

УДК 537.632

СВОЙСТВА ИНТЕРФЕЙСА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ ПЛЕНКА ВИСМУТ-СОДЕРЖАЩЕГО ФЕРРИТА-ГРАНАТА – ПОДЛОЖКА ГТГ

*Шапошников А.Н., Бержанский В.Н., Прокопов А.Р., Милюкова Е.Т.,
Каравайников А.В.*

*Таврический национальный университет им. В.И. Вернадского, Симферополь, Украина
E-mail: shalex@sf.ukrtel.net*

Исследованы концентрационные зависимости гранатообразующих элементов, магнитные свойства и морфология поверхности интерфейса (границы раздела) Вi-содержащих монокристаллических пленок ферритов-гранатов номинального состава $(\text{BiSmLu})_3(\text{FeGaAl})_5\text{O}_{12}$ – подложка ГТГ ориентации (111). Показано, что магнитные свойства и сложные формы магнитооптических петель гистерезиса исследованных пленок могут определяться свойствами интерфейса пленка-подложка. В некоторых пленках вблизи температуры компенсации обнаружен эффект «опрокидывания» магнитного момента подрешеток, сопровождающийся последующим температурным магнитным гистерезисом.

Ключевые слова: монокристаллические пленки висмут-содержащих ферритов-гранатов, температура компенсации магнитного момента, магнитооптические петли гистерезиса, интерфейс.

ВВЕДЕНИЕ

Одной из особенностей метода жидкофазной эпитаксии из переохлажденного раствора-расплава является нестационарность процессов начальной и завершающей стадий роста монокристаллических пленок ферритов-гранатов. Это приводит к образованию в пленке переходных слоев на границах пленка-подложка и пленка-воздух [1-4], способных оказывать влияние на свойства пленки в целом [5, 6]. В работе [7] нами были исследованы магнитные свойства по толщине Вi-содержащих монокристаллических пленок ферритов-гранатов (Вi-МПФГ), используемых для термомагнитной записи информации, номинального состава $(\text{BiSmLu})_3(\text{FeGaAl})_5\text{O}_{12}$, выращенных на подложках $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$ (ГТГ) ориентации (111). Рост подобных пленок происходит из висмут-содержащего раствора-расплава при высоких значениях переохлаждения ΔT , при этом состав растущей пленки оказывается чрезвычайно чувствителен к условиям роста и их стабильности. В процессе роста пленки вдоль оси роста могут формироваться слои с разными значениями коэрцитивной силы H_c , удельного фарадеевского вращения Θ_F , температуры Кюри T_c , температуры компенсации магнитного момента T_{comp} . Цель настоящей работы - исследование концентрационных зависимостей гранатообразующих элементов, морфологии поверхности и магнитных свойств интерфейса (границы раздела) Вi-МПФГ состава $(\text{BiSmLu})_3(\text{FeGaAl})_5\text{O}_{12}$ - подложка ГТГ ориентации (111) и ее влияния на свойства пленок.

1. ЭКСПЕРИМЕНТ

Bi-МПФГ вышеуказанного состава толщиной 3 - 6 мкм выращивали на подложках ГГГ ориентации (111) из переохлажденного раствора-расплава на основе растворителя $PbO-B_2O_3-Bi_2O_3$. Толщину h выращенных пленок измеряли по сколу в оптическом и электронном микроскопах и интерференционным методом, величину рассогласования $\Delta\lambda$ параметров пленки и подложки - с помощью рентгеновской дифракции (РД). Образцы для измерений свойств интерфейса подготавливали следующим образом. Выращенные Bi-МПФГ подвергали механической полировке, а затем - травлению ионами аргона с ускоряющим напряжением 2 кВ при токе пучка 120 мА до толщин менее 2 мкм. После этого образцы помещали в зону неоднородного (по площади) распределения тока ионного пучка и вновь подвергали травлению. В результате такой обработки получали образцы пленок в виде клина, у которых при общей длине 10 - 12 мм перепад по толщине составлял от $\sim 1,5$ - 1,7 мкм до чистой подложки. В таких образцах вдоль одной и той же линии по клину с помощью магнитополяриметра на эффекте Фарадея на длине волны 655 нм в диапазоне температур от 10 до 80 °С измеряли магнитооптические петли гистерезиса (МОПГ), по которым определяли H_c , Θ_F , T_c и T_{comp} (диаметр измеряемой области менее 1 мм), а с помощью растрового электронного микроскопа РЭМ-106 с энергодисперсионным микроанализатором ЭДС-1 наблюдали морфологию поверхности и определяли элементный состав.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены МОПГ серии исходных (до травления) образцов Bi-МПФГ состава $(BiSmLu)_3(FeGaAl)_5O_{12}$ из работы [7], измеренные при $T = 25$ °С.

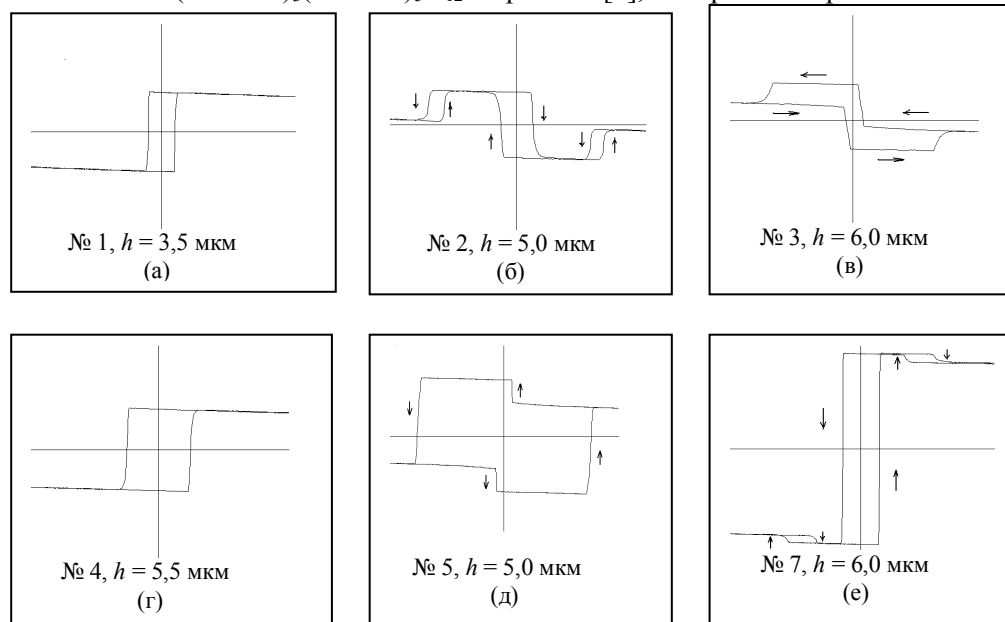


Рис. 1. МОПГ серии исходных (до травления) образцов Bi-МПФГ № 1-5, 7 при $T = 25$ °С. Масштаб: поле намагничивания $H_{max} = 2$ кЭ, $\Theta_{Fmax} = 2,2$ °.

Для проведения измерений свойств интерфейса были отобраны образцы № 2, 5, 7, имеющие при комнатной температуре сложные формы МОПГ, но однослойные по данным РД, и двухслойные по данным РД обр. № 3 со сложной МОПГ и обр. № 4 с обычной МОПГ.

Измерение МОПГ на обр. № 4 при $T=22$ °С показало наличие двойной инверсии знака Θ_F при движении вдоль клина к подложке (рис. 2, а). При этом на образце фиксировались три области: 1 - приповерхностная ($1,3 \leq h \leq 1,7$ мкм) с «правыми» МОПГ, 2 - центральная ($0,7 \leq h \leq 1,3$ мкм) с «левыми» МОПГ и 3 - приподложечная ($h \leq 0,7$ мкм) с «правыми» МОПГ. На рис. 2, б приведен профиль температуры компенсации $T_{comp.}$, также измеренный при движении вдоль клина. Видно, что от обл. 1 к обл. 2 $T_{comp.}$ растет от 15 до 24 °С, а затем от обл. 2 к обл. 3 снижается до 21,5 °С, что и приводит к наблюдаемой инверсии знака Θ_F . Подобные изменения $T_{comp.}$ и Θ_F могут быть вызваны только соответствующими изменениями химического состава на фронте кристаллизации при жидкофазной эпитаксии пленок.

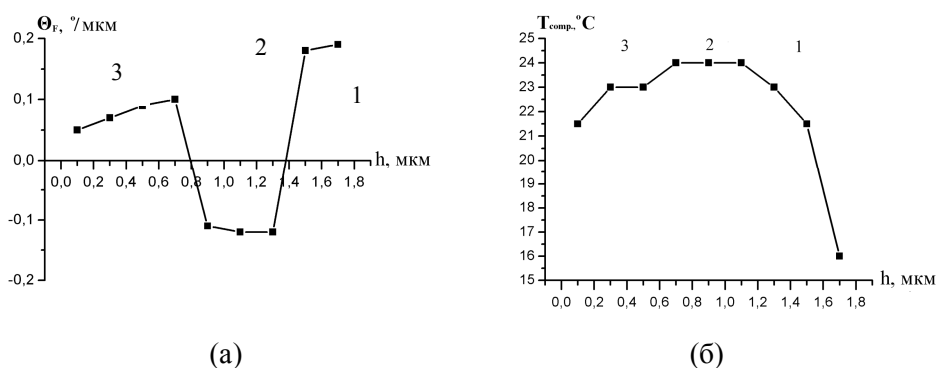


Рис. 2. Зависимости Θ_F (а) и T_{comp} (б) от h вдоль клина обр. № 4.

Результаты измерения распределения химических элементов (профиля состава) вдоль клина (по толщине) обр. № 4 и вид МОПГ в областях 1 - 3 при $T=22$ °С (максимальное поле перемагничивания $H_{max} = 2$ кЭ) представлены на рис. 3 (МОПГ показаны на вставке, пунктирными линиями показаны границы между областями пленки с «правыми» и «левыми» МОПГ). Видно, что и в пленке, и на интерфейсе пленка-подложка существует градиент концентрации основных гранатообразующих элементов. В обл. 2 ($0,7 \leq h \leq 1,3$ мкм) наблюдается повышенное содержание ионов Ga^{3+} и Al^{3+} по сравнению с обл. 1 (на рисунке представлена суммарная концентрация Ga^{3+} и Al^{3+}). В приподложечной обл. 3 ($h \leq 0,7$ мкм) переходный слой пленка - подложка обогащен элементами подложки Gd^{3+} и Ga^3 . Известно [8], что с увеличением концентрации тетразамещающих диамагнитных ионов Ga^{3+} и Al^{3+} $T_{comp.}$ растет, а T_c падает. Таким образом, рост $T_{comp.}$ от обл. 1 к обл. 2 связан с изменением (увеличением) соотношения концентрации ионов Ga^{3+} , Al^{3+} (в сумме от 1,2 ат./ф.е

до 1,6 ат./ф.е.) и Fe^{3+} в железной подрешетке. В обл. 3 содержание ионов Gd^{3+} и Ga^{3+} превышает 2 ат./ф.е., тем не менее знак Θ_F в этой области положителен и значение T_{comp} в ней ниже, чем в обл. 2. Мы полагаем, что наблюдаемое несоответствие есть следствие относительно невысокого разрешения метода электронного микроанализа по глубине исследуемого материала (0,6 - 0,8 мкм), т.е. микроанализатор измерял Gd^{3+} и Ga^{3+} , входящие в состав и пленки, и подложки, не разделяя их. Положительный знак Θ_F в обл. 3 свидетельствует о том, что действительная концентрация ионов Ga^{3+} и Al^{3+} в этом слое пленки составляет менее 1 ат./ф.е., а остальное приходится на подложку.

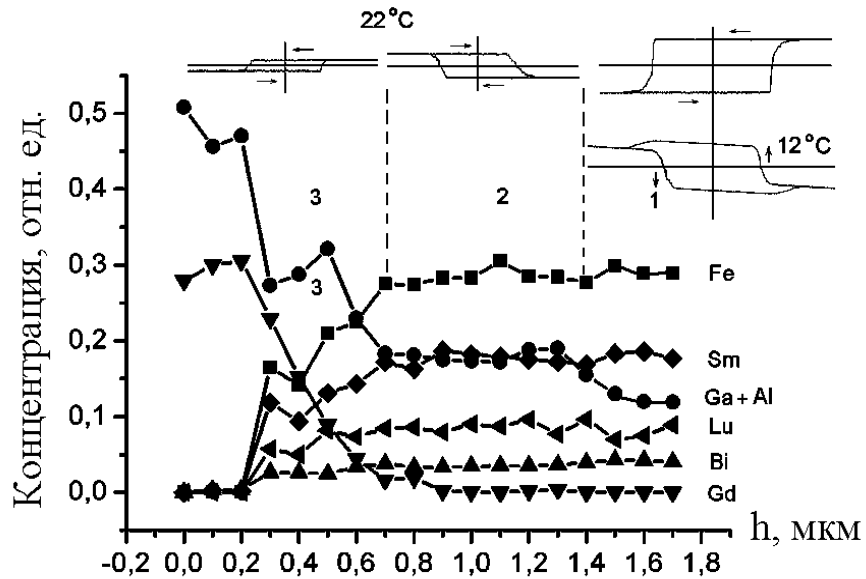


Рис. 3. Распределение элементов и МОПГ вдоль клина обр. № 4.

Заметим, что МОПГ в обл. 1 при 22 °С должна была бы представлять собой суперпозицию петель гистерезиса от внутренних слоев и иметь более сложную форму. Однако, вполне возможно, что близость T_{comp} обл. 2 к температуре измерения приводит к тому, что сильное обменное молекулярное поле приповерхностного слоя области 1 переориентирует магнитные моменты второго слоя, что приводит к синфазному перемагничиванию слоев и наблюдаемой форме МОПГ в обл. 1.

Сложная форма МОПГ в обл. 1 действительно наблюдается, но лишь при $T=12$ °С (вставка на рис 3 – МОПГ при 12 °С). Ее характерной особенностью является изменение знака Θ_F при уменьшении поля намагничивания в пределах той же полярности. При увеличении температуры измерения от 12 до 22 °С на МОПГ в обл. 1 вначале появлялись, а затем исчезали боковые петли гистерезиса.

В обл. 2 обр. № 4 при $T \leq T_{\text{comp}}$ (область «левых» МОПГ) намагничивание пленки в полях $H \geq 3$ кЭ приводило к изменению знака Θ_F (рис. 4), после чего их

МОПГ из «левых» становились «правыми». Обратного «переворота» МОПГ при изменении полярности поля намагничивания не происходило. Возврат в первоначальное состояние наблюдался лишь после охлаждения пленки до $T < T_{comp}$. Величина поля H_f , при котором наблюдался эффект, зависела от температуры: при приближении T к T_{comp} H_f уменьшалось: при $T=23$ °С $H_f=3,7$ кЭ, при $T=23,5$ °С $H_f=1,5$ кЭ.

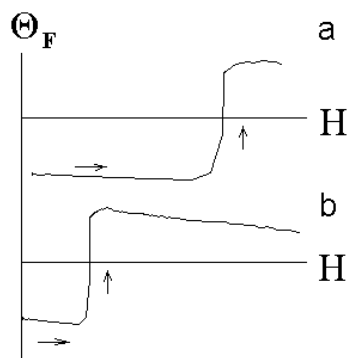


Рис. 4. Эффект «опрокидывания» магнитного момента подрешеток в обл. 2 обр. №4 при $T=23$ °С (а) и $T=23,5$ °С (б). H_f , соответственно, равно 3,7 кЭ и 1,5 кЭ.

Объяснение этому эффекту может быть следующее. Происхождение фазового перехода типа «точки компенсации» в трехподрешеточных ферримагнетиках может быть связано либо с конкуренцией намагниченных в обменном поле парамагнитных ионов редкоземельной подрешетки с ионами железных a - и d -подрешеток, либо (при сильном диамагнитном разбавлении редкоземельной подрешетки) конкуренцией железных a - и d -подрешеток. Известно [9], что ферриты-гранаты самария и европия не обладают точкой компенсации магнитного момента. Это обусловлено тем, что ионы Sm^{3+} и Eu^{3+} имеют противоположное направление спиновых и орбитальных магнитных моментов, что приводит к тому, что эти ионы, занимая место в додекаэдрических подрешетках, своими спиновыми магнитными моментами ослабляют результирующую намагниченность окта- и тетраподрешеток, а орбитальными наоборот, усиливают. Кроме того, в исследованных нами пленках тетраэдрическая железная подрешетка существенно разбавлена ионами Ga^{3+} и Al^{3+} . Таким образом, в этих пленках реализуется второй случай фазового перехода.

Из-за существенной разницы в параметрах кристаллической ячейки подложки и пленок исследованных составов они обладают большой магнитной одноосной анизотропией. В связи с этим, при перемагничивании вдоль оси легкого намагничивания при приближении к точке компенсации в соответствие с фазовой диаграммой поле-температура $H-T$ (рис. 5) [10] возможно существование различного типа коллинеарных и неколлинеарных фаз. Коллинеарные фазы отличаются друг от друга ориентацией магнитного момента железных подрешеток относительно внешнего магнитного поля. Ниже T_{comp} по полю ориентирована октаэдрическая подрешетка, а против поля, соответственно, тетраэдрическая железная подрешетка. Назовем эту коллинеарную фазу π -фазой (угол между полем

и магнитным моментом окта-подрешетки равен π). При перемагничивании она дает «левую» петлю гистерезиса. Выше T_{comp} по полю ориентируется тетраэдрическая железная подрешетка. Такую коллинеарную фазу будем называть о-фазой, ее перемагничивание дает «правую» петлю гистерезиса. При определенных значениях перемагничивающих полей в результате фазового перехода второго рода может возникать угловая или неколлинеарная фаза. При приближении к точке компенсации поле такого перехода уменьшается.

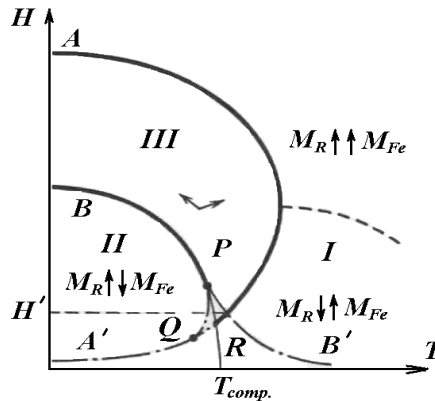
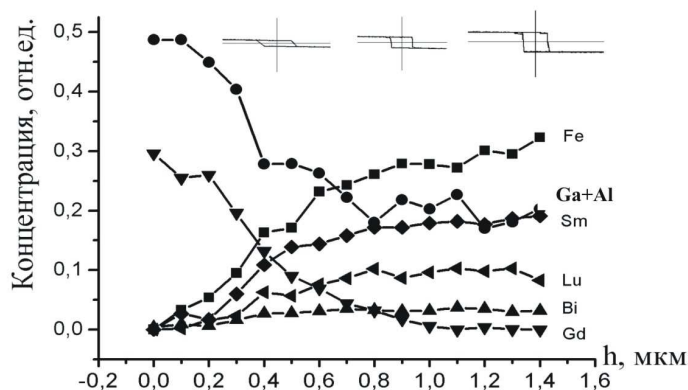


Рис. 5 [10]. Фазовая диаграмма ферримагнетика в поле, параллельном легкой оси. BP , AR - линии фазового перехода 2-го рода, $A'R$, PB' - линии потери устойчивости коллинеарных фаз I и II , PQ - линия потери устойчивости метастабильной угловой фазы, PRT_{comp} - линия фазового перехода 1-го рода.

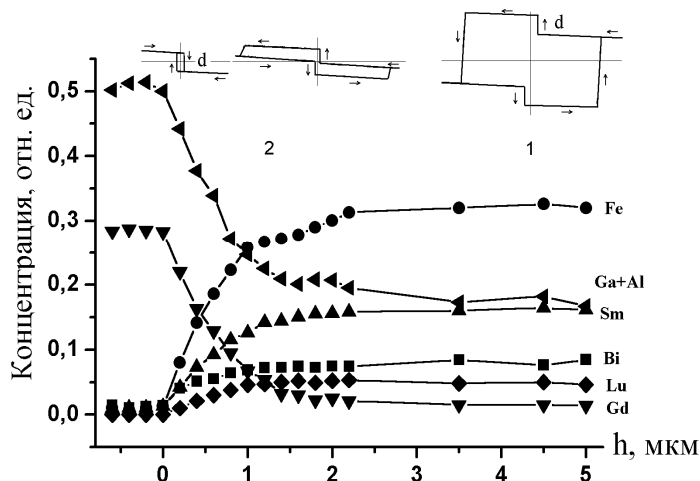
Резкое «опрокидывание» магнитных моментов подрешеток, регистрируемое в определенных перемагничивающих полях (рис. 4), связано с переходом между π - и o - фазами, который происходит скачком по типу фазового перехода первого рода. Критическое поле такого перехода в соответствии с H - T диаграммой должно понижаться при приближении к точке компенсации, что действительно наблюдается на эксперименте (рис. 4). Интересно, что высокополевое состояние (o -фаза) замораживалось и сохранялось при уменьшении поля и дальнейшем перемагничивании в другой полярности. Вернуться к π -фазе можно было только после понижения температуры до $T < T_{comp}$. Подобный температурный гистерезис подтверждает, что в системе действительно происходит фазовый переход первого рода, который традиционно сопровождается гистерезисными явлениями.

Распределение элементов вдоль клина обр. № 3 представлено на рис. 6. Двухслойный образец № 3 с толщиной 6 мкм, имеющий сложную форму МОПГ (рис. 1, в), после ионного травления до $h = 3,4$ мкм становился однослойным и характеризовался «левой» МОПГ, которая сохранялась при измерениях вдоль клина вплоть до самой подложки [7].


 Рис. 6. Распределение элементов и МОПГ вдоль клина обр. № 3. при $T = 22$ °С.

Обр. № 3 обладал довольно большим размером переходной области (до 1 мкм), почти вдвое превышающей переходную область обр. № 4. Суммарное содержание Ga^{3+} и Al^{3+} по его толщине при движении вдоль клина к подложке возрастало от 1,8 до 2,1 ат./ф.е., при этом T_{comp} увеличивалась от 37 до 44 °С.

На рис. 7 представлены распределение элементов вдоль клина и МОПГ обр. № 5 при $T=22$ °С. Исходный образец имел сложную форму МОПГ, которая сохранялась вплоть до самой подложки, и только в приподложечном слое МОПГ становилась «левой», при этом суммарное содержание Ga^{3+} и Al^{3+} вблизи подложки превышало 2 ат./ф.е., $T_c = 58$ °С. С ростом h содержание Ga^{3+} уменьшалось, Θ_F менял знак, и МОПГ приобретала вид, характерный для пленки переменного по толщине состава, в которой слои имеют значения T_{comp} ниже и выше температуры измерения, что приводит к сложной форме их МОПГ.


 Рис. 7. Распределение элементов и МОПГ вдоль клина образца № 5 при $T = 22$ °С.

Величина ступеньки d на МОПГ исходного обр. № 5 равна амплитуде «левой» МОПГ переходного (интерфейсного) слоя пленка - подложка этого образца (вставка на рис. 7). Это же оказалось справедливым и для остальных образцов (№ 3, 7). Таким образом, «левая» МОПГ переходного слоя пленка-подложка, намагниченность которого обусловленная октаэдрической подрешеткой, существенным образом влияет на вид МОПГ пленки в целом.

В обр. № 7, как и в обр. № 5, вблизи подложки МОПГ «левые» (рис. 8, а, б), суммарное содержание Ga^{3+} и Al^{3+} в этой области достигало 1,5 ф.е., $T_{comp} = 35$ °С. С ростом h содержание Ga^{3+} уменьшалось, Θ_F менял знак, и МОПГ приобретали вид, характерный для пленки переменного по толщине состава (рис. 8, в, г). Наклон МОПГ обусловлен обратным по сравнению с пленкой знаком Θ_F материала подложки.

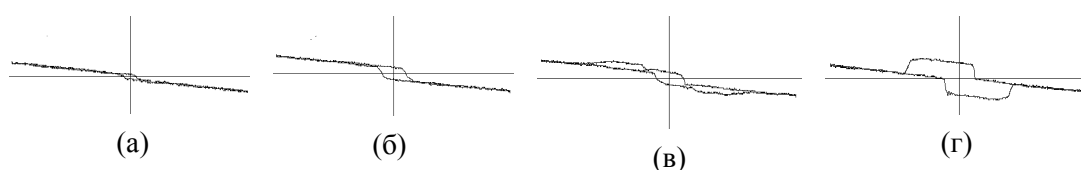


Рис. 8. МОПГ обр. № 7 в разных областях вдоль клина при $T=22$ °С. h увеличивается от (а) к (г). $H_{max} = 4$ кЭ.

Однослойный по данным РД обр. № 2 по магнитооптической петле характеризуется как магнито неоднородный. Вблизи подложки его МОПГ «правые», содержание тетразамещающих диамагнитных ионов меньше 1 ат./ф.е. С ростом h форма МОПГ усложняется, т.к. сверху нарастает слой с повышенной концентрацией диамагнитных ионов и «левой» МОПГ (рис. 9). Таким образом, «правая» МОПГ переходного слоя пленка-подложка оказывает существенное влияние на вид результирующей МОПГ всей пленки: на ней присутствуют боковые петли гистерезиса приподложечного слоя.

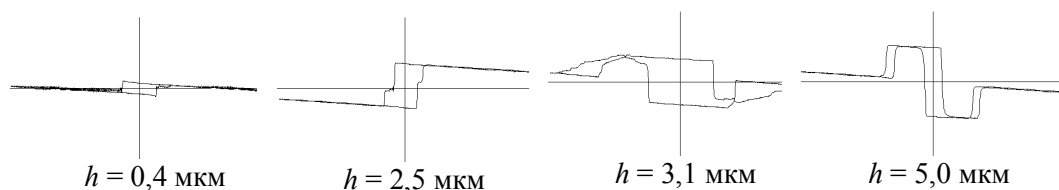


Рис. 9. МОПГ образца № 2 исходного и на разных стадиях ионного травления, измеренные при 25 °С Масштаб: $H_{max} = 4$ кЭ, $\Theta_{Fmax} = 2,2$ град. Указана толщина оставшегося после травления слоя пленки.

Как видно из рис. 1 МОПГ исходных (до травления) образцов № 3, 5 и 7 отличаются между собой, а МОПГ их переходных слоев пленка – подложка одинаковы. В магнитном отношении эти образцы являются как минимум двухслойными, в них на слое с «левой» МОПГ (высокая концентрация диамагнитных ионов) нарастает слой с «правой» МОПГ (низкая концентрация диамагнитных ионов). Разница МОПГ образцов № 3, 5, 7 определяется только относительными толщинами этих слоев и их температурами компенсации, это в конечном счете и определяет МОПГ целой пленки.

Примечательным является тот факт, что МОПГ подобных многослойных пленок, характеризующая процесс их перемагничивания, не равна сумме МОПГ отдельно взятых слоев. Обменное взаимодействие между слоями радикально изменяет ход МОПГ: уменьшение поля намагничивания до некоторого значения приводит либо к резкому увеличению абсолютного значения Θ_F (рис.1, д), либо к изменению его знака при той же полярности поля (рис.1, в). Подобные процессы перемагничивания требуют дополнительного исследования.

Коэрцитивная сила H_c в исследованных пленках меняется от 100 до 4500 Э. Для выяснения причин такого широкого диапазона ее изменения были исследованы зависимости $H_c(h)$ на всех образцах. Поскольку H_c зависит от дефектности пленок, то одновременно с помощью растрового электронного микроскопа изучалась морфология поверхности пленок на различных этапах ионного травления.

На рис. 10 представлены зависимости $H_c(h)$ вдоль клина образцов № 2-5, 7, измеренные при 22 °С. В обр. № 2 H_c от подложки до толщины 0,8 мкм изменяется слабо, возрастая при $h > 0$, 8 мкм (рис. 10, а). В обр. № 3 H_c минимальна на поверхности образца (100 Э) и увеличивается в при приближении к подложке почти в 6 раз (рис. 10, б). В образцах № 4, 5 зависимость $H_c(h)$ носит *N*-образный характер (рис. 10, в, г). Максимальное значение $H_c = 2170$ Э в обр. № 4 (рис. 10, в, кривая 1) достигается при $h \sim 0,9$ мкм, в обр. № 5 максимальное значение $H_c = 4500$ Э достигается при $h \sim 2$ мкм. В обр. №7 наблюдается рост H_c с ростом h (рис. 10, д).

Известно, что в окрестности T_{comp} коэрцитивная сила возрастает до максимума, причем в некоторых ферритах максимум оказывается расщепленным [11]. Поэтому, при объяснении поведения $H_c(h)$ важно знание T_{comp} . Так в обр. № 2 все МОПГ вдоль клина «правые», температура измерений значительно выше T_{comp} . В обр. № 3 все МОПГ вдоль клина «левые», здесь T_{comp} значительно выше температуры измерений, т.е для этих образцов можно считать, что T_{comp} не оказывает влияния на результаты измерений. В то же время, как было показано выше, например, для образца № 4 температура измерений (22 °С) находится вблизи T_{comp} слоя 2 и это является наиболее вероятной причиной наблюдаемой для этого образца *N*-образной зависимости $H_c(h)$. Для проверки этого предположения измерения $H_c(h)$ были поведены при $T = 38$ °С $> T_{comp}$. При этой температуре H_c оказалась практически постоянной вдоль всего клина и ее значение составляло ~ 200 Э за исключением точки с $h = 1,7$ мкм, в которой $H_c = 300$ Э (рис. 10, в, кривая 2).

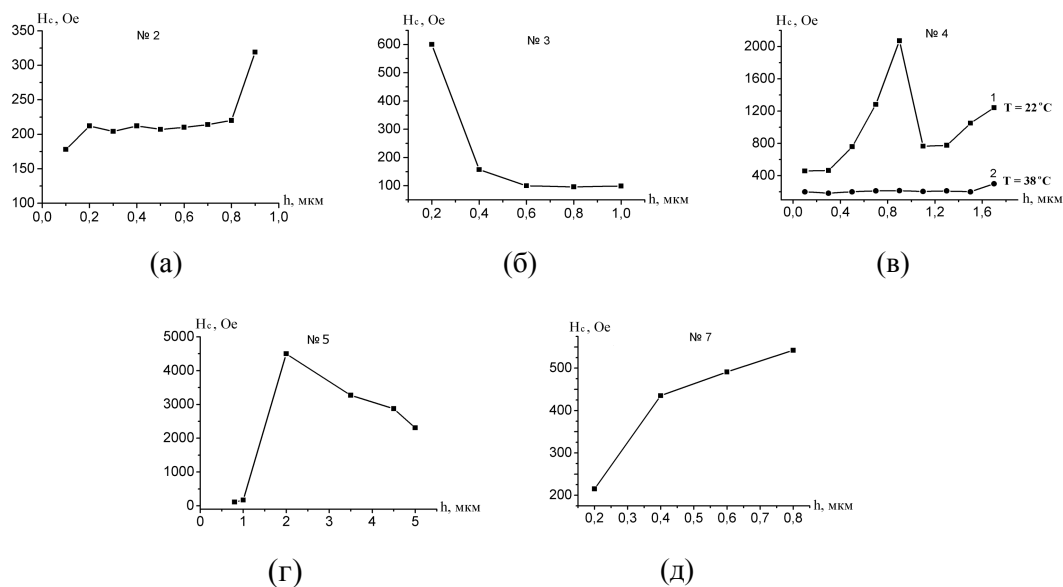


Рис. 10. Зависимости $H_c(h)$ образцов № 2-5, 7.

Таким образом, аномалии в зависимостях $H_c(h)$ в исследованных пленках обусловлены близостью температуры измерений к T_{comp} какого-либо из слоев. В свою очередь, это определяется химическим составом каждого из слоев пленки. Например, в образцах № 4, 5, 7 на слое с высокой концентрацией ионов Ga^{3+} (соответственно, высокой T_{comp} и «левой» МОПГ) растет слой с меньшей концентрацией ионов Ga^{3+} (меньшей T_{comp} и «правой» МОПГ), а для обр. № 3 наблюдается обратное. T_{comp} переходной области между этими слоями близка к температуре измерения, что и вызывает соответствующий рост H_c с ростом h .

Дополнительным доказательством магнитной природы этих аномалий является проведенное нами исследование морфологии поверхности вдоль клина исследованных пленок. На рис. 11 представлены фотографии поверхности обр. № 4 до обработки поверхности, после механической полировки его поверхности, после 2 часов ионного травления полированного образца, а также в областях 1 - 3 вдоль клина и чистой подложки ГГГ (на которой рост не производился) после 2 часов ионного травления. Здесь же указаны значения H_c при 22 °С. Видно, что поверхность пленки представляет собой так называемую фасетированную структуру. После механической полировки она была удалена. После 2 часов ионного травления появляются следы торцов столбчатой структуры, их количество мало, размер составляет 1 - 3 мкм в диаметре. При толщинах пленки $h < 2$ мкм эти следы торцы столбчатой структуры разной огранки, «вскрытые» ионным пучком, покрывают все поле зрения микроскопа. При приближении к подложке (обл. 3) их размер увеличивается до 6 мкм в диаметре вблизи подложки. Следы столбцов, из

которой состояла структура пленки, наблюдаются на фотографии поверхности подложки даже после длительного (6 часов) времени ее травления. На поверхности чистой подложки, на которой рост не производился, подобная картина отсутствует. Аналогичные снимки были получены и для других исследованных пленок.

По современным представлениям [12] эпитаксиальная пленка на начальном этапе роста при выращивании в условиях сильного пересыщения (переохлаждения) и при несоответствии параметров решеток пленки и подложки менее 0,01 нм растет на подложке псевдоморфно (межфазная граница когерентна). С увеличением толщины пленки из-за разницы параметров ячеек пленки и подложки увеличивается энергия упругой деформации, связанная с напряжениями несоответствия. При достижении критической толщины становится возможной релаксация внутренних напряжений с образованием дислокаций несоответствия, вициналий (пологих пирамидальных холмиков или ямок), также происходит двойникование кристаллов. В результате происходит срыв когерентности границы роста пленки. Возникает фасетированная поверхность, представляющая собой комбинацию плоскостей с индексами, отличными от плоскости подложки. После механической обработки такой поверхности она становится оптически гладкой. При ионном травлении удаляются наиболее дефектные и напряженные участки пленки, после чего остаются ямки травления. При толщинах пленки менее 2 мкм наблюдаются дислокационные сетки, которые и являются центрами образования вициналий или двойников [13]. Поскольку при росте пленки происходит частичная диффузия ионов раствора-расплава в подложку, для которой они являются примесными, а следовательно, образуют центры возникновения дислокаций, эти дислокации наблюдаются и на поверхности подложки после полного травливания слоя пленки.

На нижней фотографии в масштабе $\times 2$ по сравнению с другими показан снимок торца выращенной пленки. Эта фотография также подтверждает все вышесказанное. Наблюдаемая подобная структура пленок является причиной их высокой одноосной анизотропии (поле анизотропии в них превышает 15 кЭ) и высокой H_c . Однако различный вид зависимостей $H_c(h)$ вблизи интерфейсов исследованных образцов, а также анализ температурных зависимостей $H_c(h)$ свидетельствует о том, что наличие столбчатой структуры не является существенным элементом в определении характера зависимости $H_c(h)$. Ионное травление при использованной энергии пучка также существенно не влияет на $H_c(h)$. В большей степени зависимость $H_c(h)$ определяется изменением температуры компенсации в переходных слоях пленка-подложка из-за изменения концентрации ионов Ga^{3+} и Al^3 на фронте кристаллизации растущей пленки.

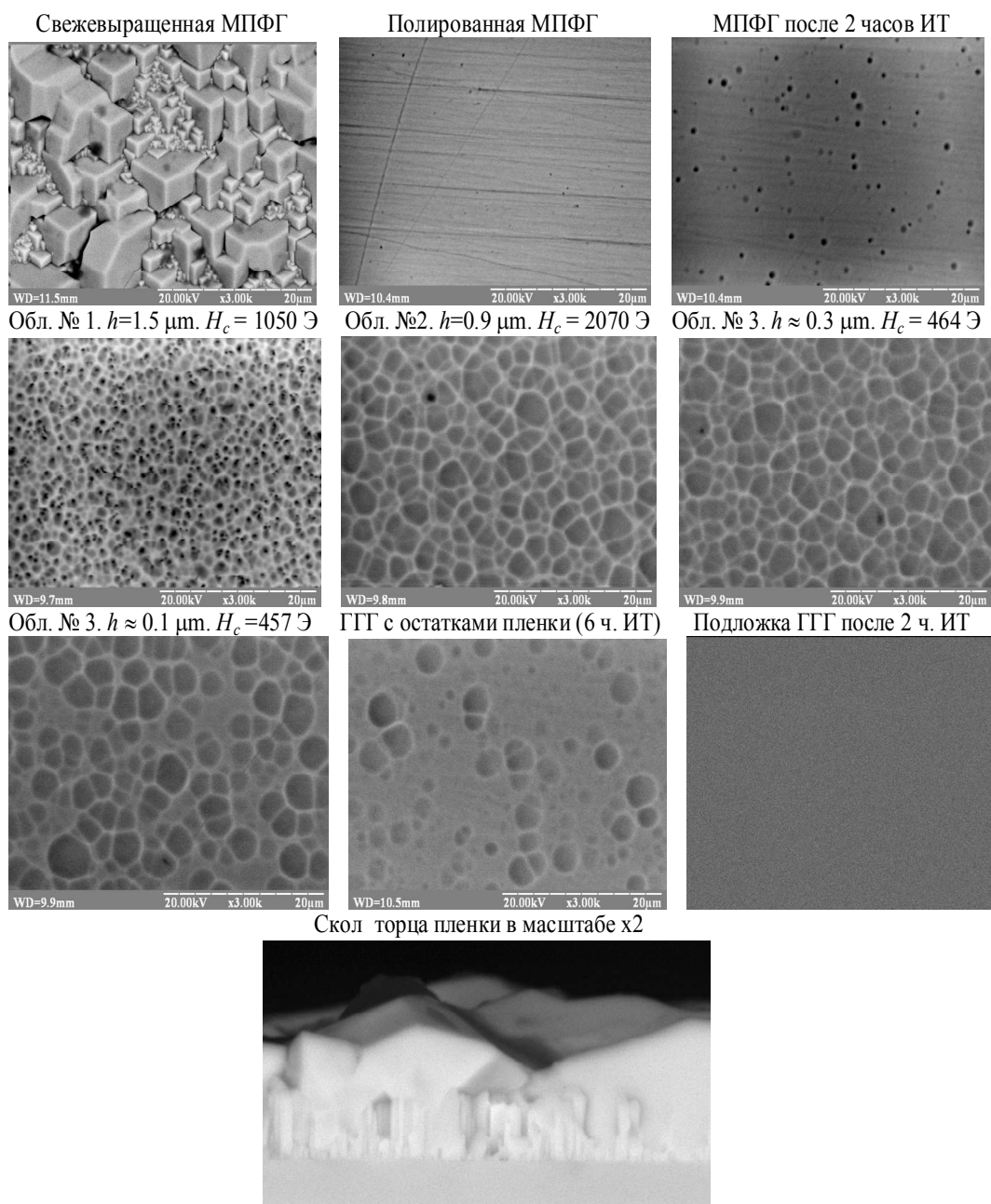


Рис. 11. Фотографии поверхностей свежевыращенной, полированной МПФГ, после 2 часов ионного травления (ИТ), в областях 1-3 вдоль «клина», подложки с остатками пленки (после 6 часов ИТ), а также скола торца пленки обр. № 4.

На рис. 12 представлены фотографии клина того же обр. № 4, что и на рис. 11, в обратном цвете (негатив). Эта операция позволила провести некое подобие «реконструкции» поверхностей образца пленки и дать представление о том, какую структуру могла иметь поверхность до ее обработки ионным пучком.

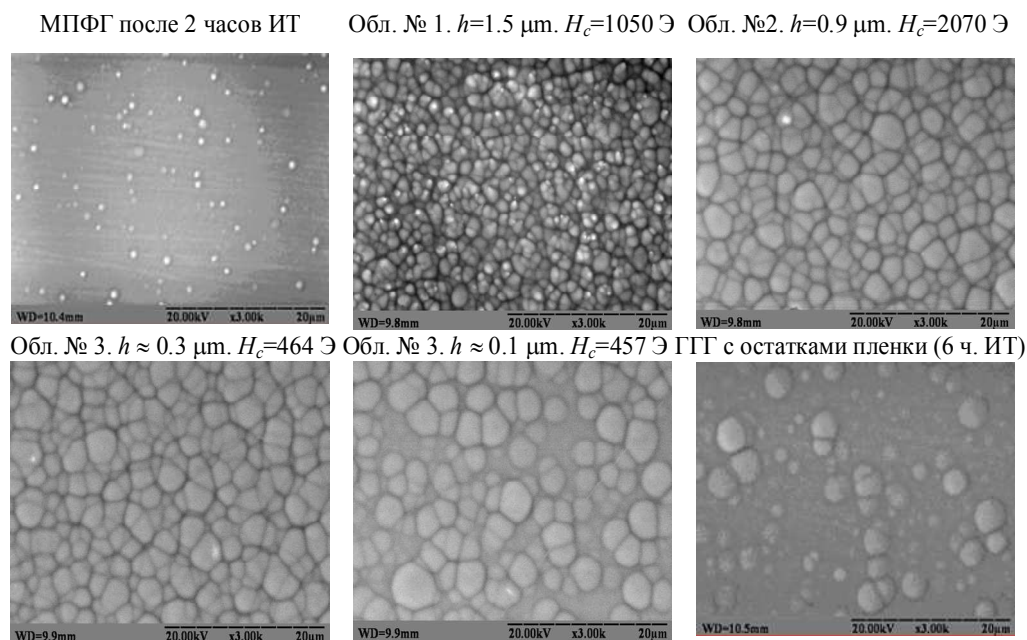


Рис. 12. Фотографии поверхностей обр. № 4 (с рис. № 11) в общем цвете.

ВЫВОДЫ

1. Магнитные свойства интерфейса Vi-МПФГ - ГТГ определяются наличием в нем градиента концентрации гранатообразующих элементов по его толщине. В частности, наблюдаемые для разных пленок зависимости коэрцитивной силы H_c от толщины пленки в переходных слоях пленка – подложка определяются изменением температуры компенсации в этих слоях, что, в свою очередь, является следствием изменения в них концентрационных профилей тетразамещающих диамагнитных ионов Ga^{3+} и Al^3 .

2. Сложные формы магнитооптических петель гистерезиса и, соответственно, магнитные свойства пленок микронных толщин могут определяться свойствами их интерфейса пленка-подложка.

3. В исследованных Vi-МПФГ вблизи температуры компенсации обнаружен эффект «опрокидывания» магнитного момента подрешеток, сопровождающийся последующим температурным магнитным гистерезисом.

4. Проведенные морфологические исследования полностью согласуются с существующими представлениями об эпитаксиальном росте Vi-МПФГ в условиях высокого перенасыщения.

5. Образцы Bi-MПФГ, подготовленные в виде клина, явились удобными модельными объектами для исследования свойств интерфейса и позволили установить концентрационную зависимость T_{comp} , обнаружить эффект «опрокидывания» магнитного момента подрешеток, а также определить степень влияния интерфейса на свойства Bi-MПФГ микронных толщин.

6. Результаты работы были представлены на международной конференции ICFM-2009 [14].

Список литературы

1. Tolksdorf W. Compositional inhomogeneties along the growth direction of substituted yttrium iron garnet epilayers / W. Tolksdorf, G. Bartels, H.J. Tolle // Journal of Crystal Growth. – 1981. – vol. 52. – p. 722-728.
2. Красин И.А. Исследование эпитаксиальных пленок феррит-гранатов методом рентгенофотоэлектронной спектроскопии. / И.А. Красин, И.К. Пухов, Ю.И. Степанов и др. // Препринт Физического института им. П.Н. Лебедева. – Москва, 1983. - № 65. – 16 с.
3. Грошенко Н.А. Исследование неоднородности состава висмут-содержащих пленок феррит-гранатов субмикронных толщин / Н.А. Грошенко, А.М. Прохоров, В.В. Рандошкин и др. // ФТТ. - 1985. - Т. 27. - № 6. - С. 1712-1717.
4. Грошенко Н.А. К вопросу об однородности висмут-содержащих эпитаксиальных пленок феррит-гранатов / Н.А. Грошенко, В.В. Рандошкин, А.Н. Шапошников, А.В. Ширков // ЖТФ. – 1986. - Т. 56. - в. 5 - С. 935-937.
5. Камзин А.С. Исследования распределения катионов в поверхностном слое и объеме пленок замещенных ферритов-гранатов / А.С. Камзин, Ю.Н. Мальцев // ФТТ. - 1997. - Т. 39. - № 7. - С. 1248-1252.
6. Камзин А.С. Мессбауэровские исследования свойств поверхности и объема пленок замещенных ферритов-гранатов в области точки Кюри / А.С. Камзин, Ю.Н. Мальцев // ФТТ. - 1997. - Т. 39. - № 8. - С. 1410-1414.
7. Шапошников А.Н. Неоднородность магнитных свойств по толщине высококоэрцитивных висмут-содержащих монокристаллических пленок ферритов-гранатов / А.Н. Шапошников, А.Р. Прокопов, В.Н. Бержанский и др. // Ученые записки Таврического национального Университета им. В.И. Вернадского, Серия: Физика. – Симферополь, 2008. – Т. 21(60). - № 1. – С. 153-165.
8. Рандошкин В.В. Прикладная магнитооптика / В.В. Рандошкин, А.Я. Червоненкис. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 320 с.
9. Журавлев Г.И. Химия и технология ферритов / Г.И. Журавлев. – Ленинградское отделение: Химия, 1970. – 191 с.
10. Белов К.П. Ориентационные переходы в редкоземельных магнетиках / К.П. Белов, А.К. Звездин, А.М. Кадомцева - М.: Наука, 1979. – 151 с.
11. Белов К.П. Ферриты в сильных магнитных полях / К.П. Белов. – М.: Наука, 1972. – 200 с.
12. Тхорик Ю.А. Пластическая деформация и дислокационные несоответствия в гетероэпитаксиальных системах / Ю.А. Тхорик, Л.С. Хазан. – Киев: Наукова думка, 1983. – 304 с.
13. Сангвал К. Травление кристаллов: Теория, эксперимент, применение: Пер. с англ. / К. Сангвал — М.: Мир, 1990. – 492 с.
14. Berzhansky V.N. Properties of interfaces of Bi-substituted LPE garnet films - GGG-substrate for thermo-magnetic recording / Berzhansky V.N., Karavainikov A.V., Milyukova E.T. et al. // Intern. Conf. «Functional Materials» (ICFM-2009), Ukraine, Crimea, Partenit, Oct. 5-10, 2009 : Abstr. – [Simferopol], 2009. – P. 195.

Шапошников О.М. Власивості інтерфейсу монокристалічна плівка фериту-гранату із вмістом вісмуту - підкладка ГГГ / О.М. Шапошников, В.Н. Бержанський, А.Р. Прокопов та ін. // Вчені записки Таврійського національного університету ім. В.І. Вернадського. Серія: Фізика. – 2009. – Т. 22(61), № 1. – С. 127-141.

Досліджено концентраційні залежності гранатоутворюючих елементів, магнітні властивості і морфологію поверхні інтерфейсу (межі розділу) Ві-утворюючих монокристалічних плівок ферит-гранатів номінального складу $(\text{BiSmLu})_3(\text{FeGaAl})_5\text{O}_{12}$ – підкладка ГГГ орієнтації (111). Показано, що магнітні властивості і складні форми магнітооптичних петель гістерезису досліджених плівок можуть визначатися властивостями інтерфейсу плівка – підкладка. В деяких плівках поблизу температури компенсації виявлено ефект «перевертання» магнітного моменту підграток, який супроводжується температурним магнітним гістерезисом.

Ключові слова: монокристалічні плівки ферит-гранатів із вмістом вісмуту, температура компенсації магнітного моменту, магнітооптичні петлі гістерезису, інтерфейс.

Shaposhnikov A.N. Interface properties single crystal films bismuth-constituted garnet - GGG substrate / A.N. Shaposhnikov, V.N. Berzhansky, A.R. Prokopov et al. // Scientific Notes of Taurida National V.I. Vernadsky University. – Series: Physics. – 2009. – Vol. 22(61), No. 1. – P. 127-141.

Concentration's dependencies of garnet-constituted elements, magnetic properties and interface morphology of Bi-substituted yttrium iron garnet films of general composition $(\text{BiSmLu})_3(\text{FeGaAl})_5\text{O}_{12}$ on (111) GGG-substrates are investigated. It was revealed that magnetic properties and complicated shapes of magneto-optical hysteresis loops of some garnet films depend on film-substrate-interface characteristics. In some films near compensation point we detected the effect of spin-reorientation phase transformation with following thermo-magnetic hysteresis.

Keywords: monocrySTALLINE bismuth-substituted yttrium iron garnet films, magnetic moment compensation temperature, magneto-optical hysteresis loops, interface, spin-reorientation phase transformation.

Поступила в редакцію 12.11.2009 г.