



## Оригинальные статьи

Научная статья

УДК 54-161:546.24: 546.06

УДК 539.23,537.635

<https://doi.org/10.17308/kcmf.2026.28/13564>

Научная специальность ВАК – 1.4.15. Химия твердого тела

## Синтез из газовой фазы и ферритмагнитный резонанс эпитаксиальных пленок $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ для высокочастотных приложений

А. А. Хафизов<sup>1</sup>, М. Н. Маркелова<sup>1✉</sup>, Гу Жосюань<sup>1</sup>, И. Э. Грабой<sup>1</sup>, В. А. Амеличев<sup>2</sup>,  
Д. А. Волков<sup>3,4</sup>, Д. А. Габриелян<sup>3,4</sup>, А. Р. Сафин<sup>3,4</sup>, С. А. Никитов<sup>3</sup>, А. Р. Кауль<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГБОУ ВО “Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова”,  
Ленинские горы, 1, Москва 119991, Российская Федерация

<sup>2</sup>ООО “С-Инновации”

ул. Научный проезд, 20 стр.2, Москва 117246, Российская Федерация

<sup>3</sup>ФГБУН Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова Российской академии наук,  
ул. Моховая, 11 стр.7, Москва 125009, Российская Федерация

<sup>4</sup>Национальный исследовательский университет МЭИ,

ул. Красноказарменная, 14 стр. 1, Москва 111250, Российская Федерация

### Аннотация

**Цель статьи:** Получение тонких пленок феррогранатов редкоземельных элементов с более узкой шириной линии ферритмагнитного резонанса (ФМР) является чрезвычайно актуальным при разработке материалов спинтроники. Среди феррогранатов редкоземельных элементов перспективным является состав  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , обладающий наибольшей намагниченностью насыщения. Целью данной работы является изучение зависимостей ширины линии ФМР пленок феррограната лютеция  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  от рассогласования параметров кристаллической решетки пленки и подложки, а также от толщины пленок при их получении методом химического осаждения из паров металлоорганических соединений (МОСVD).

**Экспериментальная часть:** Тонкие пленки граната  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  были получены методом химического осаждения из паров металлоорганических соединений (МОСVD) на изоструктурных монокристаллических подложках  $\text{Nd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$ (111),  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$ (111),  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$ (210),  $\text{Gd}_3(\text{AlGa})\text{O}_{12}$ (111) и  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (111). Полученные пленки были изучены методами рентгеновской дифракции, рентгеноспектрального микроанализа и ФМР. Изучены зависимости ширины линии ФМР от рассогласования параметров элементарных ячеек (ЭЯ) граната на границе раздела пленка – подложка, ориентации подложки и толщины пленок.

**Выводы:** Установлено, что минимум ширины ФМР ( $\Delta H$ ) пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  достигается на подложках, имеющих минимальное рассогласование параметров ЭЯ с пленкой. Показано, что зависимость  $\Delta H$  от толщины пленок имеет экстремальный характер, а минимум соответствует толщине пленок, при которой произошла значительная релаксация эпитаксиальных напряжений, но концентрация дефектов, характерных для поликристаллического состояния, еще не велика. Учет этих факторов позволит получать пленки феррогранатов с более узкой шириной линии ферритмагнитного резонанса, которые в дальнейшем могут быть применены в различных областях спинтроники в качестве чувствительного элемента в микроволновых детекторах.

**Ключевые слова:** тонкие пленки, феррогранаты, МОСVD, структура, ферритмагнитный резонанс

**Источник финансирования:** Работа выполнена в рамках государственного задания МГУ имени М. В. Ломоносова, регистрационный номер АААА-А21-121011590082-2.

✉ Маркелова Мария Николаевна, e-mail: maria.markelova@gmail.com

© Хафизов А. А., Маркелова М. Н., Гу Ж., Грабой И. Э., Амеличев В. А., Волков Д. А., Габриелян Д. А., Сафин А. Р., Никитов С. А., Кауль А. Р., 2026



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

**Для цитирования:** Хафизов А. А., Маркелова М. Н., Гу Ж., Грабой И. Э., Амеличев В. А., Волков Д. А., Габриелян Д. А., Сафин А. Р., Никитов С. А., Кауль А. Р. Синтез из газовой фазы и ферримагнитный резонанс эпитаксиальных пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  для высокочастотных приложений. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2026;28(1): 126–136. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2026.28/13564>

**For citation:** Hafizov A. A., Markelova M. N., Gu R., Graboy I. E., Amelichev V. A., Volkov D. A., Gabrielyan D. A., Safin A. R., Nikitov S. A., Kaul A. R. MOCVD and ferromagnetic resonance of epitaxial  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  films for high-frequency applications. *Condensed Matter and Interphases*. 2026;28(1): 126–. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2026.28/13564>

## 1. Введение

Все возрастающие темпы ежедневного производства данных в самых разных областях человеческой деятельности, стремительное увеличение объема накопленных знаний и развитие искусственного интеллекта выдвигают на первый план фундаментальную проблему эффективной записи и надежного хранения информации. Это создает большие стимулы для развития новых направлений электроники – спинтроники и магноники [1–3]. Спинтронным устройствам присущи высокая скорость записи и считывания, рекордная плотность записи информации, энергонезависимость и ряд других преимуществ перед традиционными полупроводниковыми электронными аналогами [4–6], поэтому за последние два десятилетия они получили большое развитие. Работа этих устройств основана на материалах, в которых основную роль играет не ток зарядов, который вызывает джоулев нагрев, а ток спинов, который лишен этого недостатка. Одним из основных требований к таким материалам является узкая ширина линии ферримагнитного резонанса (ФМР) [7]. Ферримагнитный резонанс проявляется в избирательном поглощении ферримагнетиком энергии электромагнитного поля при частотах, совпадающих с собственными частотами прецессии магнитных моментов электронной системы ферримагнетика во внутреннем эффективном поле. Ведутся интенсивные исследования, направленные на замену традиционных магнитных металлов или полупроводников, используемых в устройствах спинтроники, магнитными изоляторами, в частности, магнитными феррогранатами.

Структурный тип гранатов относится к просторанственной группе  $Ia\bar{3}d$ . Кубическая объемно-центрированная элементарная ячейка феррограната состоит из 8 одинаковых октантов, отвечающих формульному составу  $\{\text{R}\}_3[\text{Fe}]_2(\text{Fe})_3\text{O}_{12}$ , где фигурные скобки  $\{ \}$  обозначают додекаэдрические позиции редкоземельного элемента (R), а скобки  $[ ]$ - и  $( )$ -, соответствуют октаэдрическим и тетраэдрическим позициям, занимаемым ионами  $\text{Fe}^{3+}$ . Многоподрешеточная структура и широкие возможности варьирования эле-

ментного состава феррогранатов приводят к почти неограниченному разнообразию их магнитных свойств [8].

Узкая ширина линии ферримагнитного резонанса в феррогранатах позволяет минимизировать потери при распространении электромагнитных волн. Более узкая ширина линии ферримагнитного резонанса в магнитном слое позволяет распространять спиновую волну или спиновый ток на большее расстояние [9], а также переключать магнитные моменты с большей скоростью и низкой требуемой плотностью тока [9, 10]. Эти аргументы указывают на то, что ширина линии ФМР является наиболее важным параметром, который необходимо учитывать при создании магнитного слоя в устройствах спинтроники. Поэтому получение магнитных феррогранатов с гораздо более узкой шириной линии ФМР, чем у других ферритов и иных магнитных изоляторов, в последнее время стало чрезвычайно актуальным. Для некоторых составов феррогранатов линия ФМР составляет единицы эрстед (например, для эпитаксиальных пленок  $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  на  $\text{Ga}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$ ) [11, 12], тогда как для других составов линия уширяется. В то же время среди феррогранатов редкоземельных элементов имеются составы, обладающие большой намагниченностью насыщения (например, для  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$   $M_s = 1815$  Э), что также благоприятно для работы спиновых устройств. Возможность получения тонких пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  с узкой линией ФМР стала бы значительным достижением на пути пополнения арсенала материалов спинтроники, однако для этого необходимо детально понять природу уширения линии ФМР, которая до сих пор не вполне известна.

Авторами [13] методом молекулярно-пучковой эпитаксии получены пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  толщиной меньше 10 нм на подложках GGG(111), в которых показано, что пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  обладают очень низкими значениями константы затухания Гилберта:  $11 \cdot 10^{-4}$  при толщине пленок 5.3 нм и  $32 \cdot 10^{-4}$  для пленок 2.8 нм, что сопоставимо с лучшими значениями константы затухания для очень тонких пленок  $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ . Стоит также упомянуть об обнаружении магнитоди-

электрических свойств (изменение диэлектрической постоянной под действием внешнего магнитного поля) в керамических [14] и тонкопленочных [15] образцах  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ . В последней работе показано, что в эпитаксиальных пленках  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}/\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}(111)$  магнитодиэлектрический эффект при комнатной температуре достигает 0.9 % при сравнительно низком магнитном поле 1000 Э и 12.5 % при 9000 Э. Эти результаты говорят о возможности подстройки магнитных свойств пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  электрическим полем и о реальных перспективах последующих разработок СВЧ-модуляторов, фильтров и переключателей на их основе. Недавно японские ученые [16] на пленках легированного лютеций-железного граната  $\text{Lu}_2\text{BiFe}_{3.4}\text{Ga}_{1.6}\text{O}_{12}$ , проявляющих гораздо более сильное Фарадеевское вращение, чем пленки  $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , обнаружили расщепление спиновых волн, отраженных от края образца, на две моды с разными длинами волн. Этот результат демонстрирует потенциальную возможность управления распространением спиновых волн в магнитных пленках с помощью модовой степени свободы упругих волн.

Разнообразные потенциальные спинтронные применения гранатов, и, в частности,  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , пока только начинают реализовываться в действующих высокочастотных устройствах [17–19], и для успешного развития этого направления, в первую очередь, необходимы эпитаксиальные пленки с узкой линией ФМР. Микроволновая (СВЧ) техника, давно использующая гранатные пленки в устройствах, работающих на поверхностных магнитостатических волнах [20], удовлетворяет свои потребности пленками, полученными методом жидкофазной эпитаксии, основанном на росте из пересыщенных раствор-расплавов [21, 22]. Для применения в спинтронике, однако, требуются другие технологические подходы, с помощью которых могут быть получены менее толстые эпитаксиальные пленки (в субмикронном диапазоне толщины), минимально подвергшиеся химическому взаимодействию с расплавом и с подложкой. В свете этих требований развиваются вакуумные методы эпитаксии феррогранатных пленок: магнетронное осаждение [15, 23], импульсное лазерное осаждение [24–26], молекулярно-пучковая эпитаксия [13, 27] и МOCVD [28, 29].

В любом из методов получения имеются операционные параметры, значительно влияющие на реальную структуру и резонансные свойства тонких пленок. Влияние этих параметров осу-

ществляется при одновременном воздействии более общих факторов, существенных для любого из методов получения пленок и отражающих, с одной стороны, закономерности эпитаксиального роста, а, с другой, физику магнетизма пленок. Учитывая исключительную чувствительность резонансных свойств, при разработке методов получения материалов спинтроники есть необходимость в детальном изучении роли всех факторов и установлении оптимальных значений всех параметров, влияющих на резонанс пленок гранатов конкретного состава.

Целью настоящей работы является изучение зависимостей ширины линии ФМР пленок феррограната лютеция  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  от рассогласования параметров кристаллической решетки пленки и подложки, а также от толщины пленок при их получении методом химического осаждения из паров металлорганических соединений. Такие исследования не описаны в литературе и, следовательно, содержат значительную новизну.

## 2. Экспериментальная часть

Тонкие пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  осаждали методом МOCVD на монокристаллические подложки  $\text{Nd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  (NdGG),  $\text{Ga}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  (GGG),  $\text{Ga}_3(\text{AlGa}_4)\text{O}_{12}$  (GAGG) и  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$  (YAG) с ориентацией поверхности осаждения (111), в ряде экспериментов использовались также подложки GGG в ориентации (210). В качестве летучих соединений (прекурсоров) использованы дипивалоилметанаты  $\text{Lu}(\text{thd})_3$  и  $\text{Fe}(\text{thd})_3$  (thd – 2,2,6,6-тетраметилгептан-3,5-дионат-анион).

Схема установки МOCVD представлена рис. 1. Источник прекурсоров представляет собой микроконтейнер, заполненный гомогенизированной смесью порошков прекурсоров. В доньшке микроконтейнера проделано тонкое отверстие, через которое частицы прекурсоров могут высыпаться лишь при интенсивном встряхивании

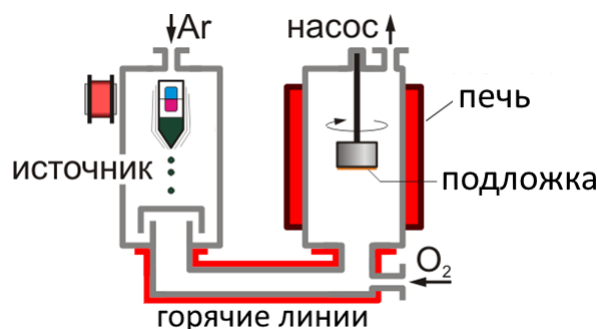


Рис. 1. Схема МOCVD-установки с питателем сбросового типа и горячестеночным реактором

контейнера. Встряхивание осуществляется при периодических колебаниях небольшого магнита, помещенного в контейнер, в переменном магнитном поле. В результате в нагретый испаритель периодически подаются микропорции смеси прекурсоров, практически мгновенно переходящие в паровую фазу. Далее пары прекурсоров переносятся газом-носителем (аргон) по горячей линии в реактор, где на поверхности нагретой подложки происходит их окислительный термолиз с образованием конечной металл-оксидной пленки. Скорость питания составляла 6.8 мкмоль/мин, время роста пленок  $5 \div 90$  мин. В конструкции данной установки использован «горячестеночный реактор», то есть нагреваемый внешней печью, что позволяет снизить температурные градиенты в зоне осаждения пленки. Для того, чтобы исключить попадание на подложки пылевидной оксидной фракции, частично образующейся при разложении прекурсоров в режиме гомогенной нуклеации, использован инвертированный подложкодержатель, к которому подложки прикрепляли снизу. По типу массопереноса такой реактор является реактором «с застойной зоной», образующейся под подложкой при ее обтекании нормально направленным разреженным газовым потоком. Проникновение прекурсоров из пара к поверхности осаждения происходит путем молекулярной диффузии сквозь приповерхностный барьерный газовый слой, толщина которого зависит от давления в реакторе, температуры подложки и скорости набегающего газового потока. Температуры горячих линий и реактора при осаждении составляли 240 и 970 °С, общее давление  $p(\text{общ}) = 6$  мбар, парциальное давление кислорода  $p(\text{O}_2) = 3$  мбар. После осаждения установку заполняли кислородом и проводили окислительный отжиг пленок при 970 °С в течение 20 минут.

Соотношение Fe/Lu в полученных пленках определяли по данным рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на сканирующем электронном микроскопе Zeiss EVO 50 SEM с РСМА-анализатором e2v Sirius SD IXRF. Определение толщины пленок по сколу проводили на растровом электронном микроскопе Leo Supra 50 VP с использованием детектора вторичных электронов (SE2). Фазовый состав полученных пленок определяли из данных рентгеновского  $\theta$ - $2\theta$ -сканирования на дифрактометре Rigaku SmartLab ( $\text{CuK}\alpha$ , вторичный графитовый монохроматор излучения).  $\theta$ - $2\theta$ -съемку проводили в

интервале углов  $5$ – $80^\circ$  с шагом  $0.02^\circ$ , время накопления сигнала – 1 с, для идентификации фаз использовали базу данных ICDD PDF. Для определения ориентации пленок в плоскости подложки и подтверждения эпитаксиального роста проводили рентгеновское  $\phi$ -сканирование.

Определение толщины пленок производили следующим образом: две пленки были проанализированы методом растровой электронной микроскопии поперечного скола, их толщина была определена с точностью  $\pm 5$  нм, для остальных пленок толщина рассчитывалась из предположения, что толщина прямо пропорциональна времени осаждения при постоянных параметрах, определяющих скорость осаждения.

Для исследования спектров поглощения ферримагнитного резонанса была использована установка (рис. 2), собранная на основе векторного анализатора цепей (ВАЦ), принцип работы которой приведен в [17]. В ходе экспериментов измерялась действительная часть параметра  $S_{21}$  для исследуемого тонкопленочного образца  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , расположенного на копланарном волноводе. Параметр  $S_{21}$  характеризует отношение мощности, прошедшей через копланарный волновод, к мощности, действующей на его входе. В момент совпадения частоты ферромагнитного резонанса и частоты СВЧ сигнала, подаваемого на вход копланарного волновода, происходит поглощение мощности СВЧ сигнала, которое отчетливо показывает параметр. Все полученные зависимости параметра  $S_{21}$  были описаны функцией Лоренца с определением ширины линии ФМР.

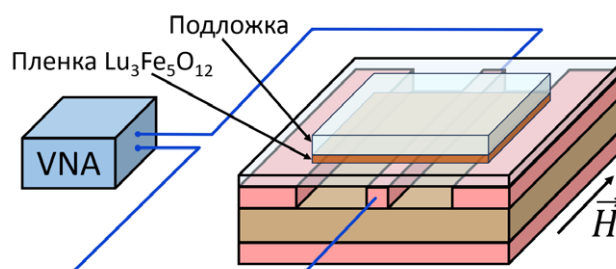


Рис. 2. Схема установки для измерения спектров ФМР (ВАЦ – векторный анализатор цепей)

### 3. Результаты и их обсуждение

Для исследования зависимости ширины линии ФМР от типа подложки мы выбрали четыре подложки со структурой граната –  $\text{NdGG}(111)$ ,  $\text{GGG}(111)$ ,  $\text{GAGG}(111)$ ,  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}(111)$  и осадили на них пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  одинаковой толщины

(270 нм). Все выбранные подложки изоструктурны между собой и с наращиваемой пленкой  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , однако имеют различающиеся параметры элементарной ячейки (ЭЯ) (рис. 3), что приводит к различным значениям рассогласования параметров ЭЯ на границе раздела пленка/подложка. Значения рассогласований параметров ( $\epsilon$ ) для каждой пары подложка/пленка, рассчитанные по формуле:

$$\epsilon = \frac{a_{\text{пленка}} - a_{\text{подложка}}}{a_{\text{пленка}}} \cdot 100 \%,$$

составляют 2.3 %, -0.3 %, -0.8 % и -1.8 % для пленок на YAG(111), GAGG(111), GGG(111) и NdGG(111) соответственно. Как видно из рассчитанных значений, в случае YAG, подложка сжимает пленку в плоскости контакта, а в случае GAGG, GGG и NdGG, наоборот, подложка растягивает пленку. Таким образом, при росте пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  на всех этих подложках следует ожидать значительных упругих напряжений в пленке,

которые обычно приводят к изменению многих физических свойств, в частности, магнитных.

Как видно из результатов рентгеновского  $\theta$ - $2\theta$ -сканирования (рис. 4) пленки на всех четырех подложках показывают ориентированный (444) рост фазы  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , повторяющий ориентацию подложек. Учитывая результаты рентгеновского  $\phi$ -сканирования (рис. 5), говорящие о том, что в латеральной плоскости ориентация пленки также повторяет ориентацию подложки, можно утверждать, что гранатные пленки на всех подложках растут в виде единственного эпитаксиального варианта по типу «куб на куб». Однако наряду с рефлексами основной фазы граната в рентгенограммах присутствуют пики оксида железа (III) и ортоферрита лютеция  $\text{LuFeO}_3$ , количество которых не превышает долей процента относительно основной фазы. Показательно, что эти примеси образуются лишь на подложках NdGG(111) и YAG(111), параметры ЭЯ которых максимально отклоняются от параме-

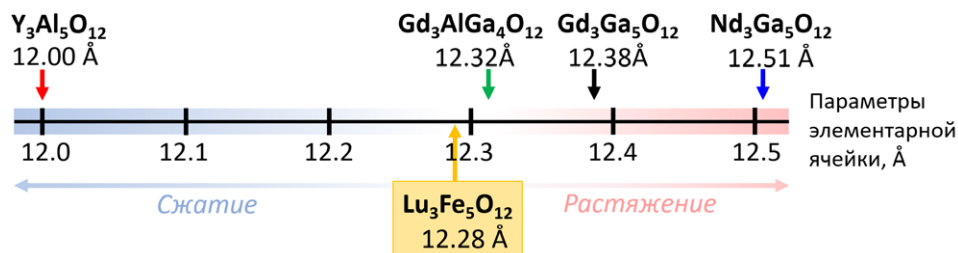


Рис. 3. Схематическая иллюстрация различия параметров элементарных ячеек гранатных подложек YAG(111), GAGG(111), GGG(111) и NdGG(111) и пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$

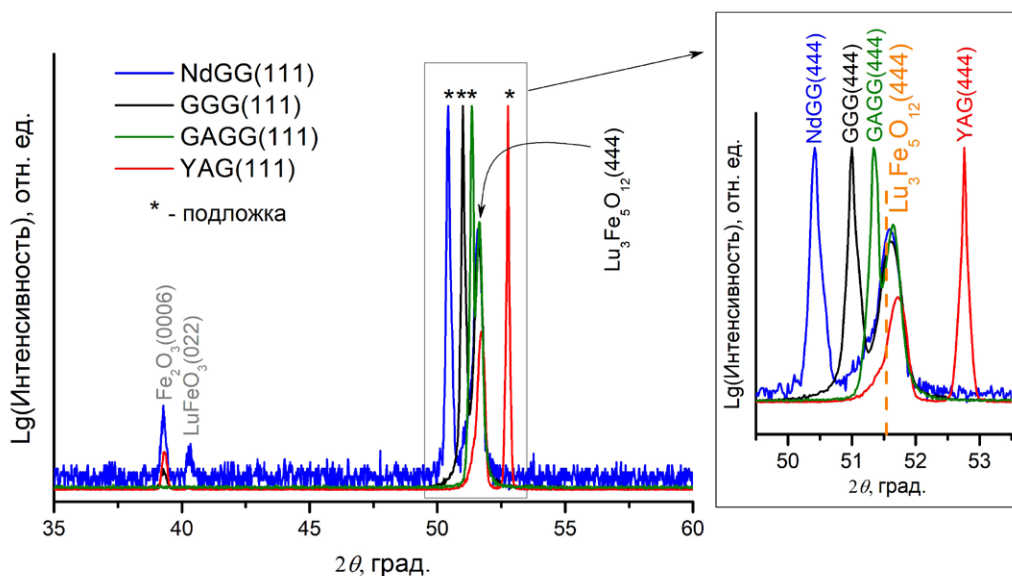
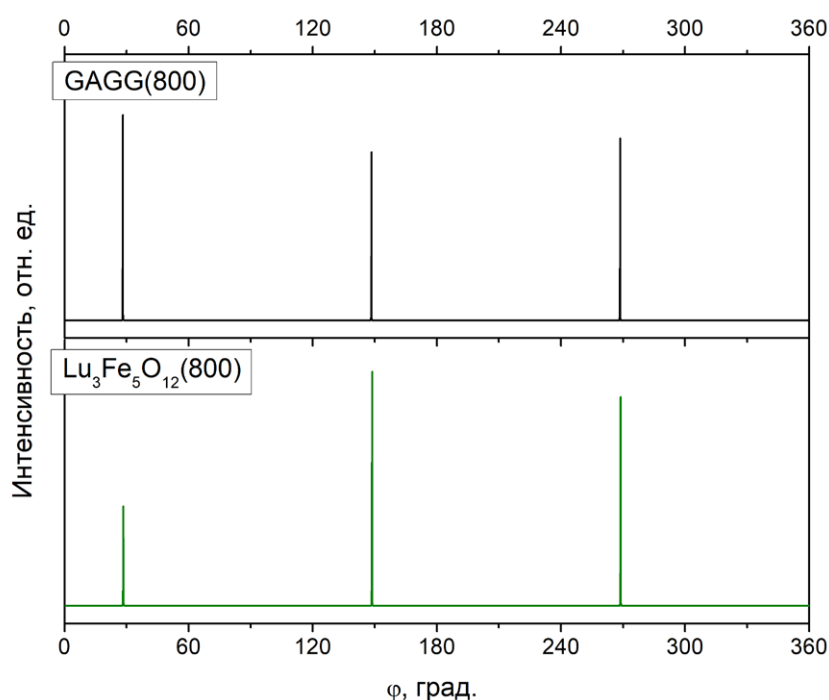


Рис. 4.  $\theta$ - $2\theta$ -рентгенограммы пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  на подложках NdGG(111), GGG(111), GAGG(111) и YAG(111). Пунктирной линией указано положение пика  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (444) в рентгенограмме порошка



**Рис. 5.** Результаты рентгеновского  $\phi$ -сканирования пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  на подложке GAGG(111)

тра ЭЯ  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ . Это наблюдение говорит о возникновении очевидных затруднений послойного эпитаксиального роста и об облегчении зародышеобразования структурно-некогерентных фаз при возрастании рассогласования параметров ЭЯ на интерфейсе.

Сравнивая смещения пика пленки относительно его положения в спектре рентгеновской дифракции порошка (т. е. в автономном ненапряженном состоянии), можно судить о наличии или отсутствии упруго-напряженного состояния, а также о величине упругого напряжения. Так, на подложках GAGG, GGG и NdGG наблюдается небольшой сдвиг рефлекса пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  в сторону больших углов. Это говорит об уменьшении параметра ЭЯ, перпендикулярного подложке, вследствие растяжения пленки подложкой в плоскости интерфейса при неизменном объеме ЭЯ

пленки (табл. 1). Судя по незначительной величине отклонения пика пленки относительно табличного значения для  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (444), можно сделать вывод о частично релаксированном состоянии пленок, полученных на GAGG, GGG и NdGG. На подложке YAG, имеющей меньший параметр ЭЯ, чем пленка, наблюдается также сдвиг пика пленки в сторону больших углов (т. е. уменьшение параметра вдоль нормали), хотя, судя по соотношению параметров ЭЯ, упругое напряжение должно вызывать деформацию противоположного знака: при неизменности объема ЭЯ пленки сжатие вдоль границы раздела пленка/подложка приводит к увеличению параметра вдоль нормали к поверхности роста и смещению пика пленки в сторону меньших углов дифракции. Отличающееся поведение пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  на подложке YAG позволяет сделать предположение, что

**Таблица 1.** Значения определенных параметров ЭЯ в направлении, перпендикулярном подложке (out-of-plane), пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  (для сравнения параметр ЭЯ для монокристалла  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12} = 12.284 \text{ \AA}$ ) и полных ширин на полувысоте (ПШПВ) рентгеновских рефлексов (444) пленок на различных подложках

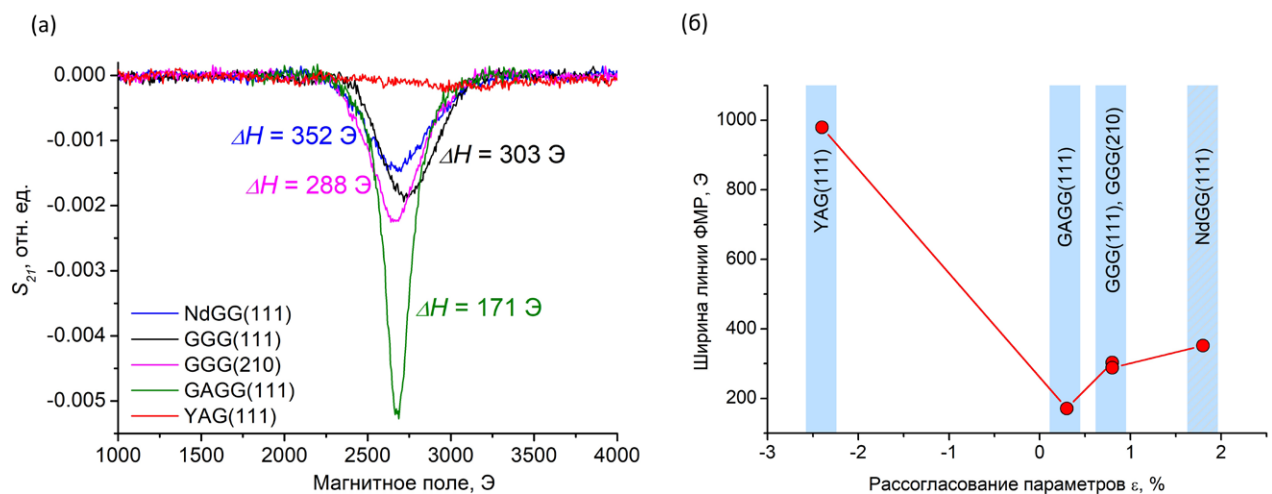
Монокристаллическая подложка	Out-of-plane параметр ЭЯ пленок $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , $\text{\AA}$	ПШПВ рефлекса (444) $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , град.
YAG(111)	12.29(1)	0.22(1)
GAGG(111)	12.26(1)	0.17(1)
GGG(111)	12.26(1)	0.22(1)
NdGG(111)	12.26(1)	0.20(1)

искажение параметров происходит не вследствие упругих напряжений, а имеет другое происхождение. Наиболее вероятной (но пока не доказанной) причиной мы видим химическое взаимодействие пленки с подложкой, сводящееся к взаимообмену  $\text{Fe}^{3+} \leftrightarrow \text{Al}^{3+}$ , в ходе которого ионы железа в окта- и/или тетраэдрических позициях частично замещаются меньшими по размеру ионами  $\text{Al}^{3+}$ . Возможность подобного замещения показана в работе [30] при исследовании методом масс-спектрологии вторичных ионов пленок  $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , полученных на подложках  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ . Анализ величин полных ширин на полувысоте (ПШПВ) рентгеновских рефлексов (444) пленок на различных подложках (табл. 1) позволяет утверждать, что наиболее совершенные и наименее напряженные эпитаксиальные кристаллиты  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  формируются на подложках GAGG.

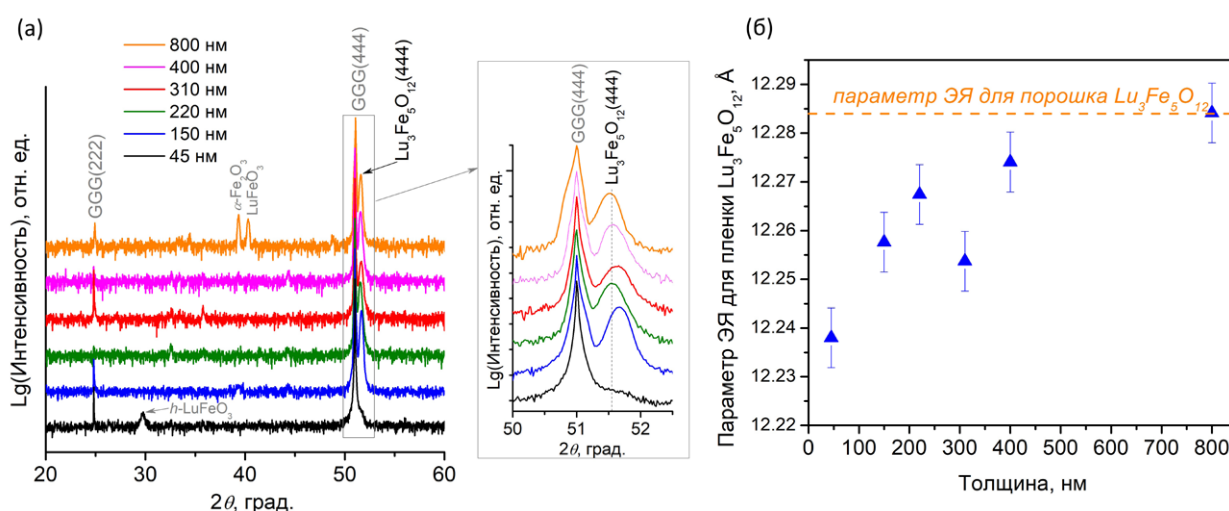
Как показывают результаты измерения спектров ФМР (рис. 6а), пленки на подложке NdGG характеризуются более широким пиком ФМР по сравнению с пленками на GGG и GAGG, что однозначно связано с более напряженным состоянием пленки на NdGG. Отметим, что при частоте 9 ГГц спектр ФМР пленки на подложке YAG имеет размытый, слабо выраженный характер, что также можно интерпретировать, как следствие больших упругих напряжений сжатия (и, возможно, химического взаимодействия на интерфейсе) при сохранении эпитаксиального наследования пленкой структуры подложки. Построение зависимости ширины линии ФМР ( $\Delta H$ ) (рис. 6б) от величины рассогласования на интерфейсе выявляет однозначный минимум для пленки

$\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , полученной на подложке GAGG(111): наименее деформированная пленка на этой подложке демонстрирует самую узкую линию ФМР  $\Delta H = 171(+/-8)$  Э. Таким образом, среди рассмотренных нами подложек  $\text{Gd}_3(\text{AlGa}_4)\text{O}_{12}$  более других подходит для получения качественных эпитаксиальных пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  с минимальной шириной линии ФМР в виду наименьшего рассогласования параметров между пленкой и подложкой.

На следующем этапе исследования пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , различающиеся по толщине, лежащей в интервале 45–800 нм, были осаждены на поверхность монокристаллических подложек  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}$  с ориентациями (111) и (210), причем рост на подложках обеих ориентаций осуществляли в едином цикле. Осаждение всех пленок проходило в идентичных условиях ( $T$ (осаждения),  $p$ (общ),  $p(\text{O}_2)$ ,  $V_{\text{роста}}$ ), варьировали только время осаждения для получения пленок различающейся толщины. Результаты рентгенофазового анализа пленок на подложке GGG(111) показаны на рис. 7а. Как видно из этих данных, при всех толщинах полученные пленки продолжают оставаться эпитаксиальными, однако снижение интенсивности и увеличение ширины рефлекса с нарастанием толщины пленки свидетельствует о постепенном накоплении дефектов эпитаксиального слоя. Заметное смещение рефлекса пленки граната  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  в сторону значения по «порошковой карточке» говорит о том, что упругие напряжения в пленке, возникающие на границе с подложкой, спадают по мере нарастания толщины эпитаксиального слоя, что



**Рис. 6.** (а) Сравнение спектров ФМР (коэффициент поглощения  $S_{21}$ ) пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ (111) на различных подложках. Частота СВЧ-поля 9 ГГц. (б) Зависимость ширины линии ферримагнитного резонанса от рассогласования параметров пленка/подложка



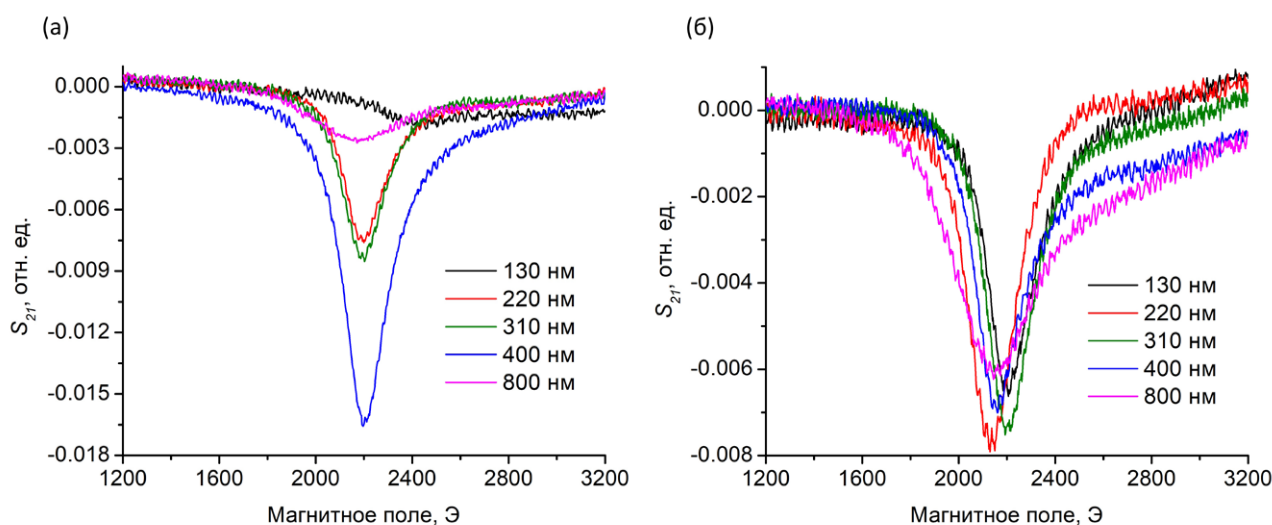
**Рис. 7.** (а)  $\theta$ - $2\theta$ -рентгенограммы пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  разной толщины на подложке  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(111)$ . (б) Зависимость параметров элементарной ячейки (ЭЯ) от толщины пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  на подложке  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(111)$

также демонстрируется зависимость параметров элементарной ячейки пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  от толщины (рис. 7б). Такая картина вполне соответствует классическому поведению тонкопленочных гетероэпитаксиальных структур. Отметим также, что в рентгенограмме пленок толщиной 800 нм появляются рефлексы побочных фаз  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  и  $o\text{-LuFeO}_3$ . Их происхождение имеет сходную причину: с толщиной ориентирующая сила эпитаксии ослабевает и на поверхности наиболее толстых пленок фазообразование при осаждении пленки подобно твердофазной реакции, идущей по диффузионному механизму, причем диффузия имеет двумерный поверхностный характер. Полнота образования фазы  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  по реакции взаимодействия  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$

с  $o\text{-LuFeO}_3$  зависит от скорости поверхностной диффузии, которая сильно убывает по мере того, как с ростом толщины пленки увеличивается шероховатость ее поверхности.

В самой тонкой пленке (45 нм) на  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(111)$  заметен слабый рефлекс гексагональной фазы  $h\text{-LuFeO}_3$ , термодинамически неустойчивой в автономном состоянии, но легко стабилизирующейся за счет минимизации энергии интерфейса на поверхностях, имеющих гексагональный мотив укладки ионов кислорода, к каковым относится и плоскость (111) граната [31, 32].

Из представленных на рис. 8а и рис. 8б результатов измерения ФМР видно, что ферримагнитный резонанс наблюдается во всех получен-



**Рис. 8.** Спектры ФМР пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  различной толщины, на подложках  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(111)$  (а) и  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(210)$  (б). Частота СВЧ-поля 9 ГГц

ных пленках, за исключением пленок толщиной 45 нм. Рис. 9 показывает полученные нами зависимости ширины линии ФМР ( $\Delta H$ ) от толщины пленок. На этих зависимостях для пленок обеих ориентаций отчетливо выделяются две ветви, характеризующих два сменяющих друг друга этапа эпитаксиального роста. Нисходящая ветвь (левее минимума) при малых толщинах отражает влияние эпитаксиальных упругих напряжений в пленках, возникающих из-за различия параметра ЭЯ на границе с подложкой, а восходящая ветвь (правее минимума) говорит о том, что в более толстых пленках из-за ослабления ориентирующего влияния подложки происходят локальные нарушения кристаллического порядка, накапливаются разнообразные протяженные дефекты (малоугловые и большеугловые границы, мозаичность, антифазные границы и т. д.), т. е. совершается постепенный переход к росту поликристаллического слоя. Минимум  $\Delta H(\text{ФМР})$  соответствует пленкам, в которых произошла значительная релаксация эпитаксиальных напряжений, но концентрация дефектов, характерных для поликристаллического состояния еще не велика.

Дальнейшая работа в направлении получения пленок граната  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  с меньшей шириной линии ФМР предполагает более детальное исследование влияния температуры и скорости осаждения пленок с учетом результатов настоящей статьи.

#### 4. Выводы

Методом МOCVD впервые синтезированы пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  разной толщины на подложках  $\text{Nd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(111)$ ,  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(111)$ ,  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(210)$ ,  $\text{Gd}_3(\text{AlGa}_4)\text{O}_{12}(111)$  и  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}(111)$ . Методами рентгеновской дифракции ( $\theta-2\theta$  и  $\varphi$ -сканирование) доказан эпитаксиальный характер пленок, их магнитные свойства изучены с помощью спектроскопии ферримагнитного резонанса. Впервые выполнено систематическое исследование зависимости ширины линии ФМР  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  от рассогласования параметров элементарной ячейки пленки и подложки. Установлено, что минимум величины  $\Delta H(\text{ФМР})$  пленок  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  достигается на подложках  $\text{Gd}_3(\text{AlGa}_4)\text{O}_{12}$ , имеющих минимальное рассогласование параметров ЭЯ с пленкой. Показано, что зависимость  $\Delta H(\text{ФМР})$  от толщины пленок имеет экстремальный характер, а минимум соответствует толщине пленок, при которой произошла значительная релаксация эпитаксиальных напряжений, но концентрация

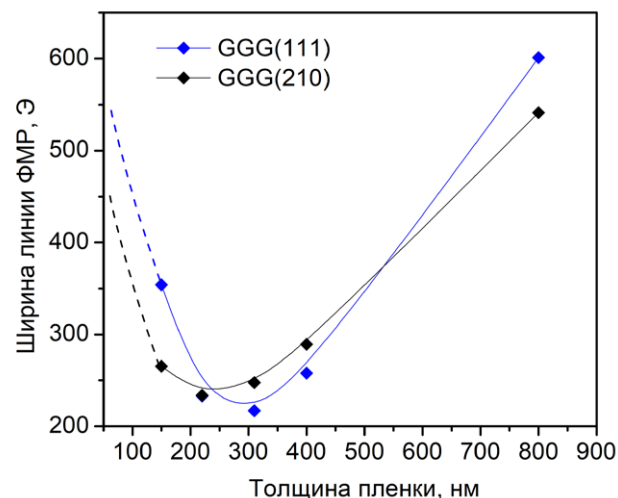


Рис. 9. Зависимость ширины линии ФМР (частота СВЧ-поля 9 ГГц) от толщины пленки  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  на подложках  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(111)$  и  $\text{Gd}_3\text{Ga}_5\text{O}_{12}(210)$

дефектов, характерных для поликристаллического состояния, еще не велика. Учёт этих факторов позволит получать пленки феррогранатов с более узкой шириной линии ферримагнитного резонанса, которые в дальнейшем могут быть применены в различных областях спинтроники в качестве чувствительного элемента в микроволновых детекторах.

#### Заявленный вклад авторов

Хафизов А. А., Гу Ж. – проведение экспериментов по газофазному осаждению тонких пленок. Маркелова М. Н. – концепция исследования, обработка результатов рентгеновской дифракции, написание текста. Грабой И. Э. – развитие методологии, написание текста. Амеличев В. А. – проведение экспериментов по рентгеновской дифракции тонких пленок. Волков Д. А., Габриелян Д. А. – проведение экспериментов по спектроскопии поглощения ФМР, редактирование текста. Сафин А. Р. – концепция исследования, развитие методологии, редактирование текста. Никитов С. А. – научное руководство, концепция исследования, развитие методологии. Кауль А. Р. – научное руководство, концепция исследования, развитие методологии, редактирование текста.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет известных финансовых конфликтов интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, представленную в этой статье.

**Список литературы**

- Yang Y., Liu T., Bi L., Deng L. Recent advances in development of magnetic garnet thin films for applications in spintronics and photonics. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;860: 158235. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.158235>
- Борисенко В. Е., Данилюк А. Л., Мигас Д. Б. *Спинтроника*. М.: Лаборатория знаний; 2017. 229 с.
- Никитов С. А., Калябин Д. В., Лисенков И. В., ... Павлов Е. С. Магноника — новое направление спинтроники и спин-волновой электроники. *УФН*. 2015;185(10): 1099–1128 <https://doi.org/10.3367/UFNr.0185.201510m.1099>
- Žutić I., Fabian J., Das Sarma S. Spintronics: fundamentals and applications. *Reviews of Modern Physics*. 2004;76(2): 323–410. <https://doi.org/10.1103/RevModPhys.76.323>
- Fert A. Nobel lecture: origin, development, and future of spintronics\*. *Reviews of Modern Physics*. 2008;80(4): 1517–1530. <https://doi.org/10.1103/RevModPhys.80.1517>
- Hirohata A., Yamada K., Nakatani Y., ... Hillebrands B. Review on spintronics: principles and device applications. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2020;509: 166711. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2020.166711>
- Chechenin N. G., Dzhun I. O., Babaytsev G. V., Kozin M. G., Makunin A. V., Romashkina I. L. FMR damping in thin films with exchange bias. *Magnetochemistry*. 2021;7(5): 70. <https://doi.org/10.3390/magnetochemistry7050070>
- Geller S. Crystal chemistry of the garnets. *Zeitschrift für Kristallographie*; 1967;125: 1–47. <https://doi.org/10.1524/zkri.1967.125.16.1>
- Liu C., Chen J., Liu T., ... Wu M. Long-distance propagation of short-wavelength spin waves. *Nature Communications*. 2018;9(1): 738. <https://doi.org/10.1038/s41467-018-03199-8>
- Zhu D., Zhao W. Threshold current density for perpendicular magnetization switching through spin-orbit torque. *Physical Review Applied*. 2020;13(4): 044078. <https://doi.org/10.1103/PhysRevApplied.13.044078>
- Hahn C., de Loubens G., Klein O., Viret M., Naletov V. V., Ben Youssef J. Comparative measurements of inverse spin Hall effects and magnetoresistance in YIG/Pt and YIG/Ta. *Physical Review B*. 2013;87(17): 174417. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.87.174417>
- Knauer S., Davidková K., Schmoll D., ... Chumak A. V. Propagating spin-wave spectroscopy in a liquid-phase epitaxial nanometer-thick YIG film at millikelvin temperatures. *Journal of Applied Physics*. 2023;133(14): 143905. <https://doi.org/10.1063/5.0137437>
- Jermain C. L., Paik H., Aradhya S. V., Buhrman R. A., Schlom D. G., Ralph D. C. Low-damping sub-10-nm thin films of lutetium iron garnet grown by molecular-beam epitaxy. *Applied Physics Letters*. 2016;109(19): 192408. <https://doi.org/10.1063/1.4967695>
- Wu X., Wang X., Liu Y., ... Zhu J. Study on dielectric and magnetodielectric properties of  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  ceramics. *Applied Physics Letters*. 2009;95: 182903. <https://doi.org/10.1063/1.3259651>
- Hou Y. Epitaxial growth and observation of the magnetodielectric effect in ferrimagnetic  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  films. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2018;51(27): 275001. <https://doi.org/10.1088/1361-6463/aac8d1>
- Hioki T., Hashimoto Y., Saitoh E. Bi-reflection of spin waves. *Communications Physics*. 2020;3: 188. <https://doi.org/10.1038/s42005-020-00455-6>
- Волков Д. А., Габриелян Д. А., Матвеев А. А., ... Никитов С. А. Спиновая накачка из  $\text{Lu}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ . *Письма в ЖЭТФ*. 2024;119(5): 348–354. <https://doi.org/10.31857/S1234567824050057>
- Dubs C., Surzhenko O. Magnetically compensated nanometer-thin Ga-substituted yttrium iron garnet (Ga:YIG) films with robust perpendicular magnetic anisotropy. *Advanced Electronic Materials*. 2025;11(15): e00232. <https://doi.org/10.1002/aelm.202500232>
- Arsad A. Z., Zuhdi A. W. M., Ibrahim N. B., Hannan M. A. Recent advances in yttrium iron garnet films: methodologies, characterization, properties, applications, and bibliometric analysis for future research directions. *Applied Sciences*. 2023;13(2): 1218. <https://doi.org/10.3390/app13021218>
- Яковлев Ю. М., Генделев С. Ш. *Монокристаллы ферритов в радиоэлектронике*. М.: «Советское радио»; 1975. 360 с.
- Yushchuk S. I. Layered structure of epitaxial yttrium iron garnet films. *Technical Physics*. 1999;44: 1454–1456. <https://doi.org/10.1134/1.1259547>
- Prokopov A. R., Vetoshko P. M., Shumilov A. G., ... Belotelov V. I. Epitaxial Bi–Gd–Sc iron-garnet films for magnetophotonic applications. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;671: 403–407. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.02.036>
- Soumah L., Beaulieu N., Qassym L., ... Anane A. Ultra-low damping insulating magnetic thin films get perpendicular. *Nature Communications*. 2018;9(1): 3355. <https://doi.org/10.1038/s41467-018-05732-1>
- Yamahara H., Feng B., Seki M., ... Tabata H. Flexoelectric nanodomains in rare-earth iron garnet thin films under strain gradient. *Communications Materials*. 2021;2: 95. <https://doi.org/10.1038/s43246-021-00199-y>
- Khurana B., Kaczmarek A. C., Chou C.-T., ... Ross C. A. Rare earth iron garnet superlattices with sub-unit-cell composition modulation. *ACS Nano*. 2024;18(52): 35269–35275. <https://doi.org/10.1021/acsnano.4c11117>
- Ahamed E. I., Sarker M. S., Yamahara H., ... Tabata H. Spin wave perturbation in rare-earth iron garnet thin films with epitaxial strain relaxation. *APL Materials*. 2025;13: 041114. <https://doi.org/10.1063/5.0257413>
- Krichevstov B. B., Gastev S. V., Suturin S. M., ... Sokolov N. S. Magnetization reversal in YIG/GGG(111) nanoheterostructures grown by laser molecular beam epitaxy. *Science and Technology of Advanced Materials*. 2017;18(1): 351–363. <https://doi.org/10.1080/14686996.2017.1316422>
- Самойленко К. Д., Волков Д. А., Габриелян Д. А., ... Никитов С. А. Спинтронный детектор линейно-поляризованного СВЧ излучения на основе гетероструктуры ферромагнетик/нормальный металл. *Письма в ЖЭТФ*. 2025;121(7): 581–588. <https://doi.org/10.31857/S0370274X25040076>
- Маркелова М. Н., Хафизов А. А., Ши С., ... Кауль А. Р. Химическое газофазное осаждение эпитаксиальных пленок  $\text{Tm}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , исследование их структуры и свойств

в терагерцовом диапазоне. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2024;1(27): 104–114. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2025.27/12488>

30. Popova E., Keller N., Jomard F., ... Tessier M. Exchange coupling in ultrathin epitaxial yttrium iron garnet films. *The European Physical Journal B - Condensed Matter*. 2003;31: 69–74. <https://doi.org/10.1140/epjb/e2003-00010-2>

31. Bossak A., Graboy I., Gorbenko O., ... Zandbergen H. W. XRD and HREM studies of epitaxially stabilized hexagonal orthoferrites  $\text{RFeO}_3$  (R = Eu-Lu). *Chemistry of Materials*. 2004;16(9): 1751–1755. <https://doi.org/10.1021/cm0353660>

32. Кауль А. Р., Нигаард Р. Р., Ратовский В. Ю., Васильев А. Л. TSF-МОСVD – новый способ осаждения оксидных тонких пленок и слоистых гетероструктур из газовой фазы. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2021;23(3): 396–405. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2021.23/3531>

### Информация об авторах

*Хафизов Абдусит Абдусеменович*, аспирант факультета наук о материалах, Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0009-0003-0740-8180>  
abdusithafizov220@gmail.com

*Маркелова Мария Николаевна*, к. х. н., н. с. химического факультета, Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-1014-9437>  
maria.markelova@gmail.com

*Гу Жосюань*, студентка магистратуры факультета наук о материалах, Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0009-0006-5998-2194>  
gxhuan969@outlook.com

*Грабой Игорь Эдвинович*, к. х. н., с. н. с. химического факультета, Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0009-0003-7011-2200>  
graboi@inorg.chem.msu.ru

*Амеличев Вадим Анатольевич*, к. х. н., технический директор, ООО “С-Инновации” (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-0886-9854>  
mailto:vadim.amelichev@gmail.com

*Волков Дмитрий Андреевич*, м. н. с., Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова Российской академии наук; ассистент, Московский энергетический университет (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0009-0004-1655-8348>  
d.a.volkov.work@gmail.com

*Габриелян Давид Ашотович*, м. н. с., Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова Российской академии наук; ассистент, Московский энергетический университет (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-0801-0134>  
davidgabrielyan1997@gmail.com

*Сафин Ансар Ризаевич*, д. ф.-м. н., вед. н. с., руководитель лаборатории, Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова Российской академии наук; профессор, Московский энергетический университет; профессор, Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет); профессор, Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики» (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0001-6507-6573>  
arsafin@gmail.com

*Никитов Сергей Аполлонович*, д. ф.-м. н., врио директора, руководитель лаборатории, Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова Российской академии наук; заведующий кафедрой, Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет); руководитель лаборатории (Москва, Российская Федерация); Саратовский национальный исследовательский государственный университет имени Н. Г. Чернышевского (Саратов, Российская Федерация); академик, Российская академия наук (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-2413-7218>  
nikitov@cplire.ru

*Кауль Андрей Рафаилович*, д. х. н., профессор кафедры неорганической химии химического факультета, Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова (Москва, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-3582-3467>  
arkaul@mail.ru

Поступила в редакцию 19.11.2025; одобрена после рецензирования 01.12.2025; принята к публикации 15.12.2025; опубликована онлайн 01.04.2026.