

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА И ДИФФУЗИИ КОМПОНЕНТ ТОНКИХ ПЛЕНОК ЖЕЛЕЗОИТТРИЕВОГО ГРАНАТА

В.Г. Кириченко, О.В. Коваленко

Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина,

Харьков, Украина

E-mail: val_kir48@mail.ru; тел. +38(057)335-37-55

На основе полученных экспериментальных данных по элементному составу тонких пленок железоиттриевых гранатов (ЖИГ) рассчитаны значения коэффициентов диффузии элементов. Проведено сравнение полученных значений коэффициентов диффузии кислорода с известными данными. Анализ и сравнение полученных значений коэффициентов диффузии позволяют сделать вывод о незначительной роли диффузии по ускоренным путям в случае ионно-лучевого осаждения монокристаллических тонких пленок ЖИГ.

ВВЕДЕНИЕ

Магнитные пленки феррит-гранатов, в частности железоиттриевых гранатов (ЖИГ), являются материалами магнитной микроэлектроники и широко используются в производстве устройств магнитооптики и сверхвысокочастотной техники. Интерес к феррит-гранатам стимулируется возможным применением нанопленок в спинтронике и медицине [1].

Механизм движения доменных стенок (ДС) в феррит-гранатах с излучением спиновых волн (СВ) имеет место в магнитных полях H , сравнимых с полем одноосной магнитной анизотропии, монокристаллических пленках с ориентацией (111), а также с ориентациями (110) и (210), обладающих ромбической магнитной анизотропией [2]. Особенность этого механизма в пленках с малым затуханием заключается в зарождении доменов с обратной намагниченностью (ДОН). Зародыши ДОН возникают в переходном поверхностном слое пленка/подложка (ПП). При анализе динамики ДС не всегда учитывается нестационарность начальной и заключительной стадий эпитаксиального роста, приводящая к формированию переходных поверхностных слоев [2]. Зачастую слой ПП неустраим. Поэтому необходимы исследования неоднородности пленок по толщине и элементному составу. Важной особенностью тонких пленок феррит-гранатов является также неоднородность магнитных свойств по толщине, обусловленных неоднородным распределением гранатообразующих элементов вдоль оси роста пленок [3].

Методом рентгеноспектрального анализа была исследована слоистая структура пленок ЖИГ толщиной до 4 мкм, эпитаксиально выращенных на монокристаллических подложках галлий-гадолиниевых граната (ГГГ). Установлено, что химический состав пленок изменялся по толщине из-за неравномерного внедрения ионов подложки, причем наиболее существенно отличаются по составу и магнитным свойствам переходной слой пленка-подложка и поверхностный слой пленки. Возможно, это определяется результирующей намагниченностью подрешеток отдельных слоев пленок при температуре измерения [4].

Традиционно толщина пленки h – параметр, определяющий размер цилиндрических магнитных

доменов (ЦМД) и диапазон его стабильности по полю смещения, нормальному плоскости образца в пленках одинакового состава. С помощью интерференционного метода толщина пленки вычисляется

как
$$h = \frac{N}{2} \left(\frac{n_1}{\lambda_1} - \frac{n_2}{\lambda_2} \right)^{-1}$$
, где N – число полос, прошедших через данную точку в интервале длин волн от λ_1 до λ_2 ; n_i – показатель преломления пленки на длине волны λ_i [5].

Целью данной работы было определение элементного состава по толщине пленок ЖИГ с помощью спектрометрии резерфордского обратного рассеяния, мессбауэровской спектроскопии конверсионных электронов и измерения оптической прозрачности и исследование диффузионных характеристик пленок.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Пленки ЖИГ наносились методом ионно-лучевого распыления (ИЛР) массивной мишени ЖИГ, обогащенной до 25% изотопом ^{57}Fe на подложки ГГГ ориентации (111) и диаметром 76 мм, после химической обработки. Скорость нанесения пленок менялась в диапазоне 0,05...0,2 нм/с. Во избежание образования в пленках дефицита кислорода в область подложки подавался контролируемый поток ионов кислорода. Метод ИЛР осуществлялся следующим образом. В вакуумной камере на мишень распыляемого материала из ионного источника направлялся пучок ионов аргона с плотностью тока до 10 мА/см² и энергией 1...3 кэВ. Перед нанесением пленки ЖИГ на пластины ГГГ проводилась ионно-термическая обработка (ИТО) подложек, заключающаяся в облучении подложки ионами кислорода с энергией не более 0,3 кэВ при 570 К в течение 30 мин. Использовались несколько режимов нанесения пленки. Первый заключался в нанесении пленки на подложку сразу после ИТО. При втором режиме после ИТО распыление проводилось в течение 30 мин на пластину и лишь после этого на подложку ГГГ. Третий режим отличался использованием ионного источника с холодным катодом. В четвертом режиме распыление мишени проводилось в безмасляном вакууме. Исходная толщина нанесенных пленок ЖИГ составляла 1...2 мкм. Для прове-

дения послойного анализа производилось сравнение пленок ортофосфорной кислоты. Толщина пленки при травлении контролировалась изменением оптической прозрачности подложек с пленкой. Изохронный и изотермический отжиги пленок проводились в печи сопротивления на воздухе в диапазоне температур 470...1170 К и времени 0,1...10 ч. Элементный анализ приповерхностных слоев пленок ЖИГ производился с использованием спектрометрии резерфордского обратного рассеяния (СРОР). Использовались пучки протонов ($E = 1$ МэВ) или α -частиц ($E = 2,2$ МэВ), ускоренных с помощью электростатического генератора Ван де Граафа. Угол регистрации рассеянных протонов был равен 160° , α -частиц – 163° , энергетическое разрешение спектрометра заряженных частиц не хуже 20 кэВ. Глубина анализируемого слоя составляла до 3 мкм.

Фазовый состав поверхностных слоев тонких пленок ЖИГ определялся с помощью мессбауэровской спектроскопии на ядрах ^{57}Fe в геометрии обратного рассеяния при регистрации электронов внутренней конверсии (МСКЭ). Исследуемый образец, являющийся рассеивателем γ -квантов, помещался внутрь пропорционального проточного детектора конверсионных электронов, работающего на смеси $\text{He}-5\%\text{CH}_4$. Образец и источник γ -квантов ^{57}Co в Сг находились при комнатной температуре. Регистрация спектров рассеяния проводилась с помощью ЯГР-спектрометра.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1-3 приведены типичные спектры РОР поверхности подложки ГТГ и пленок ЖИГ на подложке ГТГ. Как известно, метод РОР базируется на облучении образца пучком моноэнергетических частиц с высокой энергией и регистрации упруго рассеянных налетающих частиц под большими углами. При этом энергия рассеянной частицы зависит от массы рассеивающего атома и глубины, на которой произошло рассеяние [6]. Количество N_i зарегистрированных частиц, рассеянных атомами i -го элемента, определяется выражением:

$$N_i = IN_{0i}\Omega\sigma_i, \quad (1)$$

где I – количество упавших на мишень частиц; N_{0i} – содержание атомов i -го элемента; Ω – телесный угол детектора; σ_i – сечение рассеяния. При определенных условиях эксперимента величина выхода N_i пропорциональна сечению. Для столкновений, когда частица подходит к ядру на расстояние, меньшее радиуса внутренних оболочек атома, для сечения рассеяния справедлива формула Резерфорда

$$\sigma_i = \left(\frac{Z_1 Z_2 e^2}{4E} \right)^2 \frac{4}{\sin^4 \theta} \frac{\left(\left[1 - \left(\frac{M_1}{M_2} \right) \sin^2 \theta \right]^{1/2} + \cos \theta \right)^2}{\left[1 - \left(\frac{M_1}{M_2} \right) \sin^2 \theta \right]^{1/2}} \quad (2)$$

Влияние экранировки электронами ядра атома мишени может быть учтено в первом порядке введением поправочного коэффициента к сечению рассеяния в формуле

$$\sigma_{\text{экс}} = \sigma(\theta) \Delta F, \quad (3)$$

где $F = (1 - 0,049Z_1 Z_2^{4/3} / E)$. Потери энергии прямо пропорциональны толщине вещества, пройденного ионом. Исходя из этого, энергетическому спектру рассеянных частиц можно однозначно сопоставить шкалу глубин. Тогда ширина ΔE энергетического спектра частиц, рассеянных веществом с толщиной t , равна

$$\Delta E = \left(K \left. \frac{dE}{dX} \right|_{\text{вх}} + \frac{1}{|\cos \theta|} \left. \frac{dE}{dX} \right|_{\text{вых}} \right) \Delta t = [S] \Delta t, \quad (4)$$

где $[S]$ – фактор энергетических потерь; $dE/dX|_{\text{вх}}$, $dE/dX|_{\text{вых}}$ – скорости потерь энергии частицей на начальном участке пути и после рассеяния. Предположение о постоянстве значений скорости потерь энергии вдоль всей траектории движения приводит к линейному соотношению между шириной ΔE и глубиной, где происходит рассеяние.

По спектрам РОР можно определить элементный состав подложки ГТГ (рис. 1) и пленок ЖИГ на них (рис. 2, 3). В табл. 1 приведен элементный состав пленок ЖИГ, нанесенных на подложки ГТГ.

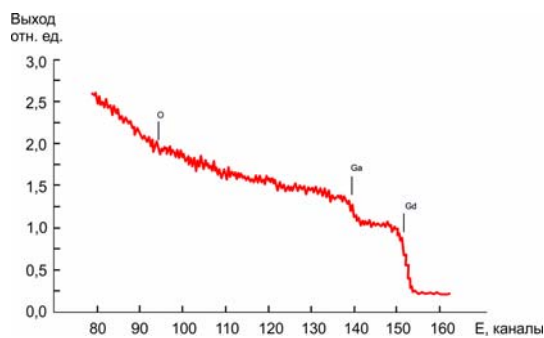


Рис. 1. Спектр РОР поверхности подложки ГТГ

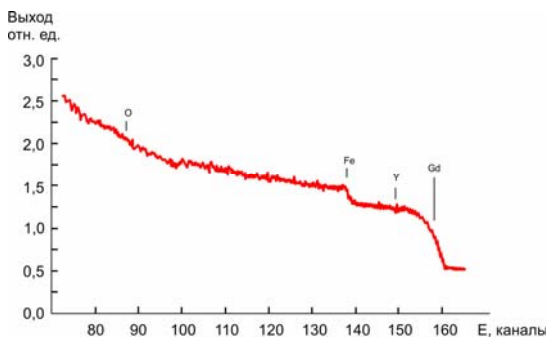


Рис. 2. Спектр РОР пленки ЖИГ на подложке ГТГ (режим I)

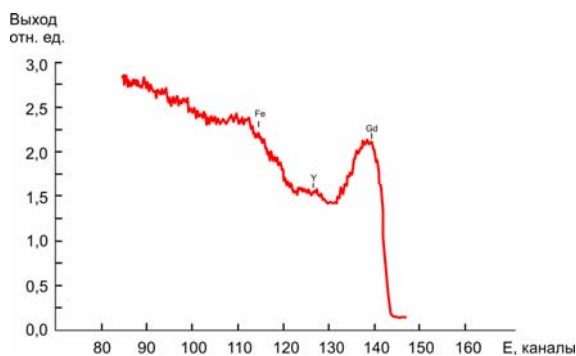


Рис. 3. Спектр РОР пленки ЖИГ на подложке ГТГ (режим I + отжиг при 970 К)

Таблица 1

Элементный состав приповерхностного слоя пленок ЖИГ, нанесенных на подложки ГГГ с использованием различных технологий

Образец	Состав, %			
	Y	Fe	O	Gd
1. Стехиометрический состав	15	25	60	–
2. Режим 1	16	23	61	–
3. Режим 2	8,3	8,3	83	–
4. Режим 1 + отжиг	4	15	62	9
5. Режим 2 + отжиг	27	27	46	–
6. Режим 3 + отжиг	40	20	36	4
7. Режим 4	46	42	12	–

Из табл. 1 следует, что в ряде случаев уже в процессе напыления на поверхность пленки ЖИГ выходит гадолиний. Гадолиний диффундирует на поверхность ЖИГ и после отжига пленок, изготовленных по режимам 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 (см. рис. 1).

Так, обращает на себя внимание различие в содержании Fe и других компонентов ЖИГ уже в исходном состоянии после приготовления пленок феррит-гранатов. Возможно, это связано с проникновением элементов подложки ГГГ в слой ЖИГ. Другой причиной этого может быть сегрегация железа по глубине слоя ЖИГ. Это предположение подтверждают данные СРОР, приведенные на рис. 2.

В диапазоне глубины 400...600 Å слоя пленки ЖИГ действительно наблюдается сегрегация атомов железа. Кроме того, наблюдается и сегрегация Y в этом же диапазоне толщин слоя ЖИГ.

В [7] при анализе процесса физического роста, лимитируемого диффузией, показано, что линейный во времени процесс роста наблюдается в случае, когда диффузионные процессы вблизи границы (например, поверхности) наиболее медленные, т.е. процесс роста лимитируется граничной диффузией. В случае превалирования объемной диффузии рост будет происходить по параболическому закону, и скорость роста будет изменяться как $(D/t)^{1/2}$, где D – коэффициент диффузии, t – время. Эффективная диффузионная длина пропорциональна $(Dt)^{1/2}$. Линейный закон роста характерен в случае, когда один из линейных размеров l остается постоянным. В нашем случае геометрия роста в полуограниченном пространстве представляется следующей схемой (рис. 4). При любом фазовом превращении с переносом массы на сравнительно большие расстояния справедливо уравнение диффузии $\frac{\partial C(\bar{x}, t)}{\partial t} = D \nabla^2 c(\bar{x}, t)$, где $c(\bar{x}, t)$ – концентрация как функция пространственных координат \bar{x} и t .

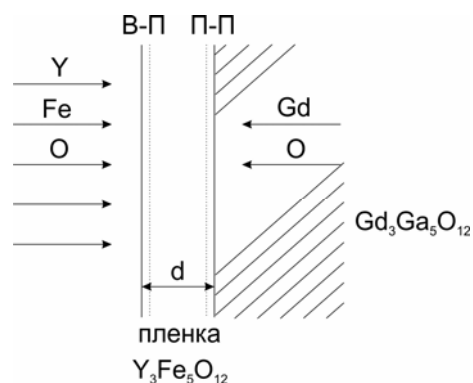


Рис. 4. Схема роста пленки ЖИГ на поверхности ГГГ с переходными слоями вакуум-пленка (В-П), пленка-подложка (П-П)

В одномерном случае: $\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \right)$. В случае стационарного потока атомов I , пропорционального градиенту концентрации (концентрация определяется как число атомов в единице объема), $I = -D \frac{\partial C}{\partial x}$.

Коэффициент диффузии $D = \pi d^2$, где π – частота перескоков атомов; d – расстояние между плоскостями решетки, параллельными границе раздела. Считаем, что коэффициент диффузии D не зависит от концентрации. Если в начальный момент ($t = 0$) нет новой фазы, то начальное условие $C(\bar{x}, 0) = C^m \equiv 0$ (в нашем случае). В случае одномерного роста поверхностного слоя или утолщения пластины толщина слоя x связана с коэффициентом диффузии соотношением: $x^2 = 2Dt$. В [8] показано, что, принимая данную толщину d лазерно-легированного слоя за диффузионную глубину проникновения атомов, можно оценить коэффициент диффузии по $d = (D \cdot t)^{1/2}$. Полученное значение $D = 0,8 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$. По порядку величины оно согласуется со значениями коэффициента при обычной термической диффузии ($10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$). В нашем случае при определении параметров диффузии кислорода в ЖИГ обычно предполагается следующее: образцы изотропны; кислородные вакансии равномерно распределены по объему; коэффициент диффузии не зависит от концентрации кислорода; отсутствуют перекрытия концентрационных кривых при диффузионном отжиге; концентрация кислорода постоянна во времени.

На рис. 5-16 представлены распределения компонент по толщине слоя подложек и пленок, полученных в различных режимах (см. рис. 5, 7, 9, 11, 13, 15), и производные функций концентраций компонент по глубине слоя (см. рис. 6, 8, 10, 12, 14, 16). Графики зависимостей производных концентрации компонента по глубине слоя использовались для определения диапазонов глубины слоев, при которых распределение компонент, а значит, и диффузионные характеристики соответствуют стационарному режиму роста пленок при их осаждении. Для расчета коэффициентов диффузии использовалось известное выражение $x^2 = 2Dt$. Значения коэффициентов диффузии приведены в табл. 2.

Таблица 2
Значения коэффициентов диффузии компонент пленок ЖИГ

Номер режима	Элемент	Коэффициент диффузии D, см ² /с
1	Y	$0,93 \cdot 10^{-12}$
	Fe	$0,6 \cdot 10^{-12}$
	Gd	$0,01 \cdot 10^{-12}$
	O	$0,75 \cdot 10^{-12}$
2	Y	$0,08 \cdot 10^{-12}$
	Fe	$0,06 \cdot 10^{-12}$
	Gd	$0,01 \cdot 10^{-12}$
3	Y	$0,08 \cdot 10^{-12}$
	Fe	$0,06 \cdot 10^{-12}$
	Gd	$0,23 \cdot 10^{-12}$
4	Y	$0,15 \cdot 10^{-12}$
	Fe	$0,13 \cdot 10^{-12}$
	Gd	$0,15 \cdot 10^{-12}$

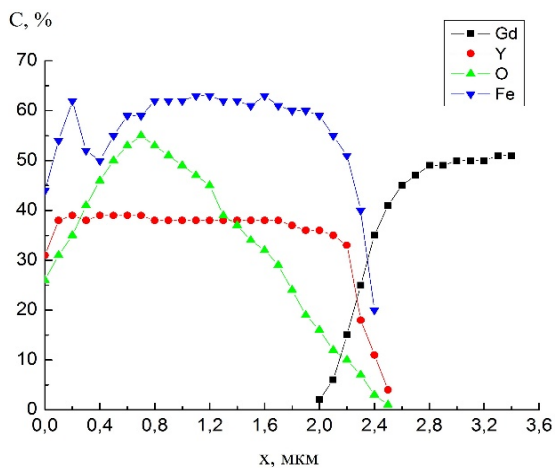


Рис. 5. Распределение по толщине слоя компонент подложки и пленки, полученных по режиму 1

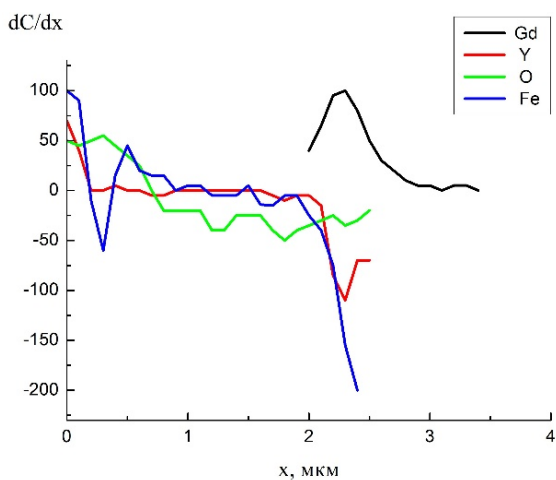


Рис. 6. Производные функции концентрации компонент по глубине слоя пленки, полученной по режиму 1

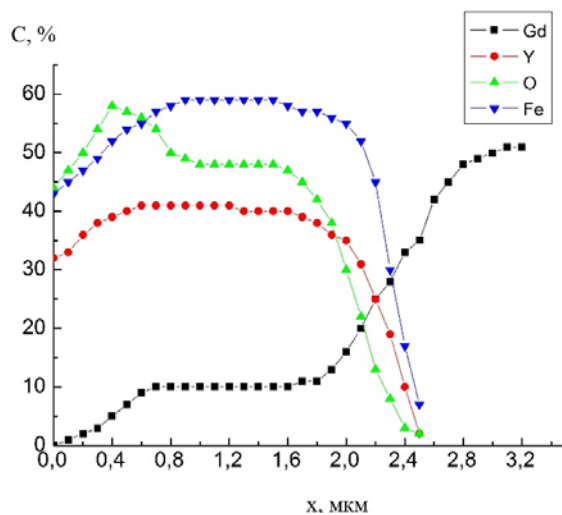


Рис. 7. Распределение по толщине слоя компонент подложки и пленки, полученных по режиму 1 после отжига при 70 K

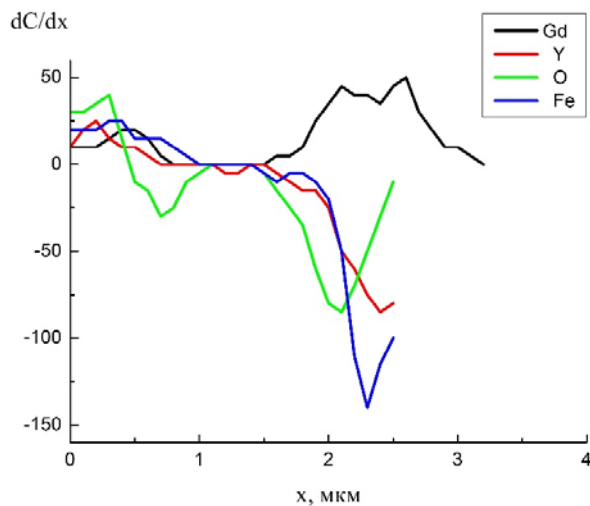


Рис. 8. Производные функции концентрации компонент по глубине слоя пленки, полученной по режиму 1 после отжига при 970 K

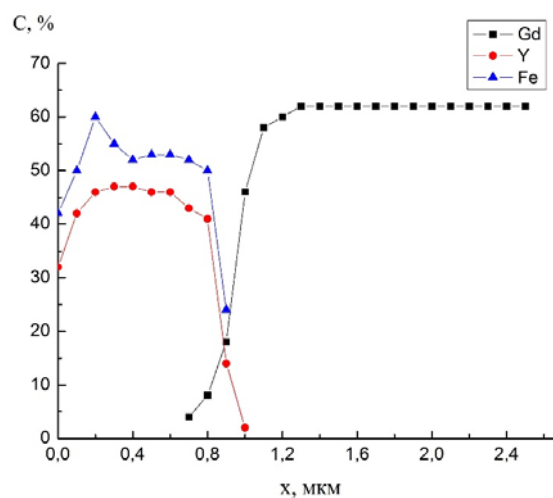


Рис. 9. Распределение по толщине слоя компонент подложки и пленки, полученных по режиму 2

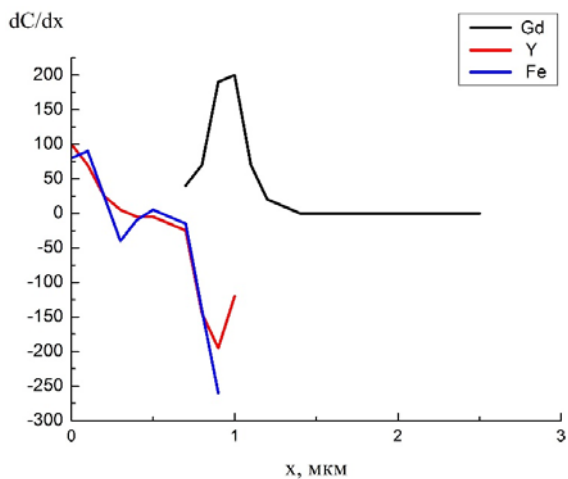


Рис. 10. Производные функции концентрации компонент по глубине слоя пленки, полученной по режиму 2

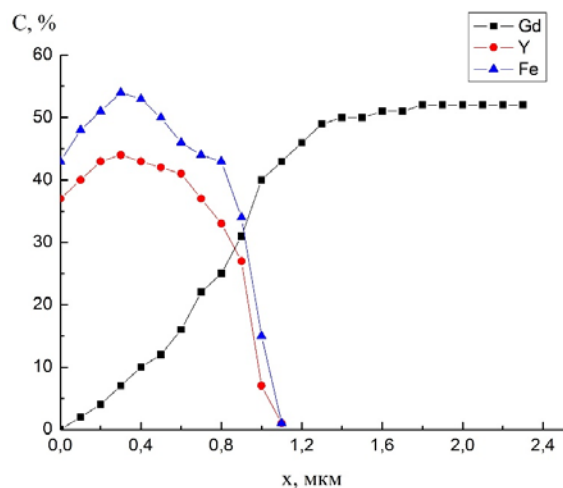


Рис. 13. Распределение по толщине слоя компонент подложки и пленки, полученных по режиму 3

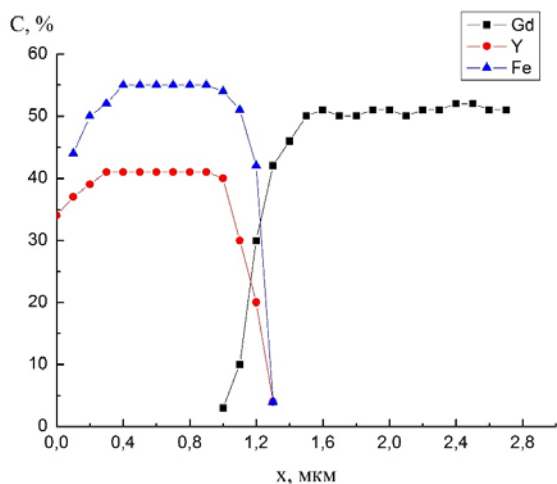


Рис. 11. Распределение по толщине слоя компонент подложки и пленки, полученных по режиму 2 на другом участке пленки

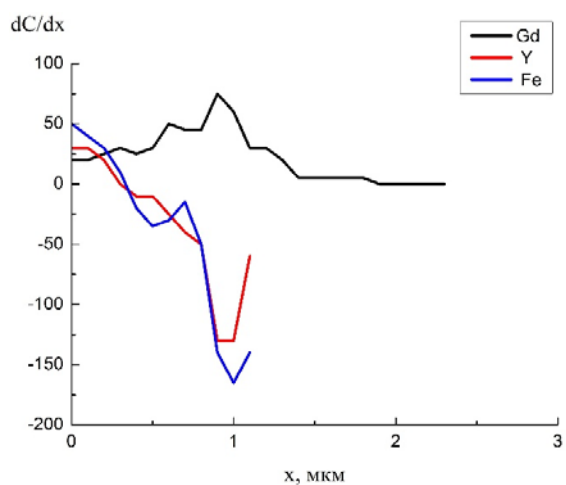


Рис. 14. Производные функции концентрации компонент по глубине слоя пленки, полученной по режиму 3

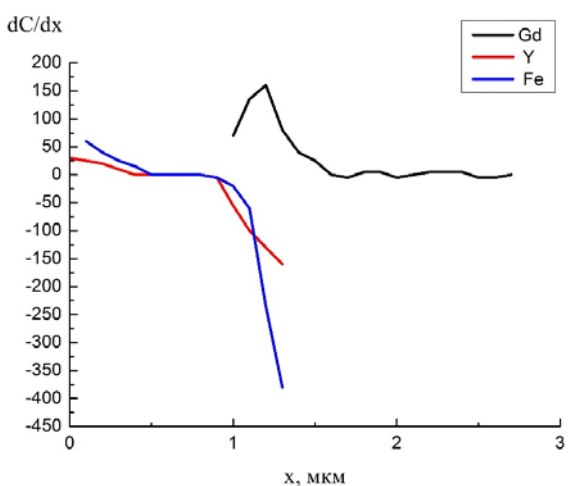


Рис. 12. Производные функции концентрации компонент по глубине слоя пленки, полученной по режиму 2 на другом участке пленки

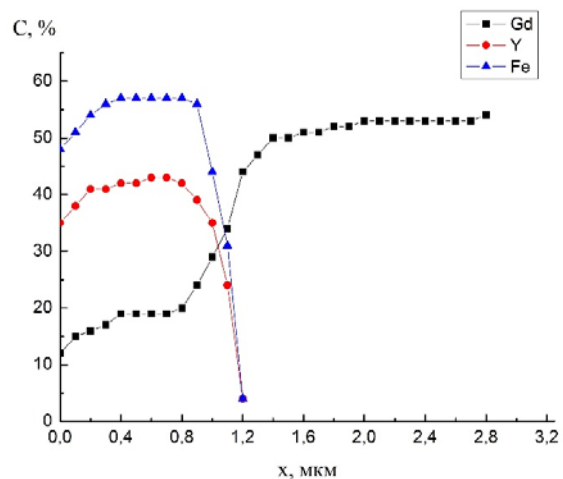


Рис. 15. Распределение по толщине слоя компонент подложки и пленки, полученных по режиму 4

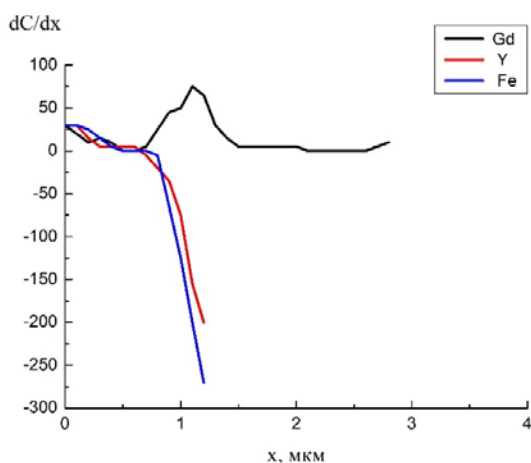


Рис. 16. Производные функции концентрации компонент по глубине слоя пленки, полученной по режиму 4

Оценим и сравним полученные значения коэффициентов диффузии (см. табл. 2) с известными данными. Диффузионные характеристики ЖИГ и в особенности тонких пленок ЖИГ изучены недостаточно. Особенно мало данных по диффузии металлических элементов Y и Fe и элементов подложек Gd и Ga. Ранее основные результаты были получены для диффузии кислорода в ЖИГ. Относительно большее число данных по диффузии кислорода объясняется существенной ролью давления кислорода и температурой при получении ЖИГ. Так, для диффузионного отжига при $T = 900 \dots 1200$ °C и давлении кислорода $5,06 \cdot 10^5$ Па в течение 127 ч в случае массивных образцов ЖИГ (диаметром 56,7 мм и толщиной 6,9 мм) были получены значения коэффициентов диффузии $10^{-8} \dots 2 \cdot 10^{-7}$ см²/с [9]. В [10] для коэффициента диффузии кислорода, измеренного при внешнем давлении 100 Торр, было получено выражение $D = 0,4 \exp(-65,4/RT)$ см²/с (при $T = 1100 \dots 1400$ °C). Скорости диффузии кислорода одинаковы для монокристалла и поликристалла $Y_3Fe_5O_{12}$ с зерном 8 мкм.

Тем не менее, в [11] неожиданно быстрая диффузия кислорода в диапазоне 25...250 °C наблюдалась в ЖИГ-пленках с добавками кальция. В этом же диапазоне температур толщина пленки составляла ~3 мкм, а диффузионная длина ~0,5 мкм. Предложена модель, основанная на зависимости коэффициента диффузии от концентрации кислородных вакансий.

В [12] исследовано влияние диффузии, локализованной в промежуточном слое пленка ЖИГ-подложка ГГГ, на возбуждение спиновых волн. Рассчитаны подходящие температуры, при которых локализованные или поверхностные моды спиновых волн могут возбуждаться в осажденных методом жидкофазной эпитаксии пленках ЖИГ. Такие локализованные состояния могут быть возбуждены в случае приложенного магнитного поля параллельно плоскости пленки.

Полученные в работе значения коэффициентов диффузии значительно меньше приведенных литературных данных для массивных поликристаллических образцов. Возможно это объясняется незначи-

тельной ролью диффузии по ускоренным путям в случае монокристаллических тонких пленок ЖИГ. Исследование диффузионных процессов в переходных слоях В-П, П-П (см. рис. 4) затруднено вследствие немоногоного распределения компонент в этих слоях. Влияние размерных эффектов следует учитывать и при использовании новых методов получения ЖИГ, например, методов твердофазных реакций химического пиролиза [13]. По этим данным метод пиролиза предполагается более перспективным для получения ЖИГ с однородной мелкозернистой наноструктурой (до 500 нм), что дает возможность достичь более низкой удельной намагниченности насыщения. В [14] приведены результаты компьютерного моделирования диффузии в неупорядоченных системах, полученные для двух механизмов – кооперативного и активационного. В первом случае можно рассчитать коэффициенты самодиффузии в системе на основе потенциалов межатомного взаимодействия. Кооперативный механизм можно проанализировать в области коэффициентов диффузии свыше 10^{-6} см²·с⁻¹. Исследование этого механизма при больших переохлаждениях требует иных теоретических подходов и алгоритмов расчета.

По мессбуаэровским данным пленки феррит-гранатов, полученные различными способами напыления, сразу после приготовления находятся в парамагнитном состоянии. Спектры МСКЭ представлены уширенными дублетами (рис. 17).

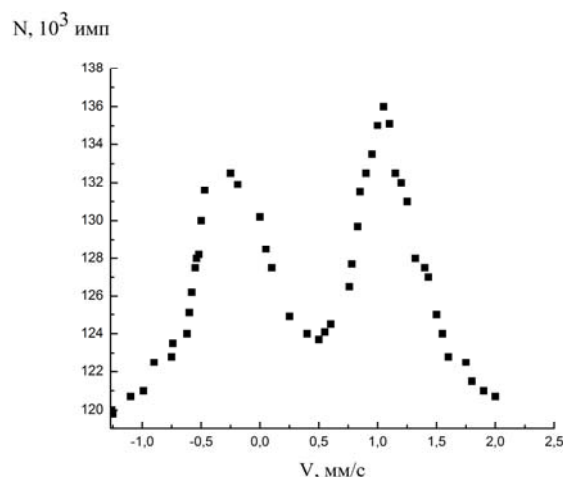


Рис. 17. МСКЭ-спектр феррит-граната, полученного методом ИЛР

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. Спектры рассеяния парамагнитных феррит-гранатов можно представить в виде суперпозиции двух дублетов, относящихся к положениям ионов Fe^{3+} в октаэдрических и в тетраэдрических узлах. Квадрупольное расщепление $\Delta_{экср}$ для атомов железа в октаузлах составляет около

1 мм/с, для тетраэзлов – около (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. 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. Это подтверждается результатами простого эксперимента по травлению пленок ЖИГ, полученных в различных режимах осаждения, и измерению их оптической прозрачности (рис. 18). Эти зависимости удовлетворительно согласуются с данными по содержанию железа в стравливаемых пленках.

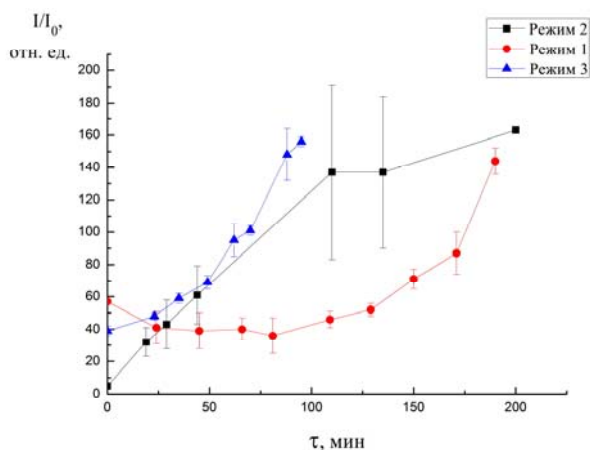


Рис. 18. Зависимость относительного пропускания света пленок ЖИГ от времени травления

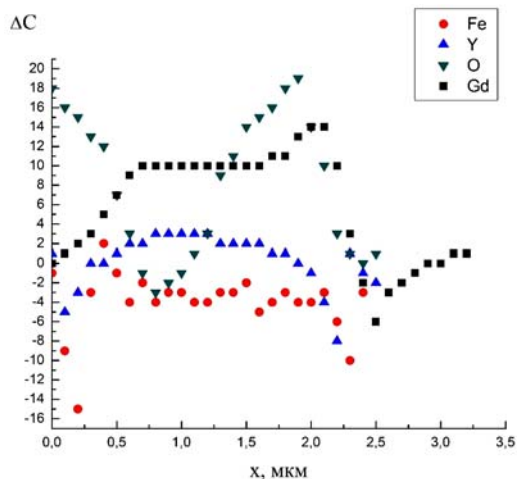


Рис. 19. Разность концентраций компонент пленки, полученной по режиму 1 после отжига при 900°C и до отжига

Для анализа влияния отжига, приводящего к формированию магнитоупорядоченной структуры, была получена зависимость разности содержания

компонент пленки (полученной в режиме 1) после отжига при 900°C и до отжига (рис. 19).

Видно, что наиболее резкие изменения концентрации компонент пленки после отжига наблюдаются в случае кислорода и гадолиния. Причем распределение гадолиния остается однородным после отжига, а концентрация кислорода сначала снижается по глубине пленки, а затем резко возрастает. Для выявления толщин пленок, при которых происходит стационарная диффузия компонент, были также получены значения производных концентрации компонент по глубине пленки (рис. 20).

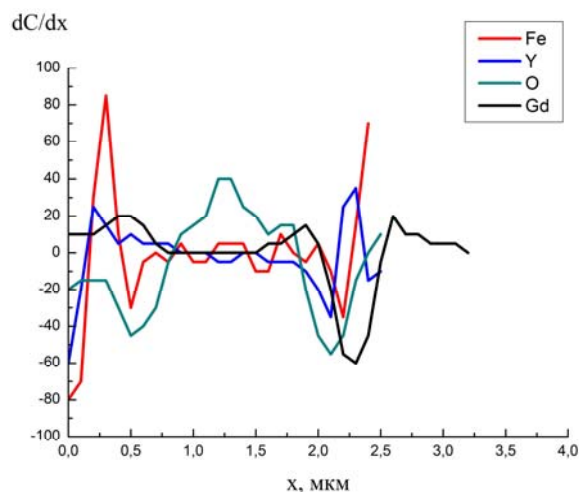


Рис. 20. Производные функции разности концентрации компонент по глубине слоя пленки, полученной по режиму 1 после отжига при 900°C и до отжига

Видно, что области стационарности гораздо уже, чем в случае получения пленок при ионно-лучевом осаждении. Это затрудняет анализ диффузионных процессов. С другой стороны, значения узких областей стационарности, расположенные в районе глубины пленки примерно 1 мкм, близки к полученным ранее (см. табл. 2).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе на основе полученных экспериментальных данных по элементному составу тонких пленок ЖИГ, осажденных на подложках ГТГ, рассчитаны значения коэффициентов диффузии элементов для участков стационарного роста пленок. Проведено сравнение полученных значений коэффициентов диффузии кислорода с известными данными. Коэффициенты диффузии металлических компонент получены, по всей вероятности, впервые. Анализ и сравнение полученных значений коэффициентов диффузии, которые значительно меньше приведенных литературных данных для массивных поликристаллических образцов, позволяют сделать вывод о незначительной роли диффузии по ускоренным путям в случае ионно-лучевого осаждения монокристаллических тонких пленок ЖИГ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Л.М. Летюк, В.Г. Костишин, А.В. Гончар. *Технология ферритовых материалов магнитоэлектроники*. М.: МИСиС, 2005, с. 352.

2. В.В. Рандошкин. Метод, пригодный для исследования движения доменных стенок в пленках феррит-гранатов с излучением спиновых волн. http://nmmm.phys.msu.ru/nmmm22/download/01_newmaterials2.pdf.
3. A.N. Shaposhnikov, A.R. Prokopov, V.N. Berzhansky, A.V. Karavaynicov, V.S. Yagupov. Heterogeneity of magnetic characteristics on different depth of high-coercivity monocrystal films of ferrite garnets // *Uchenye zapiski Tavricheskogo Natsionalnogo Universiteta im. V.I. Vernadskogo. Series «Fizika»*. 2008, v. 21(60), №1, p. 153-165 (in Russian).
4. С.И. Ющук. Слоистая структура эпитаксиальных пленок железоиттриевого граната // *Журнал технической физики*. 1999, т. 69, в. 12, с. 62-64.
5. В.Н. Дудоров, В.В. Рандошкин, Р.В. Терешин. Синтез и физические свойства монокристаллических пленок редкоземельных ферритов-гранатов // *УФН*. 1977, т. 122, в. 2, с. 253-293.
6. Н.А. Азаренков, В.Г. Кириченко, В.В. Левенец, И.М. Неклюдов. *Ядерно-физические методы в материаловедении*. Харьков: ХНУ им. В.Н. Каразина, 2013, с. 300.
7. Дж. Кристиан. *Теория превращений в металлах и сплавах*. Т. 1. Термодинамическая и общая кинетическая теория. М.: «Мир», 1978, с. 806.
8. В.Е. Борисенко. *Твердофазные процессы в полупроводниках при импульсном нагреве*. Минск: «Наука и техника», 1992, с. 248.
9. Н.Д. Урсуляк, А.В. Меньшиков, А.В. Белицкий. Установка для спекания ферритов в регулируемой кислородной атмосфере // *Электронная техника. Серия «Электроника СВЧ»*. 1982, с. 49-51.
10. A.E. Palandino, E.A. Maguire, L.G. Rubin. Oxygen ion diffusion in single-crystal and polycrystalline yttrium iron garnet // *J. American Ceramic Society*. 1964, v. 47, issue 6, p. 280-282.
11. R.C. LeCraw, E.M. Gyorgy, R.D. Pierce, J.W. Nielsen, S.L. Blank, D.C. Miller, R. Wolfe. Rapid oxygen diffusion in Ca-doped yttrium iron garnet films at 25 to 250 °C // *Appl. Phys. Lett.* 1977, v. 31, p. 243-245.
12. C. Vittoria, J.H. Schelleng. Effects of diffusion on magnetic excitations in films of yttrium iron garnet // *Phys. Rev. B*. 1977, v. 16, p. 4020-4031.
13. А.Н. Булатова, В.В. Смирнов. Влияние состава и условий синтеза на магнитные свойства и структуру замещенных феррит-гранатов // *Физика и химия обработки материалов*. 2008, №5, с. 61-64.
14. Д.К. Белашенко. Механизмы диффузии в неупорядоченных системах // *Успехи физических наук*. 1999, т. 169, №4, с. 361-384.

Статья поступила в редакцию 12.11.2013 г.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕМЕНТОГО СКЛАДУ І ДИФУЗІЇ КОМПОНЕНТ ТОНКИХ ПЛІВОК ЗАЛІЗОІТРИЄВОГО ГРАНАТУ

В.Г. Кіриченко, О.В. Коваленко

На основі отриманих експериментальних даних з елементного складу тонких плівок залізоітриєвих гранатів (ЗІГ) розраховані значення коефіцієнтів дифузії елементів. Проведено порівняння отриманих значень коефіцієнтів дифузії кисню з відомими даними. Аналіз і порівняння отриманих значень коефіцієнтів дифузії дозволяє зробити висновок про незначну роль дифузії за прискореними шляхами в разі іонно-променевого осадження монокристалічних тонких плівок ЗІГ.

STUDY OF ELEMENT COMPOSITION AND COMPONENT DIFFUSION OF YTTRIUM IRON GARNET THIN FILMS

V.G. Kirichenko, O.V. Kovalenko

On the basis of experimental data on the elemental composition of thin films of YIG the diffusion coefficients of elements were calculated. A comparison of the values of the coefficients of diffusion of oxygen from the known data was conducted. Analysis and comparison of the diffusion coefficients suggests a minor role on the diffusion on accelerative paths in the case of ion-beam deposition of thin films of single-crystal YIG.