

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ. МАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК [537.311.33+538.245+539.219]:[620.18+620.19]

О НЕКОТОРЫХ МЕТОДАХ ИНДУЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОГО СОСТОЯНИЯ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНКАХ МАГНИТНЫХ ГРАНАТОВ ДЛЯ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ЗАПИСИ ИНФОРМАЦИИ

© 2012 г. В. Г. Костишин, А. Т. Морченко, Д. Н. Читанов, В. М. Трухан*
ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»,
*Научно-практический центр по материаловедению
Института физики твердого тела и полупроводников
Национальной академии наук Республики Беларусь, Республика Беларусь

Представлены результаты исследования коэрцитивной силы, оптического поглощения и рас- согласования параметров кри- сталлических решеток в моно- кристаллических эпитаксиальных пленках ферритов-гранатов. Показано, что причиной высоких значений коэрцитивной силы и оптического поглощения являют- ся напряжения несоответствия решеток и кислородные вакан- сии, компенсирующие катионы Ca^{2+} . Предложены методы инду- цирования высококоэрцитивного состояния в Bi -содержащих гранатовых пленках путем леги- рования ионами двухвалентной примеси, за счет напряжений несоответствия и с помощью обра- ботки в отрицательном коронам разряде. Проведено сравнение предложенных методов и анализ их достоинств и недостатков.

Ключевые слова: коэрцитивная сила, магнитные гранаты, эпи- таксиальные пленки.

Введение

Одним из основных направле- ний развития современной приклад- ной магнитооптики является магни- тооптическая запись информации, в частности термомагнитная запись [1]. При этом важнейшим требованием к материалам-носителям является наличие высокой коэрцитивной силы [1, 2], что делает проблему получения высокодобротных магнитооптиче- ских пленок с высокими значения- ми коэрцитивной силы H_c одной из первостепенных задач материалो- ведения и технологии магнитных материалов. Перспективными ма- териалами в этом плане являются эпитаксиальные пленки магнитных гранатов [1—3].

Цель работы — разработка ме- тодов получения высококоэрцитив- ного состояния в пленках магнитных гранатов для термомагнитной запи- си информации. Работу проводили в два этапа:

– изучали природу высококо- эрцитивного состояния в пленках

магнитных гранатов наиболее отра- ботанных в технологическом плане составов;

– на базе полученных в первом этапе результатов исследований разрабатывали методы индуциро- вания высококоэрцитивного состоя- ния в эпитаксиальных магнитных гранатах, в частности отрабатывали технологические режимы роста, обра- ботки и т. д.

Объекты исследований и методы эксперимента

В качестве объектов исследо- вания использовали пленки маг- нитных гранатов следующих со- ставов: $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$, $(\text{YLa})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$, $(\text{YSmLuCa})_3(\text{FeGe})_5\text{O}_{12}$, $(\text{YEuTmCa})_3(\text{FeGe})_5\text{O}_{12}$, $(\text{YBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$, $(\text{YYbBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$, $(\text{BiTm})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$ и $(\text{YPrLuBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$. Пленки вы- ращивали методом жидкофазной эпитаксии (**ЖФЭ**) из раствора в расплаве на подложках $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$ и $(\text{GdCa})_3(\text{GaMgZr})_5\text{O}_{12}$. Основные тех-

нологические параметры роста изученных в работе пленок представлены в табл. 1.

Было выращено по пять пленок каждого состава. Толщина пленок составляла 5—10 мкм.

Коэрцитивную силу определяли по петле гистерезиса, а также методом осциллирующего поля [4]. Петли гистерезиса регистрировали с помощью магнитооптического гистериографа, а также вибромагнитометра М-155 фирмы EG&G.PARC.

Уточнение химического состава объектов исследования проводили методом рентгеноспектрального анализа на микроанализаторе JEOL-JXA. Для предотвращения интенсивного накопления образцами заряда во время анализа на их поверхность напыляли тонкую пленку золота толщиной ~50 нм.

Механизмы зарядовой компенсации неизовалентных катионов контролировали методами оптической спектрофотометрии и термоактивационной

токовой спектроскопии [5, 6]. Возбуждение образцов проводили при комнатной температуре УФ-светом или отрицательным коронным разрядом [7]. Для регистрации термостимулированных токов проводимости использовали электроды из серебряной пасты или жидкой массы на основе (In, Ga)-эвтектики. Спектры термостимулированных токов проводимости регистрировали в температурном диапазоне 293—700 К. Обработку спектров термостимулированных токов проводимости осуществляли стандартными методами [6], а также методом, предложенным в работе [8].

Параметр решетки измеряли по методу Бонда с помощью двухкристального рентгеновского спектрометра на базе рентгеновской установки УРТ-1. Источник излучения — трубка БСВ-21 с точечной проекцией фокуса, излучение — $\text{CuK}_{\alpha 1}$. В качестве кристалла-монокроматора использовали кристалл германия с симметричным отражением (333) [9].

Таблица 1

Основные технологические параметры роста изученных пленок

№ п/п	Химический состав пленки	Подложка	Раствор-расплав	Температура роста, °С
1	$\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$	<111> $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$	$\text{PbO}-\text{B}_2\text{O}_3$	960
2	$(\text{YLa})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	Та же	$\text{PbO}-\text{B}_2\text{O}_3$	940
3	$(\text{YSmLuCa})_3(\text{FeGe})_5\text{O}_{12}$	— " —	$\text{PbO}-\text{B}_2\text{O}_3$	920
4	$(\text{YEuTmCa})_3(\text{FeGe})_5\text{O}_{12}$	— " —	$\text{PbO}-\text{B}_2\text{O}_3$	920
5	$(\text{YBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	— " —	$\text{CaCO}_3-\text{Bi}_2\text{O}_3-\text{V}_2\text{O}_5$	780
6	$(\text{YYbBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	— " —	$\text{CaCO}_3-\text{Bi}_2\text{O}_3-\text{V}_2\text{O}_5$	780
7	$(\text{BiTm})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	— " —	$\text{PbO}-\text{Bi}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3$	770
8	$(\text{YBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	<111> $(\text{GdCa})_3(\text{GaMgZr})_5\text{O}_{12}$	$\text{PbO}-\text{Bi}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3$	760
9	$(\text{YBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	<210> $(\text{GdCa})_3(\text{GaMgZr})_5\text{O}_{12}$	$\text{PbO}-\text{Bi}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3$	750
10	$(\text{YPrLuBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	<210> $(\text{GdCa})_3(\text{GaMgZr})_5\text{O}_{12}$	$\text{PbO}-\text{Bi}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3$	750

Таблица 2

Некоторые свойства исследованных в работе магнитных пленок

№ п/п	Химический состав пленки	Несоответствие параметров решетки пленки и подложки ($\Delta a/a$), 10^4	Намагниченность насыщения, Гс	Коэрцитивная сила, Э	Коэффициент оптического поглощения (на $\lambda = 0,9$ мкм), см^{-1}
1	$\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$	4,5—7,2	1750—1770	0,2—0,5	150—170
2	$(\text{YLa})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	2,86—6,87	1000—1500	0,4—0,7	100—120
3	$(\text{YSmLuCa})_3(\text{FeGe})_5\text{O}_{12}$	2,6—3,8	200—350	1,0—3,0	180—230
4	$(\text{YEuTmCa})_3(\text{FeGe})_5\text{O}_{12}$	2,5—4,1	200—400	1,0—3,0	180—220
5	$(\text{YBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	18—42	150—200	5—20	480—670
6	$(\text{YYbBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	5—7	150—200	1,0—1,5	60—70
7	$(\text{BiTm})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	8—10	200—250	0,5—0,7	30—40
8	$(\text{YBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	4,5—8,0	100—150	0,2—0,4	110—125
9	$(\text{YBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	4,5—8,0	100—150	0,2—0,4	110—125
10	$(\text{YPrLuBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$	4—7	100—150	0,2—0,3	120—130

Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

В табл. 2 представлены некоторые свойства исследованных в работе пленок. Обращает на себя внимание тот факт, что по значению коэрцитивной силы H_c пленки изученных 10 составов можно разделить на три основные группы.

1. Пленки с невысокими значениями коэрцитивной силы ($H_c = 0,2 \div 0,7$ Э). К данной группе принадлежат пленки составов 1, 2 и 7—10.

2. Пленки с повышенными значениями коэрцитивной силы ($H_c = 1 \div 3$ Э). К данной группе принадлежат пленки составов 3, 4 и 6.

3. Пленки с аномально высокими значениями коэрцитивной силы ($H_c = 5 \div 20$ Э). К данной группе принадлежат пленки состава 5. Следует отметить, что эта группа пленок обладает высоким значением оптического поглощения в ближней ИК-области спектра ($\alpha = 480 \div 670$ см⁻¹), а также высоким значением несоответствия параметров решетки пленки и подложки ($\Delta a/a = (18 \div 42) \cdot 10^{-4}$).

Для первой группы характерны умеренные значения оптического поглощения в ближней ИК-

области спектра ($\alpha = 30 \div 170$ см⁻¹) и умеренные и повышенные значения несоответствия параметров решетки пленки и подложки ($\Delta a/a = (2,86 \div 10) \cdot 10^{-4}$).

Для второй группы пленок характерны повышенные значения оптического поглощения в ближней ИК-области спектра ($\alpha = 180 \div 240$ см⁻¹) и умеренные значения несоответствия параметров решетки пленки и подложки ($\Delta a/a = (2,5 \div 4,1) \cdot 10^{-4}$).

Для выяснения природы высококоэрцитивного состояния проводили уточнение химического состава пленок. По данным проведенного рентгеновского микроанализа, пленки составов 1—4 содержали входящие из раствора-расплава в процессе роста ионы Pb в концентрации (0,01—0,02) ф. е. (ф. е. — формульная единица) и ионы Pt в концентрации (0,01—0,02) ф. е. Кроме того, пленки составов 3 и 4 содержали сверхстехиометрические ионы Ca²⁺ в концентрации (0,03—0,12) ф. е.

Пленки составов 7—10 содержали входящие из раствора-расплава в процессе роста ионы Pb в концентрации (0,03—0,06) ф. е. и ионы Pt в концентрации (0,005—0,01) ф. е. Для пленок составов 5 и 6 было характерно вхождение из раствора-расплава ионов Ca²⁺ в концентрации (0,04—0,05) ф. е. и ионов Pt в концентрации (0,005—0,007) ф. е.

Известно, что нескомпенсированные четырехвалентной примесью ионы Ca²⁺ приводят в гранатовых магнитных пленках к росту коэрцитивной силы H_c , причем причиной роста H_c являются кислородные вакансии V_O²⁺, V_O⁺ (F⁺-центр) и V_O⁰ (F-центр), компенсирующие ионы Ca²⁺ [10—12]. Спектры термостимулированных токов проводимости для пленок составов 1, 2 и 7—10 не имели никаких особенностей и представляли собой экспоненциальные зависимости силы тока от температуры. На спектрах термостимулированных токов проводимости (ТСТП) составов 3—6 удалось обнаружить две группы максимумов тока. В качестве примера на рис. 1 представлены характерные спектры ТСТП для гранатовых магнитных пленок (YSmLuCa)₃(FeGe)₅O₁₂ (состав 3) и магнитных пленок (YEuTmCa)₃(FeGe)₅O₁₂ (состав 4). Группа пиков I соответствует глубоким уровням захвата с энергией активации 0,78—1,00 эВ, группа пиков II — глубоким уровням захвата с энергией активации 1,2—1,4 эВ. Энергетическое положение обнаруженных уровней захвата позволяет связать их с кислородными вакансиями [7, 8, 10]. По мнению авторов настоящей работы, группа максимумов тока I соответствует высвобождению электрона с F⁺-центра (однозарядной вакансии кислорода V_O⁺) в зону проводимости, а группа пиков II — двух электронов с F-центра (нейтральной вакансии V_O⁰) в зону проводимости.

Кроме повышенных значений H_c , кислородные вакансии индуцируют в гранатовых магнитных пленках и повышенное оптическое поглощение по всему спектру, включая и ближний ИК-диапазон [10, 11]. На рис. 2 представлены характерные спектры

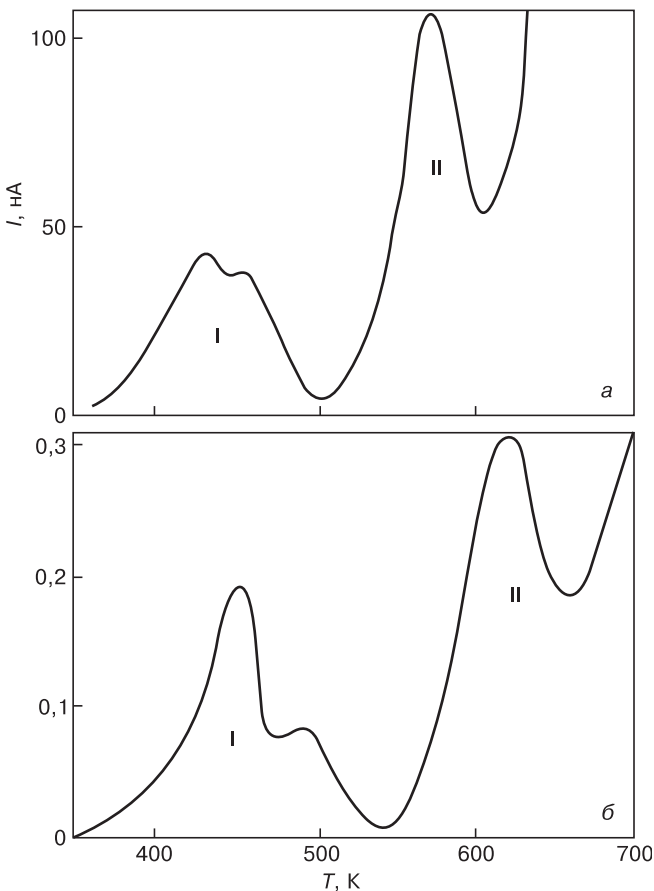


Рис. 1. Характерные спектры ТСТП для гранатовых магнитных пленок составов 3 и 4.

Изменяемые параметры (возбуждение проведено в обоих случаях под воздействием отрицательного коронного разряда):

а — измерительное напряжения $U = 10$ В; время возбуждения $t = 10$ мин.; скорость нагрева $\beta = 0,1$ К/с;

б — $U = 30$ В, $t = 10$ мин.; $\beta = 0,075$ К/с

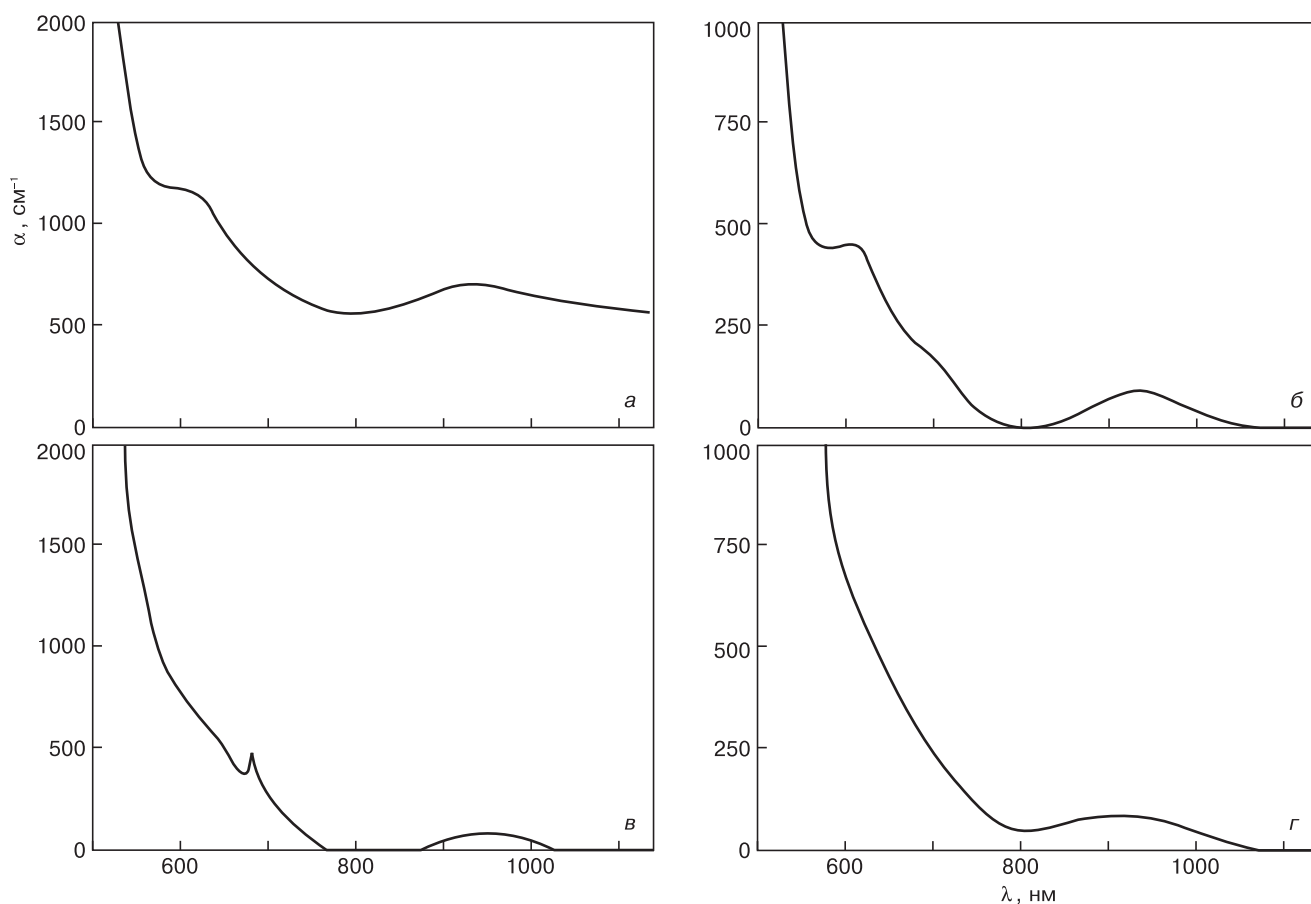


Рис. 2. Характерные спектры оптического поглощения для исследованных гранатовых магнитных пленок составов 5 (а), 6 (б), 7 (в) и 8 (г)

оптического поглощения для исследованных в работе гранатовых магнитных пленок составов 5 (а), 6 (б), 7 (в) и 8 (г). Обращает на себя внимание тот факт, что пленки состава 5 обладают гигантским оптическим поглощением даже в «окнах прозрачности граната» (в «окрестности» длин волн $\lambda = 800$ нм и при $\lambda > 1050$ нм). По данным табл. 2 и рис. 2, максимальным оптическим поглощением из исследованных пленок обладают пленки составов 3, 4 и 5. Характерной особенностью пленок этих составов является наличие намеренно нескомпенсированных четырехвалентной примесью ионов Ca^{2+} . Однако связывать гигантское оптическое поглощение пленок состава 5 только с «паразитными» ионами Ca^{2+} и индуцируемыми ими кислородными вакансиями будет неправильно, так как по сравнению с пленками составов 3 и 4 пленки состава 5 при большем (в 2,67—3,00 раза) значении показателя оптического поглощения в ближнем ИК-диапазоне содержат такое же или в 2,5 раза меньшее количество этих ионов. Дополнительное оптическое поглощение пленок состава 5 в ближнем ИК-диапазоне по своей форме напоминает спектр дополнительного поглощения от ионов Fe^{4+} [5]. Предположение о наиболее распространенном механизме зарядовой компенсации ионов Ca^{2+} ионами Fe^{4+} является, по-видимому, самым распространенным в научной литературе [1, 2, 4, 5]. Однако в настоящем

случае данный механизм неприменим, так как пленки состава 6, имея такую же, как и пленки состава 5, концентрацию «паразитных» ионов Ca^{2+} , обладают в ближнем ИК-диапазоне в 8,0—9,6 раз меньшим оптическим поглощением. Не обнаружено наличия ионов Fe^{4+} в пленках составов 5 и 6 и с помощью метода рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии.

Поскольку пленки состава 5 обладают большими значениями несоответствия параметров решетки пленки и подложки, то гигантские значения H_c и α в них следует связывать в первую очередь с рассогласованием параметров решетки пленки и подложки. Известно, что величину и знак упругих напряжений рассогласования определяют следующим образом [2]:

$$\sigma = \frac{E}{1-\nu} \frac{a_s - a_f}{a_f}, \quad (1)$$

где E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона; a_s — параметр решетки подложки; a_f — параметр решетки пленки.

В соответствии с проведенным по формуле (1) расчетом, в пленках состава 5 возникают упругие напряжения рассогласования величиной 540—1250 МПа. С этими напряжениями и следует прежде всего связывать гигантские значения коэрцитивной силы и оптического поглощения в данных пленках.

Причиной гигантских напряжений несоответствия в гранатовых пленках состава 5 являются обладающие большими значениями ионного радиуса r ионы Bi^{3+} ($r = 0,111$ нм) и ионы Ca^{2+} ($r = 0,112$ нм).

Пленки составов 5, 6 и 7, согласно данным проведенного рентгеноспектрального микроанализа, обладают близкими значениями концентрации ионов Bi^{3+} ($C = 0,56 \pm 0,71$ ф. е.). Замещение части ионов Y^{3+} ($r = 0,1015$ нм) в составе 6 на ионы Yb^{3+} ($r = 0,098$ нм), а в составе 7 на ионы Tm^{3+} ($r = 0,099$ нм) существенно компенсирует «растягивающий» эффект ионов Bi^{3+} и Ca^{2+} , что выражается в значительном уменьшении упругих напряжений несоответствия и, как следствие, в много меньших значениях коэрцитивной силы и оптического поглощения.

Разработка методов индуцирования высококоэрцитивного состояния

Проведенные исследования позволили разработать эффективные методы индуцирования высокой коэрцитивности в эпитаксиальных пленках Bi -содержащих магнитных гранатов.

1. Осуществляя легирование Bi -пленок гранатов ионами Ca^{2+} в концентрации $0,03$ — $0,12$ ф. е., можно

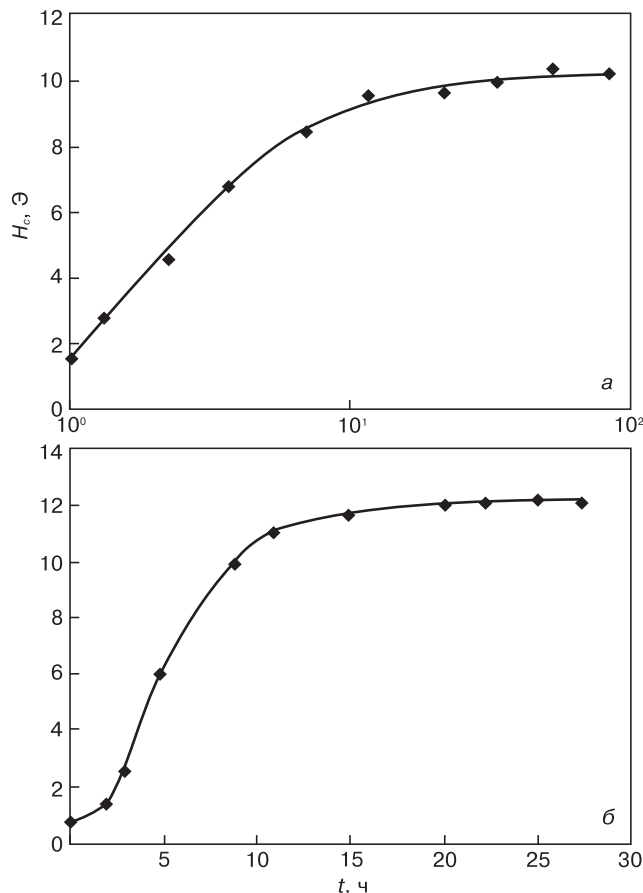


Рис. 3. Зависимости коэрцитивной силы от времени обработки в отрицательном коронном разряде для гранатовых магнитных пленок составов 10 (а) и 6 (б) при следующих параметрах образцов и условиях обработки: а — толщина пленки $h = 7$ мкм; напряжение короны электрода $U_c = 25000$ В, ток короны $I_c = 50$ мкА; б — $h = 3,25$ мкм, $U_c = 25000$ В, $I_c = 100$ — 120 мкА

повысить H_c до значений 1 — 3 Э. Механизм роста коэрцитивной силы в этом случае состоит в следующем. Ионы Ca^{2+} компенсируются кислородными вакансиями $\text{V}_{\text{O}_2}^{2+}$, $\text{V}_{\text{O}_2}^{+}$ (F^+ -центр) и $\text{V}_{\text{O}_2}^{0}$ (F^- -центр) [10]. F^- -центры объединяются в кластеры (вакансионные поры) [11] и фиксируют движение доменной стенки, что является первой причиной роста H_c . F^+ -центры, F^- -центры и $\text{V}_{\text{O}_2}^{2+}$ -центры существенно искажают симметрию кристаллического поля на ионах Fe^{3+} , что затрудняет вращение спинов при перемагничивании и является второй причиной роста коэрцитивной силы.

При использовании этого метода на практике следует учитывать концентрацию входящей из раствора-расплава при используемых технологических параметрах роста «паразитной» четырехвалентной примеси.

2. Выращивая пленки Bi -содержащих гранатов с несоответствием параметров решетки пленка-подложка в пределах $(15$ — $30) \cdot 10^{-4}$, можно получить значение $H_c = 5$ — 18 Э, а в некоторых случаях и 20 Э. Повышенная коэрцитивная сила в этих случаях создается сеткой дислокаций несоответствия, служащей потенциальным рельефом для движущейся доменной стенки, а также тем, что упругие напряжения сетки дислокаций искажают симметрию кристаллического поля на ионах Fe^{3+} , чем затрудняют вращение спинов при перемагничивании.

Данный метод индуцирования высоких значений H_c является эффективным для Bi -содержащих гранатовых пленок, выращенных на подложках $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$. Проведенные исследования позволили заключить, что для пленок Bi -содержащих магнитных гранатов при выращивании на подложках $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$ оптимальными являются следующие концентрации легирующей примеси:

- ионы Bi^{3+} в концентрации $0,6$ — $0,65$ ф. е.;
- ионы Pb^{2+} в концентрации не более $0,05$ — $0,07$ ф. е. (при выращивании пленок из растворов-расплавов PbO — Bi_2O_3 — V_2O_5);
- ионы Ca^{2+} в концентрации не более $0,04$ — $0,05$ ф. е. (при выращивании пленок из растворов-расплавов CaCO_3 — Bi_2O_3 — V_2O_5).

Следует отметить, что недостатком указанных способов индуцирования высококоэрцитивного состояния является уменьшение магнитооптической добротности Ψ за счет роста оптического поглощения, что видно из формулы:

$$\Psi = \frac{2\theta_F}{\alpha}, \quad (2)$$

где θ_F — удельное фарадеевское вращение; α — оптическое поглощение.

Поэтому в случаях, когда наряду с высокой коэрцитивной силой критична и величина оптического поглощения, следует идти на некоторый компромисс. В качестве варианта можно рекомендовать легирование ионами Yb^{3+} (Tm^{3+}) в концентрации $0,3$ — $0,4$ ф. е.

Более предпочтительной легирующей примесью в настоящем случае является ион Yb^{3+} , так как Tm^{3+} обладает сильной спин–орбитальной связью, что будет отрицательно сказываться на подвижности доменных границ в пленке.

3. Проведенные авторами ранее исследования [13—15] позволяют предложить третий способ индуцирования высококоэрцитивного состояния в Bi -содержащих пленках магнитных гранатов. Это — обработка в униполярном коронном разряде. На рис. 3 представлены зависимости коэрцитивной силы от времени обработки в отрицательном коронном разряде для гранатовых магнитных пленок составов 10 (а) и 6 (б). В соответствии с полученными результатами, при обработке в короне наблюдался рост H_c для пленок состава 10 в 6—8 раз, для пленок состава 6 в 10—12 раз. При обработке в отрицательном коронном разряде происходит инжекция отрицательного заряда в поверхностные слои пленки и последняя становится электретом. При этом на границах слоев пленки, на границе пленка—подложка формируются поляризационные заряды, накапливаются заряженные дефекты. В связи с этим наблюдаемый интенсивный рост H_c при обработке в короне обусловлен фиксацией доменной стенки на поляризационных зарядах и заряженных дефектах.

Заключение

Изучена природа высококоэрцитивного состояния в пленках магнитных гранатов при их легировании ионами Ca^{2+} , формировании напряжений рассогласования, а также при обработке в отрицательном коронном разряде.

Разработаны методы индуцирования высококоэрцитивного состояния в эпитаксиальных пленках Bi -содержащих гранатов.

Для пленок Bi -содержащих гранатов, выращенных на подложках $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$, для наведения высокой коэрцитивной силы можно использовать все три способа (легирование ионами Ca^{2+} , формирование напряжений рассогласования, обработку в отрицательном коронном разряде). Для пленок Bi -содержащих гранатов, выращенных на подложках $(\text{GdCa})_3(\text{GaMgZr})_5\text{O}_{12}$, $\text{Ca}_3(\text{NbLi})_2\text{Ga}_3\text{O}_{12}$, $\text{Ca}_3(\text{NbMg})_2\text{Ga}_3\text{O}_{12}$, $\text{Ca}_3(\text{NbZr})_5\text{O}_{12}$, для наведения

высококоэрцитивного состояния результативными способами будут легирование ионами Ca^{2+} и обработка в коронном разряде.

Библиографический список

1. Рандошкин, В. В. Прикладная магнитооптика / В. В. Рандошкин, А. Я. Червоненкис – М. : Энергоатомиздат, 1990. – 320 с.
2. Балбашов, А. М. Магнитные материалы микроэлектроники / А. М. Балбашов, А. Я. Червоненкис – М. : Энергия, 1979. – 216 с.
3. Летюк, Л. М. Технология ферритовых материалов магнитоэлектроники / Л. М. Летюк, В. Г. Костишин, А. В. Гончар – М. : МИСИС, 2005. – 352 с.
4. Балбашов, А. М. Элементы и устройства на цилиндрических магнитных доменах : справочник / А. М. Балбашов, Ф. В. Лисовский, В. К. Раев и др. – М. : Радио и связь, 1987. – 488 с.
5. Балбашов, А. М. Влияние примесей на спектры поглощения пленок Bi -содержащих гранатов / А. М. Балбашов, В. Е. Бахтеузов // Журн. прикладной спектроскопии. – 1984. – Т. 34. – С. 537—539.
6. Вертопрахов, В. Н. Термостимулированные токи в неорганических веществах. / В. Н. Вертопрахов, Е. Г. Сальман – Новосибирск : Наука, 1979. – 336 с.
7. Костишин, В. Г. Влияние коронного разряда на энергетический спектр глубоких уровней захвата в феррит–гранатовых пленках / В. Г. Костишин, В. Х. Костюк, Л. М. Летюк и др. // Электрон. техника. Сер. 6. Материалы. – 1987. – Вып. 4 (225). – С. 32—34.
8. Костюк, В. Х. Исследование активных центров в феррит–гранатовых пленках с цилиндрическими доменами методом термостимулированных токов / В. Х. Костюк, В. Г. Костишин, Л. М. Летюк и др. // УФЖ. – 1988. – Т. 33, № 2. – С. 32—34.
9. Горелик, С. С. Рентгенографический и электронно–оптический анализ / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расгоргуев – М. : МИСИС, 1994. – 328 с.
10. Костишин, В. Г. Модификация свойств эпитаксиальных монокристаллических пленок ферритов–гранатов $(\text{YSmLuCa})_3(\text{FeGe})_5\text{O}_{12}$ воздействием γ -квантов Co^{60} : Дис. ... канд. физ.–мат. наук. / Костишин В. Г. – М., 1995. – 196 с.
11. Ткалич, А. К. Влияние точечных дефектов и концентрационных неоднородностей на свойства монокристаллических пленок магнитных гранатов: Дис. ... канд. физ.–мат. наук. / А. К. Ткалич – М., 1992. – 153 с.
12. Kostishyn, V. G. Role of Ca^{2+} ions uncompensated with isovalent ions in the formation of magnetic properties in $(\text{YSmLuCa})_3(\text{FeGe})_5\text{O}_{12}$, $(\text{YbBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$ and $(\text{YBi})_3(\text{FeGa})_5\text{O}_{12}$ epitaxial films. / V. G. Kostishyn, L. M. Letyuk // J. Magn. and Magn. Mater. – 2003. – V. 254–255. – P. 559—561.
13. Костишин, В. Г. Влияние обработки в коронном разряде на форму петли гистерезиса эпитаксиальных пленок Bi -содержащих ферритов–гранатов / В. Г. Костишин, Л. М. Летюк // ЖТФ. – 1995. – Т. 65, вып. 7. – С. 179—183.
14. Kostishyn, V. G. Influence of corona discharge on the hysteresis loop of magnetic garnet films / V. G. Kostishyn, L. M. Letyuk, M. N. Shipko, A. G. Kirpenko // J. Magn. and Magn. Mater. – 1996. – V. 160. – P. 363—364.
15. Kostishyn, V. G. Use of corona electret state in Bi -containing ferrite–garnet heterocompositions for thermomagnetic data recording / V. G. Kostishyn, L. M. Letyuk // Ibid. – 2003. V. 254–255. – P. 556—558.

Работа выполнена в рамках проекта «Разработка нового класса наноразмерных материалов на основе пленочных магнитных электретов и мультиферроиков для сверхплотной магнитной и магнитооптической записи информации» (Государственный контракт № 11.519.11.4026)