

УДК 538.9

## ВЛИЯНИЕ ЗАМЕЩЕНИЯ АЛЮМИНИЕМ НА СТРУКТУРНЫЕ, МАГНИТНЫЕ И МАГНИТОТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИТТРИЕВОГО ФЕРРИТА-ГРАНАТА

© 2023 г. Т. Ю. Киселева<sup>1, \*</sup>, Е. В. Лазарева<sup>1</sup>, Э. Уянгаа<sup>2</sup>, В. Энхменд<sup>2</sup>,  
А. С. Комлев<sup>1</sup>, П. Ю. Тяпкин<sup>3</sup>, М. В. Ильин<sup>1</sup>, И. П. Иваненко<sup>1, 4</sup>,  
Г. П. Марков<sup>5</sup>, Н. Жаргалан<sup>2</sup>, Т. Ф. Григорьева<sup>3</sup>, Д. Сангаа<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,  
Физический факультет, Ленинские горы, 2, Москва, 119991 Россия

<sup>2</sup>Институт физики и технологии Монгольской Академии наук,  
ул. Мира, 54В, Улан-Батор, 13330 Монголия

<sup>3</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО Российской академии  
наук, ул. Кутателадзе, 18, Новосибирск, 630090 Россия

<sup>4</sup>АО ГНЦ “Центр Келдыша”, ул. Онежская, 8, Москва, 125438 Россия

<sup>5</sup>Институт физики земли им. О.Ю. Шмидта Российской академии наук,  
ул. Б. Грузинская, 10, стр. 1, Москва, 123242 Россия

\*e-mail: Kiseleva.tyu@gmail.com

Поступила в редакцию 28.06.2023 г.

После доработки 17.08.2023 г.

Принята к публикации 20.08.2023 г.

Методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции, Рамановской и Мессбауэровской спектроскопии, измерением полевых и температурных зависимостей намагниченности насыщения и магнитокалорического эффекта в переменном магнитном поле исследованы образцы  $Y_3Fe_5-xAl_xO_{12}$  ( $x = 0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0$ ), синтезированные золь–гель-методом. Изучено влияние увеличения концентрации алюминия на кристаллическую и магнитную структуру, магнитотермические свойства частиц феррита-граната.

**Ключевые слова:** иттриевый феррит, гранат, мессбауэровская спектроскопия, магнитотермический эффект

**DOI:** 10.31857/S0002337X23110064, **EDN:** FUJWRG

### ВВЕДЕНИЕ

Ферриты в качестве самостоятельного материала и в виде компонентов композиционных материалов являются одними из самых привлекательных смешанных оксидов благодаря их многочисленным функциональным свойствам и большому спектру областей использования, в т.ч. в новейших технологиях [1, 2]. Возросший в настоящее время интерес к исследованию ферритов в виде субмикронных и наноразмерных частиц связан с перспективой их применения в сфере биотехнологий, например, в качестве рабочих компонентов композиционных систем для биосенсоров, контрастных агентов, компонентов для магнитокоагуляционной терапии [3–5].

К факторам, влияющим на функциональные свойства частиц оксидов железа, относят их состав и структурно-морфологические особенности (размер, ширина распределения по размерам, фор-

ма, плотность и энергетическое состояние дефектов кристаллической решетки, стехиометричность по кислороду). Сравнительный анализ разных составов ферритов с частицами субмикронных размеров, приведенный в работах [6, 7], показывает, что иттриевый феррит со структурой граната  $Y_3Fe_5O_{12}$  (YIG) по сравнению со шпинельными составами обладает большей мощностью тепловыделения в переменном магнитном поле, что делает его весьма перспективным. Однако следует отметить, что среди публикаций, посвященных изучению свойств иттриевого феррита со структурой граната для возможного применения в области магнитотермии, данные о цитотоксичности противоречивы [5, 8, 9]. Применение YIG в биотехнологиях скорее всего будет связано с уменьшением его токсичности за счет формирования на частицах органических оболочек [10]. При этом формирование сложных композитных структур повлечет за собой изменение магнитных характеристик частиц

вследствие появления локально-неоднородных магнитных состояний.

Известно, что одной из главных особенностей ферритов является сложное магнитное упорядочение. Оно возникает за счет наличия нескольких магнитных подрешеток в кристалле. Ферриты являются магнитными диэлектриками и как правило представляют собой фазы переменного состава. На магнитные свойства ферритов-гранатов можно влиять путем замещения катионов железа ионами других элементов, что приведет к изменению катионного распределения в магнитных подрешетках и характера обменного взаимодействия [11].

Элементарная ячейка железо-иттриевого граната  $Y_3Fe_5O_{12}$  состоит из восьми формульных единиц и 160 атомов [12]. Катионы занимают три кристаллографически различных положения, при этом ответственные за магнетизм ионы железа находятся внутри кислородных октаэдров ( $O_h$ , 16a) и тетраэдров ( $T_d$ , 24d). Известно, что YIG является коллинеарным ферримагнетиком, у которого магнитные подрешетки сформированы тетраэдрическими и октаэдрическими кислородными окружениями ионов железа. Ионы иттрия, обладая большим радиусом, располагаются в додекаэдрических пустотах (или  $c$ -узлах) в окружении восьми атомов кислорода. Наличие этих координаций приводит к нарушению плотной упаковки ионов кислорода в элементарной ячейке ферритов-гранатов. Сильнейшее магнитное взаимодействие в структуре YIG определяется межрешеточным суперобменным взаимодействием между ионами трехвалентного железа в октаэдрических и тетраэдрических положениях через ионы кислорода. Результирующая намагниченность насыщения в структуре феррита обусловлена разницей в подрешеточных намагниченностях.

Исследованию влияния замещения ионов железа ионами Al, Ga и др. на катионное распределение посвящены работы [13–16], данные которых противоречивы. Результаты этих исследований показывают, что селективность ионов алюминия к замещению железа в одном из двух возможных кислородных окружений может определяться как методом приготовления, термической обработкой, так и концентрацией легирующего элемента.

Целью настоящей работы было исследование влияния легирования алюминиием на кристаллическую структуру, магнитные и магнитотепловые свойства частиц железо-иттриевого граната, синтезированного золь–гель-методом.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

**Методика приготовления образцов.** Образцы частиц феррита-граната состава  $Y_3Al_xFe_{5-x}O_{12}$  ( $x = 0, 0.5, 1, 1.5, 2$ ) синтезировали методом золь–гель: в смешанный водный раствор нитратов железа, ит-

трия и алюминия –  $Fe(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$  (98.5%),  $Y(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$  (99%) и  $Al(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$  – добавляли лимонную кислоту, затем этиленгликоль, выпаривали до образования геля при температуре 100°C, потом высушивали при температуре 400°C и проводили отжиг при 1000°C на воздухе в течение 2 ч.

**Методы исследования.** Рентгенографические исследования проводили на дифрактометре Panalytical Empyrean с использованием медного анода ( $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ , рабочие режимы:  $I = 40 \text{ mA}$ ,  $U = 40 \text{ kV}$ ). Дифрактограммы порошковых образцов регистрировали в геометрии Брэгга–Брентано с шагом  $0.026^\circ$  в диапазоне углов от  $5^\circ$  до  $140^\circ$  с использованием Ni-фильтра на дифрагированном пучке и двухкоординатного детектора Pixel3D. Анализ фазового состава проводили с помощью программного обеспечения HighScorePlus (PANalytical) с применением кристаллографической базы данных ICSD. Параметр решетки уточняли методом Ритвельда [17]. Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР)  $D$  оценивали методом Шерера.

Изображения частиц были получены на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Quanta 3D FEG FEI в режиме вторичных электронов (SE) с напылением золотого защитного проводящего слоя толщиной 8 нм, рабочее расстояние 7 мм, ускоряющее напряжение 5 кВ.

Спектры комбинационного рассеяния (КР) снимали на спектрометре Raman Flex400 (Perkin-Elmer) с оптоволоконным зондом в геометрии отражения, длина волны возбуждения диодного лазера 785 нм (ширина линии 0.03 нм), размер пятна 3 мм. Спектры регистрировали в диапазоне  $200\text{--}1000 \text{ cm}^{-1}$  при мощности лазера 25 мВт, время набора спектра составляло 80 с при 20 сканированиях. Базовая линия корректировалась автоматически по внутреннему стандарту. Обработку спектров, определение положения, интенсивности, формы и ширины линии осуществляли с помощью программы SPECTRUM.

Мессбауэровские спектры снимали на спектрометре MS1104Em с использованием  $Co(Rh)$ -источника при комнатной температуре. Калибровку спектрометра проводили по эталону  $\alpha$ -Fe. Математическую обработку спектров осуществляли в программе SpectrRelax [18].

Магнитные свойства (полевые зависимости намагниченности и их параметры) измеряли при комнатной температуре на вибрационном магнитометре VSM-7407 (LakeShore, США) в полях до 1.6 Тл. Температуру Кюри определяли по температурным зависимостям магнитной восприимчивости  $\chi(T)$ . Зависимость  $\chi(T)$  при температурах выше комнатной регистрировалась с помощью измерителя температурных изменений магнитной восприимчивости (multi-function kappa-bridge – MFK1-FA, производство AGICO, Чехия) с высо-

котемпературной приставкой CS-3. Скорость изменения температуры при нагреве и охлаждении образца равнялась  $13^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ . Начальная объемная восприимчивость измерялась на частной петле магнитного гистерезиса с максимальной амплитудой магнитного поля  $H = 200 \text{ А/м}$  на частоте  $976 \text{ Гц}$ . Магнитокалорические свойства измеряли на лабораторном приборе по методике [6] во внешнем магнитном поле  $1.77 \text{ кА/м}$  с частотой  $370 \text{ кГц}$ .

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

По данным СЭМ, синтезированные наноразмерные частицы образуют агломераты. Типичное изображение частиц представлено на рис. 1 на примере образца с  $x = 0.5$ . Основной кристаллической фазой во всех образцах, по данным рентгendifракционного анализа (рис. 2), является кубический гранат  $\text{Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  с пр. гр.  $Ia\bar{3}d$ . Из всей серии только образец с  $x = 0$  содержал признаки фазовой неоднородности, а именно: структурные рефлексы ортоферрита  $\text{YFeO}_3$  помимо основной фазы граната. С увеличением концентрации алюминия наблюдалось постепенное уменьшение параметра решетки  $a$  фазы граната с  $12.3759 \pm 0.0003 \text{ \AA}$  ( $x = 0$ ) до  $12.2612 \pm 0.0003 \text{ \AA}$  ( $x = 2.0$ ), а также ОКР  $D$  (табл. 1). Уменьшение параметра решетки может быть обусловлено меньшим ионным радиусом алюминия по сравнению с железом.

Представленные на рис. 3 спектры КР образцов, полученные в широком диапазоне частот рамановского сдвига  $15\text{--}3000 \text{ см}^{-1}$ , имели как общие черты, так и отличия. Исходя из кристаллической структуры граната теоретически рассчитанное в рамках теории групп распределение фононных мод колебаний решетки граната должно содержать 25 мод, обозначаемых как  ${}^3A_{1g} + {}^8E_g + {}^{14}T_{2g}$ , активных в рамановском спектре. Эти моды связаны с колебаниями ионов железа, иттрия и алюминия в различных кислородных окружениях, а также их смешанных состояний [19, 20].

Максимумы мод колебаний в области  $>500 \text{ см}^{-1}$  характеризуют набор внутренних мод колебаний в кислородных тетраэдрах ( $\text{FeO}_4$ ) и октаэдрах ( $\text{FeO}_6$ ) — основных составляющих структуры граната. Максимумы в области  $<300 \text{ см}^{-1}$  соответствуют модам колебаний, связанным с  $\text{Y}^{3+}$ . Промежуточная область ( $300\text{--}500 \text{ см}^{-1}$ ) характеризует внутренние и внешние смешанные вибрационные моды тетраэдрических субструктур.

Наиболее сильные максимумы  $T_{2g}$ ,  $E_g$ ,  $A_{1g}$ , появляющиеся в области  $650\text{--}750 \text{ см}^{-1}$ , связаны с внутренними модами свободных тетраэдров  $\text{FeO}_4$ . Наибольшее волновое число фононов  $A_{1g}$  на  $\sim 740 \text{ см}^{-1}$  соответствует симметричной растягивающей моде в тетраэдре  $\text{FeO}_4$ , антифазно связанной с растягивающей модой колебаний в октаэдре  $\text{FeO}_6$ . Мак-

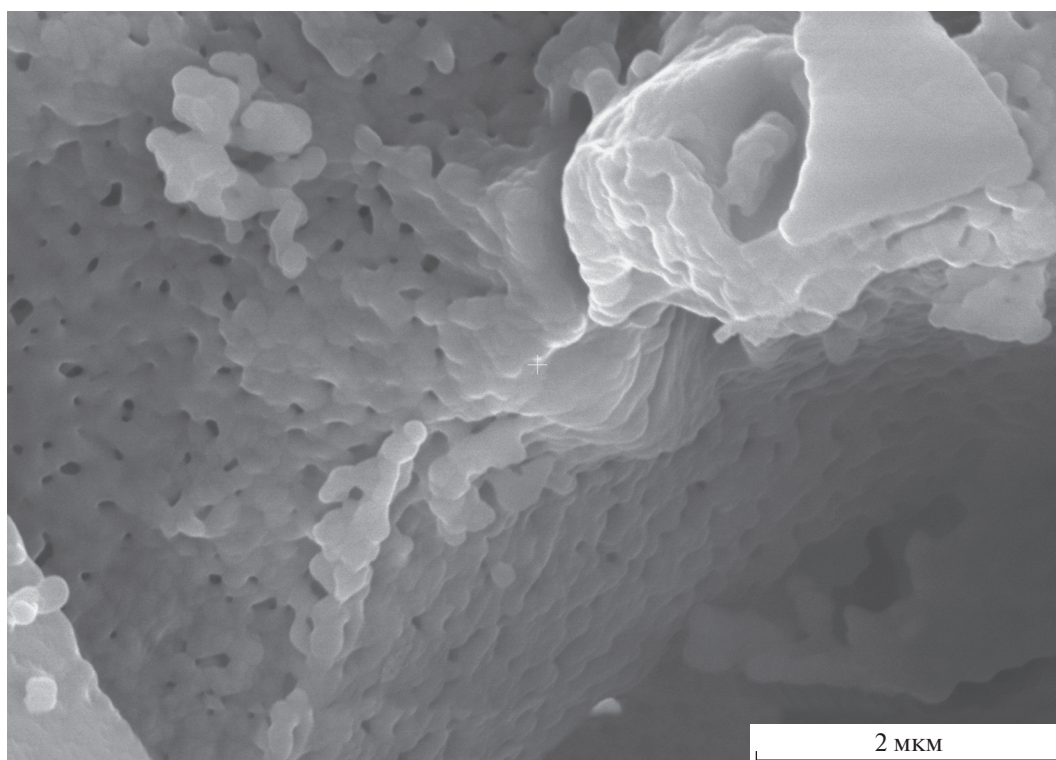


Рис. 1. СЭМ-изображение частиц состава  $\text{Y}_3\text{Fe}_{4.5}\text{Al}_{0.5}\text{O}_{12}$ .

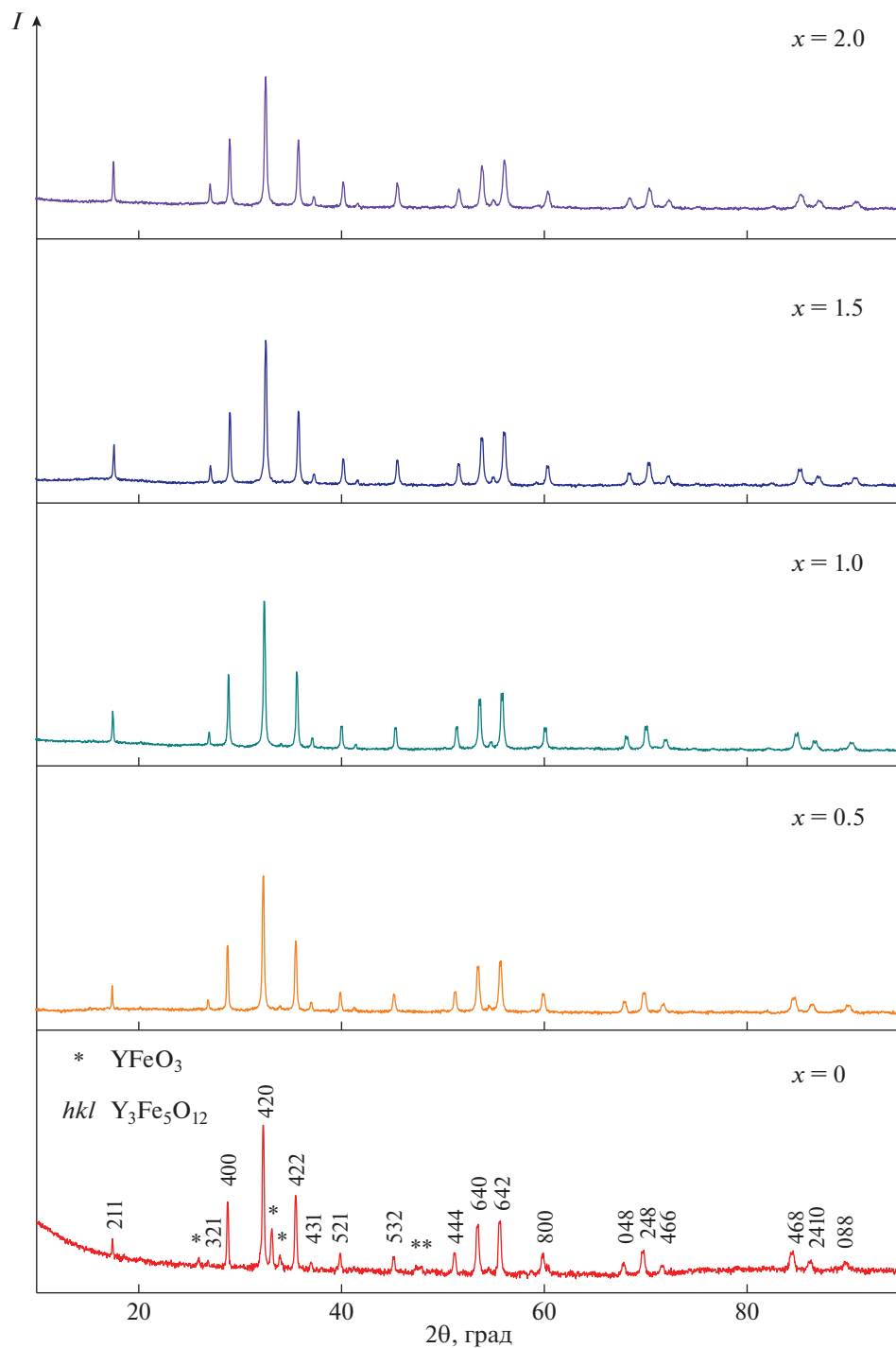


Рис. 2. Дифрактограммы синтезированных частиц  $Y_3Fe_{5-x}Al_xO_{12}$ .

симумы 276 и 326  $cm^{-1}$  соответствуют октаэдрическому кислородному окружению магнитных ионов  $Fe^{3+}$ . Следует отметить, что моды колебаний в рамановском спектре граната в целом нельзя рассматривать только как моды колебаний тетраэдров, октаэдров и додекаэдров ( $FeO_4$ ,  $FeO_6$  и  $YO_8$ ). Вклад каждой моды является не совсем прямым,

т.к. колебания различных полиэдров сильно связаны друг с другом. Однако учет смешанных колебаний связан с необходимостью дополнительного трудоемкого расчета плотности электронных состояний.

Анализ спектров КР (рис. 3) показывает, что они содержат особенности, хорошо заметные в

**Таблица 1.** Структурные и магнитные параметры образцов  $Y_3Fe_{5-x}Al_xO_{12}$ 

$x$	0	0.5	1.0	1.5	2.0
$a$ , Å	12.3759	12.3660	12.3282	12.2789	12.2612
$D$ , нм	50	43	45	44	42
$T_C$ , К	553	489	419	341	273
$M_s$ , эме/г	22.15	19.1	8.9	2.0	0.45
$H_c$ , Э	48.5	23	20	16	24
SAR, Вт/г	8.7	6.9	2.5	0.5	0.2

Примечание.  $a$  – параметр решетки,  $D$  – размер ОКР,  $T_C$  – температура Кюри,  $M_s$  – намагниченность насыщения,  $H_c$  – коэрцитивная сила, SAR – способность к разогреву.

профилях основных максимумов, например в областях 200–300 и 600–700  $cm^{-1}$ . С увеличением концентрации алюминия происходят сдвиг, уширение и уменьшение интенсивности некоторых мод колебаний (в области 230–450  $cm^{-1}$ ), что связано с изменением катионного распределения и размерными эффектами. Эти результаты согласуются с данными рентгенографического анализа.

Модельная расшифровка спектров КР образца с  $x = 0$  с учетом табличных значений мод колебаний для разных оксидов показывает, что асимметрия максимумов при 200 и 600  $cm^{-1}$  обусловлена примесной фазой  $YFeO_3$  [20].

Для количественного анализа особенностей катионного распределения в фазе граната был применен метод мессбауэровской спектроскопии. Профиль мессбауэровских спектров, измеренных при комнатной температуре (рис. 4), типичен для иттрий-железистого граната при малых концентрациях алюминия и имеет особенности, связанные с кристаллической и магнитной структурой синтезированных частиц [21, 22]. Основной фазой в исследованных образцах была фаза граната. По данным мессбауэровской спектроскопии, только образцы с  $x = 0$  и  $x = 2$  содержали следы примесной фазы (<4%), чему соответствовал парциальный спектр с мессбауэровскими параметрами фазы ортоферрита  $YFeO_3$  ( $x = 0$ ) и гематита  $\alpha-Fe_2O_3$  ( $x = 2$ ).

Количество парциальных спектров для каждой позиции в основной фазе граната определяется заселенностью позиций и особенностями формирования сверхтонкого взаимодействия. Для модельной расшифровки на основании структурных данных предполагалось, что в результате синтеза образуются поликристаллические частицы с некоторыми искажениями кристаллической и магнитной структуры, что может объяснить наблюдаемое количество и уширение парциальных спектров. Модель расшифровки спектров включала три парциальных спектра для октаэдрического окружения  $Fe^{3+}$  и четыре парциальных спектра для тетраэдрического окружения  $Fe^{3+}$  [23]. Сверх-

тонкие параметры парциальных спектров, полученные в результате модельной расшифровки, приведены на рис. 5 в зависимости от концентрации алюминия в образце. Модельная расшифровка показывает, что в образцах наблюдаются признаки большего разупорядочения в  $d$ -подрешетке для всех образцов, чему соответствует также увеличенная ширина линий парциальных спектров. Обнаружено, что легирование алюминием приводит к уменьшению сверхтонкого поля для каждого из положений, что связано с появлением алюминия как в октаэдрическом окружении, так и в тетраэдрическом. Это уменьшение значений сверхтонкого поля свидетельствует об ухудшении магнитных свойств образца при легировании парамагнитным алюминием. В то же время измеренные изомерные сдвиги существенно не менялись при изменении концентрации Al в образце, свидетельствуя о том, что замещение алюминием не приводит к существенному изменению валентности ионов Fe.

По относительной площади парциальных спектров ионов  $Fe^{3+}$  в тетраэдрических и октаэдрических позициях, имеющих антипараллельное расположение спинов по отношению друг к другу за счет суперобменного взаимодействия, можно выявить формирующиеся магнитные свойства. С увеличением концентрации Al относительная площадь под секстетами октаэдрической позиции уменьшается и одновременно увеличивается относительная площадь под секстетами тетраэдрической позиции. Это означает, что по мере увеличения содержания Al в образце заселенность Al в октаэдрической позиции увеличивается, а в тетраэдрической – уменьшается.

При большем содержании Al ( $x = 1.5$ ) широкий мессбауэровский спектр, характеризующий катионное распределение, содержит также пару дублетов. Эти дублеты связаны с началом перехода основной кристаллографической фазы в парамагнитное состояние. Дальнейшее легирование алюминием ( $x = 2.0$ ) приводит к переходу образца в парамагнитное состояние при комнатной температуре с

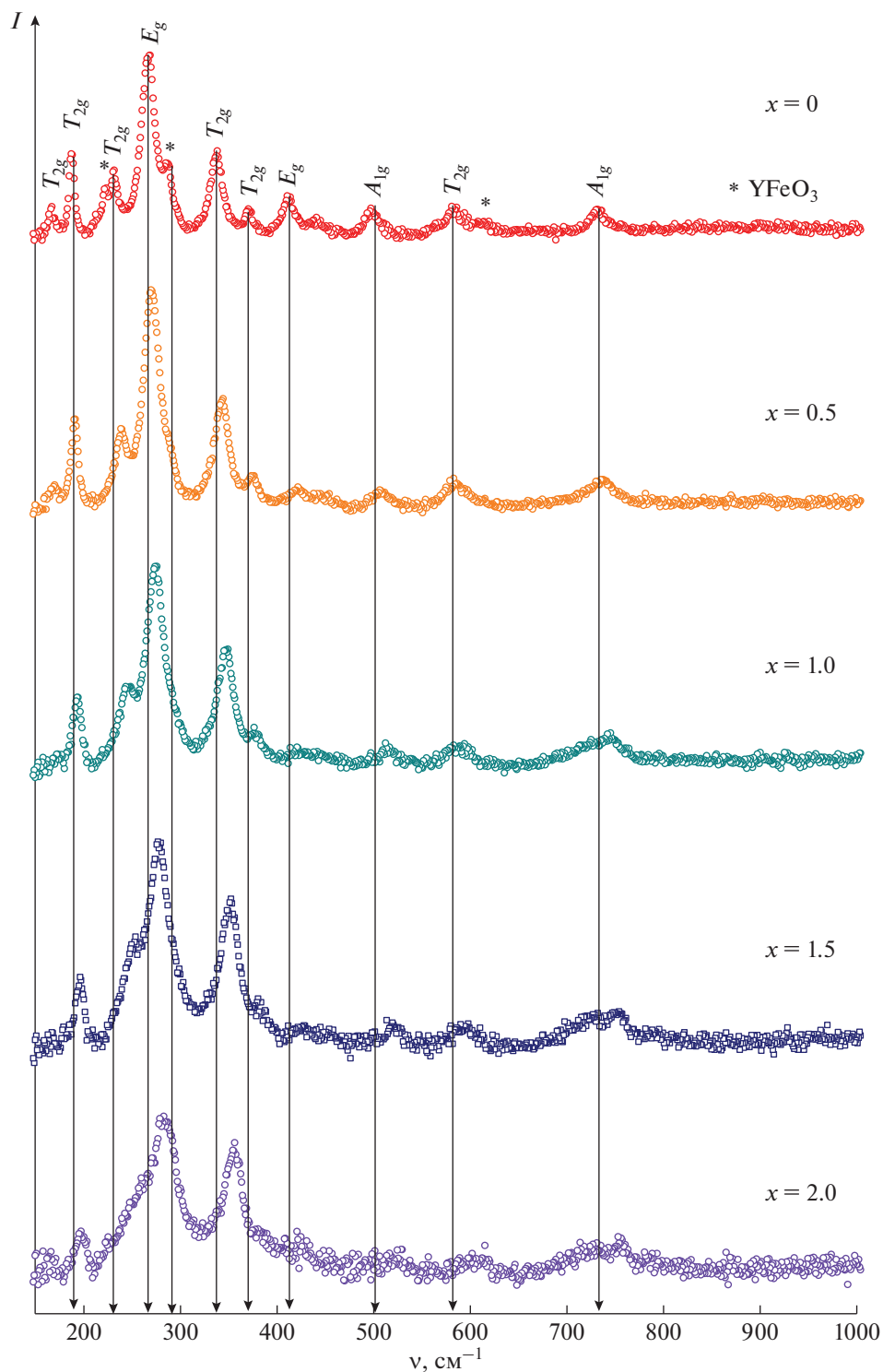


Рис. 3. Рамановские спектры синтезированных частиц  $Y_3Fe_{5-x}Al_xO_{12}$ .

двумя дублетами в месбауэровском спектре, соответствующими окта- и тетрапозиции в решетке.

Структурно-морфологические различия частиц, полученных в результате синтеза, приводят к изменению их магнитного поведения. Магнит-

ные характеристики образцов, полученные из температурных и полевых зависимостей намагниченности, приведены в табл. 1.

Температура Кюри  $T_C$  основной фазы граната (табл. 1) для всех образцов была значительно ни-

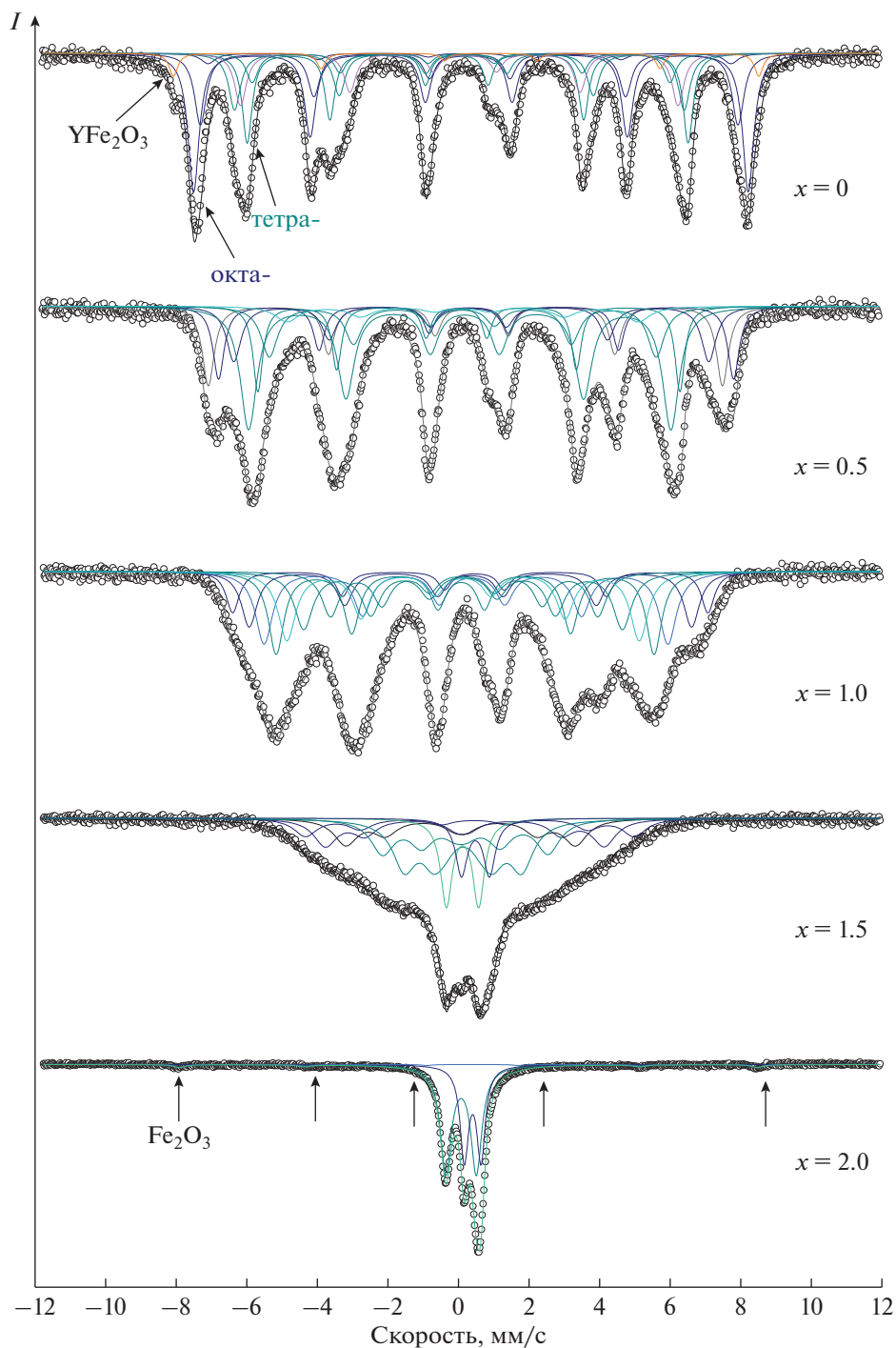


Рис. 4. Мессбауэровские спектры синтезированных частиц  $Y_3Fe_{5-x}Al_xO_{12}$  и их модельная расшифровка.

же температуры  $T_C = 560$  К, характерной для крупнокристаллического граната [24], и коррелировала с изменением параметра решетки (табл. 1). Известно, что  $T_C$  зависит от обменного взаимодействия между двумя подрешетками, содержащими железо, а следовательно, от распределения катионов в подрешетках и распределения углов

ориентации магнитного момента относительно решетки, определяющего общий магнитный момент. Наблюдающаяся для этих образцов корреляция изменения  $T_C$ , параметра решетки граната и соотношения распределения  $Fe^{3+}$  по  $a$ - и  $d$ -подрешеткам связана с изменением локальной структуры, влияющим на величину межподрешеточных

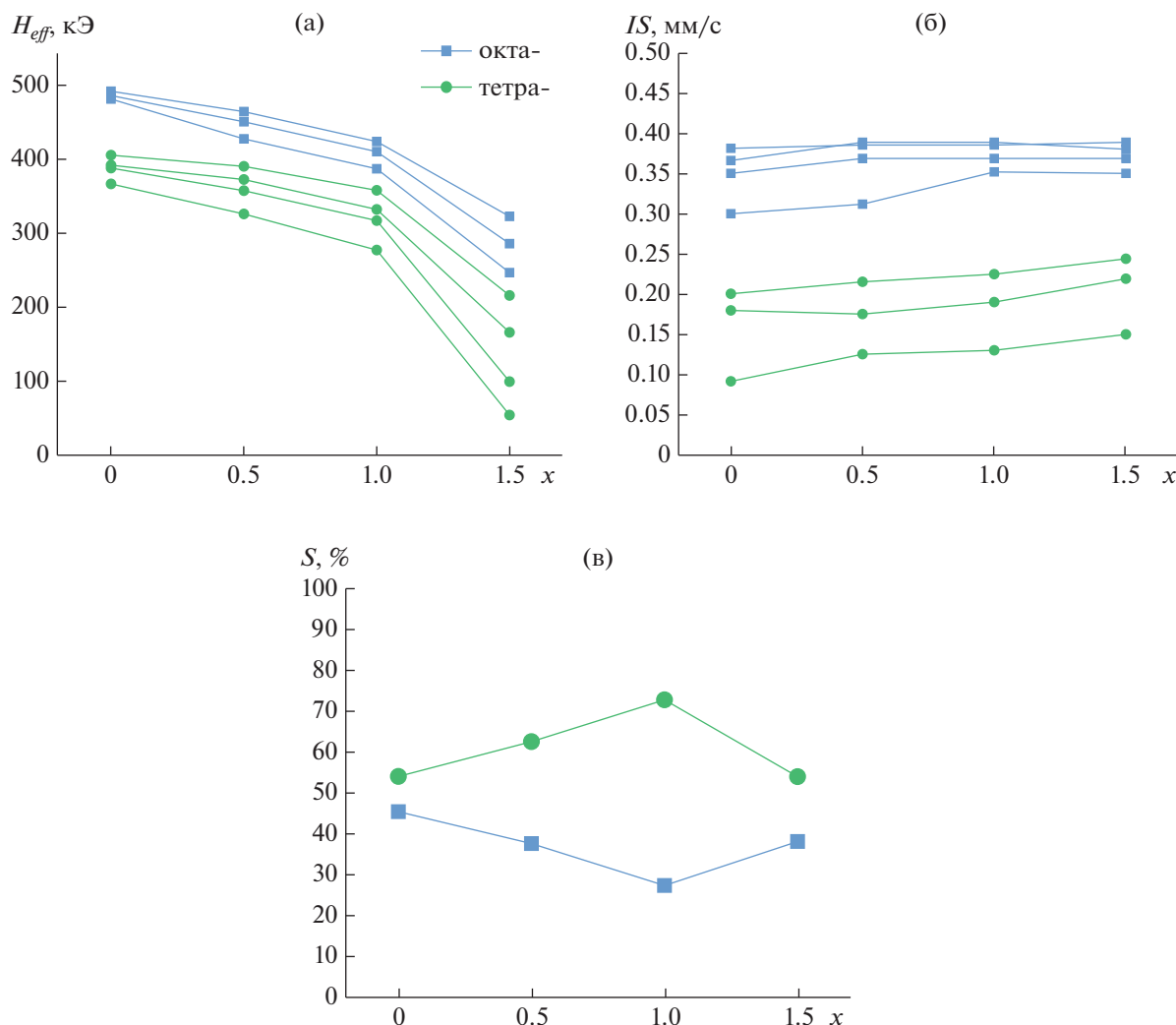


Рис. 5. Концентрационные зависимости сверхтонких магнитных полей (а), изомерного сдвига (б) и площадей (в) для тетраэдрической и октаэдрической подрешеток.

обменных взаимодействий и определяющим общий магнитный момент и  $T_C$ .

Величины коэрцитивной силы частиц  $H_c$  и намагниченности насыщения  $M_s$  для ферритов с различной степенью замещения были измерены, чтобы дополнить информацию по магнитным свойствам. Полученные экспериментальные данные (рис. 6а) показывают, что величины намагниченности насыщения  $M_s$ , коэрцитивной силы  $H_c$  монотонно уменьшаются при увеличении концентрации алюминия. Синтезированные образцы показали уменьшение намагниченности насыщения с 23 до 0.38 эме/г и коэрцитивной силы с 48 до 15 Эс повышением концентрации алюминия. Для всех частиц величины  $M_s$  ниже характерных для объемного состояния фазы граната  $\sim 27 \text{ А м}^2/\text{кг}$  (300 К) [25].

Уменьшение намагниченности насыщения обусловлено двумя факторами. Во-первых, частичное

замещение атомов железа атомами алюминия приводит к уменьшению суммарного магнитного момента, что также сопровождается уменьшением сверхтонкого поля на атомах железа во всех его положениях. Во-вторых, при увеличении концентрации алюминия в соединении уменьшается его температура Кюри. Так как измерения намагниченности проводились при комнатной температуре, вблизи температуры Кюри для образцов с  $x = 0.5-2$ , то спад намагниченности насыщения обусловлен близостью к температуре фазового перехода в парамагнитное состояние. Незначительное увеличение коэрцитивной силы для образца с  $x = 2$  может быть объяснено наличием в нем гематита  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  (что установлено по данным мессбауэровской спектроскопии). Так как для образца  $\text{Y}_3\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{O}_{12}$  температура Кюри ниже комнатной (табл. 1), а у гематита выше, то измеренная коэрцитивная сила относится к фазе  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ .

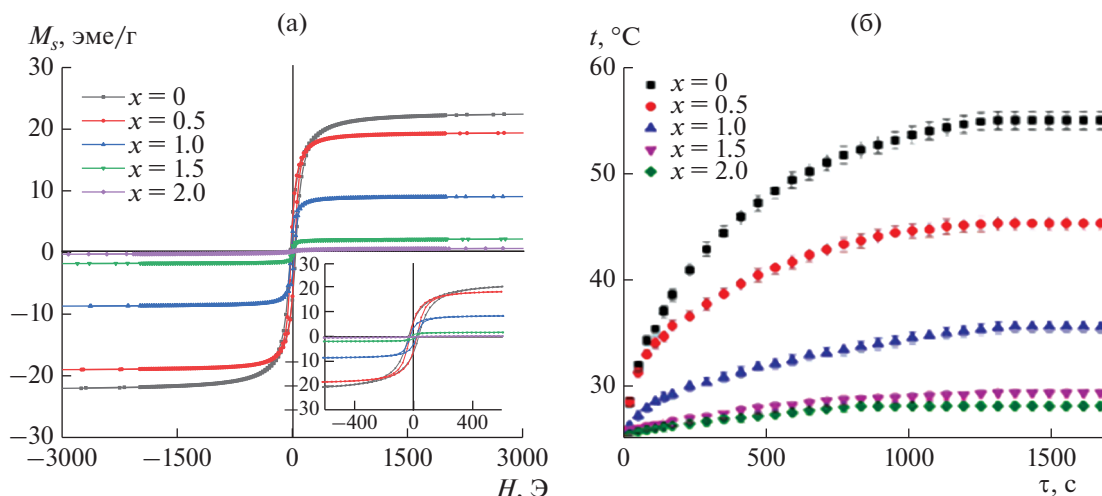


Рис. 6. Полевые зависимости намагниченности (а) и кривые разогрева в переменном магнитном поле (б) частиц  $Y_3Fe_5-xAl_xO_{12}$ .

Общая тенденция к уменьшению величины коэрцитивной силы может быть обусловлена уменьшением размеров ОКР при увеличении концентрации Al. Также снижение значений полей сверхтонкого взаимодействия на атомах железа свидетельствует об уменьшении магнитных моментов на них. Следствием этого является уменьшение энергии анизотропии и коэрцитивной силы.

Способность магнитных наноматериалов выделять тепло в магнитном поле переменного тока количественно определяется удельной скоростью поглощения (SAR). Значение SAR представляет собой количество энергии, преобразованной в тепло на единицу массы наночастиц. Синтезированные образцы продемонстрировали разную способность к разогреву в переменном магнитном поле 1.77 кА/м, 370 кГц в зависимости от концентрации алюминия (рис. 6б, табл. 1). Увеличение концентрации алюминия приводило к постепенному уменьшению температуры разогрева с 60 до 27°C.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами СЭМ, рентгеновской дифракции, спектроскопии КР и мессбауэровской спектроскопии, а также магнитных измерений исследовано влияние замещения алюминием на кристаллическую структуру, магнитные и магнитотермические свойства частиц иттриевого феррита со структурой граната  $Y_3Fe_5-xAl_xO_{12}$  ( $x = 0, 0.5, 1, 1.5, 2$ ), синтезированных методом золь-гель.

Проведенное комплексное исследование позволило установить, что с увеличением концентрации алюминия уменьшаются параметр решетки и размер ОКР кристаллической фазы, изменяется катионное распределение. Алюминий замещает железо в октаэдрических и тетраэдрических кислородных окружениях, что обуславливает уменьшение суперобменного взаимодействия между ионами  $Fe^{3+}$  в подрешетках, приводя к уменьшению намагниченности насыщения, коэрцитивной силы и понижению магнитотеплового эффекта в переменном магнитном поле.

### БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при технической поддержке Программы развития МГУ.

### ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках Российско-монгольского проекта РФФИ № 19-52-44003 Монг\_т.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Cruz I.F., Freire C., Araujo J., Pereira C., Pereira A.M. Multifunctional Ferrite Nanoparticles: from Current Trends Toward the Future // *Magnetic Nanostructured Materials*. Chapter 3. N.Y.: Elsevier, 2018. P. 59–115.
2. Bao J., Wen T., Samia A.C., Khandahar A., Krishnan K.M. Magnetic Nanoparticles Material Engineering and Emerging Applications in Lithography and Biomedicine // *J. Mater. Sci.* 2016. V. 51. P. 513–553. <https://doi.org/10.1007/s10853-015-9324-2>
3. Tishin A., Shtil A., Pyatakov A., Zverev V. Developing Antitumor Hyperthermia: Principles, Materials and Devices, Recent Patents on Anti-cancer Drug Discovery // *Bentham sci.* 2016. V. 11. P. 360–375. <https://doi.org/10.2174/0929866523666160720094638>
4. Guistin A.J., Petryk A.A., Cassim S.M. Magnetic Nanoparticle Hyperthermia in Cancer Treatment // *Nano LIFE*. 2010. V. 1. № 1–2. P. 17–32. <https://doi.org/10.1142/S1793984410000067>

5. Aono H., Senba R., Nishimory T., Naohara T. Preparation of  $Y_3Fe_5O_{12}$  Microsphere Using Bead-Milled Nano-sized Powder for Embolization Therapy Application // *J. Am. Ceram. Soc.* 2013. V. 96. № 11. P. 3483–3488. <https://doi.org/10.1111/jace.12511>
6. Aono H., Ebara H., Senba R., Naohara T., Maehara T., Hirazawa H., Watanabe Y. High Heat Generation Ability in AC Magnetic Field of  $Y_3Fe_5O_{12}$  Powder Prepared Using Bead Milling // *J. Am. Ceram. Soc.* 2011. V. 94. № 12. P. 4116–4119. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2012.02.002>
7. Aono H. Development of Nano-Sized Superparamagnetic Ferrites Having Heat Generation Ability in an AC Magnetic Field for Thermal Coagulation Therapy // *J. Ceram. Soc. Jpn.* 2014. V. 122. № 4. P. 237–240. <https://doi.org/10.2109/jcersj2.122.P4-1>
8. Grasset F., Mornet S., Demourgues A., Portiera J., Bonnet J., Vekris A., Duguet E. Synthesis, Magnetic Properties, Surface Modification and Cytotoxicity Evaluation of  $Y_3Fe_{5-x}Al_xO_{12}$  ( $0 < x < 2$ ) Garnet Submicron Particles for Biomedical Applications // *J. Magn. Magn. Mater.* 2001. V. 234. P. 409–418. [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(01\)00386-9](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(01)00386-9)
9. Apostolov A.T., Apostolova I.N., Wesselinowa J.M. Application of Ion-Doped  $Y_3Fe_5O_{12}$  Nanoparticles for Self-Controlled Magnetic Hyperthermia // *Phys. Status Solidi B.* 2022. V. 259. P. 2100545. <https://doi.org/10.1002/pssb.202100545>
10. Mallmann E.J.J., Sombra A.S.B., Goes J.C., Fechine P.B.A. Yttrium Iron Garnet: Properties and Applications Review // *Solid State Phenom.* 2013. V. 202. P. 65–96. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.202.65>
11. Gilleo M.A., Geller S. Magnetic and Crystallographic Properties of Substituted Yttrium-Iron Garnet,  $3Y_2O_3 \cdot xM_2O_3 \cdot (5-x)Fe_2O_3$  // *Phys. Rev.* 1958. V. 110. № 1. P. 73–78. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.110.73>
12. Perrot P. Iron-Oxygen-Yttrium // Ternary Alloy Systems / Ed. Effenberg G. 2009. V. 11. D5. P. 1–10. [https://doi.org/10.1007/978-3-540-70890-2\\_23](https://doi.org/10.1007/978-3-540-70890-2_23)
13. Mohaidat Q.I., Lataifeh M., Hamasha K., Mahmood S.H., Bsoul I., Awandeh M. The Structural and the Magnetic Properties of Aluminum Substituted Yttrium Iron Garnet // *Mater. Res.* 2018. V. 21. № 3. P. e20170808. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-0808>
14. Azadi Motlagh Z., Mozaffari M., Amighian J., Lehlooh A.F., Awawdeh M., Mahmood S. Mössbauer Studies of  $Y_3Fe_{5-x}Al_xO_{12}$  Nanopowders Prepared by Mechanochemical Method // *Hyperfine Interact.* 2010. V. 198. P. 295–302. <https://doi.org/10.1007/s10751-010-0234-z>
15. Rodic D., Mitric M., Tellgren R., Rundlof H. The Cation Distribution and Magnetic Structure of  $Y_3Fe_{5-x}Al_xO_{12}$  // *J. Magn. Magn. Mater.* 2001. V. 232. P. 1–8. [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(01\)00211-6](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(01)00211-6)
16. Mahour L.N., Manjunatha M., Choudhary H.K., Kumar R., Anupama A.V., Damle R., Ramesh K.P., Sahoo B. Structural and Magnetic Properties of Al-Doped Yttrium Iron Garnet Ceramics:  $57Fe$  Internal Field NMR and Mössbauer Spectroscopy Study // *J. Alloys Compd.* 2019. V. 773. P. 612–622. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.213>
17. Rietveld H.M. A Profile Refinement Method for Nuclear and Magnetic Structures // *J. Appl. Crystallogr.* 1969. V. 2. № 2. P. 65–71. <https://doi.org/10.1107/S0021889869006558>
18. Matsnev M.E., Rusakov V.S. SpectrRelax: An Application for Mössbauer Spectra Modeling and Fitting // *AIP Conf. Proc.* 2012. V. 1489. P. 178–185.
19. Barton-Lopez J.F., Hernández-Cruz L.E., Sánchez De-Jesús F., Bolarín-Miró A. et al. Vibrational and Magnetic Properties of YIG Ferrite Powders Obtained by the Pechini Method // *J. Phys.: Conf. Ser.* 2019. V. 1221. P. 0123017. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1221/1/012017>
20. Nagrare B.S., Kekade S.S., Thombare B., Reddy R.V. Hyperfine Interaction, Raman and Magnetic Study of  $YFeO_3$  Nanocrystals // *Solid State Commun.* 2018. V. 280. P. 32–38. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2018.06.004>
21. Winkler H., Eisberg R., Alp E., Ruffer R., Gerdau E., Lauer S., Trautwein A.X., Grodzicki M., Vera A. Pure Nuclear Reflexes and Combined Hyperfine Interactions in YIG // *Z. Phys. B: Condens. Matter.* 1983. V. 49. P. 331–341. <https://doi.org/10.1007/BF01301594>
22. Sawatzky G.A., Van Der Woude F., Morrish A.H. Recoilless-Fraction Ratios for Octahedral and Tetrahedral Sites of a Spinel and a Garnet // *Phys. Rev.* 1969. V. 183. P. 383–386. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.183.383>
23. Kiseleva T., Abbas R., Martinson K., Komlev A., Lazareva E., Tyapkin P. et al. Size-Dependent Structural, Magnetic and Magnetothermal Properties of  $Y_3Fe_5O_{12}$  Fine Particles Obtained by SCS // *Nanomaterials.* 2022. V. 12. № 16. P. 2733–2748. <https://doi.org/10.3390/nano12162733>
24. Круничка С. Физика ферритов и родственных им магнитных окислов. Т. 1. М.: Мир, 1976. 180 с.
25. Sanchez R.D., Rivas J., Vaqueiro P., López-Quintela M.A., Caeiro D. Particle Size Effects on Magnetic Properties of Yttrium Iron Garnets Prepared by Sol-Gel Method // *J. Magn. Magn. Mater.* 2002. V. 247. P. 92–98. [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(02\)00170-1](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(02)00170-1)