

УДК 538.971:538.955:538.958

СТРУКТУРНЫЕ, ОПТИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛЕНОК ФЕРРИТ-ГРАНАТОВ ПОСЛЕ ИОННОГО ТРАВЛЕНИЯ

© 2024 г. С. В. Томили^{а,*}, А. А. Сыров^{а,**}, Т. В. Михайлова^{а,***}, С. Д. Ляшко^а,
А. Н. Шапошников^а, А. Г. Шумилов^а, Е. Ю. Семук^а, А. А. Федоренко^а,
В. Н. Бержанский^а, О. А. Томили^а

^аКрымский федеральный университет им. В.И. Вернадского, Симферополь, 295007 Россия

*e-mail: tomlin_znu@mail.ru

**e-mail: anatoly199824@rambler.ru

***e-mail: tatvladismikh@cfuv.ru

Поступила в редакцию 26.01.2024 г.

После доработки 20.03.2024 г.

Принята к публикации 20.03.2024 г.

В работе представлены экспериментальные результаты исследования влияния ионного травления монокристаллических пленок катион-замещенных феррит-гранатов на их структурные, магнитные, оптические и магнитооптические свойства. Показано, что ионное травление монокристаллических гранатов существенно уменьшает шероховатость поверхности. Анализ доменной структуры, спектров ферромагнитного резонанса и магнитооптического гистерезиса в эпитаксиальной пленке висмут-замещенного феррит-граната при послойном ионном травлении показал наличие трех различных слоев, состояние которых меняется относительно точки компенсации, а границы слоев соответствуют переходу через точку компенсации. Показано, что положение границ слоев можно изменять за счет изменения температуры образца. Исследование оптических и магнитооптических характеристик показало, что в монокристаллических (эпитаксиальных) пленках феррит-гранатов ионное травление не ухудшает оптическое пропускание и не разрушает структуру граната вплоть до толщины десятки нанометров (эффект Фарадея сохраняется).

Ключевые слова: ионное травление, доменная структура, феррит-гранат, магнитооптический эффект, профиль края, маскирование.

DOI: 10.31857/S1028096024100055, EDN: SHMXIH

ВВЕДЕНИЕ

Большое количество работ [1–14], посвященных изучению тонких магнитных пленок, вызвано их широким практическим применением в различных областях науки и техники. В частности, эпитаксиальные пленки феррит-гранатов (ЭПФГ) с добавлением редкоземельных элементов могут быть использованы для производства высокочувствительных датчиков магнитного поля [15–18]. Также ЭПФГ применяют в устройствах термомагнитной записи информации [13, 15], топографирования и визуализации неоднородных магнитных полей [16, 17]. Датчики на основе магнитооптических ЭПФГ уже широко

используют в криминалистике и медицине [16]. Тонкие пленки на основе железо-иттриевого граната имеют достаточно большую магнитную восприимчивость и обладают низким значением затухания, что дает возможность применять их в магнитомодуляционных датчиках, сверхвысоко-частотных фильтрах, генераторах, для генерации конденсации магнонов Бозе–Эйнштейна и т.д. [18–22].

Для эффективного применения ЭПФГ их поверхность часто подвергают ионно-плазменной обработке. Это необходимо как в качестве постро-совой обработки (удаление поверхностного слоя), так и для придания определенного профиля (снятие

краевых напряжений, форм-фактор и т.д.). Отдельно может быть применена методика послойного травливания для исследования внутренней структуры пленки и размерных зависимостей магнитных и магнитооптических эффектов, соответственно, актуальным вопросом является изучение влияния ионной обработки на свойства таких пленок.

Таким образом, ионное травление с высоким пространственным разрешением дает возможность выявить структуру приповерхностных слоев, сформировать заданный рельеф, провести очистку поверхности от всевозможных примесей и приповерхностных слоев с измененным катионным составом. В результате появляется возможность устранить воздействие от краевых магнитных доменов, являющимися основным ограничивающим аспектом и причиной шума при динамическом перемагничивании сверхчувствительных элементов датчика [17, 23].

Подобные индукционные и магнитооптические датчики имеют чувствительность вплоть до 10^2 фТл, что дает возможность использовать их при детектировании и визуализации сверхмалых магнитных полей, в том числе для магнитокардиографии, магнитоэнцефалографии, низкополевой магниторезонансной томографии и т.д. [19, 24–26].

Известно, что воздействие ускоренных ионов на поверхность твердого тела приводит к модификации его физических свойств. Такое воздействие ионов на поверхность приводит к изменению свойств не только самой поверхности (шероховатость, аморфизация, реконструкция и т.д.), но и к изменению свойств глубинных слоев и границ раздела между слоями (радиационные дефекты, ионно-стимулированная диффузия и т.д.). Все это необходимо учитывать при проектировании конечных устройств, содержащих элементы и структуры с ионной обработкой.

Настоящая работа посвящена комплексному исследованию влияния ионного травления поверхности пленок феррит-гранатов (как однородного, так и градиентного, включая травление через маску) на изменение их структурных, магнитных, оптических и магнитооптических характеристик. Приведенные результаты демонстрируют разные методики технологии ионно-плазменной обработки ЭПФГ исходя из разных задач их применения, и, соответственно, разных критических параметров и свойств, на которые эта обработка влияет.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДИКИ

В настоящей работе для синтеза ЭПФГ использовали метод жидкофазной эпитаксии. Технологию жидкофазной эпитаксии из пересыщенного

раствор-расплава применяют для синтеза монокристаллических пленок. Для формирования раствор-расплава шихту из гранатообразующих элементов, растворителя, легирующих и согласующих добавок расплавляют в платиновом тигле при температуре около 1420 К в течение 3–4 ч и гомогенизируют при этой температуре в течение 8–10 ч, из которых 2–4 ч с перемешиванием платиновой мешалкой, после чего температуру раствор-расплава медленно понижают ниже точки насыщения — около 1220–1250 К — в течение 2–2.5 ч. В качестве подложек используют пластины монокристаллических немагнитных гранатов. Подложку погружают в раствор-расплав, она выполняет роль затравки для роста кристаллической пленки. При правильном подборе согласующих добавок возможно добиться минимального рассогласования параметров решетки подложки и пленки Δa , что приводит к формированию эпитаксиальных монокристаллических слоев с высоким структурным совершенством и заданным направлением кристаллографической, а следовательно, и магнитной анизотропии.

При определенных условиях пленки могут быть синтезированы с заранее заданными неоднородностями, например, при необходимости создания высококоэрцитивного состояния, или для создания специальных внутренних или внешних межслойных переходов.

В качестве объектов исследования выступали три образца ЭПФГ, выращенных на подложках монокристалла гадолиний-галлиевого граната $Gd_3Ga_5O_{12}$ (ГГГ), толщиной 500 мкм с ориентацией поверхности (111). Монокристаллические пленки висмут-замещенного феррит-граната состава $(YBi)_3(FeAlGa)_5O_{12}$ толщиной 2.0 и 7.6 мкм получены методом кристаллизации из пересыщенного раствор-расплава, содержащего гранатообразующие, легирующие и согласующие оксиды в растворителе $PbO-Ba_2O_3$. Перед погружением в раствор-расплав подложки выдерживали над поверхностью расплава для выравнивания температуры при постоянном вращении (≈ 100 об./мин). Далее подложки приводили в контакт с поверхностью раствор-расплава на время роста пленки, после чего осуществляли подъем подложки с пленкой со скоростью около 50 мм/мин при быстром вращении подложки (400–1000 об./мин), что является обязательным для центробежного удаления остатков раствор-расплава с поверхности пленки. Данные пленки за счет высокого содержания висмута обладают весьма выраженными магнитооптическими свойствами и применяются в устройствах визуализации и магнитной сенсорики, а также в фотонике и волоконной оптике для управления оптическими сигналами.

Пленка железоиттриевого граната $(\text{YLa})_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (ЖИГ), легированного лантаном, толщиной $h = 2.4$ мкм получена аналогичным способом при схожих параметрах синтеза. Пленки ЖИГ обладают высокой магниторезонансной добротностью, которая выражается в узкой (менее 3 Э) линии ферромагнитного резонанса (ФМР), их применяют при создании сверхвысокочастотных (СВЧ) фильтров, генераторов, модуляторов и т.д. В последнее время популярным направлением использования высококачественных пленок ЖИГ является резонансное возбуждение бозе–эйнштейновской конденсации магнонов.

В табл. 1 приведены параметры синтеза исследуемых образцов ЭПФГ.

После эпитаксиального синтеза образцов ЭПФГ применяли постростовую обработку для удаления дефектных поверхностных слоев пленок и создания профиля определенной формы как в планарной проекции (для удаления шумов ФМР, связанных с образованием магнитостатических волн и наличием краевых дефектов), так и в трехмерном виде (для снижения влияния краевых доменов на процессы динамического перемагничивания). Одним из методов такой постростовой обработки является метод ионно-плазменного травления.

Ионно-плазменное травление образцов осуществляли ионами Ar^+ с применением вакуумной установки глубокого анизотропного травления “МВУ ТМ Плазма 06” (НИИ ТМ, Зеленоград). Для формирования градиента толщины образца применяли метод пространственно-неоднородного травления с использованием твердотельных масок [18].

Измерение толщины травленного слоя в точке исследования $h(x)$ выполняли при помощи микроинтерферометра Линника “МИИ-4” с блоком цифровой обработки. Толщину определяли по величине сдвига интерференционной картины в соответствии с формулой:

$$h(x) = a(x)\lambda/2b, \quad (1)$$

где $a(x)$ — значение величины сдвига интерференционной картины в исследуемой точке x ;

b — период интерференции; λ — длина волны излучения (при исследованиях применяли зеленый светофильтр $\lambda = 532$ нм).

Для исследования магнитных свойств пленок выполняли анализ ферромагнитного резонанса на спектрометре SPINSCAN X. Спектрометр позволяет регистрировать дифференциальные спектры ФМР при полевой развертке при двух направлениях внешнего магнитного поля $\mathbf{B}$ относительно вектора нормали $\mathbf{n}$ к плоскости пленки: перпендикулярной ($\mathbf{B} \parallel \mathbf{n}$) и параллельной ($\mathbf{B} \perp \mathbf{n}$).

Для измерения оптических свойств использовали спектрофотометр на основе оптической схемы Черни–Тернера с использованием дифракционной решетки в качестве диспергирующего элемента. Для анализа гистерезиса магнитооптических характеристик и спектральных особенностей эффекта Фарадея применяли лазерный ($\lambda = 650$ нм) и спектральный магнитополяриметры соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Ионная полировка подложек

Очевидно, что качество поверхности и структурное совершенство пленок феррит-гранатов во многом зависит от морфологии поверхности подложки, на которой эти пленки формируют. Поэтому было исследовано влияние ионного травления на структуру поверхности монокристаллических подложек гадолиний-галлиевого граната $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$ с кристаллографической ориентацией (111).

На рис. 1 показаны результаты исследования с помощью атомно-силового микроскопа Ntegra (NT-MDT Spectrum Instruments) изменений морфологии подложки ГГГ толщиной 500 мкм в результате ионной обработки. Анализ изменения морфологии проводили по значениям следующих параметров: максимального разброса по высоте рельефа поверхности A_{max} , среднеквадратичного отклонения от среднего значения высоты рельефа R_{ms} и средней шероховатости R_a .

Табл. 1. Технологические параметры синтеза образцов ЭПФГ

№	Состав	$T_{\text{роста}}, ^\circ\text{C}$	h , мкм	Скорость роста, мкм/мин	Δa , Å
1	$(\text{YBi})_3(\text{FeGaAl})_5\text{O}_{12}$	977.0	2	0.6	+0.01
2	$(\text{YBi})_3(\text{FeGaAl})_5\text{O}_{12}$	978.5	7.6	0.6	+0.02
3	$(\text{YLa})_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$	993.5	2.4	0.6	+0.0087

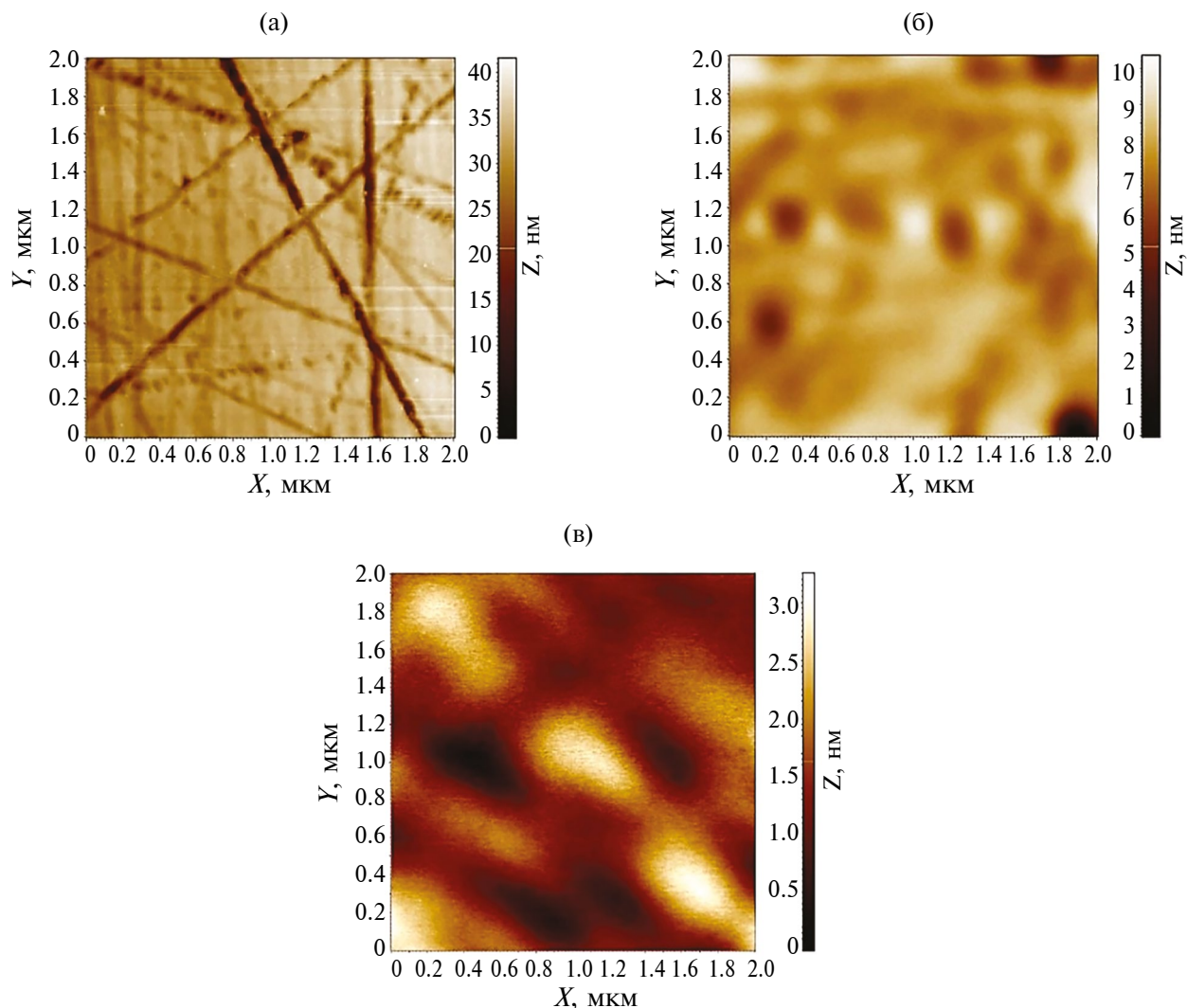


Рис. 1. АСМ-изображения морфологии поверхности подложки ГГГ толщиной 500 мкм до ионной обработки (а) и после ионного стравливания слоя толщиной 200 (б) и 600 нм (в).

До ионной обработки (рис. 1а) у подложки ГГГ с механической полировкой величина $A_{\max}$ составляет 39.3 нм, $R_{\text{ms}} = 4$ нм и $R_a = 2.7$ нм. При ионном стравливании поверхностного слоя толщиной 200 нм (рис. 1б) значения указанных параметров существенно снизились и составили $A_{\max} = 10.4$ нм, $R_{\text{ms}} = 0.9$ нм, $R_a = 0.6$ нм. После следующего этапа обработки при суммарном стравливании слоя толщиной 600 нм (рис. 1в) значения параметров также уменьшились: $A_{\max} = 3.3$ нм, $R_{\text{ms}} = 0.5$ нм и $R_a = 0.4$ нм соответственно.

Таким образом, при ионной обработке поверхности подложки ГГГ в результате стравливания 600 нм шероховатость уменьшается более чем в шесть раз и составляет меньше параметра решетки феррит-граната, что позволяет использовать такие подложки для эпитаксиального синтеза пленок феррит-гранатов с высокой степенью

структурной однородности при наследовании кристаллографических параметров подложки пленкой. Результаты настоящего исследования не относятся напрямую к свойствам ЭПФГ, однако косвенно влияют на параметры их эпитаксиального синтеза на подложках ГГГ.

Пространственно-неоднородное травление

Формирование профиля. При создании сенсорных элементов высокочувствительных магнитных датчиков с целью снижения влияния краевых доменов применяют трехмерное профилирование пленок. Данный профиль (как правило, в форме полуэллипсоида) может быть сформирован при градиентном ионно-плазменном травлении в неоднородном плазменном потоке. Такой способ предполагает удаление части материала пленки при разной скорости распыления в разных точках поверхности. При этом подходе

скорость распыления определяется плотностью и энергией ионов в потоке плазмы. В настоящем исследовании интерес представляет влияние глубины и скорости травления на характеристики поверхности ЭПФГ.

Для формирования гладкого профиля поверхности ЭПФГ номинального состава $(\text{YBi})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$ толщиной порядка 2 мкм при помощи градиентного ионного травления применяли цилиндрическую маску из кристаллического кварца (рис. 2а). На краях такой маски формируются неоднородные ионные потоки, что приводит к неоднородной скорости травления и, как следствие, к формированию гладкого профиля пленки на границах области травления. Профиль травления, полученный при использовании маски с радиусом закругления 6 мм, показан на рис. 2б.

Видно, что в результате формирования неоднородного плазменного потока под маской образуется профиль травления близкий к эллиптическому (пунктирная линия на рис. 2б). Характерные симметричные выступы (“кошачьи уши”), присутствующие на расстоянии примерно 3 мм от центра маски, образовались в результате переосаждения распыленного материала пленки и представляют собой аморфный конденсат из гранатообразующих оксидов.

На рис. 3 показаны результаты исследования с помощью атомно-силовой микроскопии морфологии поверхности ЭПФГ на разных участках профиля, сформированного от центра образца к краю с шагом 2.5 мм. Средняя шероховатость поверхности меняется не значительно и составляет 0.10–0.15 нм.

Таким образом, показано, что при пространственно-неоднородном ионном травлении поверхности ЭПФГ морфология поверхности сохраняется на всех участках профиля травления и практически не зависит от глубины и скорости травления.

Оптика и магнитооптика. Регистрация сигналов от сенсорных элементов высокочувствительных магнитных датчиков может осуществляться как индуктивно-частотным методом, так и магнитооптическим способом (например, с помощью эффекта Фарадея). Поэтому практический интерес представляет исследование влияния неоднородного ионно-плазменного травления на оптические и магнитооптические свойства ЭПФГ.

Ферриты-гранаты имеют окна прозрачности в инфракрасном диапазоне, но в видимой части

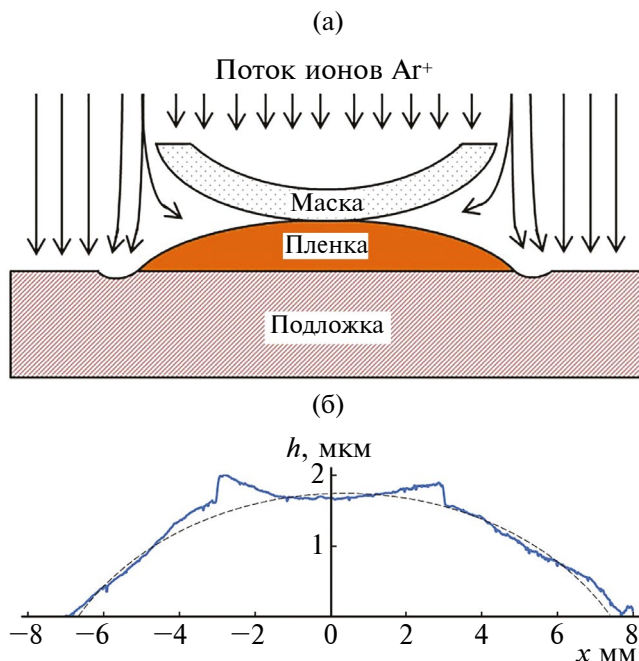


Рис. 2. Пространственно-неоднородное травление через маску: схема травления с помощью цилиндрической маски (а), профиль ЭПФГ после травления (б).

спектра из-за большого числа полос поглощения от атомных переходов эта прозрачность очень сильно уменьшается [24].

На рис. 4 показаны результаты исследования оптических и магнитооптических свойств пленки ЭПФГ $(\text{YBi})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$ толщиной $h = 2$ мкм в различных участках профиля травления (рис. 2). В частности, на рис. 4а показаны спектры оптического пропускания образца на участках, соответствующих рис. 2б (координаты в миллиметрах указаны в легенде). Видно, что на участках с большей толщиной (координаты 0–4 мм) в спектрах присутствуют периодические осцилляции, связанные с интерференцией в слое ЭПФГ. На участках профиля с меньшей толщиной (координаты 5–8 мм) период интерференции возрастает, с уменьшением толщины пленки осцилляции постепенно исчезают, а пропускание увеличивается.

Аналогично магнитооптический эффект Фарадея (рис. 4б) в части профиля с большей толщиной имеет спектральные осцилляции, связанные с интерференцией, которые исчезают по мере уменьшения толщины пленки, величина эффекта Фарадея также существенно снижается в 4–6 раз (для различных λ).

Послойное травление

Ионное травление можно не только применять для полировки и профилирования поверхности,

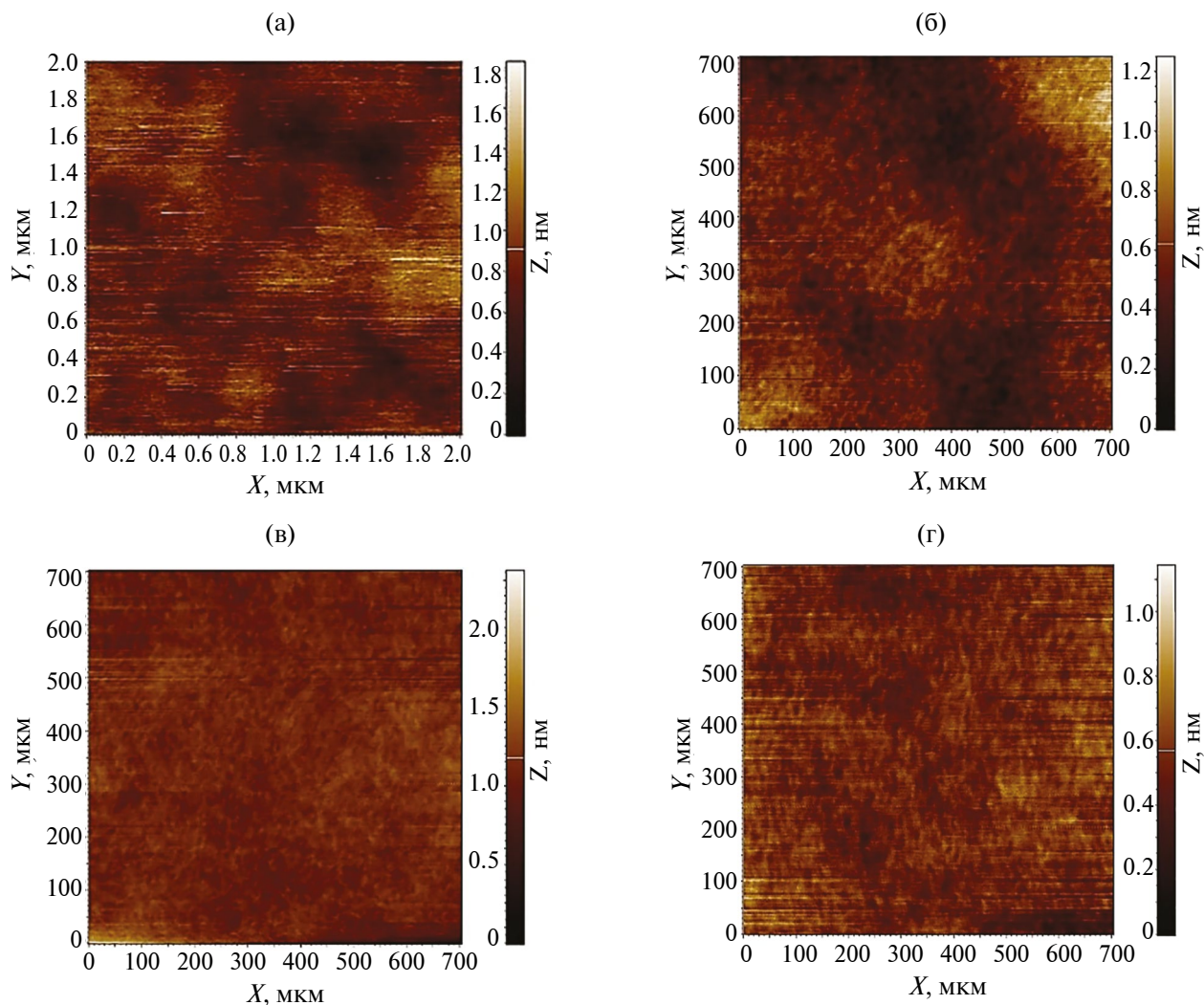


Рис. 3. АСМ-изображения морфологии поверхности ЭПФГ $(\text{YBi})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$ ($h = 2$ мкм) после ионного травления на различных участках профиля с шагом в 2.5 мм (а–г — от центра к краю).

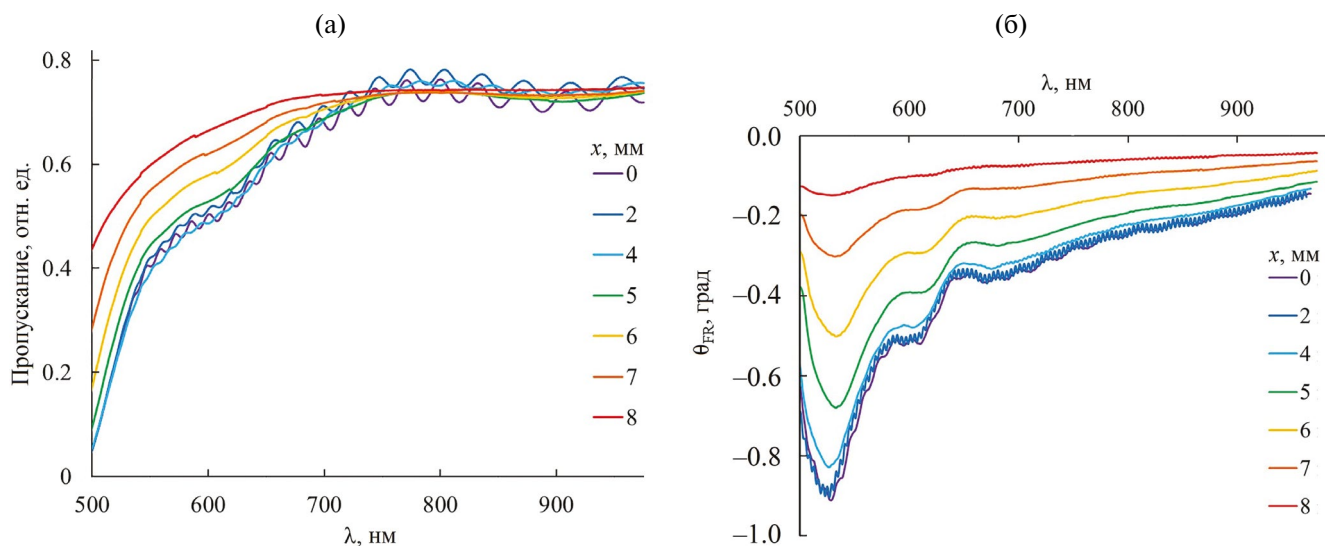


Рис. 4. Оптические (а) и магнитооптические (б) характеристики ЭПФГ на разных участках профиля травления (координаты участка в миллиметрах указаны в легенде, соответствуют рис. 2б).

но также использовать как инструмент для исследования структуры ЭПФГ. Для этого осуществляют однородное послойное удаление части пленки в сочетании с исследованием требуемых свойств после каждого акта травления. Это позволяет исследовать влияние толщины пленки на свойства ЭПФГ.

Доменная структура. С использованием поляризационного микроскопа проведен анализ изменения периода доменной структуры пленки $(\text{YBi})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$ d (исходная толщина $h = 7.6$ мкм) при однородном стравливании слоя

пленки определенной толщины l . Контраст доменной структуры формируется в результате поворота плоскости поляризации света за счет эффекта Фарадея при прохождении через домены с противоположной намагниченностью. На рис. 5 показан вид доменной структуры пленки ЭПФГ при разной остаточной толщине без приложения внешнего магнитного поля. Видно, что с уменьшением толщины пленки период лабиринтной доменной структуры монотонно уменьшается. Так, при начальной толщине пленки $h = 7.6$ мкм (рис. 5а) период доменной структуры $d = 35$ мкм.

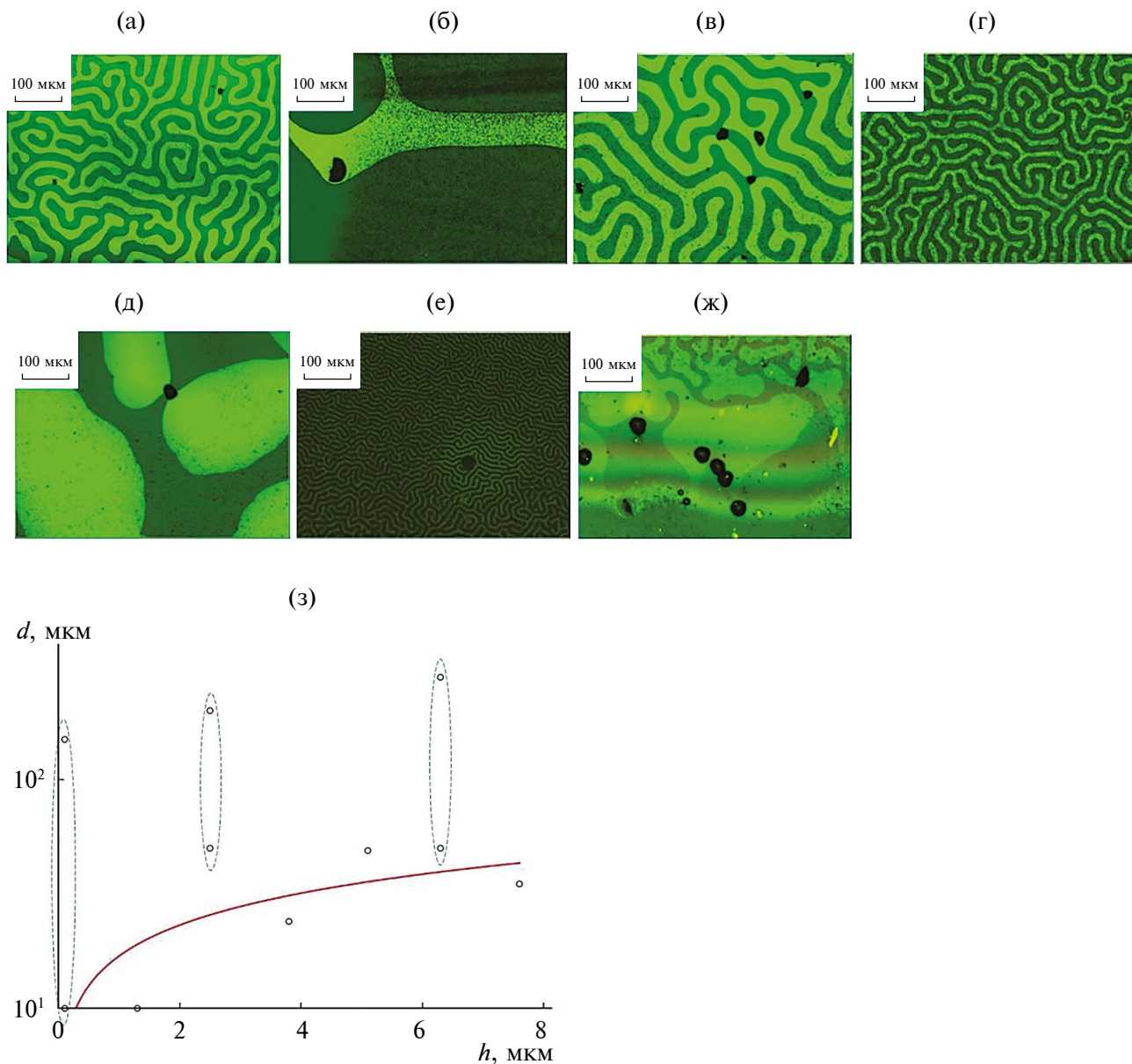


Рис. 5. Вид доменной структуры ЭПФГ $(\text{YBi})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$ при различном значении остаточной толщины: а) $h = 7.6$ мкм (до травления); б) $h = 6.3$ мкм; в) $h = 5.1$ мкм; г) $h = 3.8$ мкм; д) $h = 2.5$ мкм; е) $h = 1.3$ мкм; ж) $h \rightarrow 0$ мкм; з) зависимость периода доменной структуры d от толщины пленки (точки — экспериментальные данные, линия — аппроксимация уравнением (2)).

При уменьшении толщины ЭПФГ в 2 раза ($h = 3.8$ мкм) период d составляет уже 24 мкм, а при толщине ЭПФГ $h = 1.3$ мкм — $d = 10$ мкм. Зависимость периода доменной структуры d от толщины пленки h показана на рис. 5з. Данная зависимость может быть удовлетворительно аппроксимирована уравнением периода открытой доменной структуры в одноосных пленках [27]:

$$d = (\gamma h / 1.7 M_s^2)^{1/2}, \quad (2)$$

где d — период доменной структуры; h — толщина пленки; γ — плотность граничной энергии; M_s — намагниченность насыщения.

Однако при определенных значениях толщины лабиринтная доменная структура пропадает и наблюдаются гигантские области однородной намагниченности (магнитные домены) неправильной “амебовидной” формы. Данное изменение типа доменной структуры может быть связано с уменьшением намагниченности и соответствующим возрастанием поля одноосной магнитной анизотропии $H_a = 2K_u/M_s$ (K_u — константа одноосной анизотропии), что и приводит к резкому увеличению размеров доменов в соответствии с уравнением (2). Подобное изменение типа доменной структуры наблюдается при толщине пленки 6.3 мкм, 2.5 мкм и при $h \rightarrow 0$ мкм. На рис. 5з данные аномалии выделены пунктирным контуром, точки показывают разброс доменов по размеру. Природа данных аномалий будет объяснена далее при анализе магнитооптического гистерезиса.

Особенности ферромагнитного резонанса. Исследования влияния ионного травления на особенности ферромагнитного резонанса исследовали при послойном травлении ЭПФГ состава $(\text{BiY})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$, толщиной 7.6 мкм. На рис. 6 представлены спектры ФМР при направлениях внешнего магнитного поля перпендикулярно ($\mathbf{B} \parallel \mathbf{n}$) и параллельно плоскости пленки ($\mathbf{B} \perp \mathbf{n}$). Спектры регистрировали после травления слоя ЭПФГ определенной толщины (в легенде к рисункам указана остаточная толщина ЭПФГ).

Для пленки феррит-граната толщиной $h = 7.6$ мкм до ионного травления (рис. 6а) мы наблюдали три резонансных пика (при индукции поля $B_{\text{res}\perp}$ 15.7, 113.9 и 392.4 мТл) в перпендикулярной конфигурации магнитного поля и 1 пик — в параллельной (при $B_{\text{res}\parallel} = 512.7$ мТл). После ионного травления при толщине пленки $h = 6.3$ мкм (стравили слой $l = 1.3$ мкм, рис. 6б) в перпендикулярной конфигурации магнитного поля центральный сигнал резонанса ($B_{\text{res}\perp} = 113.9$ мТл) разделился на два сигнала при

123.7 и 139.9 мТл. Аналогичное разделение резонансного сигнала на два пика наблюдается и для параллельной конфигурации поля ($B_{\text{res}\parallel} = 460.7$ и 527.1 мТл). Дополнительные осцилляции связаны со спин-волновыми возбуждениями. После ионного травления $l = 2.5$ мкм (остаточная толщина пленки $h = 5.1$ мкм, рис. 6в) в параллельной конфигурации магнитного поля наблюдали только один пик ФМР при значении резонансного поля $B_{\text{res}\parallel} = 417.6$ мТл. В перпендикулярной конфигурации магнитного поля обнаружили два пика ФМР: сильный сигнал при $B_{\text{res}\perp} = 194.6$ мТл и слабый — при $B_{\text{res}\perp} = 387.8$ мТл. Для пленки толщиной $h = 3.8$ мкм (рис. 6г) резонансные поля и ширина линий ФМР практически не меняются. После ионного травления $l = 5.1$ мкм (остаточная толщина пленки $h = 2.5$ мкм, рис. 6д) в перпендикулярной конфигурации магнитного поля остается один резонансный сигнал при $B_{\text{res}\perp} = 211.5$ мТл, в параллельной конфигурации — резонансное поле ФМР немного уменьшается $B_{\text{res}\parallel} = 40$ мТл. При уменьшении толщины пленки до $h = 1.3$ мкм (рис. 6е) резонансные поля ФМР в перпендикулярной и параллельной конфигурациях магнитного поля практически не изменились: $B_{\text{res}\perp} = 211.1$ мТл, $B_{\text{res}\parallel} = 406.3$ мТл, однако интенсивность обоих сигналов резко уменьшилась. Аналогичные изменения наблюдали и при $h \rightarrow 0$ мкм (рис. 6ж).

На рис. 6з показана зависимость B_{res} для различных пиков ФМР от толщины l стравленного слоя ЭПФГ. Как видно из графика рис. 6з для параллельной конфигурации магнитного поля можно выделить три основных пика, которые соответствуют резонансным сигналам от различных слоев пленки. Первый, “низкополевой”, резонанс (кривая 1) при $B_{\text{res}\perp} < 20$ мТл соответствует приповерхностному слою (первый слой) и не возникает после ионного травления пленки на глубину $l = 1.3$ мкм ($h = 6.3$ мкм). Второй, “высокополевой”, сигнал (кривая 2) при $B_{\text{res}\perp} = 392.4$ –384.6 мТл имеет крайне низкую интенсивность резонансной линии и полностью исчезает после травления 5.1 мкм толщины пленки ($h = 2.5$ мкм, второй слой). Третий, “средний”, сигнал при $B_{\text{res}\perp} = 113.9$ мТл наблюдали на всех толщинах пленки вплоть до $h \rightarrow 0$ мкм (третий слой). На начальных этапах травления “средний” сигнал разделяется на два резонансных пика: при $B_{\text{res}\perp} = 113.9$ –212.3 мТл (кривая 3) и $B_{\text{res}\perp} = 110$ –125.6 мТл (кривая 4), обусловленных взаимодействием третьего слоя со вторым и первым слоями соответственно. Следует отметить, что исчезновение сигнала 1 и связанного с ним сигнала 4 при толщине пленки $h = 6.3$ мкм,

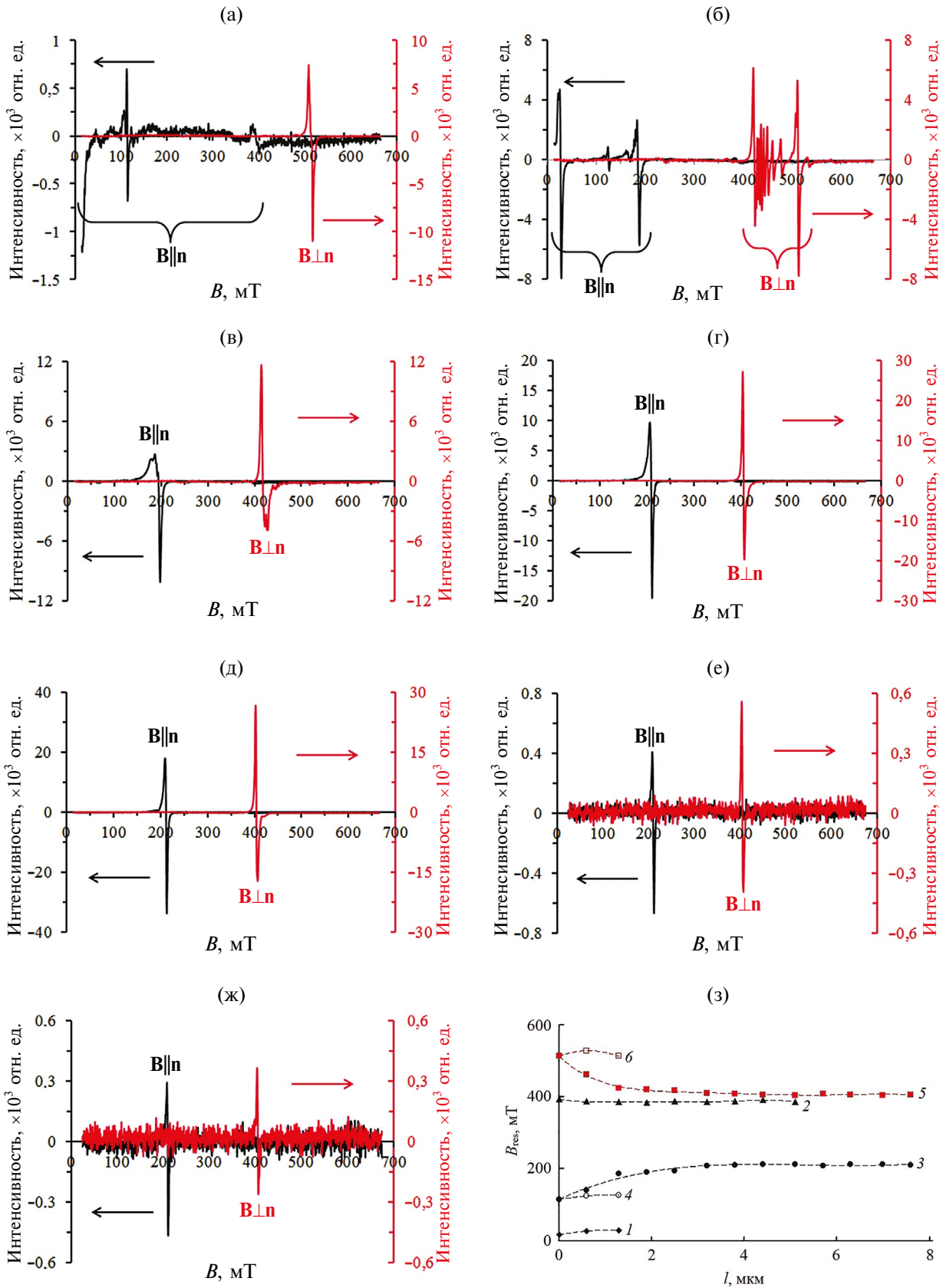


Рис. 6. Резонансные кривые ФМР пленки $(\text{YBi})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$ при перпендикулярном ($B \parallel n$) и параллельном резонансе ($B \perp n$) при послойном ионном травлении: $h = 7.6$ мкм (а); $h = 6.3$ мкм (б); $h = 5.1$ мкм (в); $h = 3.8$ мкм (г); $h = 2.5$ мкм (д); $h = 1.3$ мкм (е); $h \rightarrow 0$ мкм (ж); зависимость B_{res} от толщины стравленного слоя (з).

а также сигнала 2 при $h = 2.5$ мкм, совпадает с наблюдаемыми аномалиями в доменной структуре пленки (рис. 5).

При параллельной конфигурации магнитного поля в исходной пленке наблюдается один пик ФМР, который в процессе травления образца разделяется на два пика: при $B_{\text{res}} \parallel = 403.7\text{--}512.7$ мТл (кривая 5, рис. 6з) и при $B_{\text{res}} \parallel = 512.7\text{--}527.1$ мТл (кривая 6). Сигнал 6 также исчезает после травли поверхностного слоя на глубину $l = 1.3$ мкм (толщина пленки $h = 6.3$ мкм). Это свидетельствует о том, что природа резонанса 6 обусловлена взаимодействием между поверхностным и внутренними слоями.

Таким образом, анализ доменной структуры и спектров ФМР показал наличие в структуре пленки не менее 3 разных по свойствам слоев. Первый слой находится в приповерхностной области пленки и имеет толщину ~ 1.3 мкм, второй слой расположен на глубине от 1.3 до 5.1 мкм, и третий слой простирается от глубины 5.1 мкм вплоть до границы раздела пленки с подложкой (до $l = 7.6$ мкм). Для анализа природы данных слоев рассмотрим особенности магнитооптического гистерезиса в данной пленке при различном значении h (после ионного травления).

Петли магнитооптического гистерезиса. Анализ особенностей магнитооптического гистерезиса в пленке $(\text{YBi})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$ толщиной $h = 7.6$ мкм выполняли с помощью лазерного магнито-поляриметра ($\lambda = 650$ нм) при пошаговом травлении пленки. Вид петель магнитооптического гистерезиса представлен на рис. 7. Видно, что петля гистерезиса даже для исходной пленки (рис. 7а) имеет сложную форму, которая может быть представлена как суперпозиция нескольких петель. Следует отметить, что пленка имеет очень малую коэрцитивность, что обуславливает формирование равновесной лабиринтной доменной структуры пленки при нулевом внешнем поле.

После ионного травли слоя $l = 1.3$ мкм (рис. 7б, остаточная толщина пленки $h = 6.3$ мкм) наблюдали сильное искажение магнитооптической петли, форма которой четко представляет собой результат наложения “правой” (положительной) прямоугольной петли и “левой” (отрицательной) петли с большим полем насыщения. Т.е. вторая петля аддитивно складывается с первой с учетом “знака” эффекта Фарадея. Присутствие как минимум двух магнитооптических петель, соответствующих эффекту Фарадея с противоположным “знаком”, свидетельствует о наличии в пленке нескольких слоев с разным состоянием относительно точки компенсации магнитных

подрешеток. Отметим, что подобное сильное искажение магнитооптической петли характерно для пленки толщиной, при которой ранее наблюдалась аномалия формы и размера доменной структуры (рис. 5б, 5з) и исчезало разветвление сигналов ФМР (рис. 6б, 6з).

Исходя из этого можно сделать вывод, что граница между слоями обусловлена температурным переходом через точку компенсации в определенной области поперечного профиля пленки. Данное предположение подтверждается видом магнитооптической петли после травли 2.5 мкм (рис. 7в, $h = 5.1$ мкм). Видно, что петля “перевернулась”, т.е. изменилось направление фарадеевского вращения, что прямо свидетельствует о переходе через точку компенсации. Низкая коэрцитивность пленки приводит также к формированию равновесной лабиринтной доменной структуры (рис. 5в).

Дальнейшее ионное травление пленки на глубину 3.8 мкм (рис. 7г, $h = 3.8$ мкм) снова приводит к деформации магнитооптической петли, обратной по сравнению с рис. 7б, и при травлении $l = 5.1$ мкм (рис. 7д, остаточная $h = 2.5$ мкм) петля снова “переворачивается” и приобретает почти идеально прямоугольную форму. Следует отметить, что второй переход через точку компенсации также совпадает с наблюдаемыми аномалиями в доменной структуре (рис. 5д, 5з) и исчезновением “высокополевого” сигнала ФМР в перпендикулярной конфигурации магнитного поля. Прямоугольная магнитооптическая петля с высоким значением остаточной намагниченности свидетельствует о сильной одноосной магнитной анизотропии, которая в свою очередь обусловлена снижением намагниченности насыщения M_s при приближении к точке компенсации. Аналогично уменьшение M_s приводит и к увеличению размеров магнитных доменов в соответствии с формулой (2), которые и мы наблюдали в виде аномалий доменной структуры.

Дальнейшее травление пленки до толщины $h = 1.3$ мкм (рис. 7е) снова приводит к формированию “прямой” магнитооптической петли с низкой коэрцитивностью и равновесной лабиринтной доменной структуры. Травление пленки до сверхмалых толщин (рис. 7ж, $h \rightarrow 0$ мкм) приводит к некоторому искажению петли магнитооптического гистерезиса, связанному с изменением типа магнитной анизотропии, которая снова приводит к образованию крупных магнитных доменов. Однако в данном случае изменение “знака” эффекта Фарадея и перехода через точку компенсации не происходит.

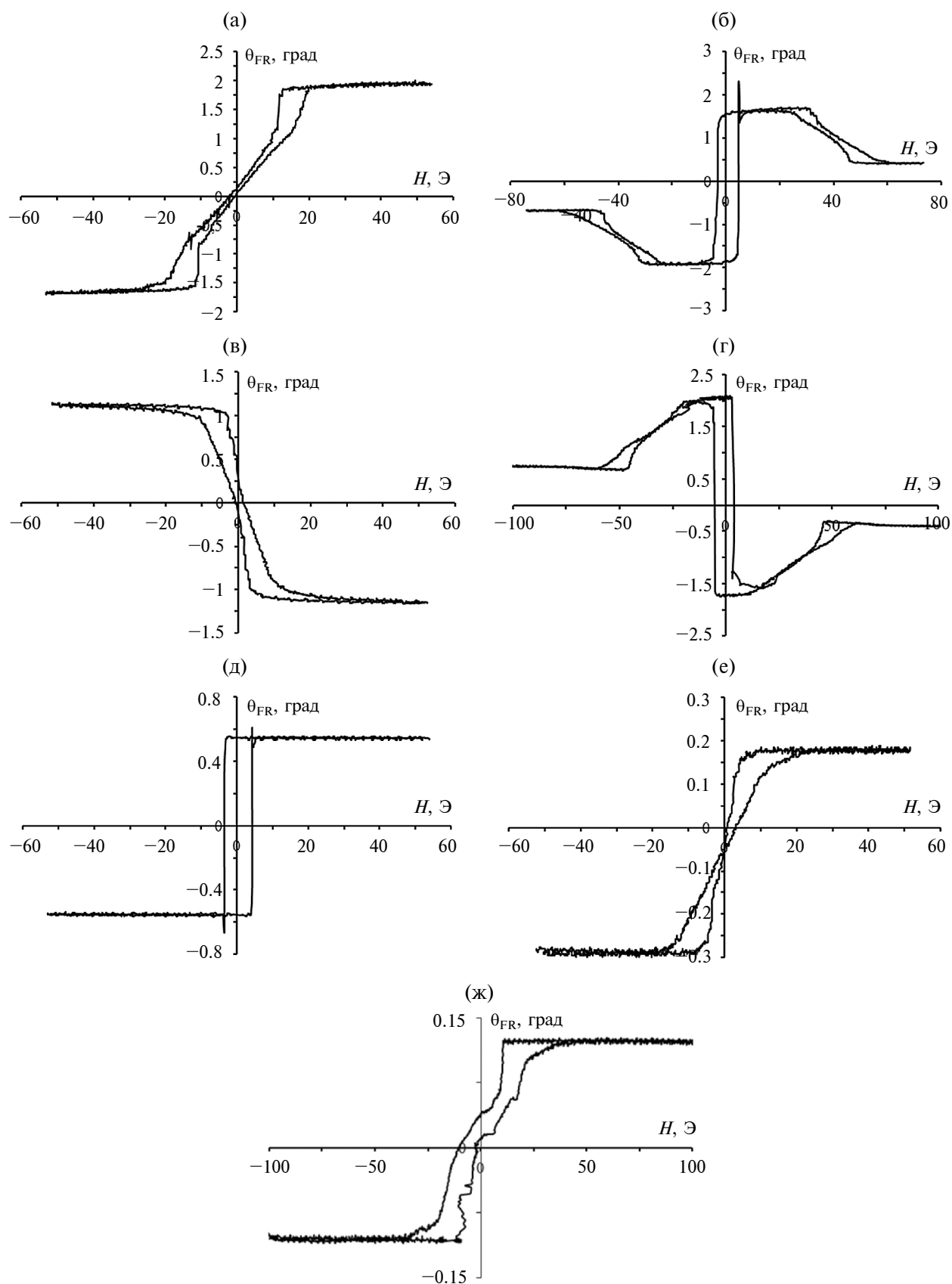


Рис. 7. Петли гистерезиса пленки $(\text{YBi})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$ при послойном ионном травлении: $h = 7.6$ мкм (а); $h = 6.3$ мкм (б); $h = 5.1$ мкм (в); $h = 3.8$ мкм (г); $h = 2.5$ мкм (д); $h = 1.3$ мкм (е); $h \rightarrow 0$ мкм (ж).

Очевидно, наличие подобных слоев с разным состоянием относительно точки компенсации при заданной температуре обусловлено градиентом физико-химических свойств пленки, сформированным в процессе ее эпитаксиального роста [28–30]. Слои в объеме пленки на глубине 1.3–6.3 мкм и 6.3–7.6 мкм, видимо, образованы с градиентом примесных элементов Al и Ga, которые замещают ионы железа в тетраэдрических позициях структуры феррит-граната. Приповерхностный слой на глубине до 1.3 мкм отличается, как правило, высоким содержанием Bi, что приводит к изменению параметра решетки.

Следует отметить, что указанные выше границы изменения физических свойств пленки справедливы только при комнатной температуре 23–25°C, поскольку нагрев приведет к сдвигу данных границ (рис. 8). Схема на рис. 8а демонстрирует принцип смещения межслойных границ при изменении температуры. Функцией $T_{\text{comp}}(x)$ условно показан предполагаемый гра-

диент точки компенсации вдоль поперечного профиля пленки. При температуре T_{room} точки пересечения с функцией $T_{\text{comp}}(x)$ соответствуют границам слоев (пунктир 1), но при изменении температуры на T_{heat} точки пересечения и, соответственно, границы слоев смещаются (пунктир 2). На рис. 8б показан вид доменной структуры пленки $(\text{YBi})_3(\text{FeAlGa})_5\text{O}_{12}$ толщиной $h = 7.6$ мкм при ионном травлении в виде ступеньки (граница травления отмечена пунктиром). Глубина травления в области А составляет 1.3 мкм, а в области В — 3.8 мкм. Область А соответствует переходу через точку компенсации при комнатной температуре (точка А на диаграмме рис. 8а) и демонстрирует описанную выше крупную доменную структуру. Область В соответствует состоянию пленки ниже точки компенсации (точка В на диаграмме рис. 8а). После нагревания пленки примерно на 20°C (рис. 8в) происходит переход указанных областей в точки А' и В', соответственно, т.е. область А' переходит в состояние выше точки компенсации, а область В' остается в состоянии

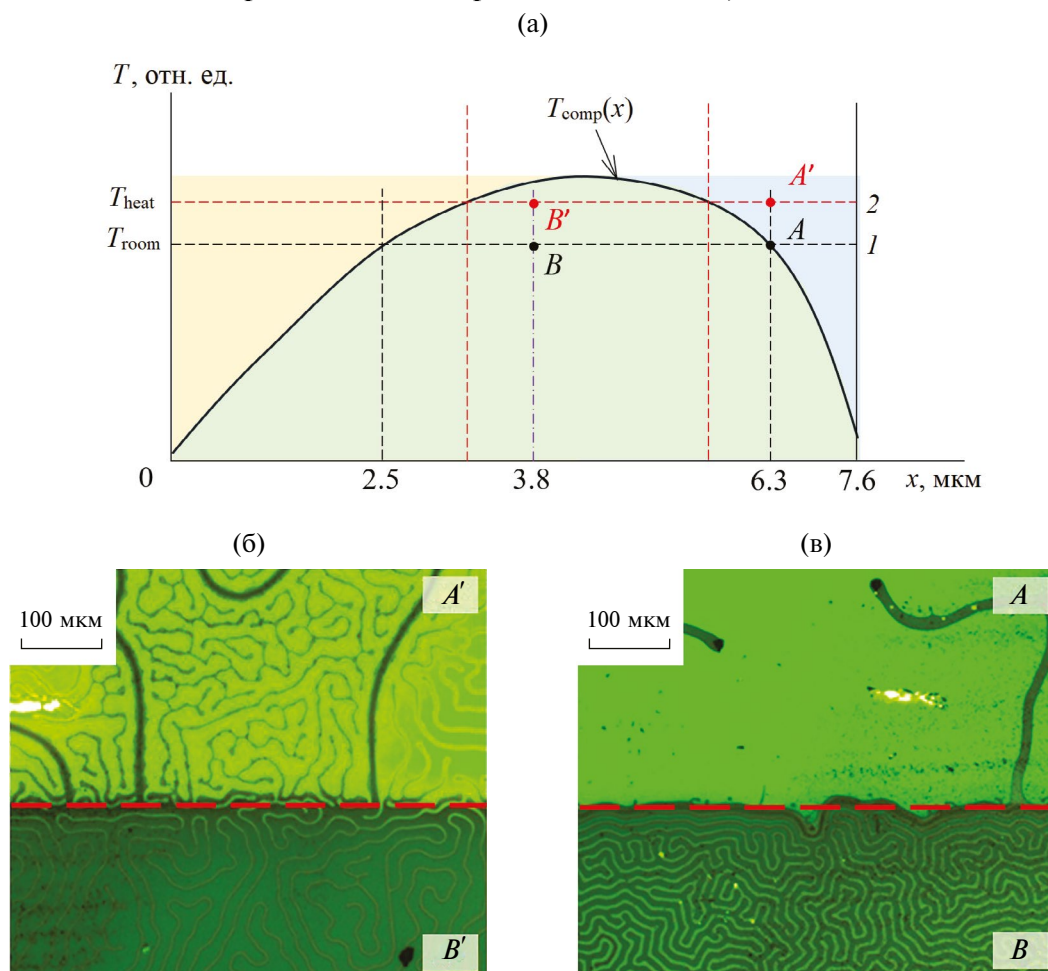


Рис. 8. Схема формирования слоев за счет градиента точки компенсации вдоль поперечного профиля пленки (а), граница зоны травления при комнатной температуре (б) и после нагрева на 20°C (в), перепад глубины травления 1.3 мкм сверху (области А и А') и 3.8 мкм снизу (области В и В').

ниже точки компенсации. Следует отметить, что области A' и B' расположены примерно на одинаковом расстоянии от межслойной границы и демонстрируют схожую доменную структуру: для области A' характерно преобладание одного типа доменов, а для области B' — противоположно ориентированных.

Таким образом, послойное ионное травление ферромагнитных пленок в сочетании с комплексным исследованием магнитных параметров (доменная структура, ФМР, магнитооптика) позволяет оценить степень однородности и структуру пленок, определить возможное наличие слоев и исследовать их свойства.

Подобные градиентные пленки с переменным значением точки компенсации в направлении нормали к поверхности могут быть получены при изменяемых условиях синтеза (температура, скорость вращения подложки, обеднение раствор-расплава в ростовой зоне и т.д.). Данные пленки могут быть использованы в качестве термоуправляемых компонентов магнитооптических, сенсорных, СВЧ- и других устройств. При создании пространственно-неоднородных пленок с градиентом толщины методом неоднородного ионного травления возможно также формирование функциональных элементов с возможностью пространственного (диапазонного) переключения свойств.

Планарное травление через маску

Для создания высокодобротных СВЧ-резонаторов на основе ЖИГ важным фактором является форма профиля эпитаксиальной пленки. Так наличие прямоугольных дефектных сколов пленки и прямых граней, образованных при разделении большого образца ЭПФГ на маленькие части, как

правило, квадратной или прямоугольной формы, приводит к уширению линии ФМР и зашумлению сигнала за счет магнитоэлектронных мод. Немаловажным фактором, влияющим на магниторезонансную добротность ЭПФГ, является наличие поверхностных дефектов, пересыщенных поверхностных слоев и межслойных интерфейсов. Поэтому для повышения СВЧ-добротности резонаторов на основе пленок ЖИГ применяют метод ионного травления для придания определенной планарной формы пленке с плавными бездефектными краями без прямолинейных границ (как правило, в форме диска), а также послойное удаление поверхностных слоев с дефектами структуры и состава.

Анализ влияния планарных размеров и формы ЭПФГ на особенности ФМР проводили на примере пленки железиттриевого граната $(YLa)_3Fe_5O_{12}$ толщиной $h = 2.4$ мкм, вырезанной в форме квадрата размером 4×4 мм. При ионном травлении использовали маски в виде дисков диаметром 1.5 и 2.0 мм из монокристалла $Gd_3Ga_5O_{12}$ толщиной 500 мкм. Профиль травления исследовали с помощью зондового профилометра. На рис. 9а показан снимок вытравленного диска, соответствующий профиль травления показан на рис. 9б.

Высота вытравленного диска (профиля) составляет 4.3 мкм, а ширина 2.06 мм. На профиле сформированной поверхности можно видеть резкие пики и провалы вблизи края зоны травления (рис. 9б). Данные скачки являются приборными артефактами и связаны с особенностями движения зонда вблизи резкой ступени со значительным перепадом высоты.

Далее на поверхность вытравленного диска диаметром 2 мм накладывали маску диаметром 1.5 мм и цикл ионного травления повторялся.

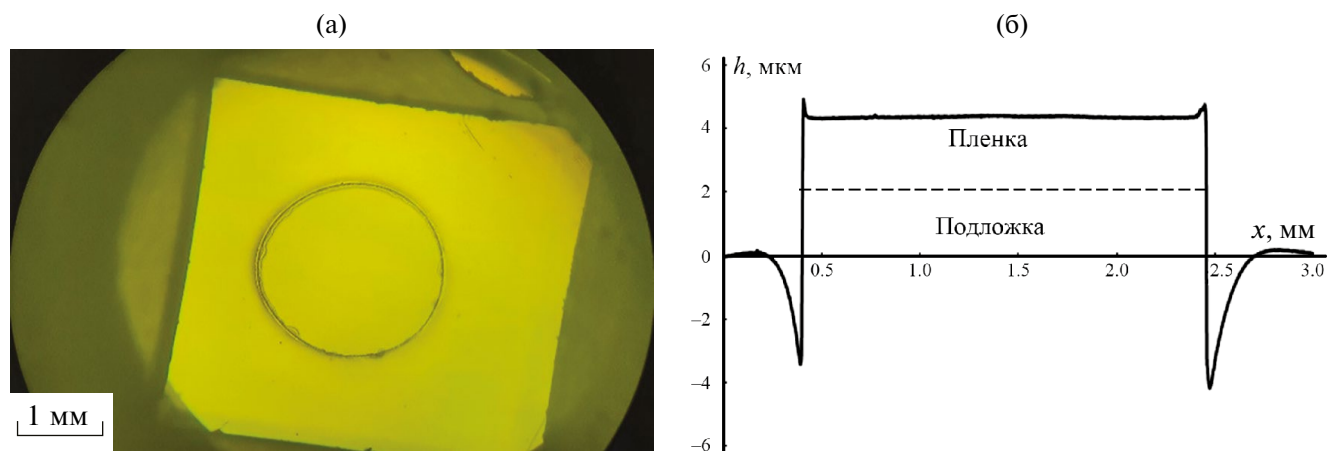


Рис. 9. Образец с 3D-профилем круглой формы (пленка $(YLa)_3Fe_5O_{12}$, $h = 2.4$ мкм): а — фото структуры с круглым профилем; б — профиль сформированной поверхности.

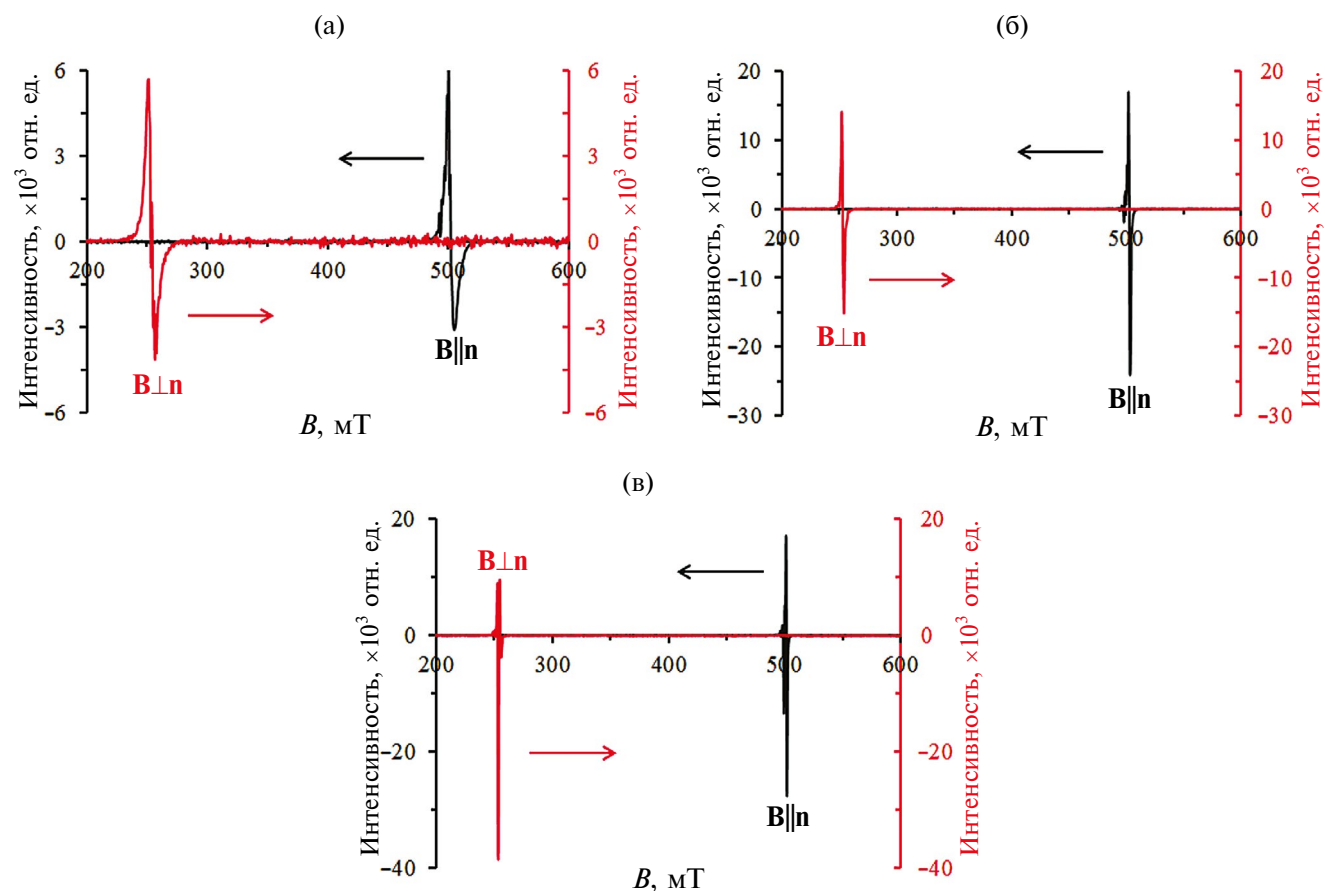


Рис. 10. Резонансные кривые ФМР (пленка $(YLa)_3Fe_5O_{12}$, $h = 2.4$ мкм) для перпендикулярного ($B_{\perp n}$) и параллельного резонанса ($B_{\parallel n}$): а — до травления, квадрат 4×4 мм, б — после вытравливания круглого диска $d = 2$ мм и в — $d = 1.5$ мм.

В результате травления получался диск аналогичного диаметра. После каждого этапа травления были исследованы особенности ФМР. Результаты исследования представлены на рис. 10. Видно, что после травления значительно снижаются шумы, но резонансные поля меняются не значительно. Так при перпендикулярной конфигурации магнитного поля $B_{\text{res}} \perp$ меняется от 502.5 до 501.3 мТл, а при параллельной — от 253.4 до 253 мТл. Ширина линий ФМР ΔB , наоборот, существенно уменьшается. Для исходного образца (рис. 10а) ΔB в перпендикулярной конфигурации магнитного поля составляет 3.9 мТл, а в параллельной — 5.9 мТл. При вытравливании диска диаметром 2 мм (рис. 10б) ΔB в перпендикулярной конфигурации магнитного поля уменьшается до 1.6 мТл, а в параллельной — до 2 мТл. В случае диска диаметром 1.5 мм (рис. 9в) ширина линии ФМР уменьшается до 1.3 мТл и 0.7 мТл соответственно.

Таким образом, планарная форма и размер ЭП-ФГ оказывают существенное влияние на особенности возбуждения ФМР. Так изменение формы

пленки с квадрата на круг привело к уменьшению ширины резонансной линии более чем в 2.5 раза, а последующее уменьшение диаметра круга на 25% уменьшило ΔB еще в 1.5–2.5 раза. В итоге, в перпендикулярной конфигурации магнитного поля ширина линии ФМР суммарно уменьшилась в три раза, а в параллельной — более чем в восемь раз.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние ионного травления монокристаллических пленок катион-замещенных феррит-гранатов на их структурные, магнитные, оптические и магнитооптические характеристики. Показано, что пространственно-однородное травление ионами Ag^+ поверхности монокристаллического гадолиний-галлиевого граната (которые используют в качестве подложек для синтеза пленок феррит-гранатов) приводит к уменьшению шероховатости более чем в шесть раз вплоть до 0.4 нм, что составляет меньше параметра решетки граната.

При пространственно-неоднородном ионном травлении монокристаллической эпитаксиальной пленки висмут-замещенного феррит-граната морфология поверхности сохраняется на всех участках профиля травления и практически не зависит от глубины и скорости травления. Исследование оптических и магнитооптических характеристик пленки на разных участках профиля неоднородного травления показало, что в монокристаллических (эпитаксиальных) пленках феррит-гранатов ионное травление не ухудшает оптическое пропускание и не разрушает структуру граната вплоть до толщины в несколько десятков нанометров (эффект Фарадея сохраняется).

Методом послойного ионного травления исследована структурная и магнитная однородность специально выращенных пленок ферритов гранатов с точкой компенсации. Показано, что в таких пленках происходит образование слоистой структуры, связанной с возможным градиентом состава по толщине пленок и соответствующим изменением температуры компенсации магнитных моментов.

Исследование доменной структуры показало, что с уменьшением толщины пленки период лабиринтной доменной структуры в целом монотонно уменьшается в соответствии с теорией для открытых доменных структур, однако при определенных значениях толщины лабиринтная доменная структура пропадает и возникают гигантские области однородной намагниченности (магнитные домены) неправильной “амебообразной” формы. Данное изменение типа доменной структуры обусловлено изменением магнитных параметров в окрестности точки компенсации железных подрешеток феррита.

Анализ ФМР показал наличие сигналов от трех различных слоев, состояние которых меняется относительно точки компенсации, а границы слоев соответствуют переходу через точку компенсации. Анализ магнитооптических петель гистерезиса при послойном травлении ЭПФГ подтвердил наличие таких слоев. Это выражается в сильном искажении магнитооптической петли гистерезиса, форма которой четко представляет собой результат суперпозиции “правой” (положительной) прямоугольной петли и “левой” (отрицательной) петли с большим полем насыщения, при этом переход из одного слоя в другой сопровождался инверсией петли (эффект Фарадея менял “знак”). Показано, что положение границ слоев можно изменять за счет изменения температуры образца, что свидетельствует о градиентном распределении температуры компенсации вдоль поперечного профиля пленки.

Показано, что методом ионного травления ферритовых пленок можно создавать на их основе планарные структуры в виде дисков, которые показывают более высокую СВЧ-добротность. Так изменение формы пленки с квадрата на диск привело к уменьшению измеряемой ширины линии ФМР более чем в 2.5 раза, а уменьшение диаметра диска на 25% уменьшило ширину линии в 1.5–2.5 раза.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

А.А. Сыров выражает благодарность за финансовую поддержку в виде гранта Государственного Совета Республики Крым, постановление № п653-2/23 от 30.01.2023.

С.В. Томилин, Т.В. Михайлова и А.Н. Шопошников выражают благодарность за финансовую поддержку в виде гранта Российского научного фонда (проект № 19-72-20154, <https://rscf.ru/project/19-72-20154/>).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Golubev L.V., Kirin D.V., Polozov A.Yu., Popkov A.F., Red'ko V.G., Vorotnikova N.V., Zvezdin K.A. // *Proceeding of the Institute of Physics and Technology HAS*. 1997. V. 13. P. 1.
2. Tang D.D., Wang P.K., Speriosu V.S., Le S., Kung K.K. // *IEEE Trans. Magn.* 1995. V. 31. № 6. P. 3206. <https://www.doi.org/10.1109/20.490329>
3. Мокляк В.В. // *Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники*. 2015. Т. 18. № 1. С. 62 <https://www.doi.org/10.17073/1609-3577-2015-1-62-68>
4. Бучельников В. Д., Даныпин Н. К., Линник А. И., Цымбал Л. Т., Шавров В. Г. // *ЖЭТФ*. 2002. Т. 122. № 1. С. 122.
5. Bogun P.V., Gusev M.Yu., Kandyba P.E., Kotov V.A., Popkov A.F., Sorokin V.G. // *Solid State Phys.* 1985. V. 27. № 6. P. 2776.
6. Тихонов В.В., Литвиненко А.Н., Садовников А.В., Никитов С.А. // *Известия РАН. Сер. физ.* 2016. Т. 80. № 10. С. 1389. <https://www.doi.org/10.7868/S0367676516100252>
7. Изотов А.В., Беляев Б.А., Соловьев П.Н., Боев Н.М. // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2018. Т. 61. № 12. С. 153.
8. Adachi N., Denysenkov V.P., Khartsev S.I., Grishin A.M., Okuda T. // *J. Appl. Phys.* 2000. V. 88. № 5. P. 2734.
9. Тихонов В.В., Губанов В. А. // *Известия высших учебных заведений. ПНД*. 2022. Т.30. № 5. С. 592. <https://www.doi.org/10.18500/0869-6632-003005>
10. Зисерт А.Д., Дунаева Г.Г., Сдобняков Н.Ю. // *Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов*. 2021. № 13. С. 134. <https://www.doi.org/10.26456/pcascnn/2021.13.134>.

11. *Ткалич А.К.* Влияние точечных дефектов и концентрационных неоднородностей на свойства монокристаллических пленок магнитных гранатов: Дис. канд. физ.-мат. наук. Москва, 1992. 153 с.
12. *Арзамасцева Г.В., Балбахов А.М., Лисовский Ф.В., Мансветова Е.Г., Темиряева М.П., Темиряев А.Г.* // ЖЭТФ. 2015. Т. 147. № 4. С. 793.
13. *Костишин В.Г., Морченко А.Т., Читанов Д.Н., Трухан В.М.* // Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники. 2012. № 3. С. 29. <https://www.doi.org/10.17073/1609-3577-2012-3-29-34>
14. *Протасов Е.А.* // Журнал технической физики. 2019. Т. 89. С. 1130. <https://www.doi.org/10.21883/jtf.2019.07.47812.428-18>
15. *Вишневский В.Г., Михерский Р.М., Дубинко С.В.* // Журнал технической физики. 2002. Т. 72. № 2. С. 96.
16. *Lugovskoy N., Berzhansky V., Glechik D., Prokopov A.* // J. Phys.: Conf. Series. 2018. V. 1124. P. 051063. <https://www.doi.org/10.1088/1742-6596/1124/5/051063>
17. *Ветошко П.М., Гусев Н.А., Чепурнова Д.А., Самойлова Е.В., Звездин А.К., Коротаева А.А., Белотелов В.И.* // Медицинская техника. 2016. № 4 (298). С. 15.
18. *Томилини О.А., Сыров А.А., Томилини С.В., Бержанский В.Н.* // Поверхность. Рентген., синхротрон. и нейтрон. исслед. 2022. № 10. С. 29. <https://www.doi.org/10.31857/S1028096022100156>
19. *Ветошко П.М., Гусев Н.А., Чепурнова Д.А., Самойлова Е.В., Сыворотка И.И., Сыворотка И.М., Звездин А.К., Коротаева А.А., Белотелов В.И.* // Письма в ЖТФ. 2016. Т. 42. № 16. С. 64. <https://www.doi.org/10.1134/S1063785016080289>
20. *Малоземов А., Слонзуски Дж.* Доменные стенки в материалах с цилиндрическими магнитными доменами. Перевод с английского. М.: Мир, 1982. С. 384.
21. *Кузмичев А.Н., Ветошко П.М., Князев Г.А., Белотелов В.И., Буньков Ю.М.* // Письма в ЖЭТФ. 2020. Т. 112. № 11. С. 749. <https://www.doi.org/10.31857/S1234567820230068>
22. *Мамонов Е.А., Новиков В.Б., Майдыковский А.И., Темиряева М.П., Темиряев А.Г., Федорова А.А., Логунов М.В., Никитов С.А., Мурзина Т.В.* // ЖЭТФ. 2023. Т. 163. № 1. С. 41. <https://www.doi.org/10.31857/S0044451023010054>
23. *Ветошко П.М., Звездин А.К., Скиданов В.А., Сыворотка И.И., Сыворотка И.М., Белотелов В.И.* // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. № 9. С. 103.
24. *Vetoshko P.M., Valeiko M.V., Nikitin P.I.* // Sensors and Actuators. A: Phys. 2003. V. 106. P. 270.
25. *Буньков Ю.М.* // Успехи физических наук. 2010. Т. 180. № 8. С. 884. <https://www.doi.org/10.3367/UFNe.0180.201008m.0884>
26. *Буньков Ю.М., Клочков А.В., Сафин Т.Р., Сафиуллин К.Р., Тагиров М.С.* // Письма в ЖЭТФ. 2019. Т. 109. № 1. С. 43. <https://www.doi.org/10.1134/S0021364019010065>
27. *Кринчик Г.С.* Физика магнитных явлений. М.: МГУ, 1976. С. 367.
28. *Шапошников А.Н., Бержанский В.Н., Прокопов А.Р., Милюкова Е.Т., Каравайников А.В.* // Ученые записки Таврического национального университета имени В.И. Вернадского Серия "Физика". 2009. Т. 22 (61). № 1. С. 127.
29. *Томилини С.В., Федоренко А.А., Бержанский В.Н., Томилини О.А.* // Известия РАН. Серия физическая. 2022. Т. 86. № 5. С. 655. <https://www.doi.org/10.31857/S0367676522050271>
30. *Федоренко А.А., Бержанский В.Н., Каравайников А.В., Шапошников А.Н., Прокопов А.Р.* // Журнал технической физики. 2021. Т. 91. № 2. С. 352. <https://www.doi.org/10.1134/S1063784221020110>

Structural, Optical and Magnetic Properties of Iron-Garnet Films after Ionic Etching

S. V. Tomilin^{1,*}, A. A. Syrov^{1,}, T. V. Mikhailova^{1,***}, S. D. Lyashko¹,
A. N. Shaposhnikov¹, A. G. Shumilov¹, E. Yu. Semuk¹, A. A. Fedorenko¹, V. N. Berzhansky¹,
O. A. Tomilina¹**

¹*V.I. Vernadsky Crimean Federal University, Simferopol, 295007 Russia*

*e-mail: tomilin_znu@mail.ru

**e-mail: anatoly199824@rambler.ru

***e-mail: tatvladismikh@cfuv.ru

The experimental results of studying the influence of ion etching of cation-substituted iron-garnets single-crystal films on their structural, magnetic, optical and magneto-optical properties are presented in article. It has been shown, that the ionic etching of the surface of single-crystalline garnets significantly decrease the surface roughness. An analysis of the domain structure, ferromagnetic resonance spectra, and magneto-optical hysteresis loops in a bismuth-substituted iron-garnet epitaxial film during layer-by-layer ion etching showed the presence of three different layers, the state of which changes relative to the compensation point, and the interlayer interfaces correspond to the transition through the compensation point. It has been shown, that the position of interlayer interfaces can be changed by the sample temperature changing. The investigation of optical and magneto-optical characteristics showed that in single-crystalline (epitaxial) films of iron-garnets the ion etching does not impair optical transmission and does not destroy the garnet structure up to a thickness of tens of nanometers (the Faraday effect is retained).

Keywords: ionic etching, domain structure, iron-garnet, magneto-optical effect, edge profile, masking.