

ПОВЕРХНОСТЬ,
ТОНКИЕ ПЛЕНКИ

УДК 543.62

КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА
НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_{4-\delta}$ НА ПОДЛОЖКАХ
КРЕМНИЯ

© 2013 г. А. В. Труханов, А. И. Стогний, С. В. Труханов, А. А. Гераськин*, В. А. Кецко**

ГО “НПЦ НАН Беларуси по материаловедению”, Минск

E-mail: truhanov86@mail.ru

*Московский государственный технический университет радиотехники, электроники и автоматики

**Институт общей и неорганической химии РАН, Москва

Поступила в редакцию 20.02.2012 г.

Методом ионно-лучевого распыления керамической мишени $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_{4-\delta}$ ионами кислорода получены пленочные образцы номинального состава $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_{4-\delta}$ на подложках из монокристаллического кремния (100). Толщины пленок составляли ~200 и ~400 нм. Проведены измерения полевых зависимостей удельной намагниченности пленок толщиной ~200 нм, отожженных при различных температурах (800–1000°C). Исследованы кристаллическая структура, морфология поверхности и магнитные характеристики пленок различной толщины (~200 и ~400 нм). Отмечены причины расхождения величин удельной намагниченности полученных пленок и их керамического аналога.

DOI: 10.7868/S0023476113030259

ВВЕДЕНИЕ

Большое число публикаций посвящено получению и исследованию оксидных материалов в пленочном виде [1–4]. Высокая интенсивность этих исследований обусловлена не только необходимостью развития фундаментальных научных представлений в области химии и физики твердого тела, но и важными научно-прикладными аспектами использования оксидных материалов в таких современных отраслях науки и техники, как микроэлектроника, энергетика и т.д.

В настоящее время оксидные пленки являются частью технологии цифровых и аналоговых интегральных схем, модулей памяти, сенсоров и т.д., что позволяет реализовать на практике миниатюризацию устройств. Несмотря на впечатляющие успехи в развитии технологии микроэлектроники, физические и химические процессы, сопровождающие формирование и исследование оксидных пленок, остаются недостаточно изученными. В известной степени актуальность научных и прикладных исследований оксидов определяется прикладными задачами. Например, одной из важных проблем является интеграция магнетизма в микроэлектронику, основой которой являются полупроводниковые материалы. Успешная реализация данной идеи позволит создать компьютер на едином полупроводниковом микрочипе с устройством записи, хранения и считывания с магнитных материалов [5]. Одним из подходов для решения данной задачи является поиск однофазного материала, совмещающего в себе свойства полу-

проводника (ПП) и ферромагнетика (ФМ). Второй подход – формирование пленочной гибридной структуры “ферромагнетик–полупроводник”. Существует ряд требований: температура Кюри ферромагнитного материала должна быть выше рабочих интервалов температур микроэлектронных устройств (>150°C); совместимость со стандартной полупроводниковой технологией (на основе Si, Ge, GaAs и GaN). Первый подход затрудняется рядом объективных факторов. Это и низкие температуры магнитного фазового перехода [6], и плохая совместимость со стандартной полупроводниковой технологией, и зачастую высокие скорости химической деградации поверхности при переходе в многофазное состояние. Хотя следует отметить, что исследования в направлении синтеза ферромагнитного полупроводника с точкой Кюри выше комнатной температуры ведутся очень активно [7, 8]. Достоинством второго подхода является возможность независимого выбора из огромного числа ФМ материалов и стандартных подложек микроэлектроники. Пленочный материал – двумерный объект, и, как правило, физические свойства отличаются от объемного аналога, и обуславливаются свойствами интерфейса. Таким образом, чем “идеальнее” (отсутствие примесных фаз, ровность, бездефектность) будет граница раздела “пленка–подложка”, тем выше будет качество гибридной структуры. Ферриты со структурой шпинели – уникальный класс веществ, сочетающий в себе большое разнообразие магнитных и электрофизи-

зических свойств. Ранее была показана целесообразность использования в качестве магнитоуправляемых сред материалы, в которых время релаксации магнитного момента (время возвращения магнитного момента к равновесию) должно быть больше, чем время поворота вектора магнитного момента на 180° . Время релаксации в обычных металлических ФМ невелико (порядка 1 нс [9]). Для этой цели подходят многокомпонентные оксидные системы (для никелевых ферритов время релаксации составляет порядка 100 нс [10]). Феррит-шпинели, характеризующиеся эффектами магнитосопротивления, могут применяться в качестве функциональных слоев с управляемыми свойствами (спиновые фильтры, магнитные туннельные контакты и т.д.) на полупроводниковых подложках. Задача получения пленок феррит-шпинелей на полупроводниковых подложках является актуальной, так как ее решение предполагает сочетание двух подходов: поиск однофазного магнитного ПП с управляемыми магнитными и электрическими свойствами; формирование магнитной пленки заданного состава на ПП-подложках.

Исследование зависимостей изменения кристаллической структуры и магнитных свойств пленок феррит-шпинелей от толщины и температурной обработки пленок внесет значительный вклад в понимание природы магнитных явлений, имеющих место в этих составах.

Известно, что диамагнитное замещение в ферритах со структурой шпинели может индуцировать изменение их магнитной структуры. Это может проявляться как в виде отклонения от строгой коллинеарности в направлениях векторов магнитных моментов – сперримагнетизм (как в случае ферритов типа Яфета–Киттеля) [11], так и в виде формирования фрустрированной магнитной структуры [12]. Перечисленные факторы обуславливают изменение магнитных характеристик и объясняют природу магнитосопротивления. Ранее было установлено, что наиболее подходящим составом (с точки зрения максимальных значений электропроводимости и удельной намагниченности) для получения тонких пленок в ряду твердых растворов $\text{Mg}(\text{Fe}_{1-x}\text{Ga}_x)_2\text{O}_{4+\delta}$ является состав с 20%-ным замещением ионами галлия [13, 14]. Именно этот состав – $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4+\delta}$ – характеризуется максимальными значениями удельной электропроводимости ($\sim 10^{-8}$ См/м) и удельной намагниченности (~ 28 А м² кг⁻¹) [13, 14]. Максимальные значения намагниченности косвенно свидетельствуют о максимальных коэффициентах спиновой поляризации в ряду твердых растворов $\text{Mg}(\text{Fe}_{1-x}\text{Ga}_x)_2\text{O}_{4+\delta}$. А максимальные значения проводимости у таких высокоомных соединений, как феррит-шпинели, являются залогом успеш-

ного исследования магнитотранспортных свойств.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве керамической мишени при получении пленок использовался компактированный поликристаллический состав $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4+\delta}$ полученный пирогидролитическим методом [15]. Конформный перенос материала мишени в заданном катионном соотношении на подложки кремния (диаметр 76 мм, марка КБЭ) осуществлялся методом ионно-лучевого распыления на установке А 700Q (“Leybold-Heraeus GmbH”). Скорость осаждения материала пленки составляла ~ 135 нм/ч. В [16] было показано, что отжиг при температуре 900°C в течение 30 мин позволяет кристаллизовать аморфный материал пленки в фазу со структурой шпинели. Кристаллическая структура исследовалась на программно-аппаратном комплексе Дрон-3М в CuK_α -излучении и интервале углов $10^\circ \leq 2\theta \leq 40^\circ$ (при комнатной температуре). Анализ данных рентгеновской дифракции проведен с использованием программы PowderCell при соотношении с базой данных JCPDS PDF2. Толщина полученных пленок оценивалась как по данным растровой электронной микроскопии – поперечное сечение (метод Focused Ion Beam, совмещающий возможности растрового электронного микроскопа высокого разрешения и препарирования объектов с использованием глубокого прецизионного профилирования [17]), так и по данным оже-анализа (Scanning Auger Multiprobe PHI – 660 “Perkin Elmer”). Послойный оже-анализ применялся также для оценки распределения элементов по толщине пленки и детектирования толщины переходного слоя на интерфейсе пленка–подложка. Изображения поверхности пленок были получены при использовании растрового электронного микроскопа “Helios NanoLab”. Исследования магнитных характеристик полученных пленок проводились на автоматизированном вибрационном магнитометре (Liquid Helium Free High Field Measurement System “Cryogenic LTD”).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Методом ионно-лучевого распыления керамической мишени $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4+\delta}$ ионами кислорода в вакууме на кремнии были контролируемо сформированы структуры, где толщина пленок составляла ~ 200 и ~ 400 нм (рис. 1). Исследовались зависимости магнитных характеристик от температуры постсинтезного отжига и от толщины пленок. Анализ полученных результатов позволяет в первом приближении считать, что формирование на поверхности кремния продуктов распыления мишени ионами кислорода (в

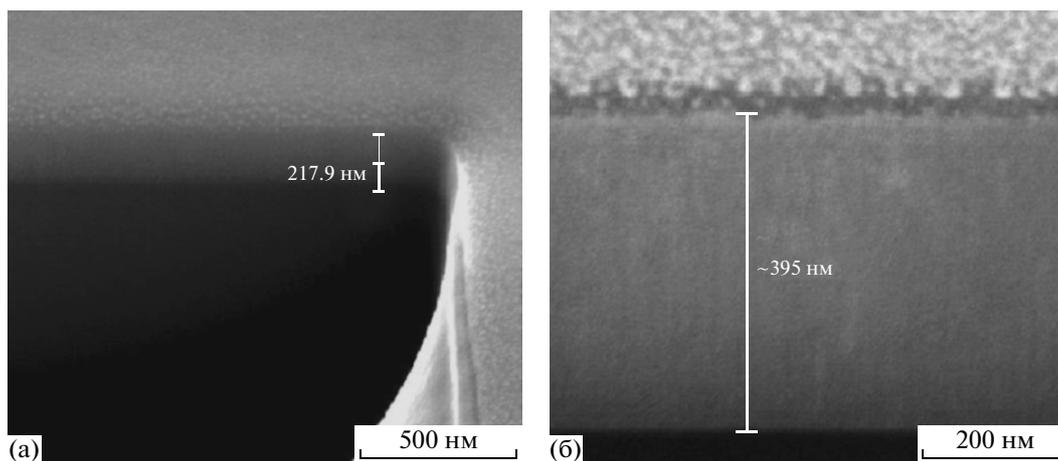


Рис. 1. РЭМ-изображения поперечного сечения пленок $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 200 (а) и ~ 400 нм (б) на подложках кремния.

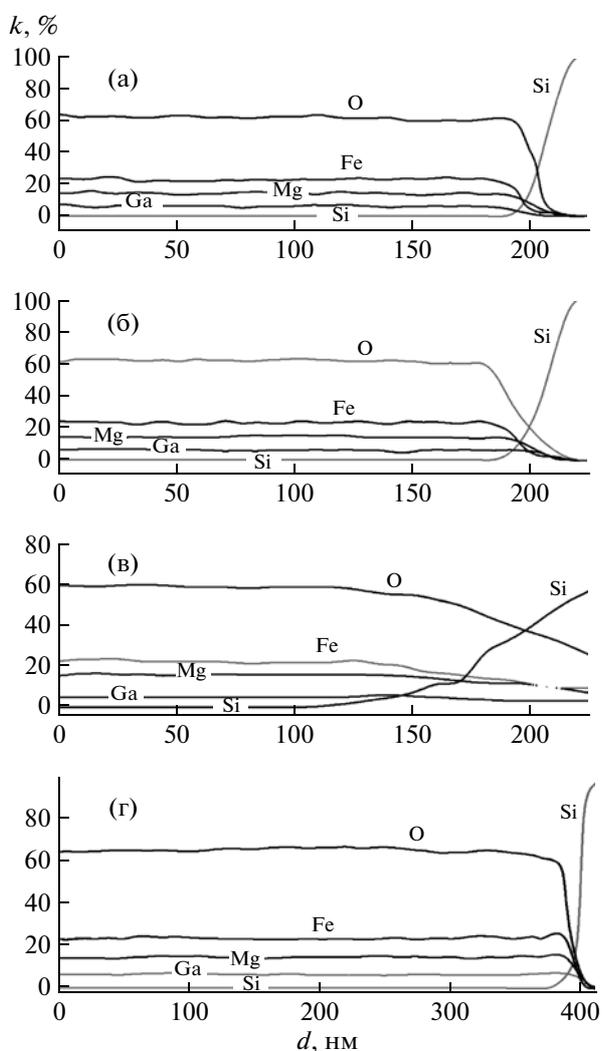


Рис. 2. Распределение элементов в пленках $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 200 нм, отожженных при температуре 800 (а), 900 (б) и 1000°C (в), и ~ 400 нм, отожженной при температуре 900°C (г).

определенном интервале энергий налетающих частиц) в виде агломератов MgO , GaO_x , FeO_x является оптимальным условием формирования на кремнии неоднородной структуры в виде пленки с составом, близким по стехиометрии к составу мишени. В [16] установлено, что в результате конформного переноса продуктов распыления мишени на подложки не формируется структура типа шпинели.

С помощью метода послойной оже-спектроскопии установлено распределение катионов по толщине пленок (рис. 2). Образцы толщиной ~ 200 нм являются дефицитными по кислороду (отклонение порядка 7% от рассчитанной атомной концентрации k), а также характеризуются равномерным распределением катионов по толщине пленки с отклонением от заданной катионной стехиометрии не более 5% (рис. 2), что является хорошим показателем для пленок многокомпонентных оксидных систем. Значительное отклонение от катионной стехиометрии на интерфейсе пленка–подложка и увеличение границы раздела пленка–подложка до ~ 60 – 100 нм (рис. 2в) зафиксированы в образце, отожженном при 1000°C. Данный факт обусловлен химическими реакциями материала пленки и кремния. Однозначно идентифицировать примесные фазы по данным оже-анализа не представляется возможным. Однако, учитывая данные рентгеновской дифракции [16], можно предположить, что это силикаты катионов, входящих в состав пленки и оксида кремния. Толщина переходного слоя для пленки, отожженной при температуре 900°C, составляла ~ 30 – 40 нм. Минимальной толщиной переходного слоя характеризовался образец, отожженный при 800°C. Это подтверждает предположение, что толщина переходного слоя и образование примесных фаз зависят от двух факторов: вклад от атомов мишени, проникающих на опре-

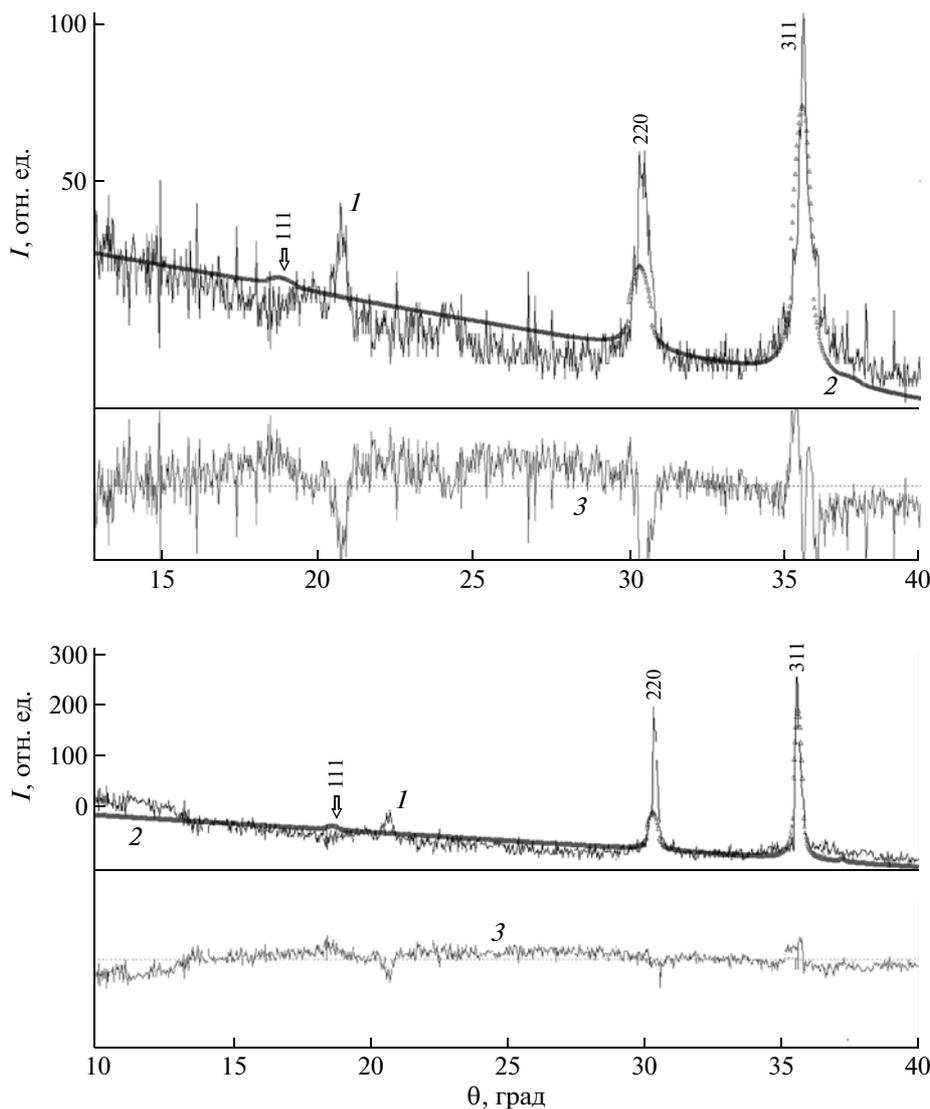


Рис. 3. Результаты подгонки данных рентгеновской дифракции пленки $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 200 нм (а–в) и ~ 400 нм (г); *I* – экспериментальные данные, *2* – теоретически рассчитанные данные, *3* – расхождение.

деленную глубину в подложку в процессе ионно-лучевого распыления-осаждения; температурный вклад, обусловленный термообработкой пленки. Последний фактор является определяющим. Установлено, что с ростом температуры отжига толщина переходного слоя увеличивается из-за взаимной диффузии ионов пленки и атомов кремния, что ведет к образованию примесных фаз на интерфейсе пленка–подложка.

В пленочном образце толщиной ~ 400 нм стехиометрическое соотношение по всей толщине пленки было близким к составу заданной мишени (рис. 2г). Зафиксированное отклонение от стехиометрии было не более 5% от заданной атомной концентрации *k*. Как и в случае с образцами толщиной ~ 200 нм, зафиксировано отрицательное отклонение от стехиометрии по кислороду. Дан-

ный факт можно объяснить с точки зрения особенностей процессов получения. Получение пленок осуществлялось при низком давлении кислорода. Перенос материала осуществлялся в виде агломератов оксидов нестехиометрического состава. Наиболее значительное отклонение от катионной стехиометрии наблюдалось в области раздела пленка–подложка.

В [16] также показано, что оптимальным условием для формирования фазы со структурой шпинели в пленках данной системы является отжиг при температуре 900°C в течение 30 мин. Это позволило кристаллизовать материал пленки на пластинах кремния. На дифрактограммах (рис. 3) отчетливо видны два структурных пика (в области 30.4° и 35.9°), что характерно для структуры исходной керамической шпинели $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4+\delta}$ и соот-

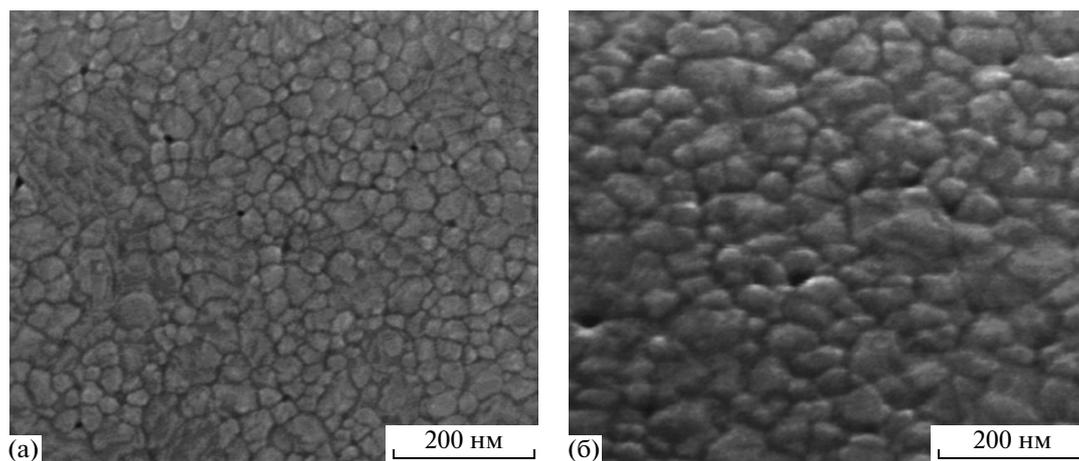


Рис. 4. Изображения поверхности пленок $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 200 (а) и ~ 400 нм (б), полученные методом РЭМ.

ветствует рефлексам от атомных плоскостей (220) и (331) соответственно. Однако следует отметить, что на дифрактограмме присутствует пик примесной фазы — полиморфной модификации оксида кремния (в районе 20°). На рис. 3г представлены данные рентгеновской дифракции пленки $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 400 нм. Как и в случае с пленками толщиной ~ 200 нм при получении учитывалось действие двух конкурирующих факторов: увеличение температуры отжига до 900°C (с целью улучшения кристалличности структуры) и снижение интенсивности химических взаимодействий на интерфейсе пленка—подложка. Экспериментально подтверждено, что наиболее приемлемыми условиями термообработки для получения пленок является отжиг на воздухе при температуре 900°C в течение 30 мин. Из данных рентгеновской дифракции можно сделать вывод, что увеличение толщины пленки способствует улучшению качества кристалличности структуры, связанной с увеличением размеров кристаллитов, относительно пленок с меньшей толщиной. Улучшение качества кристаллической структуры на рис. 3г проявляется в виде увеличения соотношения “сигнал—шум”, а также увеличения интенсивности пиков при их сужении относительно данных рентгеновской дифракции пленок $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 200 нм (рис. 3а–3в). Полученные пленки характеризуются кубической симметрией элементарной ячейки с пр. гр. $Fd\bar{3}m$. Рассчитанные параметры элементарной ячейки полученных пленок по величине близки к значениям параметров элементарной ячейки керамического аналога $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4+\delta}$ ($a = 0.838$ нм) и составляют $a = 0.834$ и $a = 0.835$ нм для пленок толщиной ~ 200 и ~ 400 нм соответственно. Отрицательное отклонение в значениях параметров элементарной ячейки можно объяснить двумя

факторами: отрицательным отклонением от стехиометрии по кислороду и структурными напряжениями кристаллической решетки пленки на интерфейсе пленка—подложка, обусловленными значительным рассогласованием кристаллофизических параметров.

На рис. 4 показаны изображения поверхности пленочных образцов, полученные методом растровой электронной микроскопии (РЭМ). Поверхность пленки толщиной ~ 200 нм, прошедшей термообработку при 900°C (рис. 4а), характеризуется отчетливой текстурой и кристалличностью с зерном правильной геометрической огранки (средний размер в диапазоне от ~ 50 до ~ 100 нм). Отчетливо видны межзеренные границы. Данные РЭМ пленки ~ 400 нм свидетельствуют о наличии сформированных кристаллитов разновеликих по размеру. Размер кристаллитов лежит в интервале от ~ 100 до ~ 170 нм. Таким образом, установлено, что размер кристаллитов пленки при отжиге в одинаковых условиях прямо пропорционален толщине пленки. Увеличение размера кристаллитов при относительно невысокой интенсивности химического взаимодействия материала пленки и подложки в процессе отжига должно приводить к увеличению интенсивности обменных взаимодействий и, как следствие, увеличению значений удельной намагниченности пленочных образцов с ростом их толщины.

Результаты измерений полевых зависимостей удельной намагниченности пленок $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 200 нм на подложках кремния представлены на рис. 5а–5в. Пленка, отожженная при 800°C , характеризуется слабым магнитным сигналом и минимальным значением удельной намагниченности ($M = 1.4 \text{ A m}^2 \text{ кг}^{-1}$ при 4.2 К и $0.7 \text{ A m}^2 \text{ кг}^{-1}$ при 300 К). Кривые удельной намагниченности не достигают насыщения даже

при значениях внешнего магнитного поля до 3 Тл. Коэрцитивная сила данного образца составляет $H_c \sim 40$ Э. Небольшие значения намагниченности можно объяснить отсутствием кристаллической структуры и, как следствие, несформированным дальним магнитным порядком [18]. Значения удельной намагниченности и коэрцитивной силы можно приписать суперпарамагнитной компоненте пленочного образца. С ростом температуры отжига (до 900°C) значения коэрцитивной силы ($H_c \sim 210$ Э) и удельной намагниченности ($\sim 6.8 \text{ A m}^2 \text{ кг}^{-1}$ при 4.2 К и $\sim 4.5 \text{ A m}^2 \text{ кг}^{-1}$ при 300 К) пленок увеличивались. Кривая удельной намагниченности достигает насыщения как при низких температурах (4.2 К), так и при комнатной температуре (300 К). Кривая M пленки, отожженной при 1000°C , при комнатной температуре не достигает насыщения в полях до 3 Тл ($M \sim 1.5 \text{ A m}^2 \text{ кг}^{-1}$), а при 4.2 К достигает насыщения и при $M \sim 2.8 \text{ A m}^2 \text{ кг}^{-1}$. Коэрцитивная сила увеличивается практически в 5 раз ($H_c \sim 1050$ Э). Эти данные свидетельствуют о неоднородном ферромагнитном состоянии, которое может являться следствием как увеличения степени неоднородности распределения катионов, так и образованием сторонних фаз на интерфейсе пленка-подложка в процессе термообработки пленок. Значение удельной намагниченности пленочного образца, отожженного при 900°C , при комнатной температуре составляет $\sim 16\%$ от значения M_s керамического образца в аналогичных температурных условиях.

Магнитные характеристики пленок $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 400 нм, отожженных при температуре 900°C , представлены на рис. 5г в виде полевых зависимостей удельной намагниченности. Измерения проводились при температурах 4.2 и 300 К. Предположение об увеличении значений удельной намагниченности пленок с ростом их толщины подтверждается данными вибрационной магнитометрии. Величина M для пленки $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной 400 нм составляет $\sim 52\%$ от значения удельной намагниченности насыщения керамического аналога. При комнатной температуре значение удельной намагниченности составляет $14.6 \text{ A m}^2 \text{ кг}^{-1}$, а при температуре 4.2 К — $17.7 \text{ A m}^2 \text{ кг}^{-1}$. Кривая намагниченности, как и в случае с керамическим аналогом, имеет прямоугольный вид и достигает насыщения уже при малых значениях внешних магнитных полей (~ 0.3 Тл). Таким образом, можно сделать следующий вывод: при увеличении толщины пленки $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ изменяются параметры микроструктуры (увеличивается размер кристаллитов). Увеличение значения удельной намагниченности пленок $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 400 нм относительно пленок толщиной ~ 200 нм является результатом двух факторов:

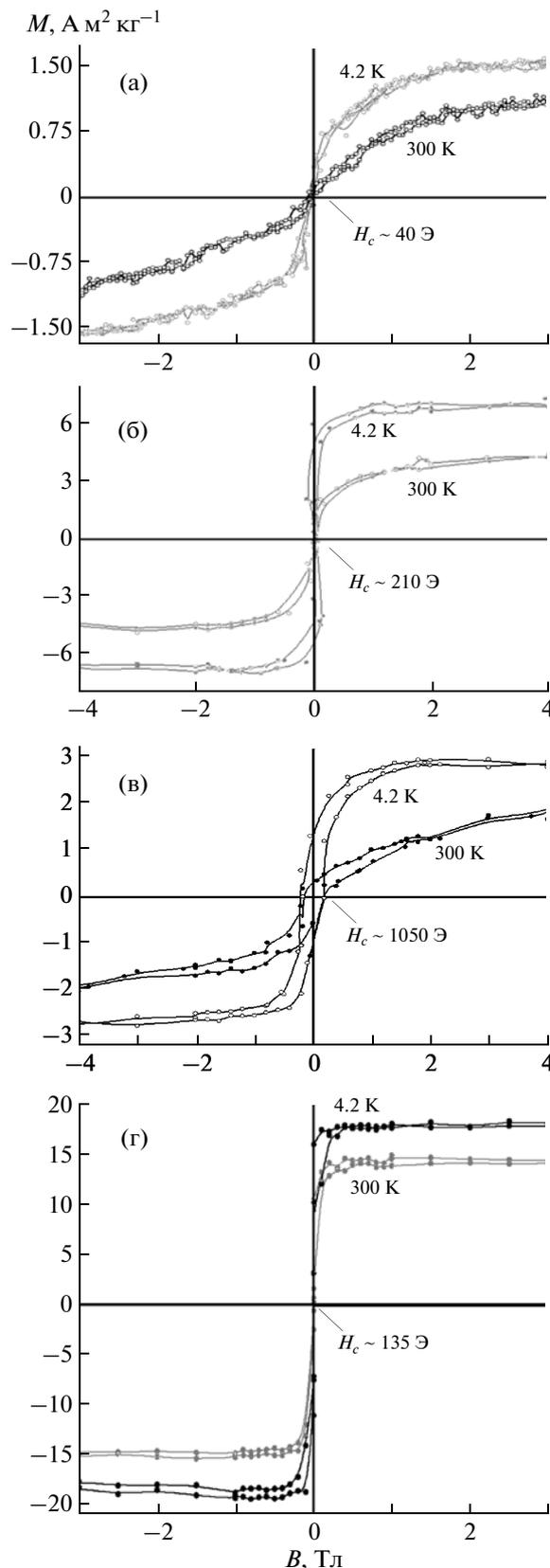


Рис. 5. Полевые зависимости удельной намагниченности пленок $\text{Mg}(\text{Fe}_{0.8}\text{Ga}_{0.2})_2\text{O}_{4-\delta}$ толщиной ~ 200 нм, отожженных при температурах 800 (а), 900 (б), 1000°C (в), и толщиной ~ 400 нм, отожженной при температуре 900°C (г).

снижение доли толщины переходного слоя на интерфейсе пленка—подложка относительно всей толщины пленки; увеличение интенсивности обменных взаимодействий (за счет увеличения размера кристаллитов) [19].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом ионно-лучевого распыления ионами кислорода керамической мишени $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_{4+\delta}$ на подложках кремния контролируемо были выращены пленки различной толщины (~200 и ~400 нм). Получение пленок проводилось при значительном рассогласовании кристаллофизических параметров подложки и пленки. Установлены оптимальные температурные режимы (отжиг в течение 30 мин при температуре 900°C) для кристаллизации аморфного материала пленки в фазу со структурой шпинели (исходной мишени). Показано, что все полученные образцы пленок являются анион-дефицитными (отклонение от заданной стехиометрии составляет ~5%). Это объясняется тем, что процессы получения пленок осуществлялись при низком давлении кислорода. Перенос материала осуществлялся в виде агломератов оксидов нестехиометрического состава. Наиболее значительное отклонение от катионной стехиометрии наблюдалось на интерфейсе пленка—подложка. Установлено, что с ростом температуры отжига повышается интенсивность образования примесных фаз (силицидов и силикатов катионов, входящих в состав пленки). При отжиге при температуре 900°C отмечено увеличение размеров кристаллитов (до ~170 нм) с увеличением толщины пленки до ~400 нм. Максимальным значением удельной намагниченности (~6.8 $A\ m^2\ kg^{-1}$ при 4.2 К и ~4.5 $A\ m^2\ kg^{-1}$ при 300 К) характеризуются пленочные образцы, отожженные при 900°C. Значение намагниченности пленки $Mg(Fe_{0.8}Ga_{0.2})_2O_{4-\delta}$ при комнатной температуре составляет ~16% от значения удельной намагниченности керамического образца в аналогичных температурных условиях. Данный факт может обуславливаться как отрицательным отклонением от стехиометрии по кислороду в пленке (по сравнению с керамикой), так и наличием примесных фаз на интерфейсе пленка—подложка. При увеличении толщины в пленках зафиксировано увеличение удельной намагниченности до 14.6 $A\ m^2\ kg^{-1}$ при 300 К и 17.7 $A\ m^2\ kg^{-1}$ при 4.2 К. Что составляет порядка 52% от значения удельной намагниченности керамики. Причинами расхождения в значениях магнитных характери-

стик пленок толщиной ~400 нм и керамики являются те же, что и в более тонких пленках. Увеличение намагниченности с ростом толщины пленки можно объяснить как снижением доли толщины переходного слоя на интерфейсе пленка—подложка относительно всей толщины пленки, так и увеличением интенсивности обменных взаимодействий (за счет увеличения размера кристаллитов).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 12-02-90904-моб_снг_ст).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кытин В.Г., Кульбачинский В.А., Глебов Д.С. и др. // Физика и техника полупроводников. 2010. Т. 44. С. 164.
2. Serrao C.R., Kundu A.K., Krupanidhi S.B. et al. // Phys. Rev. B. 2005. V. 72. P. 220101.
3. Wang J., Neaton J.B., Zheng H. et al. // Science. 2003. V. 299. P. 1719.
4. Dawber M., Rabe K. M., Scott J.F. // Rev. Mod. Phys. 2005. V. 77. P. 1083.
5. Захарченя Б.П., Корнев В.Л. // УФН. 2005. Т. 175. С. 629.
6. Nagaev E.L. // Phys. Status Solidi. B. 1988. V. 145. P. 11.
7. Ohno H., Shen A., Matsukura F. et al. // Appl. Phys. Lett. 1996. V. 69. P. 363.
8. Dietl T., Ohno H., Matsukura F. et al. // Science. 2000. V. 287. P. 1019.
9. Weber W., Riesen S., Siegmann H.C. // Science. 2001. V. 291. P. 1015.
10. Тикадзуми С. Физика ферромагнетизма. Ч. 2. М.: Мир. 1987. 419 с.
11. Akther Hossain A.K.M., Tabata H., Kawai T. // J. Magn. Magn. Mater. 2008. V. 320. P. 1157.
12. Antoshina L.G. // J. Phys.: Condens. Matter. 2001. V. 13. P. 127.
13. Нипан Г.Д., Кецко В.А., Стогний А.И. и др. // Докл. РАН. Сер. физ. химия. 2010. Т. 430. С. 783.
14. Нипан Г.Д., Кецко В.А., Стогний А.И. и др. // Неорган. материалы. 2010. Т. 46. С. 490.
15. Кецко В.А., Береснев Э.Н., Копьёва М.А. и др. // Журн. неорган. химии. 2010. Т. 55. С. 476.
16. Труханов А.В., Стогний А.И., Новицкий Н.Н. и др. // Неорган. материалы. 2011. Т. 47. С. 1128.
17. Луцинин В.В., Савенко А.Ю. Вакуумная техника и технология. 2008. Т. 18. С. 207.
18. Труханов С.В. // ФТТ. 2011. Т. 53. С. 1748.
19. Труханов С.В., Труханов А.В., Васильев А.Н. и др. // ЖЭТФ. 2011. Т. 140. С. 942.