

## Пленки Vi-замещенных ферритов-гранатов для термомагнитной записи, фотоники и плазмоники: оптимизация условий синтеза с использованием сканирующей зондовой микроскопии

© А.Р. Прокопов,<sup>1</sup> Т.В. Михайлова,<sup>1</sup> Е.В. Данишевская,<sup>2</sup> А.Н. Шапошников,<sup>1</sup> В.Н. Бержанский,<sup>1</sup> А.В. Каравайников,<sup>1</sup> А.С. Недвига,<sup>1</sup> И.А. Наухацкий,<sup>1</sup> Е.Т. Милюкова<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Крымский федеральный университет им. В.И. Вернадского, 295007 Симферополь, Россия

<sup>2</sup> Крымский университет культуры, искусств и туризма, 295017 Симферополь, Россия  
e-mail: tatvladismikh@cfuv.ru

Поступило в Редакцию 28 марта 2019 г.

В окончательной редакции 28 марта 2019 г.

Принято к публикации 15 апреля 2019 г.

Представлены результаты исследований по оптимизации режимов синтеза пленок Vi-замещенных ферритов-гранатов (Vi:IG) методами жидкофазной эпитаксии и вакуумного напыления с последующей кристаллизацией. Показано влияние параметра рассогласования между кристаллическими решетками пленки и подложки на функциональные свойства тонких монокристаллических высококоэрцитивных пленок Vi:IG. Проведена оптимизация режима высокотемпературного отжига напыленных пленок с целью формирования слоев с высокой концентрацией Vi для магнитофотонных и магнитоплазмонных структур. Установлено, что отжиг слоя Vi:IG под напыленным сверху слоем SiO<sub>2</sub> позволит уменьшить шероховатость границ разделов в многослойных структурах.

**Ключевые слова:** Vi-замещенные ферриты-гранаты, режим синтеза, морфология поверхности, магнитооптические и магнитные свойства.

DOI: 10.21883/JTF.2019.11.48348.139-19

### Введение

Область функционального применения микро- и наноразмерных пленок Vi-замещенных ферритов-гранатов (Vi:IG) постоянно расширяется при проектировании различных оптоэлектронных комплексов и устройств для передачи и обработки информации, оптических датчиков технического и медико-биологического назначения, визуализации магнитных полей благодаря существованию целого спектра доступных методов синтеза и их динамичному развитию [1–4]. На данный момент наиболее распространены методы жидкофазной эпитаксии (liquid phase epitaxy — LPE) [5–16], импульсного лазерного осаждения (pulsed laser deposition — PLD) [17–21], радиочастотного распыления (radio-frequency sputtering — RFS) [22–24] и реактивно-ионно-лучевого распыления (reactive ion beam sputtering — RIBS) [25–31].

Традиционный метод жидкофазной эпитаксии позволяет выращивать монокристаллические пленки Vi:IG для термомагнитной записи с низкой температурой Кюри ( $T_C < 100^\circ\text{C}$ ) и высокой коэрцитивностью  $H_C$ , созданной деформациями кристаллической решетки пленки при значительном рассогласовании периодов кристаллических решеток пленки  $a_f$  и подложки  $a_s$  [9–13]. Как было показано ранее с использованием оптических методов [8–15], параметр рассогласования  $\Delta a = a_f - a_s$

оказывает большое влияние на морфологию и магнитные параметры эпитаксиальных пленок и определяет чувствительность пленок и пространственное разрешение записываемых реплик.

Синтез пленок Vi:IG наноразмерной толщины и значительным замещением Vi, актуальных для целей интегральной оптики, фотоники и плазмоники, осуществлен методами вакуумного осаждения из паровой фазы [1–4, 14–33]. Данные методы позволяют создать условия, при которых образование гранатовой фазы наиболее вероятно [25]. Для получения высококачественных гранатовых пленок необходимо соблюдение оптимального режима синтеза. Отклонение любого параметра процесса синтеза от оптимального значения приводит к формированию дефектов, образованию других кристаллических фаз или нестехиометричности состава. Метод PLD в основном используется для эпитаксиального роста *in situ* пленок и полностью гранатовых одномерных магнитофотонных кристаллов [17–21], RFS и RIBS — для эпитаксиального роста *in situ* или синтеза посредством распыления и последующей кристаллизации пленок в кислороде или на атмосфере (*post-annealing crystallization*) [22–31]. Напыленные методами RFS и RIBS и кристаллизованные на воздухе пленки Vi:IG имеют поликристаллическую структуру, размеры зерен которой зависят от состава Vi:IG, температуры и длительности отжига, используемой подложки [23, 27, 28, 31].

С целью создания интегральных устройств оптической обработки сигналов, совместимых с полупроводниковыми технологиями, большое внимание исследователей уделяется поиску оптимальной технологии синтеза наноразмерных пленок  $\text{Bi}:\text{IG}$  на негранатовых слоях и подложках [22,32]. С целью решения задачи кристаллизации слоев  $\text{Bi}:\text{IG}$  с содержанием  $\text{Bi}$  более 1 атома на формульную единицу на негранатовых подложках ряд авторов [4,29–31,33–35] предлагает двухэтапную технологию синтеза. В наших предыдущих исследованиях [29–31] была показана эффективность данного метода при создании структур магнитофотонных и магнитоплазмонных кристаллов с высокой магнитооптической (МО) активностью на основе зеркал Брэгга из  $\text{SiO}_2$  и  $\text{TiO}_2$ . На слой  $\text{SiO}_2$ , кварцевую подложку или подложку из оптически прозрачного ситалла наносится буферный слой (подслой) состава с меньшим содержанием  $\text{Bi}$ , например,  $\text{Bi}_{1.0}\text{Y}_{0.5}\text{Gd}_{1.5}\text{Fe}_{4.2}\text{Al}_{0.8}\text{O}_{12}$ . Затем, после кристаллизационного отжига буферного слоя проводятся напыление и кристаллизационный отжиг слоя с большим содержанием  $\text{Bi}$ , например,  $\text{Bi}_{2.8}\text{Y}_{0.2}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  или  $\text{Bi}_{1.5}\text{Gd}_{1.5}\text{Fe}_{4.5}\text{Al}_{0.5}\text{O}_{12}$ .

В настоящей работе представлены исследования по поиску оптимальных параметров синтеза пленок  $\text{Bi}:\text{IG}$ , получаемых методом LPE при высоких значениях  $\Delta a$ , и методом RIBS с последующей кристаллизацией в процессе отжига. С использованием атомно-силовой (АСМ) и магнитной силовой микроскопии (МСМ) установлены оптимальный параметр  $\Delta a$  микроразмерных эпитаксиальных пленок  $\text{Bi}:\text{IG}$  для термомагнитной записи и влияние высокотемпературного отжига на морфологию, доменную структуру и МО свойства наноразмерных пленок  $\text{Bi}:\text{IG}$  для фотоники и плазмоники. С целью снижения шероховатости многослойных наноструктур предложена технология закрытой кристаллизации граната под слоем  $\text{SiO}_2$ .

## 1. Оборудование и методы

С целью исследования влияния параметра расогласования  $\Delta a$  на функциональные свойства тонких монокристаллических высококоэрцитивных пленок  $\text{Bi}:\text{IG}$ , выращенных методом LPE, и определения оптимального  $\Delta a$  для термомагнитной записи был выбран состав  $\text{Bi}:\text{IG}_{hc}$  с общей формулой  $(\text{Bi}, \text{Lu}, \text{Sm}, \text{Ca})_3(\text{Fe}, \text{Ga}, \text{Al}, \text{Sc}, \text{Zr})_5\text{O}_{12}$ . Пленки были синтезированы на монокристаллических подложках гадолиний–галлиевого граната  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  (GGG) кристаллографической ориентации (111). Увеличение  $\Delta a$  было реализовано за счет изменения концентрации ионов  $\text{Bi}^{+3}$  и  $\text{Sm}^{+3}$ . Параметр решетки пленок  $a_f$   $\text{Bi}:\text{IG}_{hc}$  определяли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3, химический состав — с помощью энергодисперсионного спектрометра ЭДС-1 на растровом электронном микроскопе РЭМ-106. Погрешность определения  $a_f$  составила 0.02%. Для исследуемых

образцов  $\Delta a$  варьировалась в диапазоне от 0.0070 до 0.0113 nm, толщина пленок — от 4 до 5  $\mu\text{m}$ . Разбавление диамагнитными ионами  $\text{Al}^{+3}$ ,  $\text{Ga}^{+3}$  и  $\text{Sc}^{+3}$  позволило снизить температуру Кюри  $T_C$  до диапазона 55–90°C. Оптимальный режим синтеза эпитаксиальной пленки для термомагнитной записи определялся нахождением оптимальных значений  $\Delta a$ , при которых  $H_C$  максимальна, шероховатость поверхности и период метастабильной доменной структуры минимальны. В работе [15] было определено, что образцы с  $\Delta a$  около 0.0099 nm наиболее чувствительны для записи с наименьшим пространственным периодом, а в работах [9,10] представлена зависимость  $H_C$  от  $\Delta a$ . Использование методов сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) позволило однозначно установить закономерности изменения рельефа поверхности пленок, размеры элементов столбчатой структуры и их корреляцию с  $H_C$  и периодом доменной структуры.

Пленки  $\text{Bi}:\text{IG}$  наноразмерной толщины, используемые как МО слои магнитофотонных и магнитоплазмонных кристаллов, были получены методом RIBS [29–31]. Мишени для распыления составов  $\text{Bi}_{2.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_{4.2}\text{Ga}_{0.8}\text{O}_{12}$  (пленки  $\text{Bi}:\text{IG1}$ ),  $\text{Bi}_{1.0}\text{Y}_{0.5}\text{Gd}_{1.5}\text{Fe}_{4.2}\text{Al}_{0.8}\text{O}_{12}$  (пленки  $\text{Bi}:\text{IG2}$ ) и  $\text{Bi}_{1.5}\text{Gd}_{1.5}\text{Fe}_{4.5}\text{Al}_{0.5}\text{O}_{12}$  (пленки  $\text{Bi}:\text{IG3}$ ) были изготовлены по традиционной керамической технологии [29]. Процесс осаждения слоев происходил в смеси аргона и кислорода на холодные подложки GGG, кальций–магний–цирконий–гадолиний–галлиевого граната  $(\text{Ca}, \text{Mg}, \text{Zr}, \text{Gd})_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  (CMZGGG) кристаллографической ориентации (111) и плавленного кварца. Осажденные пленки были аморфными и с целью их кристаллизации применялся отжиг на воздухе при атмосферном давлении и температурах  $T_a$  более 600°C. Выбор оптимального режима отжига осуществлялся по соответствию химического состава пленок составу мишеней, преобладанию доли гранатовой фазы, достижению максимального удельного фарадеевского вращения и минимальной шероховатости поверхности. Согласно предыдущим исследованиям [26], при длительности отжига  $\tau_a = 20$  min оптимальная  $T_a$  для пленок  $\text{Bi}:\text{IG1}$ ,  $\text{Bi}:\text{IG2}$  и  $\text{Bi}:\text{IG3}$  находится в диапазоне от 650 до 700°C. Режим отжига с  $T_a$  в диапазоне от 650 до 700°C и  $\tau_a = 20$  min будем называть длительным низкотемпературным (long-time low-temperature — LLT) отжигом. В настоящей работе представлены результаты исследований влияния на свойства пленок  $\text{Bi}:\text{IG}$  режима отжига с  $T_a$  более 750°C и  $\tau_a = 3$  min, который далее будем называть кратковременным или быстрым высокотемпературным (rapid high-temperature — RHT) отжигом.

МО свойства пленок (угол фарадеевского вращения  $\Theta_F$ , коэрцитивная сила  $H_C$  и коэффициент прямоугольности  $K_p$ ) были определены по магнитооптическим петлям гистерезиса (МОПГ), полученным нулевым компенсационным методом с использованием автоматизированного магнитополяриметра на длине волны 655 nm. Толщину синтезированных пленок  $h$  опреде-

ляли с помощью модернизированного микроинтерферометра МИИ-4. Погрешность определения  $h$  не превышала 10%. Толщину наноразмерных пленок в процессе синтеза контролировали по времени распыления и предварительно определенной скорости осаждения [27–31]. Удельное фарадеевское вращение  $\alpha_F$  образцов рассчитывали, исходя из измеренных значений  $\Theta_F$  и  $h$ .

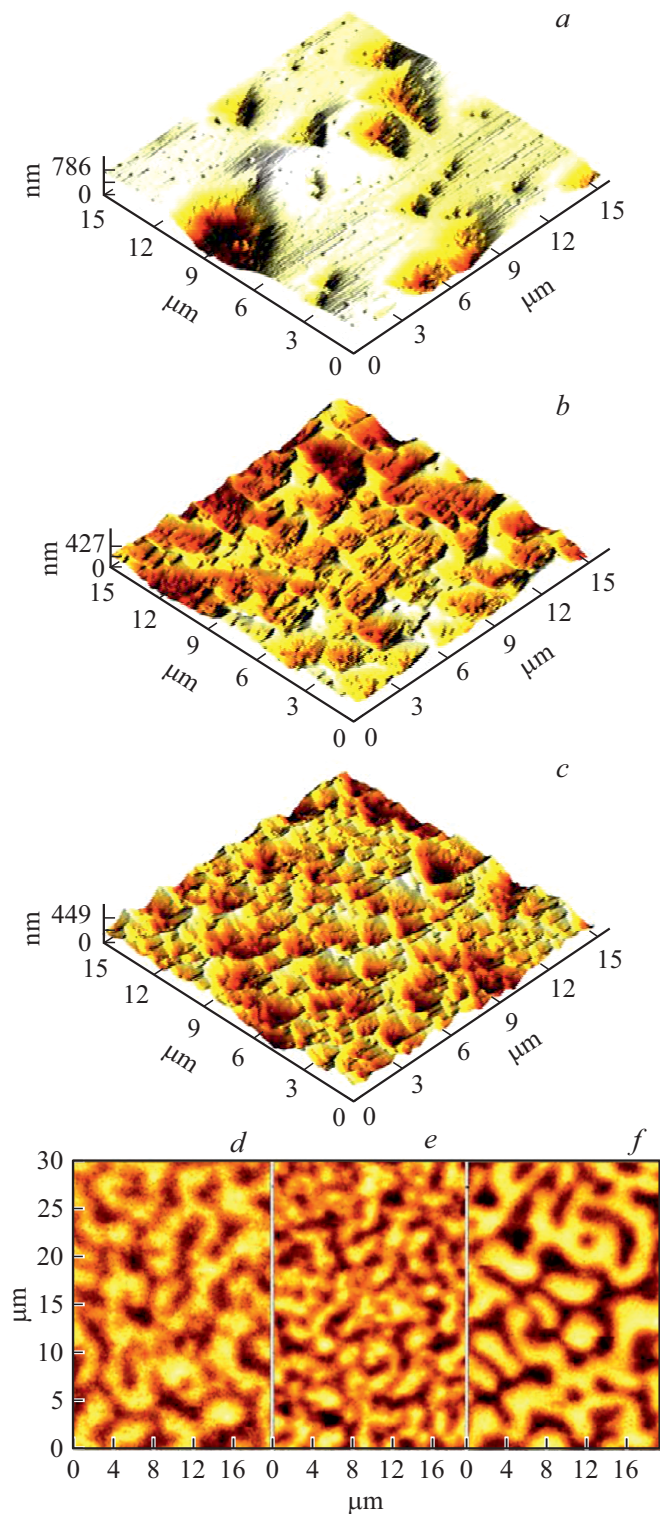
Топографию поверхности и доменную структуру пленок в размагниченном состоянии определяли с помощью СЗМ NTEGRA с оптической или универсальной измерительной головкой (NT-MDT, Россия) в полуконтактном режиме АСМ и МСМ. АСМ-измерения были проведены кантилеверами НА\_HR. МСМ изображения получены с использованием магнитных кантилеверов MFM01. АСМ изображения для эпитаксиальных пленок были получены на участках площадью  $225 \mu\text{m}^2$ , МСМ — на участках  $900 \mu\text{m}^2$ . АСМ изображения зернистых структур поверхностей наноразмерных пленок были получены на участке  $4 \mu\text{m}^2$  с использованием острого АСМ-зонда. Площадь МСМ изображений составила  $225 \mu\text{m}^2$ . По АСМ данным были определены параметр среднеквадратичной шероховатости поверхности ( $RMS$ ), размах высот  $R_{\text{max}}$  и средний размер поликристаллов у их основания  $R_{\text{pc}}$ . Средний период доменной структуры  $2W$  был вычислен как среднее статистическое значение периодов доменной структуры, измеренных в разных сечениях МСМ изображения.

АСМ исследования поверхностей подложек перед синтезом пленок показали  $RMS$  менее  $0.3 \text{ nm}$  для монокристаллических подложек GGG и CMZGGG и  $0.8 \text{ nm}$  для плавленого кварца.

## 2. Результаты и обсуждение

### 2.1. Пленки Bi : IG для термомагнитной записи

Поверхность пленок Bi : IGhc характеризуется сильно развитым рельефом и столбчатой структурой, что обусловлено значительной разницей параметров рассогласования кристаллических решеток пленки и подложки. На рис. 1 приведено, как изменяется блочная структура поверхности ( $a-c$ ) и доменная структура ( $d-f$ ) эпитаксиальных пленок Bi : IGhc при изменении  $\Delta a$ . Представленная доменная структура получена размагничиванием образцов нагревом выше  $T_C$ . Такая доменная структура является метастабильной [8–16]. Параметры  $RMS$  образцов с  $\Delta a = 0.0070, 0.0089, 0.0099$  и  $0.0113 \text{ nm}$  составили  $107.0, 62.6, 53.5$  и  $374 \text{ nm}$  соответственно. Средний размер характерных элементов столбчатой структуры для пленок составил  $1.3, 0.6, 0.8$  и  $4 \mu\text{m}$  соответственно. Для пленки с  $\Delta a = 0.0113 \text{ nm}$  наблюдаются максимальные размеры элементов столбчатой структуры (вплоть до  $10 \mu\text{m}$ ). Следует отметить, что для параметра  $RMS$  наблюдается обратная зависимость от значений  $H_C$  — пленки с  $\Delta a$  от  $0.0084$  до  $0.0099 \text{ nm}$  имеют наиболее высокую  $H_C$  ( $60-77 \text{ Oe}$ ) среди всех



**Рис. 1.** АСМ изображения поверхности ( $a-c$ ) и МСМ изображения метастабильной доменной структуры ( $d-f$ ) эпитаксиальных пленок Bi : IGhc при различных  $\Delta a$ :  $0.0070$  ( $a$ ),  $0.0089$  ( $b, d$ ),  $0.0099$  ( $c, e$ ),  $0.0105 \text{ nm}$  ( $f$ ).

исследованных образцов. Согласно МСМ данным, пленка с  $\Delta a = 0.0099 \text{ nm}$  обладает наименьшим периодом

**Таблица 1.** Параметры пленок Bi:IG1, синтезированных на подложках CMZGGG и GGG при разных температурах кристаллизационного отжига

Подложка	Шифр образца	$T_a, ^\circ\text{C}$	$\Theta_F, ^\circ$	$\alpha_F, ^\circ/\mu\text{m}$	$2W, \mu\text{m}$	$H_C, \text{Oe}$	$RMS, \text{nm}$	$R_{\text{max}}, \text{nm}$	$R_{pc}, \text{nm}$
CMZGGG	Bi:IG1–750(C)	750	0.39	3.25	2.09	548	6.7	46.5	85
	Bi:IG1–800(C)	800	0.44	3.67	2.61	487	8.8	68.9	105
	Bi:IG1–850(C)	850	0.34	2.83	2.66	383	15.4	93.0	150
GGG	Bi:IG1–750(G)	750	0.40	3.33	2.52	682	5.6	36.8	95
	Bi:IG1–800(G)	800	0.43	3.58	2.66	609	7.6	59.8	110
	Bi:IG1–850(G)	850	0.35	2.92	3.29	557	13.5	86.7	175

**Таблица 2.** Параметры кристаллизационного отжига и характеристики однослойных Bi:IG2 и двухслойных Bi:IG2/Bi:IG3 пленок на подложках GGG и плавленого кварца

Подложка	Шифр образца	$\Theta_F, ^\circ$	$\alpha_F, ^\circ/\mu\text{m}$	$K_P, \text{rel. units}$	$H_C, \text{Oe}$	$RMS, \text{nm}$	$R_{\text{max}}, \text{nm}$	$R_{pc}, \text{nm}$
RHT-отжиг ( $T_a = 800^\circ\text{C}$ ; $\tau_a = 3 \text{ min}$ )								
GGG	Bi:IG2–RHT	0.21	1.4	1	487	7.8	46.7	110
	(Bi:IG2/Bi:IG3)–RHT	0.55	1.57	0.95	301	14.6	93.0	350
LLT-отжиг ( $T_a = 680\text{--}690^\circ\text{C}$ ; $\tau_a = 20 \text{ min}$ )								
GGG	Bi:IG2 – LLT(G)	0.19	1.27	1	437	3.3	21.4	45
	Bi:IG2 – LLT / Bi:IG3 – LLT	0.67	1.91	0.8	214	6.2	37.4	115
LLT-отжиг ( $T_a = 700^\circ\text{C}$ ; $\tau_a = 20 \text{ min}$ )								
Плавленый кварц	Bi:IG2 – LLT(FQ)	0.05	0.71	1	852	9.1	117.8	90
LLT-отжиг ( $T_a = 700^\circ\text{C}$ ; $\tau_a = 20 \text{ min}$ ) и RHT-отжиг ( $T_a = 800^\circ\text{C}$ ; $\tau_a = 3 \text{ min}$ )								
Плавленый кварц	–	0.62	2.95	0.61	452	12.6	80.6	120

$2W = 2.8 \mu\text{m}$ , что подтверждает результаты экспериментов по определению чувствительности пленок для термомагнитной записи сигналов [15]. Период  $2W$  образцов с  $\Delta a = 0.0089$  и  $0.0105 \text{ nm}$  составил  $3.7$  и  $3.3 \mu\text{m}$  соответственно.

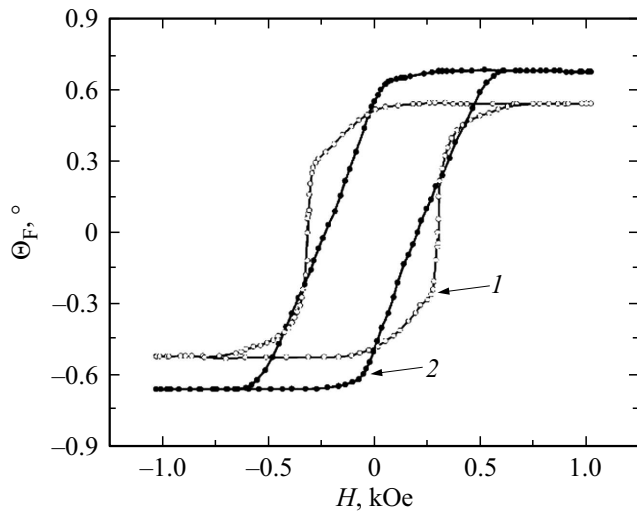
## 2.2. Пленки Bi:IG для фотоники и плазмоники

С целью исследования влияния режима RHT-отжига на свойства пленок Bi:IG1 были синтезированы образцы с  $h = 120 \text{ nm}$  на подложках GGG и CMZGGG при  $T_a = 750, 800$  и  $850^\circ\text{C}$ . В табл. 1 приведены параметры МОПГ, морфологии поверхности и средний период  $2W$  пленок. Коэффициент  $K_P = 1$  для всех образцов. Согласно АСМ данным, изменения морфологии с ростом  $T_a$  аналогичны для пленок на GGG и CMZGGG. Первоначально мелкозернистая плотноупакованная структура поверхности пленок с увеличением  $T_a$  постепенно становится крупноблочной с распределенными равномерно на поверхности отдельно стоящими кристаллитами. В исследованном диапазоне  $T_a$  пленки с  $T_a = 800^\circ\text{C}$  показали наилучшие характеристики (контраст МСМ изображений, высокое  $\alpha_F$ , низкую  $H_C$ ) при сравнительно

небольшом росте параметра  $RMS$ . Значительное уменьшение  $H_C$  и  $\alpha_F$  при достижении  $T_a = 850^\circ\text{C}$  свидетельствует о значительной потере ионов Bi [25,26,33–35] в результате отжига пленки и возможном разрушении гранатовой фазы. Согласно МСМ измерениям, характер доменной структуры для пленок на подложках GGG и CMZGGG идентичный — лабиринтный. Контраст МСМ изображений для образцов с  $T_a = 750$  и  $800^\circ\text{C}$  значительно отличался от наблюдаемого при  $T_a = 850^\circ\text{C}$ , что также свидетельствует об изменении магнитных характеристик пленок.

В табл. 2 приведены режимы отжига и измеренные параметры исследуемых образцов однослойных (Bi:IG2) и двухслойных (Bi:IG2/Bi:IG3) пленок, синтезированных на подложке GGG при применении RHT- и LLT-отжига. Толщина однослойных пленок Bi:IG2 составляла  $150 \text{ nm}$ . Для двухслойных пленок Bi:IG2/Bi:IG3 толщина второго слоя Bi:IG3 составляла  $200 \text{ nm}$ . Технология синтеза двухслойных образцов была различной для RHT- и LLT-отжига. RHT-отжиг был применен для полностью аморфной двухслойной пленки Bi:IG2/Bi:IG3, полученной последовательным

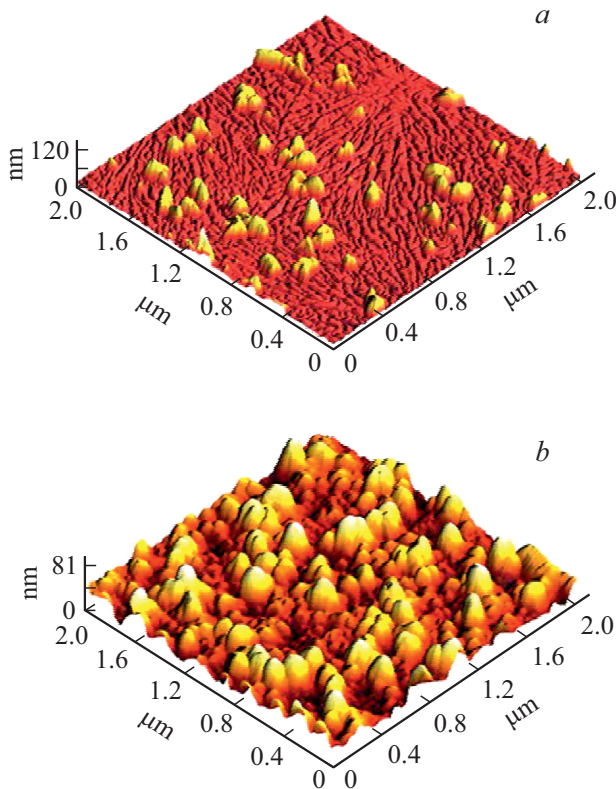




**Рис. 2.** МОПГ двуслойных пленок (Bi : IG2 / Bi : IG3) – RHT (1) и Bi : IG2 – LLT / Bi : IG3 – LLT (2) на подложке GGG.

слоя Bi : IG2 с последующими напылением и LLT-отжигом слоя Bi : IG3. Увеличение размеров кристаллитов и более развитая поверхность для RHT-отожженных пленок по сравнению с LLT-отожженными пленками свидетельствуют о быстром росте кристаллитов при RHT-отжиге. На рис. 2 показано отличие МОПГ двуслойных образцов, синтезированных при RHT- и LLT-отжиге. RHT-отжиг снижает  $\alpha_F$  по сравнению с оптимальным режимом LLT-отжига, что указывает на потерю Bi в составе образованного граната. Сложный характер МОПГ образца с RHT-отжигом свидетельствует о том, что слои пленки не связаны обменным взаимодействием и их перемангничивание происходит независимо. МОПГ образца с LLT-отжигом демонстрирует простую форму и наличие обменной связи между кристаллизованными слоями Bi : IG2 и Bi : IG3.

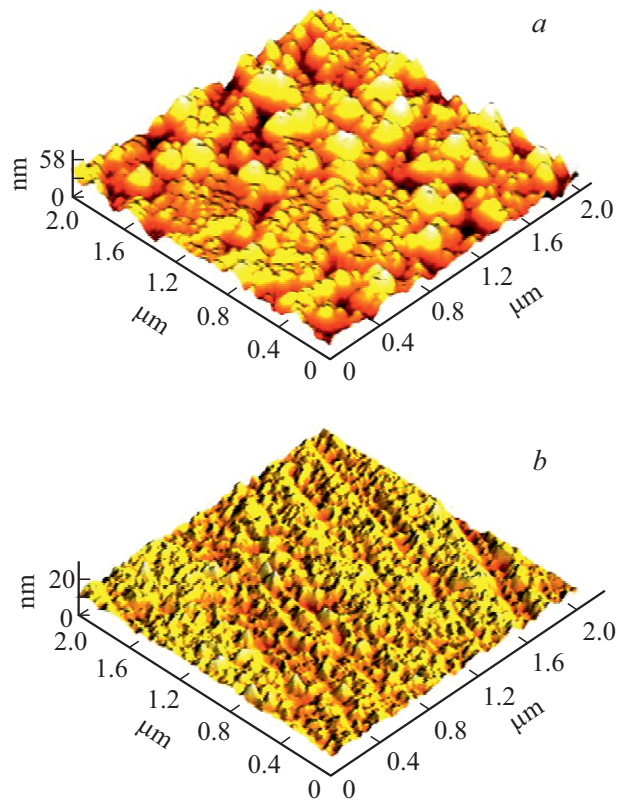
Опираясь на полученные результаты, с целью эффективной кристаллизации двуслойной пленки Bi : IG2 / Bi : IG3 на слоях SiO<sub>2</sub> или кварцевых подложках было предложено использовать LLT-отжиг для первого слоя Bi : IG2 и RHT-отжиг для второго слоя Bi : IG3. Толщины слоев Bi : IG2 и Bi : IG3 составляли 70 и 140 nm соответственно. В табл. 2 приведены режимы отжига и измеренные параметры исследуемых образцов на подложке плавленого кварца. АСМ изображения поверхности образцов представлены на рис. 3. Следует отметить, что кристаллизация с применением



**Рис. 3.** АСМ изображения поверхности однослойной Bi : IG2 – LLT(FQ) (a) и двуслойной Bi : IG2 – LLT / Bi : IG3 – RHT (b) пленок на подложке плавленого кварца.

напылением слоев, с целью снижения потерь гранатообразующих элементов в процессе отжига при высоких температурах.

Двуслойная пленка GGG / Bi : IG2-LLT / Bi : IG3-LLT была получена в два этапа: напылением и LLT-отжигом



**Рис. 4.** АСМ изображения поверхности однослойной Bi : IG3 (a) и двуслойной Bi : IG3 / SiO<sub>2</sub> (b) пленок на подложке GGG.

**Таблица 3.** Характеристики однослойной Bi : IG3 и двухслойной Bi : IG3 / SiO<sub>2</sub> пленок на подложках GGG

Шифр образца	$\Theta_F, ^\circ$	$\alpha_F, ^\circ/\mu\text{m}$	$K_F, \text{a.u.}$	$H_C, \text{Oe}$	$RMS, \text{nm}$
Bi : IG3	0.43	3.07	0.73	199	7.6
Bi : IG3 / SiO <sub>2</sub>	0.32	2.29	0.6	210	1.4

RHT-отжига второго слоя Bi : IG3 приводит к росту  $\alpha_F$  в сравнении с образцами Bi : IG2–HT и Bi : IG2–LLT на GGG. Последнее свидетельствует о преимуществе использования последовательной кристаллизации путем LLT-отжига подслоя с меньшим содержанием Bi и RHT-отжига основного слоя с большим содержанием Bi для формирования двухслойных пленок с высокой концентрацией Bi для магнитофотонных и магнитоплазмонных структур.

С целью снижения параметра RMS при изготовлении многослойных структур была предложена методика „закрытого“ синтеза гранатового слоя. Идея эксперимента заключалась в осуществлении „блокирования“ разрастания кристаллитов при отжиге пленки Bi : IG после нанесения на нее аморфного негранатового слоя. Для исследований были синтезированы однослойная Bi : IG3 и двухслойная Bi : IG3 / SiO<sub>2</sub> пленки на подложках GGG. Толщина слоев граната в обоих образцах составляла 140 nm, толщина слоя SiO<sub>2</sub> — 100 nm. Кристаллизационный отжиг проводили в LLT-режиме. Характер морфологии поверхности образцов (рис. 4) указывает на образование агломератов зерен в пленках гранатов. Сравнение параметров RMS поверхности одно- и двухслойной пленок, их магнитные и МО характеристики представлены в табл. 3. Из полученных данных (в том числе кадров размером больше  $4\mu\text{m}^2$ ) можно сделать вывод, что в случае применения совместного кристаллизационного отжига слоя Bi : IG и расположенного над ним слоя SiO<sub>2</sub> значения параметров шероховатости слоя SiO<sub>2</sub> меньше в 3–5 раз, чем значения тех же параметров для слоя Bi : IG. В случае сравнения поверхности слоя SiO<sub>2</sub> на слоях Bi : IG, кристаллизованных отдельно на воздухе и совместно под SiO<sub>2</sub>, параметр RMS снижается только в 2–3 раза. Удельное фарадеевское вращение  $\alpha_F$  граната при закрытой кристаллизации без доступа кислорода снижается на 25% по сравнению с кристаллизацией на воздухе, что свидетельствует о возможной нестехиометрии состава граната по кислороду.

## Заключение

Методами СЗМ исследованы морфология поверхности и доменная структура высококоэрцитивных эпитаксиальных пленок Bi : IG для термомагнитной записи. Показано, что пленки с параметром рассогласования кристаллических решеток пленки и подложки  $\Delta a$  от 0.0084 до 0.0099 nm обладают наибольшей ко-

эрцитивностью, наименьшим периодом метастабильной доменной структуры и имеют поверхность с наименьшими по размеру элементами столбчатой структуры и шероховатостью, что делает их оптимальными для термомагнитной записи.

С использованием методов АСМ и МСМ для наноразмерных пленок Bi : IG, используемых в качестве МО слоев фотонных и плазмонных наноструктур, установлено, что:

— повышение температуры отжига  $T_a$  от 750 до 850°C при длительности отжига  $\tau_a = 3 \text{ min}$  (RHT-отжиг) приводит к увеличению размеров кристаллитов и периода доменной структуры пленок, а оптимальная  $T_a$  составляет 800°C;

— шероховатость поверхности однослойных и двухслойных пленок Bi : IG увеличивается в 2.4 раза при применении RHT-отжига в сравнении с режимом отжига при  $T_a$  в диапазоне от 650 до 700°C и  $\tau_a = 20 \text{ min}$  (LLT-отжиг).

Предложены две методики синтеза пленок Bi : IG для магнитофотонных и магнитоплазмонных структур: последовательная кристаллизация двухслойных пленок с высокой концентрацией Bi путем LLT-отжига подслоя с меньшим содержанием Bi и RHT-отжига основного слоя с большим содержанием Bi и „закрытая“ кристаллизация Bi : IG под напыленным сверху слоем SiO<sub>2</sub>.

Показано, что предложенные технологии синтеза позволят уменьшить шероховатость границ разделов в многослойных структурах. Эффективность применения последовательной кристаллизации двухслойных пленок подтверждается также достижением высоких значений угла фарадеевского вращения.

## Финансирование работы

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках базовой части государственного задания (номер проекта 3.7126.2017/8.9) и в рамках поддержанного федеральным государственным автономным образовательным учреждением высшего образования „Крымский федеральный университет им. В.И. Вернадского“ гранта № ВГ13/2018.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] Inoue M., Baryshev A.V., Goto T., Baek S.M., Mito S., Takagi H., Lim P.B. In: Magnetophotonics / Ed. by M. Inoue, M. Levy, A.V. Baryshev. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2013. P. 163.
- [2] Lyubchanskii I.L., Dadoenkova N.N., Lyubchanskii M.I., Shapovalov E.A., Rasing Th. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2003. Vol. 36. P. R277–R287.

- [3] Inoue M., Fujikawa R., Baryshev A., Khanikaev A., Lim P.B., Uchida H., Aktsipetrov O., Fedyanin A., Murzina T., Granovsky A. // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2006. Vol. 39. R151–R161.
- [4] Berzhansky V.N., Karavainikov A.V., Mikhailova T.V., Prokopov A.R., Shaposhnikov A.N., Shumilov A.G., Lugovskoy N.V., Semuk E.Y., Kharchenko M.F., Lukienko I.M., Kharchenko Yu.M., Belotelov V.I. // *JMMM*. 2017. Vol. 440. P. 175–178.
- [5] Fratello V.J., Licht S.J., Brandle C.D., O'Bryan H.M., Baiocchi F.A. // *J. Cryst. Growth*. 1994. Vol. 142. N 1–2. P. 93.
- [6] Hansen P., Witter K. // *J. Appl. Phys.* 1985. Vol. 58. N 1. P. 454.
- [7] Prokopov A.R., Vetoshko P.M., Shumilov A.G., Shaposhnikov A.N., Kuz'michev A.N., Koshlyakova N.N., Berzhansky V.N., Zvezdin A.K., Belotelov V.I. // *J. Alloy Compd.* 2016. Vol. 671. P. 403–407.
- [8] Vishnevskii V., Nesteruk A., Nedviga A., Dubinko S., Prokopov A. // *Sens. Lett.* 2007. Vol. 5. P. 29.
- [9] Дубинко С.В., Недвига А.С., Вишневецкий В.Г., Шапошников А.Н., Ягупов В.С., Нестерук А.Г., Прокопов А.Р. // Письма в ЖТФ. 2005. Т. 31. Вып. 22. С. 68. [Dubinko S., Nedviga A., Vishnevskii V., Shaposhnikov A., Yagupov V., Nesteruk A., Prokopov A. // *Tech. Phys. Lett.* 2005. Vol. 31. P. 979.]
- [10] Berzhansky V., Nedviga A., Vishnevskii V., Prokopov A. // *Sol. St. Phen.* 2009. Vol. 152–153. P. 11.
- [11] Berzhansky V.N., Vishnevskii V.G., Nedviga A.S., Nesteruk A.G. // *J. Magn.* 2009. Vol. 14. N 3. P. 108.
- [12] Berzhansky V.N., Vishnevskii V.G., Milyukova H.T., Nedviga A.S., Nesteruk A.G., Danishevskaya H.V. // *Acta Phys. Pol. A.* 2010. Vol. 118. P. 864–866.
- [13] Вишневецкий В.Г., Недвига А.С., Нестерук А.Г., Бержанский В.Н., Дударенко И.В. // Ученые записки Таврического национального университета им. В.И. Вернадского. Серия „Физико-математические науки“. 2010. Т. 23 (62). № 1. Ч. I. С. 158–173.
- [14] Высоких Ю.Е., Краснобородько С.Ю., Шевяков В.И., Бержанский В.Н., Михайлова Т.В., Шапошников А.Н., Прокопов А.Р., Недвига А.С. // *Изв. вузов. Электроника*. 2017. Т. 22. № 6. С. 596–601.
- [15] Berzhansky V., Danishevskaya Y., Nedviga A., Bektemirova M. // *J. Phys. Conf. Ser.* 2018. Vol. 1124. 061006.
- [16] Danishevskaya Y.V., Krikun A.S., Nedviga A.S., Mikhailova T.V., Berzhansky V.N. // *J. Phys. Conf. Ser.* 2017. Vol. 917. 072004.
- [17] Chern M.-Y., Liaw J.-S. // *Jpn. J. Appl. Phys.* 1997. Vol. 36. P. 1049.
- [18] Kahl S., Grishin A.M. // *Appl. Phys. Lett.* 2004. Vol. 84. P. 1438.
- [19] Dzibrou D.O., Grishin A.M. // *J. App. Phys.* 2009. Vol. 106. P. 043901.
- [20] Leitenmeier S., Koerner T., Griesbauer J., Herbort M. // *J. Cryst. Growth*. 2008. Vol. 310. P. 5392–5401.
- [21] Veis M., Lišková E., Antoš R., Višňovský Š., Kumar N., Misra D.S., Venkataramani N., Prasad S., Krishnan R. // *Thin Solid Films*. Vol. 519. P. 8041.
- [22] Gomi M., Tanida T., Abe M. // *J. Appl. Phys.* 1985. Vol. 57. N 8. P. 3888–3890.
- [23] Suzuki T. // *J. Appl. Phys.* 1991. Vol. 69. P. 4756–4760.
- [24] Nur-E-Alam M., Vasiliev M., Alameh K., Kotov V. // *Adv. Opt. Technol.* 2011. Vol. 2011. 971267.
- [25] Okuda T., Koshizuka N., Hayashi K. et al. // *IEEE Tr. Magn.* 1987. Vol. 23. N 5. P. 3491.
- [26] Berzhansky V.N., Shaposhnikov A.N., Prokopov A.R., Karavainikov A.V., Mikhailova T.V., Semuk E.Yu., Sharipova M.I., Dolgova T.V., Fedyanin A.A., Kotov V.A., Golub V.O. // *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* 2011. Vol. 42. N 1. P. 19.
- [27] Shaposhnikov A.N., Prokopov A.R., Berzhansky V.N., Karavainikov A.V., Vysokikh Y.E., Gerasimenko N.N., Smirnov D.I. // *Mater. Res. Bull.* 2017. Vol. 95. P. 115–122.
- [28] Shaposhnikov A.N., Prokopov A.R., Karavainikov A.V., Berzhansky V.N., Mikhailova T.V., Kotov V.A., Balabanov D.E., Sharay I.V., Salyuk O.Y., Vasiliev M., Golub V.O. // *Mater. Res. Bull.* 2014. Vol. 55. P. 19–25.
- [29] Mikhailova T.V., Berzhansky V.N., Shaposhnikov A.N., Karavainikov A.V., Prokopov A.R., Kharchenko Yu.M., Lukienko I.M., Miloslavskaya O.V., Kharchenko M.F. // *Opt. Mater.* 2018. Vol. 78. P. 521–530.
- [30] Mikhailova T.V., Lyashko S.D., Tomilin S.V., Karavainikov A.V., Prokopov A.R., Shaposhnikov A.N., Berzhansky V.N. // *J. Phys. Conf. Ser.* 2017. Vol. 917. 062053.
- [31] Бержанский В.Н., Шапошников А.Н., Прокопов А.Р., Каравайников А.В., Михайлова Т.В., Лукиенко И.Н., Харченко Ю.Н., Голуб В.О., Салюк О.Ю., Белотелов В.И. // ЖЭТФ. 2016. Т. 150. Вып. 5. С. 859. [Berzhansky V.N., Shaposhnikov A.N., Prokopov A.R., Karavainikov A.V., Mikhailova T.V., Lukienko I.N., Kharchenko Yu.N., Golub V.O., Salyuk O.Yu., Belotelov V.I. // *J. Exp. Theor. Phys.* 2016. Vol. 123. P. 744–751.]
- [32] Onbasli M.C., Goto T., Sun X., Huynh N., Ross C.A. // *Opt. Express*. 2014. Vol. 1. P. 25184.
- [33] Okuda T., Katayama T., Satoh K., Yamamoto H. // *J. Appl. Phys.* 1991. Vol. 69. N 8. P. 4580.
- [34] Toraya H., Okuda T. // *J. Phys. Chem. Solids*. 1995. Vol. 56. N 10. P. 1317.
- [35] Okuda T., Kudox A., Yoshihara S. et al. // *J. Phys. IV France*. 1997. Vol. 7. P. C1-707.