

УДК:537.312.62:541.123.3:546.562

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12-\delta}$ НА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОДЛОЖКАХ $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$

Н.А. КАЛАНДА¹, С.А. ГУРЕЦКИЙ¹, А.М. ЛУГИНЕЦ¹,
В.Р. СОБОЛЬ¹, А.П. ГЕСЬ¹, В.В. ФЕДОТОВА¹, И.М. КОЛЕСОВА¹,
Л.И. ГУРСКИЙ², Е.В. ТЕЛЕШ², Д.И. КОТОВ²,
В.Г. ГУДЕЛЕВ³, Ю.П. ЖУРИК³, Н.А. КРЕКОТЕНЬ⁴, А.С. ПОЛЯНСКИЙ⁴

¹Объединенный институт физики твердого тела и полупроводников НАН Беларуси
ул. П. Бровки, 17, Минск, 220072, Беларусь,

²Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники
П. Бровки, 6, Минск, 220013, Беларусь,

³Институт физики им. Б.И. Степанова НАН Беларуси,
пр. Независимости, 70, Минск, 220072, Беларусь,

⁴УП "Белмикросистемы",
ул. Корженевского, 12, Минск, 220099, Беларусь

Поступила в редакцию 4 июля 2005

Проведены исследования элементной базы измерителей флуктуаций, оценены шумовые свойства балансных смесителей и детекторных секций, определяющих чувствительность измерений. Предложена математическая модель источников шумов балансного смесителя, определяющего чувствительность измерений, которая отражает вклад дробовых, тепловых и избыточных шумов в области низких частот. Проведены предварительные исследования уровня флуктуаций стабилизированных генераторов 3-миллиметрового диапазона длин волн.

Ключевые слова: измерение флуктуаций сигналов КВЧ, смеситель, детектор, чувствительность измерения.

Введение

Развитие оптоэлектроники как научно-технического направления, исследующего закономерности использования света в системах приема, хранения, обработки и отображения информации, стимулирует исследователей к поиску новых материалов, а также к модернизации технологических процессов и усовершенствованию методик применения к уже известным соединениям [1, 2]. В настоящее время многими исследователями разрабатываются методики использования эффекта Фарадея на монокристаллах и эпитаксиальных пленках ферритов-гранатов для различных практических применений как, например, в устройствах коммутации, оптических модуляторах, вентилях, затворах и других устройствах управления параметрами светового пучка видимого и инфракрасного (ИК) диапазона длин волн [3, 4]. К сожалению, в соединении $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ удельное фарадеевское вращение (Θ_F) в диапазоне длин волн ближнего ИК диапазона спектра незначительно (для $\lambda=1,152$ мкм, $\Theta_F=245$ град/см), что ограничивает ис-

пользование этого материала в магнитооптических приборах [5]. Вместе с тем установлено, что у $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (Bi:ЖИГ) значения Θ_F резко возрастают и достигают как в видимой области длин волн, так и в ближнем ИК-диапазоне гигантских величин ($\Theta_F \sim 10\text{--}20$ град/мкм) [6]. Кроме этого, Bi:ЖИГ характеризуется более низким коэффициентом поглощения света по сравнению с ЖИГ, высоким значением угла поворота плоскости поляризации отраженной электромагнитной волны от магнитооптической среды ($\Theta_K = 1,2$ град при $\lambda = 465$ нм) и другими достоинствами. Однако, несмотря на очевидные достоинства, данные материалы не нашли широкого применения из-за ряда трудностей при их получении. Поскольку ионный радиус висмута $\{r(\text{Bi}^{3+}) = 1,132 \text{ \AA}\}$ существенно больше иттрия $\{r(\text{Y}^{3+}) = 1,017 \text{ \AA}\}$, то синтез $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ проблематичен в связи с большой деформацией кристаллической решетки граната [7]. В этом случае вхождение катионов Bi^{3+} в элементарную ячейку $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ приводит к значительному росту параметра кристаллической решетки [8]. Вследствие этого полностью Bi-замещенный железоиттриевый кристалл не является термодинамически стабильной фазой и поэтому получение однофазного соединения $\text{Bi}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ является сложной проблемой [9]. Использование методики жидкофазной эпитаксии также не эффективно для получения структурно-совершенных пленок $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ [10]. Так для увеличения количества Bi в решетке граната необходимо использовать висмут, содержащий раствор-расплав, который в переохлажденном состоянии неустойчив, и поэтому становится затруднительным управляемое выращивание монокристаллов способом на затравку. Кроме того, использование раствора-расплава с высокой концентрацией Bi крайне нежелательно из-за интенсивной коррозии платиновых тиглей, необходимых для синтеза данных соединений. Перечисленные аргументы свидетельствуют о целесообразности поиска новых подходов для получения монокристаллических пленок Bi:ЖИГ, помимо использования жидкофазной эпитаксии из раствор-расплавных сред с применением платиновых тиглей. По нашему мнению, затруднений, связанных с синтезом пленок $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ субмикронной толщины, можно избежать путем разделения процесса получения Bi:ЖИГ на несколько стадий. Первоначально необходимо вырастить кристаллы $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ и изготовить ориентированные в требуемом направлении монокристаллические подложки. Затем с помощью ионно-лучевой технологии произвести напыление висмута с последующим диффузионным отжигом в области температур, где висмут-замещенная структура граната является термодинамически стабильной.

В работе представлены результаты исследования процесса формирования диффузионных наноразмерных слоев $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ из осажденной висмутовой пленки на монокристаллические подложки $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ и изучены магнитооптические свойства полученных образцов с различным содержанием кислорода.

Экспериментальная часть

Для выращивания монокристаллов $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ использовалась шихта, состоящая из компонентов классификации ОСЧ. Раствор-расплав готовился методом последовательного наплавления в платиновом тигле объемом 1000–1200 мл при температуре 1370 К с весовым контролем каждого компонента. Синтез проводился в вертикальной термоустановке с использованием SiC нагревателей. Температура в термоустановке поддерживалась с помощью высокоточного регулятора температуры РИФ-101 и контролировалась Pt-Pt/Rh10% термопарой с точностью $\pm 0,5$ К.

Термогравиметрический анализ образцов проводился с помощью термоанализатора TGD 7000 (фирма ULVAK SINKU-RIKO, Япония) на воздухе в интервале температур (870–1370) К в платиновых тиглях. Масса навески составляла 80–100 мг, чувствительность метода $\pm 0,02$ мг. Рентгеноструктурные исследования образцов проводились на дифрактометре (ДРОН-3, CuK_α -излучение). Максимальная погрешность при определении параметра кристаллической решетки a составляла $\pm 0,0005$ Å.

Нанесение пленок металлического висмута на монокристаллические подложки $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, ориентированные в плоскости (III), осуществлялось на вакуумной установке Z 400 фирмы "Leubold-Heraeus", оснащенной безмасляной системой откачки на базе турбомолекулярного насоса. Камера вакуумной установки была оборудована двухлучевым ионным источником с замкнутым холловским током на основе ускорителя с анодным слоем. Особенностью

такого источника является возможность генерирования двух независимых ионных пучков, один из которых служит для распыления материала мишени, а второй — для очистки подложки. Подложки устанавливались на подложкодержателе карусельного типа на расстоянии 100 мм от поверхности мишени. Камера откачивалась до остаточного давления 10^{-3} Па. Перед напылением осуществлялась очистка поверхности подложек ионами аргона с энергией 400 эВ. Ток ионной очистки составлял 10 мА, время очистки — 10 мин. В качестве мишени использовались диски из висмута диаметром 50 мм и толщиной 4 мм. Распыление мишени осуществлялось ионами аргона с энергией 1800 эВ при токе 30 мА.

Для исследования фарадеевского вращения в изготовленных монокристаллических пластинах ЖИГ использовался модифицированный вариант метода гетеродинной интерферометрии [11]. Такая схема измерений позволяет обеспечить перенос измеряемого сдвига фаз из оптической области в область радиочастот, что существенно облегчает регистрацию и обработку результатов измерений. Упрощенная блок-схема измерительной установки показана на рис. 1.

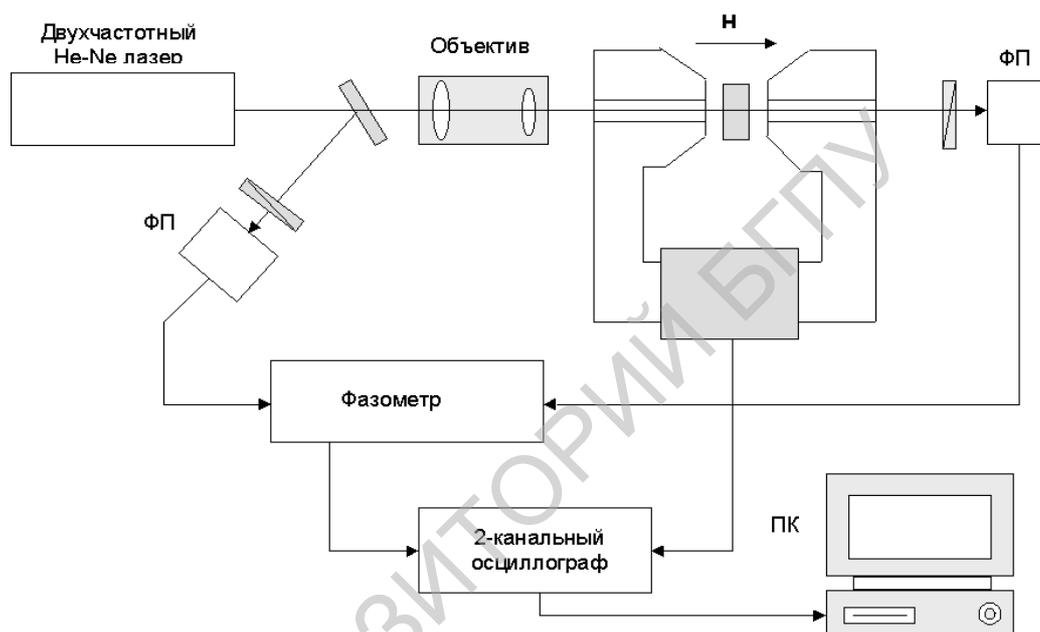


Рис.1. Блок-схема измерительной установки

В качестве источника излучения использовался двухчастотный гелий-неоновый лазер, работающий на длине волны 1,15 мкм, попадающей в полосу пропускания ЖИГ. Выходное излучение лазера содержало две волны с циркулярными ортогональными поляризациями и разностью частот около 500 кГц. Двухчастотный режим работы лазера обеспечивался внесением фарадеевского элемента в резонатор лазера. Часть выходного излучения использовалась для формирования опорного канала, основная часть излучения направлялась на исследуемый образец, помещенный в поле электромагнита. Для уменьшения диаметра пучка использовался объектив. Сигналы разностной частоты опорного и измерительного каналов интерферометра подавались на фазометр. Выходной сигнал фазометра, несущий информацию о сдвиге фаз волн циркулярных ортогональных поляризаций в исследуемом образце, регистрировался цифровым осциллографом и далее поступал на персональный компьютер. Чувствительность и точность измерений определяется главным образом характеристиками используемого фазометра. Погрешность измерения сдвига фаз используемым в данной работе фазометром Ф2-16 не превышает $0,3^\circ$, что соответствует погрешности измерения величины фарадеевского вращения $\pm 0,15^\circ$.

Определение оптических параметров отражения наноразмерных диффузионных слоев $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ и в частности эффекта Керра (Θ_K) проводилось на спектральном эллипсометре ES-2 в диапазоне длин волн $\lambda=(370-430)$ нм при угле падения луча $\varphi=70^\circ$.

Изучение морфологии поверхности пленок из металлического висмута, а также диффузионных слоев $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ осуществлялось методом атомно-силовой микроскопии на приборе NT-206 в статическом режиме при размере матрицы 256x256.

Результаты и их обсуждение

Синтез монокристаллов $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$. При выращивании кристаллов $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ нами были исследованы теплофизические и динамические условия кристаллизации в растворе расплаве для случая, когда кристаллы однотипным образом размещались на вращающемся кольцевом кристаллодержателе. Для уменьшения вероятности зарождения "паразитных" кристаллов, кристаллодержатель не переохлаждали по отношению к раствору-расплаву. С этой целью его закрепляли на ответвителях, соединяющихся с осью кристаллоносца, и располагали в нижней более горячей зоне раствора-расплава. Переохлаждение оси кристаллоносца вблизи поверхности раствора-расплава устраняется действием закрепленного на ней кругового экрана, диаметр которого существенно меньше диаметра кольцевого кристаллодержателя. Вращающийся кристаллодержатель с кристаллами одновременно осуществляет принудительное механическое перемешивание раствора-расплава. Создаваемые им спиралевидные гидродинамические потоки стабильны по структуре и обеспечивают как высокие скорости омывания граней растущих кристаллов раствором-расплавом, так и интенсивный массообмен между зонами растворения и роста. При изучении влияния геометрических размеров кристаллов на эффективность перемешивания установлено, что по мере увеличения размеров кристаллов эффективность перемешивания раствора-расплава растет.

Изучение особенностей распределения температурного поля в растворе расплаве позволило выявить ряд закономерностей. Во-первых, при перемешивании раствора расплава исходное температурное поле в нем существенно искажается, в частности, колебания температуры становятся более "быстрыми". Во-вторых, амплитуда колебаний температурного поля при фиксированном теплообмене на границах тигля уменьшается. В-третьих, градиенты средних значений температуры со временем вне пограничного слоя кристалл-раствор-расплав снижаются, т.е. температуры выравниваются, а в самом пограничном слое наоборот растут. В этом случае градиент среднего значения температуры изменялся в пределах (0,1–0,3) К/мм, достигая наибольших значений в приповерхностном и придонном слоях. В-четвертых: по мере углубления в раствор расплав амплитуда "температурных" колебаний возрастает. На основании полученных данных по изучению теплофизических свойств однородного раствора расплава нами созданы условия для преимущественного выращивания кристаллов в приповерхностной области.

Для изучения ширины метастабильной зоны и интенсивности спонтанного кристаллообразования от величины переохлаждения в однородный раствор-расплав при температуре растворения погружался кристаллодержатель так, чтобы расстояние от верхней кромки кольца до поверхности раствора расплава составляло 12 мм. В этом случае скорость вращения кристаллодержателя составляла 60–70 об/мин. После получасовой выдержки температура термоустановки понижалась до значений температуры ниже температуры насыщения. После 14–16 ч выдержки кристаллодержатель извлекали и производили оценку кристаллообразования на нем.

На основании полученных экспериментальных данных определена ширина метастабильной зоны, которая составляла (10–15) К. При варьировании скорости вращения кристаллодержателя в пределах (50–80) об/мин не обнаружено изменения значений ширины метастабильной зоны. За пределами метастабильной области интенсивность кристаллообразования весьма критична к величине переохлаждения. Так, если при переохлаждении на (1–2) К, что превышает ширину метастабильной области, образуются единицы кристаллов, то при превышении на (3–4) К их число уже достигает нескольких десятков. Образующиеся при таких начальных переохлаждениях кристаллы наряду с гранями (110) имеют хорошо развитые грани (211).

Таким образом, установлено, что при перемешивании раствора-расплава исходное температурное поле в нем существенно искажается, а ширина метастабильной зоны составляет

(10–15) К. В этих условиях представляется возможным осуществлять управляемое выращивание группы кристаллов $Y_3Fe_5O_{12}$, симметрично расположенных на кристаллодержателе.

Влияние термообработки на дефектообразование и магнитооптические свойства монокристаллов $Y_3Fe_5O_{12}$. Из-за большого ионного радиуса диффузия Bi^{3+} в структуру монокристаллической пластины $Y_3Fe_5O_{12}$ ограничена размерным эффектом. В этом случае увеличение точечной дефектности в ЖИГ способствует повышению коэффициента химической диффузии Bi^{3+} . Поэтому для целенаправленного изменения плотности точечной дефектности в монокристаллах $Y_3Fe_5O_{12}$ рассмотрим температурные особенности их образования при термообработке. Известно, что на тип и концентрацию точечных дефектов, образующихся при отжигах в монокристаллах феррита-граната, влияет величина парциального давления кислорода (pO_2). Согласно термогравиметрическим исследованиям, проводимых в политермических режимах при (300–1370) К на монокристаллах ЖИГ при $pO_2=100$ Па установлено, что выделение кислорода начинало проявляться при 1170 К. Скорость десорбции кислорода повышалась с увеличением температуры до 1370 К и кислородный индекс составлял $\delta \sim 0,016$. При рассмотрении эволюции изменения типа дефектов при 1370 К и $pO_2=100$ Па в течение 50 ч и их влияния на Θ_F установлена зависимость уменьшения значений угла поворота плоскости поляризации электромагнитной волны при насыщающих значениях магнитного поля. Обнаружено, что отжиг при 1370 К и $pO_2=100$ Па влияет на вид функции $|\max \Theta_F|=f(t)$, которая имеет два характерных участка (рис. 2).

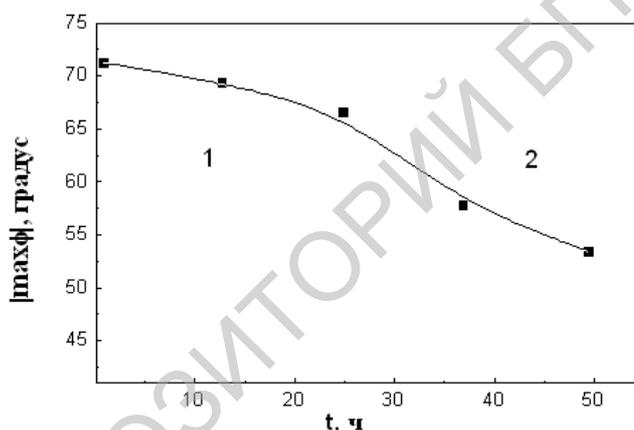


Рис. 2. Кинетика изменения значений $|\max \Theta_F|$ монокристаллов $Y_3Fe_5O_{12}$ отожженных при 1370 К и $pO_2=100$ Па. Цифрами 1 и 2 отмечены участки с различным характером изменения зависимости $|\max \Theta_F|=f(t)$

При отжиге в течение 25 ч изменения значений $|\max \Theta_F|$ не превышают 8 % от первоначальных их значений. Можно предположить, что кинетическая зависимость $|\max \Theta_F|$ обусловлена выделением кислорода и образованием кислородных вакансий с различными эффективными зарядами (V_o^\bullet) и ($V_o^{\bullet\bullet}$) по квазихимической реакции $2Fe^{3+}+3O^{2-} \leftrightarrow 2V_o^\bullet + V_o^{\bullet\bullet} + 2Fe^{2+} + 3/2O_2 \uparrow$. Это приводит к перераспределению электронной плотности и образованию двухвалентного железа. Расположение катионов Fe^{2+} мы рассматривали в октаэдрических позициях феррограната из-за его большого ионного радиуса. В этом случае превращения в железиттриевом гранате можно представить следующим образом: $\{Y_3^{3+}\}[Fe^{3+}_2](Fe^{3+}_3)O_{12}^{2-} \leftrightarrow \{Y_3^{3+}\}[Fe^{3+}_{2-2\delta}Fe^{2+}_{2\delta}](Fe^{3+}_3)(2V_o^\bullet V_o^{\bullet\bullet})_8O_{12}^{2-} + \delta/2O_2 \uparrow$. Образовавшиеся дефекты Fe^{2+} , $V_o^{\bullet\bullet}$ и V_o^\bullet искажают локальную симметрию ближайших узлов кристаллической решетки из-за изменения их эффективного заряда и занимаемого им объема. Искажение кристаллической решетки приводит к изменению ее параметров и соответственно к изменению значений обменного интеграла J_{ij} . Образование кислородных вакансий способствует разрыву непрерывных цепочек $Fe^{3+}-O^{2-}-Fe^{3+}$, необходимых для передачи обменного взаимодействия, что приводит к ослаблению кооперативных обменных взаимодействий и уменьшению значения Θ_F (1) [6]:

$$\Theta_F = \frac{\pi e^2 \omega^2}{nmc} \sum_{i=a,d} \frac{Nf_i}{\omega_i} \left\{ \frac{(\omega_i + \Delta_i)^2 - \omega^2 - \Gamma_i^2}{\left[(\omega_i + \Delta_i)^2 - \omega^2 + \Gamma_i^2 \right]^2 + 4\omega^2 \Gamma_i^2} - \frac{(\omega_i - \Delta_i)^2 - \omega^2 - \Gamma_i^2}{\left[(\omega_i - \Delta_i)^2 - \omega^2 + \Gamma_i^2 \right]^2 + 4\omega^2 \Gamma_i^2} \right\}, \quad (1)$$

где e и m — заряд и масса электрона; n — показатель преломления; c — скорость света; Γ_i — половина ширины перехода; ω_+ и ω_- — резонансная энергия для право- и левополяризованного по кругу света соответственно; N — плотность активных ионов; f_i — сила осциллятора; Δ_i — величина спин-орбитального расщепления для тетраэдрических и октаэдрических кристаллографических положений.

Второй участок функции $|\max \Theta_F| = f(t)$ при $t=(25-50)$ ч характеризуется более значительным уменьшением значений $|\max \Theta_F|$, которые составили порядка (~ 25) % от их первоначальных значений (рис. 2). Такой характер изменения зависимости $|\max \Theta_F| = f(t)$ на втором участке отжига обусловлен, на наш взгляд, появлением еще одного типа дефектов. В этом случае увеличение концентрации V_o^\bullet и $V_o^{\bullet\bullet}$ компенсируется переходом части ионов железа в междоузлия с образованием дефектов типа Fe_i^{3+} . Более сильное понижение значений Θ_F на втором участке зависимости $|\max \Theta_F| = f(t)$ может быть объяснено значительным понижением плотности активных ионов (N), а также магнитооптическими переходами с малой силой осцилляторов f_i (1).

Таким образом, отжиг $Y_3Fe_5O_{12-\delta}$ в восстановительной среде способствует изменению значений $|\max \Theta_F|$ с двумя характерными участками. Образование точечных дефектов $V_o^{\bullet\bullet}$ и V_o^\bullet на первом этапе отжига понижает значения $|\max \Theta_F|$ на $\sim 8\%$, тогда как появление, как нами предполагается, междоузельных катионов железа Fe_i^{3+} уменьшает значения $|\max \Theta_F|$ на $\sim 25\%$ на втором участке зависимости $|\max \Theta_F| = f(t)$.

Нанесение металлического висмута и оптимизация режимов диффузионного отжига с целью получения наноразмерных слоев $Bi_xY_{3-x}Fe_5O_{12}$. Применение метода ионно-лучевого распыления для получения висмутовых пленок на монокристаллических пластинах $Y_3Fe_5O_{12}$ обусловлено следующими особенностями. Во-первых, использование этого метода позволяет создавать рабочее давление до 10^{-2} Па. Во-вторых, пленки, полученные данным методом, имеют крупнозернистую структуру и характеризуются развитым рельефом поверхности. В-третьих, распыление ионами аргона при соответствующих энергиях позволяет получать неокисленные висмутовые пленки.

Пленки висмута получены с наименее развитым рельефом поверхности при скорости осаждения 6 нм/мин и температуре монокристаллической подложки $Y_3Fe_5O_{12}$ равной 300 К. Следует отметить, что с увеличением толщины пленок висмута свыше 300 нм наблюдается развитие рельефа поверхности и укрупнение размеров зерен (рис. 3).

Для осуществления термодиффузии металлического висмута в монокристаллическую подложку $Y_3Fe_5O_{12}$, которая была предварительно отожжена при $T=1370$ К и $pO_2=100$ Па в течение 50 ч с последующей закалкой на комнатную температуру, проводили поэтапный диффузионный отжиг пленок. На первом этапе диффузионный отжиг осуществляли при 550 К и при пониженном давлении кислорода ($pO_2=10$ Па) с целью взаимодействия висмутовой пленки с подложкой без образования низших окислов висмута. Дальнейшие диффузионные отжики гетерогенной системы $Bi/Y_3Fe_5O_{12}$ проводили в интервале температур (770–1370) К. Установлено, что образование $Bi_xY_{3-x}Fe_5O_{12}$ на монокристаллических пластинах $Y_3Fe_5O_{12}$ происходит в интервале температур (870–970) К. Согласно данным структурных и микроструктурных исследований установлено, что наиболее однородные и структурно совершенные диффузионные слои $Bi_xY_{3-x}Fe_5O_{12}$ были получены при отжиге в течение 50 ч в условиях $T=920$ К и $pO_2=10^5$ Па (рис. 4).

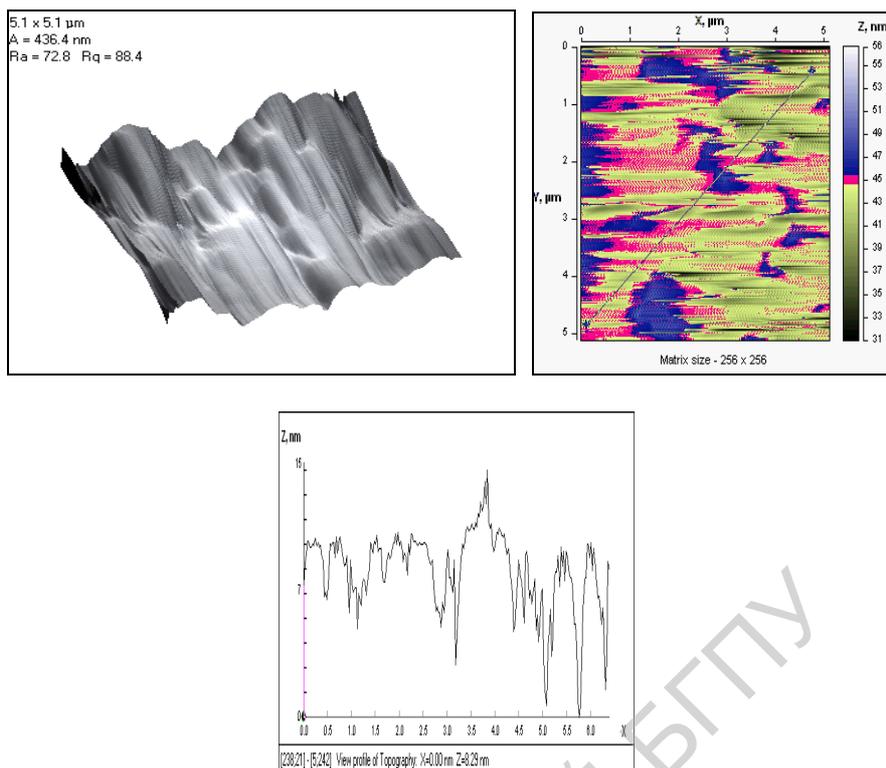


Рис. 3. АСМ-изображения: *a, б*) поверхности висмутовой пленки толщиной 400 нм, напыленной при $p_{O_2}=10$ Па и температуре подложки 300 К; *в*) профиль поверхности вдоль линии на АСМ-изображении

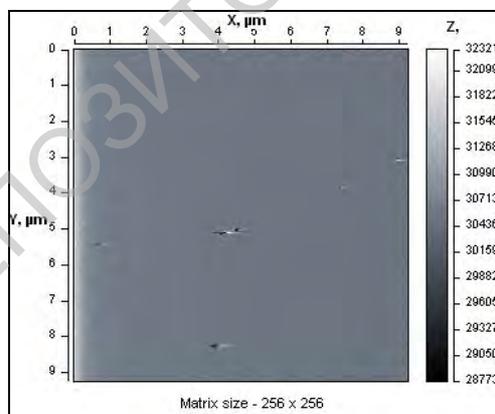


Рис.4. Микроструктура поверхности диффузионного слоя $Bi_xY_{3-x}Fe_5O_{12}$, синтезированного на монокристаллической подложке $Y_3Fe_5O_{12}$ при 920 К и $p_{O_2}=10^5$ Па в течение 50 ч

Дальнейшее повышение температуры диффузионных отжигов выше 1000 К приводит к фазовому расслоению и образованию сложных оксидов $BiFeO_3$ и $Bi_2Fe_4O_9$ (рис. 5, 6)

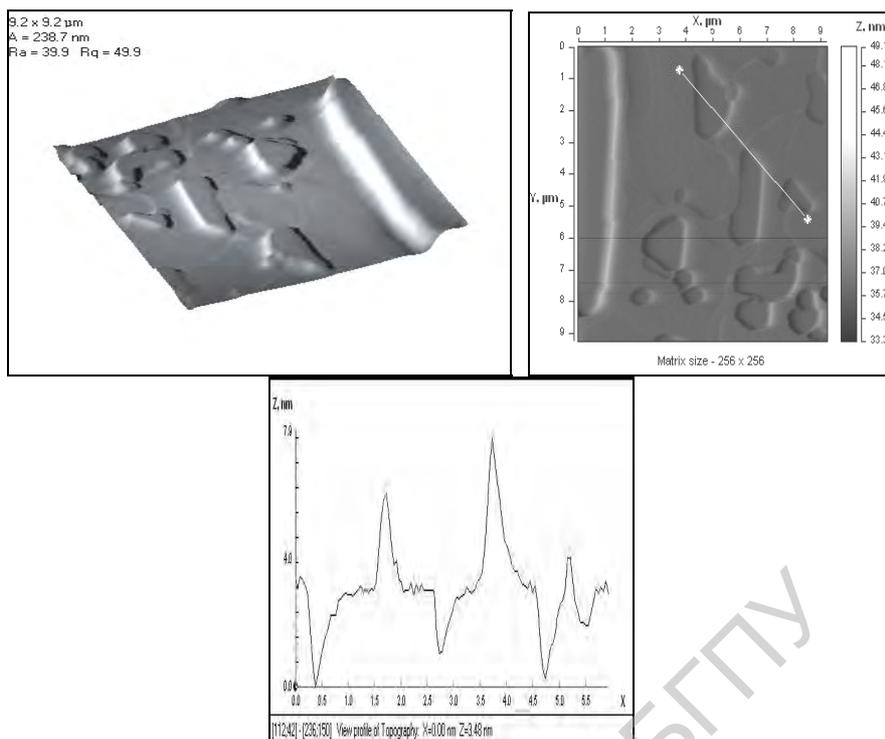


Рис. 5. АСМ-изображения: а, б) фазовые расслоения на поверхности диффузионного слоя $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, отожженного при 1070 К и $p\text{O}_2=10^5$ Па в течение 50 ч; в) профиль поверхности вдоль линии на АСМ-изображении

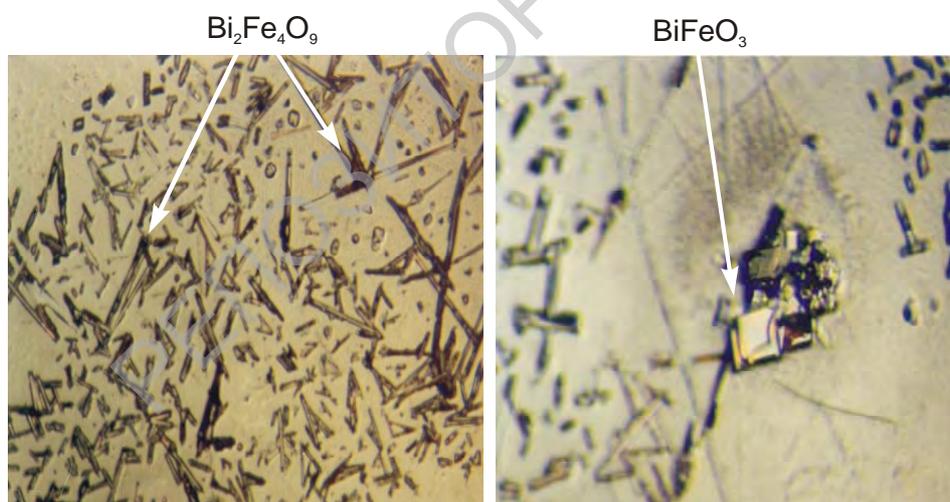


Рис. 6. Микроструктура поверхности диффузионного слоя $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, отожженного при 1170 К и $p\text{O}_2=10^5$ Па в течение 50 ч

При анализе угла поворота плоскости поляризации электромагнитной волны, отраженной от поверхности диффузионного слоя $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, установлен относительный фазовый сдвиг двух ортогонально поляризованных компонент и их относительное изменение в соответствии с зависимостью $\text{tg } \psi e^{i\Delta} = \rho$, где $\text{tg } \psi$ — отношение амплитуд, Δ — сдвиг фаз. В нашем случае регистрация состояния поляризации отраженной электромагнитной волны осуществлялась как в магнитном поле, так и без него. Приведенные на графиках данные по состоянию отраженной волны указывают на изменение амплитуды $\text{tg}\psi$ на 0,03 и сдвиг фазы $\cos \Delta$ на 0,05, что соответствует повороту плоскости поляризации (Θ_K) на 1–2° (рис. 7).

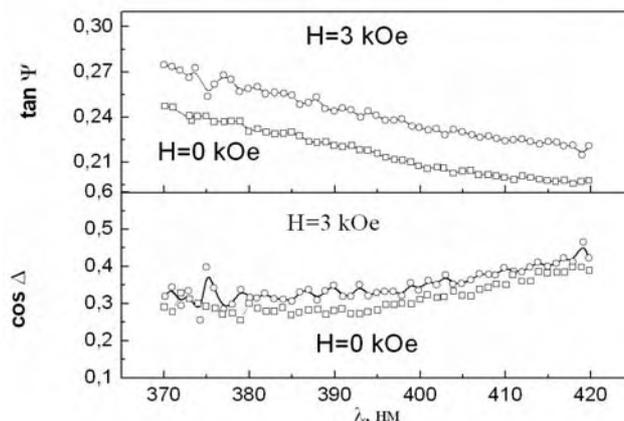


Рис. 7. Зависимость амплитуды $\tan \psi$ и сдвига фаз $\cos \Delta$ от длины электромагнитной волны, отраженной от поверхности диффузионного слоя $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, в магнитном поле и без него

Таким образом, наибольшими значениями поворота плоскости поляризации электромагнитной волны $\Theta_K=(1-2)^\circ$ обладают диффузионные слои $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, синтезированные на монокристаллических подложках $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ в течение 50 ч при $T=920\text{K}$ и $p\text{O}_2=10^5$ Па.

Работа частично финансирована грантом МНТЦ № 5-1065.

FEATURES OF RECEPTION OF NANODIMENSION DIFFUSION LAYERS $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ ON MONOCRYSTAL SUBSTRATES $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$

N.A. KALANDA, S.A. GURETSKII, A.M. LUGINEZ, V.P. SOBOL, A.P. GES, V.V. FEDOTOVA,
I.M. KOLESOVA, L.I. GURSKII, E.V. TELESH, D.I. KOTOV, V.G. GUDELEV, U.P. GURIK,
N.A. KREKOTEN, A.S. POLIANSKII

Abstract

In the work results of research of process of formation of diffusion nanodimension layers $\text{Bi}_x\text{Y}_{3-x}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ from evaporated bismuth film on monocrystal substrates $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ are submitted and investigated magneto-optical properties of the received samples with the various contents of oxygen.

Литература

1. Okuda T., Katayama T., Kobayashi H., Kobayashi N. // J. Appl. Phys. 1990. Vol. 67, №9. part 2A. P. 4944–4946.
2. Okuda T., Koshizuka N., Hayashi K., et al. // IEEE Trans. On Magn. 1987. Vol. MAG-23, №5. P. 3491–3493.
3. Chern M.-Y., Lo F.-Y., Liu D.-R., et al. // Jpn. J. Appl. Phys. 1999. Vol. 38. P. 6687–6689.
4. Gomi M., Satoh K., Abe M. // Proceedings ICF. India, 1989. P. 919–921.
5. Inoue M., Fujii T. // J. Appl. Phys. 1997. Vol. 81. P.5659-5661.
6. Helseth L.E., Solovyev A.G., Hansen R.W., et al. // Phys. Rev. B. 2002. Vol. 66. P. 64405.
7. Fratello V.J., Licht S.J., Brandle C.D., et al. // J. Cryst. Growth. 1994. Vol. 93. P. 142–145.
8. Adachi N., Denysenkov V.P., Khartsev S.I., et al. // J. Appl. Phys. 2000. Vol. 88. P.2734-2736.
9. Рандошкин В.В., Червоненкис А.Я. Прикладная магнитооптика. М., 1990.
10. Hansen P., Witter K. // J. Appl. Phys. 1985. Vol. 58. P. 454–457.
11. Takasaki, Umeda N., Tsukiji M. // Applied Optics. 1980. Vol. 19, № 3. P.435–411.