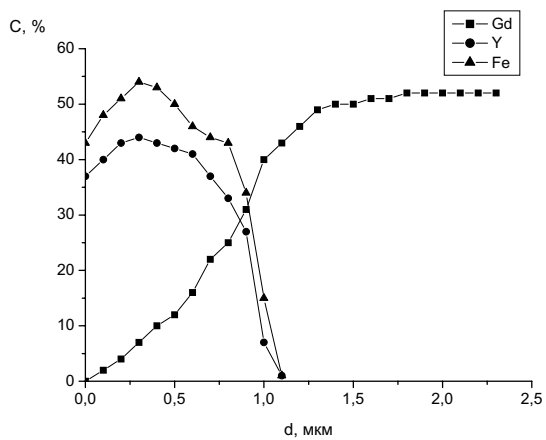


Рис.5. Распределение компонент (мас.%) подложки и пленки ЖИГ, полученной по режиму 3.

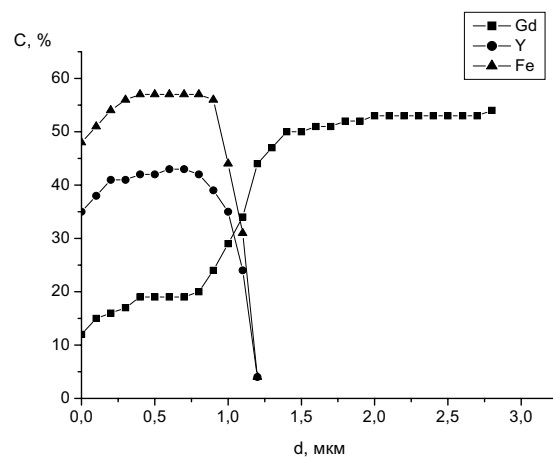


Рис.6. Распределение компонент (мас.%) подложки и пленки ЖИГ, полученной по режиму 4.

Другой причиной этого может быть сегрегация железа по глубине слоя ЖИГ. В диапазоне глубин 400-600 Å слоя пленки ЖИГ действительно наблюдается сегрегация атомов железа. Данные СРОР подтверждаются и результатами селективной по глубине слоя МСКЭ (рис.7).

По месбауэровским данным пленки ферритов-гранатов, полученные различными способами напыления, сразу после приготовления находятся в парамагнитном состоянии. Спектры МСКЭ представлены уширенными дублетами, с несколько отличающимися параметрами дублета для различных образцов (рис.8).

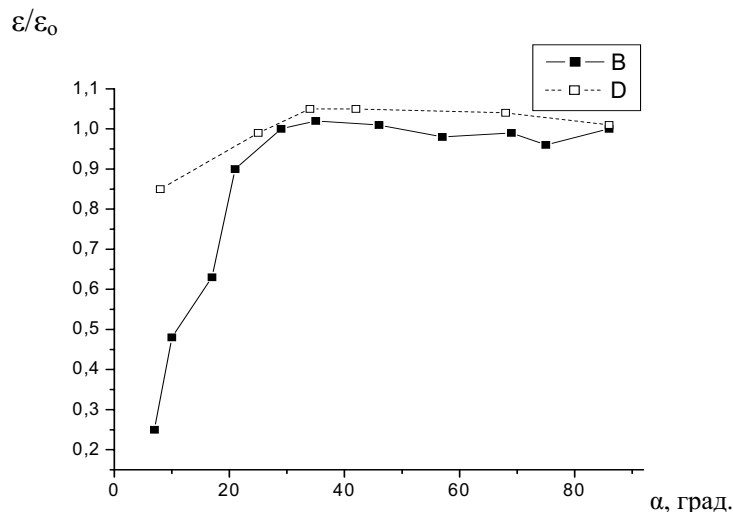


Рис.7. Зависимости относительной величины эффекта рассеяния ϵ/ϵ_0 спектров пленки ЖИГ(□) и реперных спектров α -Fe (■) от угла падения γ -квантов

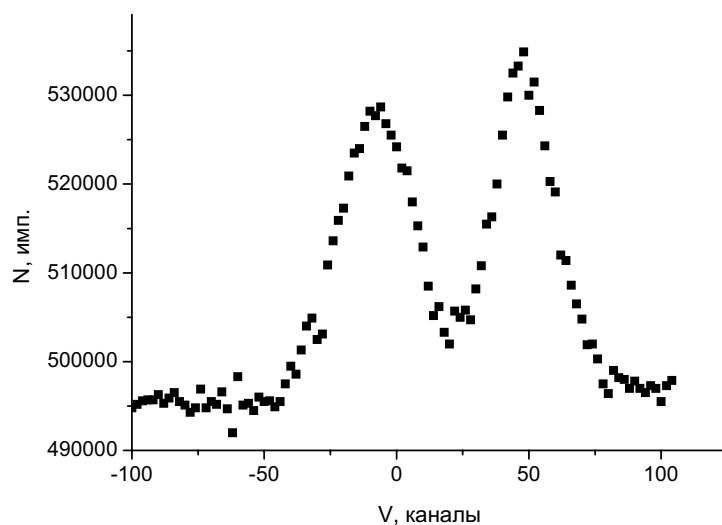


Рис.8. МСКЭ спектр рассеяния аморфной пленки ЖИГ после осаждения на подложку ГГГ в режиме 2

Магнитное сверхтонкое расщепление спектров МСКЭ тонких пленок ЖИГ сразу после приготовления отсутствует, поэтому можно сделать вывод, что спектр относится к парамагнитной аморфной фазе, в слое которой формируются после напыления слои феррит - гранатов. Дефектность пленок можно связать с величиной квадрупольного расщепления спектров, что подтверждается сравнением параметров спектров МСКЭ пленок ЖИГ и массивных образцов феррит - гранатов. Отметим, что значения параметров месбауэровских спектров аморфных пленок ЖИГ, получаемых различными способами, например, при использовании плазменного напыления, сольгельного процесса облучения, близки друг к другу [9-11].

Спектры рассеяния парамагнитных ферритов-гранатов можно представить в виде суперпозиции двух дублетов, относящихся к положениям ионов Fe^{3+} в октаэдрических узлах и в тетраэдрических узлах. Квадрупольное расщепление $\Delta_{\text{эксп}}$ для атомов железа в окта-узлах 1 мм/с, для тетра-узлов 0,3+0,5 мм/с. Так как величина $\Delta_{\text{эксп}}$ близка к величине для тетраэдрических положений, то можно сделать вывод, что в случае аморфного состояния октаэдры, искажены значительно сильнее, чем тетраэдры, поскольку линии спектра октаэдрических положений имеют слабую интенсивность.

Значения концентрации железа в тонком поверхностном слое ЖИГ, полученные из сравнения величин эффекта рассеяния максимальны для режима 1 и минимальны в случае использования режима 3 (табл.2). Так как величины эффекта рассеяния пропорциональны содержанию железа в приповерхностном слое толщиной 0,1 мкм, то отсюда следует, что пленки ЖИГ различаются по содержанию железа. Использование выдержки в режиме 2 снижает величину эффекта на 11%, а при напылении в режиме 3 - на 70%. Это снижение может быть связано с формированием на поверхности пленки ЖИГ слоя, не содержащего атомы Fe. По данным СРОР, действительно в случае режима напыления 3 на поверхности пленки ЖИГ обнаружен тонкий слой гадолиния, который может диффундировать к поверхности сквозь аморфную пленку ЖИГ за время процесса напыления (до 6 часов), что больше, чем в случае 1 и 2 (2 ч). Послойный анализ пленок ЖИГ показал, что параметры спектров МСКЭ заметно не изменяются в области 1- 2 мкм и менее. В исходном состоянии пленки, полученные в различных режимах напыления, находятся в аморфном состоянии.

Но, все же можно отметить некоторые особенности поведения параметров спектров МСКЭ в зависимости от толщины пленок. Так, квадрупольное расщепление уменьшается с толщиной пленки, что говорит об изменении дефектности пленки по ее толщине. Изомерный сдвиг не изменяется по толщине пленки. Подобно изменению квадрупольного рассеяния изменяется и отношение интенсивностей линий спектра и полуширины линий дублета спектра рассеяния. Т.е. по данным послойного анализа МСКЭ наблюдается некоторая немонотонность свойств пленок. Но анализ полученных распылением пленок большей толщины начиная с 1000 Å не обнаруживает аномалии поведения свойств пленок по толщине, что, в общем-то, объяснимо достаточно малой толщиной переходного слоя.

В нашем случае селективность анализа по глубине слоя достигается использованием МСКЭ. Выход электронов конверсии выражается площадью под спектром МСКЭ для данного угла падения, что соответствует относительному содержанию атомов Fe в анализируемом слое. На рис.8 представлена такая зависимость для реперного образца, в поверхностном слое которого сегрегация атомов Fe заранее исключена. Виден крутой спуск реперной кривой в интересующем диапазоне толщин 0,1- 0,05 мкм. Подобная зависимость для пленки ЖИГ имеет совершенно другой характер, не обозначая крутого спада характерного для однородного по толщине слоя распределения железа. Из этого различия хода зависимостей по глубине слоя в диапазоне толщин 1000 - 500 Å следует подтверждение данных СРОР о немонотонности концентрации атомов железа на поверхности пленки ЖИГ (толщиной до 3 мкм) после приготовления.

Изохронный отжиг в интервале 470 – 900 К привел к изменению параметров аморфной фазы, но линии магнитоупорядоченной фазы ЖИГ не проявились. Величины резонансного эффекта рассеяния изменяются немонотонно. Вначале следует увеличение интенсивности эффекта рассеяния, а затем в интервале 570-670 К наблюдается ее уменьшение, далее следует незначительное увеличение. Квадрупольное расщепление линейно уменьшается с ростом T отжига. Увеличение температуры отжига приводит к небольшому уменьшению квадрупольного расщепления и полуширин Γ_1 и Γ_2 . Эти параметры чувствительны к изменению ближнего атомного порядка в локальном окружении ионов Fe^{3+} . Слабое изменение Γ_1 и Γ_2 при отжиге, а также отсутствие линий магнитной фазы говорят о том, что кристаллизации при температурах отжига до 870 К не происходит и возможен только отжиг некоторых дефектов, за счет чего распределение конфигураций локальных окружений ядер ^{57}Fe в пленке становится менее широким. Начальное небольшое увеличение интенсивности эффекта может быть связано с уплотнением пленки ЖИГ. Сильное уменьшение, начинающееся с $T = 520$ К, и последующее возрастание могут быть обусловлены процессами с противоположной направленностью. Отсутствие существенных изменений Γ_1 и Γ_2 в этом температурном диапазоне показывает, что процессы, приводящие к уменьшению и росту величины эффекта рассеяния, не связаны с изменением ближайшего окружения ядер Fe.

Одним из возможных процессов, ответственных за это может быть газовыделение, приводящее к образованию пор. Уменьшение относительной доли атомов железа на внешней и внутренней поверхности должно привести к уменьшению интенсивности спектров. К такому уменьшению интенсивности спектров может привести и меньшее значение фактора Дебая-Валлера для поверхности. Увеличение размера пор при повышении температуры отжига за счет исчезновения мелких пор приводит к уменьшению площади поверхности и вызывает увеличение интенсивности спектров.

Другой причиной уменьшения интенсивности спектра МСКЭ с ростом температуры отжига выше 470 К может быть появление на поверхности пленки ЖИГ слоя не содержащего атомов Fe, т.е. слоя, уменьшающего выход электронов конверсии из пленки. Этот слой может формироваться, в частности, за счет диффузии элементов подложки ГГГ на поверхность пленки ЖИГ. При этом может также уменьшиться и концентрация атомов Fe на поверхности ЖИГ. Данные СРОР подтверждают это предположение.

Термический отжиг полученных пленок ЖИГ в диапазоне 970 – 1070 К приводит к кристаллизации аморфных слоев и переходу ЖИГ в магнитоупорядоченное состояние, при этом пленки являются поликристаллическими (рис.9).

Процесс кристаллизации сопровождается газовыделением, приводящим к образованию пор. Другой причиной ослабления интенсивности ЖИГ является появление на поверхности ЖИГ гадолиния (по данным СРОР). Согласно литературным данным кристаллизация аморфных пленок ЖИГ происходит уже при $T = 970$ К [10]. Так, мелкодисперсные аморфные частицы ЖИГ размером 200 Å, полученные химическим соль-гельным мето-

дом при нагреве переходили в кристаллическое состояние в интервале температур 920 – 970 К. В пленках ЖИГ, полученных плазменным распылением, аморфная фаза исчезала после отжига при 1470 К в течение 24 ч. Уширенный дублетный спектр состоит из дублетов, соответствующих Fe^{2+} и Fe^{3+} (в тетра- и октаэдрических положениях). Узлы с ионами Fe^{2+} появляется из-за дефицита кислорода, а также наличия четырехвалентных катионов примеси. Можно предположить, что имеется вклад в процессы распыления в виде кластеров. Эти кластеры размером несколько нанометров могут образовываться при рекомбинации испущенных поверхностью ионов. Кластеры объединяют $\approx 20\%$ атомов общего потока [12].

Замедление процесса кристаллизации может быть связано с дефектностью пленки. Для устранения дефектов необходим или более длительный отжиг, либо повышение температуры отжига. Но при этом сильнее проявится диффузия элементов подложки в пленку, что может ухудшить ее свойства. Необходимо выяснение причин устойчивости аморфного состояния пленки ЖИГ при отжиге, в первую очередь влияния на устойчивость границы подложка-пленка и внешней поверхности пленки.

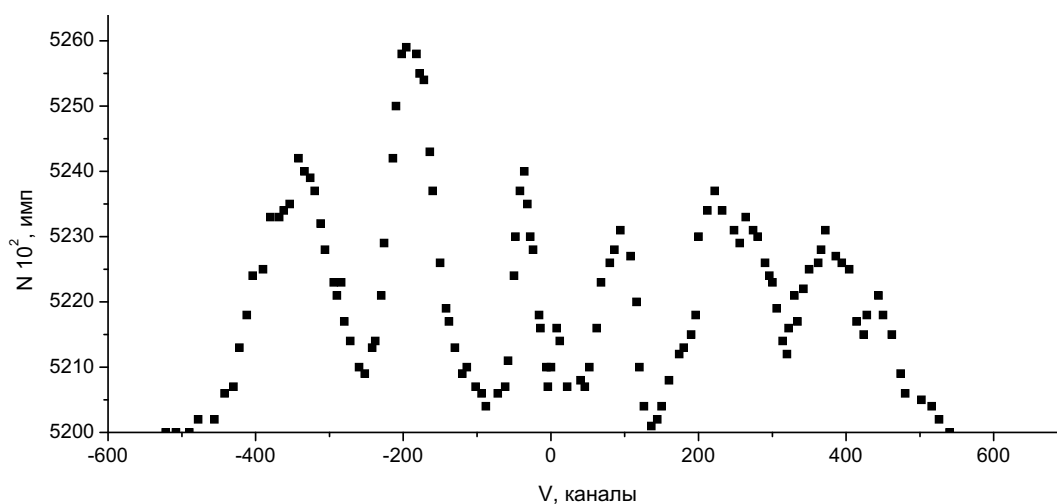


Рис. 9. МСКЭ спектр рассеяния магнитоупрященной пленки ЖИГ после отжига при 970 К

Из соотношения интенсивностей спектральных линий магнитоупрященной фазы были оценены средние значения угла Θ между нормалью к поверхности пленки и направлением магнитного момента атомов железа, совпадающим с направлением оси, легкого намагничивания (ОЛН). Угол Θ определяется с помощью формулы $\theta = \arccos \sqrt{(4 - 3\beta)/(4 + 3\beta)}$, где $\beta = J_2 + J_5 / J_1 + J_6$; J_1, J_2, J_5, J_6 - соответственно интенсивности первой, второй, пятой и шестой спектральных линий мессбауэровского шести линейчатого спектра рассеяния пленки ЖИГ, отсчитываемых слева направо на спектре (рис.9). Предварительный отжиг подложки не сказывается в пределах ошибки эксперимента на величине Θ . Значение угла между нормалью к поверхности пленки и направлением оси легкого намагничивания для пленки $Y_3Fe_5O_{12}$ (после облучения протонами и отжига при 790С, 0,5 ч) составляет около 60° .

Поэтому структурно-фазовое состояние пленки ЖИГ по толщине в целом может зависеть от состояния поверхности подложки, формирующей переходной слой подложка-пленка, и толщины приповерхностного аморфного слоя, которые в силу своей дефектности могут приводить к диффузионным перемещениям, создающим структурно-фазовую неоднородность пленки по толщине. Таким образом, при ионно-лучевом способе получения тонких пленок ЖИГ на подложках ГГГ образуется аморфный слой, который при последующем отжиге выше 900 К кристаллизуется с образованием магнитоупрященной фазы, характеризующейся значительным отклонением ОЛН от нормали к поверхности, что свидетельствует о его дефектности. При отжиге по данным СРОР наблюдается образование на поверхности ЖИГ слоя, содержащего гадолиний, который продиффундировал из поверхностного слоя подложки в пленку. Распределение железа по глубине слоя ЖИГ является неоднородным.

ВЫВОДЫ

Обнаружена существенная структурно-композиционная неоднородность аморфных парамагнитных пленок железо-иттриевого граната ЖИГ на монокристаллических подложках гадолиний - галлиевого граната, обусловленная достаточно высокой степенью несовершенства структуры и образованием аморфного слоя на поверхности подложек ГГГ при ионно-лучевом осаждении. Аморфные пленки феррит - гранатов, трансформируются в кристаллические магнитоупряжденные слои при последующем отжиге выше 900 К. Послойный анализ пленок по данным МСКЭ приводит к выводу о сегрегации железа в поверхностном слое и переменном фазовом составе аморфных пленок ЖИГ. Формирование аморфных пленок феррит-гранатов при осаждении, возможно, связано с композиционной и структурной неоднородностью переходного слоя на границе пленка – подложка.

Элементный состав пленок ЖИГ по данным СРОР неоднороден по толщине пленок. Кроме того, на поверхность пленок ЖИГ при формировании диффундирует гадолиний. При анализе отожженных пленок ЖИГ обнаружена сегрегация железа и иттрия в приповерхностном слое на глубину около 500 Å. Максимум содержания железа и иттрия на этой глубине по данным СРОР удовлетворительно коррелирует с результатами селективной по глубине пленок методике МСКЭ. Такая неоднородность фазового состава пленок может сказаться на их магнитооптических параметрах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. В.В. Рандошкин, А.Д. Червоненкис Прикладная магнитооптика.-М.: Энергоатомиздат, 1990.-С. 320.
2. С.В. Левый, А.М. Мачнев, Ю.С. Агалиди, В.Н. Магера, Д.А. Турбин Применение магнитооптического преобразователя для восстановления сигнала по неформатным записям //Радиоэлектроника.-2000. - №5.-С.62-66.
3. В.Д. Дорошев, М.М. Савоста, Т.Н. Тарасенко О механизмах формирования сверхтонкого поля на ядрах железа в редкоземельных ферритах-гранатах //Физика твердого тела.-1996.-Т.38, №11.-С. 3411-3414.
4. В.Г. Кириченко, А.И. Снурникова Композиционная и структурная неоднородность приповерхностных слоев гадолиний-галлиевого граната после механической обработки, ионно-лучевого травления //Вісник Харківського національного університету. - Сер. «Ядра, частинки, поля».-2001. - № 529. - Вип. 3(15).-С. 61-63.
5. Получение тонких ферритовых пленок методом ионно-лучевого распыления /Г.Ф. Ивановский, Н.А. Козырева, В.П. Савельев и др. //Электронная промышленность.-1986.-Вып.4(152).-С. 12-17.
6. Свойства аморфной и кристаллической фаз железоитриевого граната, полученного методом плазменного напыления /Т.В. Дмитриева, И.С. Желудов, И.С. Любутин и др. //Поверхность, физ., химия, мех.- 1986.-№6-С. 146-149.
7. E. Sawatsky, E. Kay /Properties of epitaxial garnet film //J. Appl. Phys. - 1969. - Vol. 40, №3. - P. 1460-1462.
8. С.Е. Юрченко, Ю.В. Балдохин, Г.М. Федичкин Исследование структуры и сверхтонких магнитных взаимодействий в имплантированных феррит – гранатовых пленках //Acta Physica Polonica. - 1985. - Vol. A69, №2. - P. 317 – 321.
9. M. Yaraaga, Y. Miyozaki. RF-sputtering crystall growth and spectroscopy of Nd doped Y3Ga5O12 thin film waveguide on Y3Al5O12 substrate for optical amplifier //Jap. Journ. Appl. Phys.-1984. - Vol. 23, № 3. - P. 312-316.
10. J.P. Krumme, V. Doorman, R. Eckart. Bismuth substituted iron garnet films prepared by RF-diode sputtering //IEEE Trans. - 1984. - Vol. MAG-30, № 5, Pt 1. - P. 983-985.
11. K. Yshii, Y. Hoshi, M. Naoe, S. Yamanaka Preparation of stoichiometric YIG films by sputtering ferrites //Proc. Internal. Conf. Kyoto, 1980. - P. 831-834.
12. N. Schultes, H. Schieder, J. Litterst, G.M. Kalvius Structural properties of sputter deposited iron-garnet from Mossbauer spectroscopy //Nucl. hstr.Meth. – 1982. - Vol. 199, №1 - 2. - P. 343 – 346.