

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА
НЕОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

УДК 54-162.2

СИНТЕЗ ТЕКСТУРИРОВАННЫХ ПЛЕНОК ГЕКСАФЕРРИТА БАРИЯ
НА КРЕМНИЕВЫХ ПОДЛОЖКАХ С БАРЬЕРНЫМИ СЛОЯМИ
ИЗ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА

© 2021 г. В. Г. Костишин^а, А. Ю. Миронович^{а, *}, А. В. Тимофеев^а, Р. И. Шакирзянов^а,
И. М. Исаев^а, А. В. Сорокин^б, А. И. Риль^с

^аНациональный исследовательский технологический университет “МИСиС”,
Ленинский пр-т, 4, Москва, 119049 Россия

^бАО “Московский завод “САПФИР”, Днепропетровский проезд, 4а, Москва, 117545 Россия

^сИнститут общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Ленинский пр-т, 31, Москва, 119991 Россия

*e-mail: amironovich24@gmail.ru

Поступила в редакцию 08.04.2021 г.

После доработки 28.05.2021 г.

Принята к публикации 31.05.2021 г.

Изучена возможность синтеза текстурированных пленок гексаферрита бария на кремниевых пластинах с барьерными слоями Ti, Al₂O₃/Ti, Al₂O₃/TiO₂. По результатам рентгеновской дифрактометрии установлено, что после кристаллизационного отжига фаза гексаферрита с преимущественной ориентацией (001) образуется только в случае контакта BaFe₁₂O₁₉ с Al₂O₃. Микроструктура гексаферрита в таких образцах, по данным атомно-силовой микроскопии, представлена округлыми зернами, характерными для пленок с гексагональной осью, ориентированной перпендикулярно плоскости поверхности. Установлено, что в процессе синтеза имеет место частичное окисление титана в образце BaFe₁₂O₁₉/Al₂O₃/Ti. Предполагается, что этот процесс и связанные с ним фазовые превращения TiO₂ индуцируют в структуре рост напряжений, вызывающих образование макроскопических дефектов (вспучиваний). Предварительное полное окисление титановой пленки позволило получить структуру с текстурированным BaFe₁₂O₁₉ без макроскопических дефектов.

Ключевые слова: кристаллографическая текстура, тонкие пленки, гексаферрит бария, рутил, брукит, титанат алюминия, оксид алюминия

DOI: 10.31857/S0044457X21120096

ВВЕДЕНИЕ

Среди гексагональных ферритов (ГФ) наибольшей практической значимостью обладают BaFe₁₂O₁₉ (BaM) и SrFe₁₂O₁₉ (SrM), которые широко используются в СВЧ- и радиотехнике, системах связи и в качестве постоянных магнитов [1, 2]. Ценность этих ферритов обусловлена уникальным сочетанием их свойств: высокой магнитной и диэлектрической проницаемостью, низкой проводимостью, высоким значением константы одноосной кристаллографической анизотропии, стойкостью к механическому воздействию, химической стабильностью [1, 3]. Непосредственно BaM и SrM давно известны и хорошо изучены. Тем не менее интерес к гексаферритам с годами не угасает, так как существует множество способов модификации этих материалов. Например, изменение химического состава посредством изоморфного замещения катионов позволяет в некоторой степени управлять основными магнитными параметрами ГФ [4–8]. В то же время изменение свойств и ха-

рактеристик ГФ может происходить при переходе в альтернативные состояния материала – нанопорошки [9, 10] и тонкие пленки [11].

Актуальность получения тонких пленок ГФ обусловлена всеобщей тенденцией к миниатюризации электронных устройств и переходу к планарной технологии. Для невзаимных СВЧ-приборов на ферритах массогабаритные параметры по большей части связаны с наличием внешних постоянных магнитов, обеспечивающих поля смещения. Теоретически от этих магнитов можно избавиться, используя эффект самосмещения, возможный в текстурированных пленках ГФ из-за высокого значения их константы одноосной кристаллографической анизотропии [12].

Синтез анизотропных ГФ-пленок связан с определенными трудностями, поскольку от материала требуется наличие высокой степени кристаллографической текстуры. Приемлемых результатов удалось достичь с помощью жидкофазной эпитаксии [13], но этот метод отличается

относительной сложностью и экономической нецелесообразностью. Более простые и малозатратные методы синтеза (золь-гель [14–16], трафаретная печать [17, 18]) пока не обеспечивают выход образцов с высокой степенью текстуры. Потенциалом для получения качественных анизотропных пленок обладают методы вакуумного нанесения (импульсное лазерное осаждение [19], ионное распыление [20]). Особенности использования этих методов при синтезе ГФ изложены в обзоре [21].

При изготовлении тонких пленок особое внимание уделяется выбору подложки. Для синтеза ГФ с осью легкого намагничивания, направленной перпендикулярно плоскости поверхности, используются пластины монокристаллического сапфира (001) [22] или структура Pt(111)/SiO₂/Si [23]. При этом ориентированный рост ГФ (001) реализуется по принципу эпитаксии. Однако существует и другой подход к получению текстуры (001). Известно, что металлы с ГЦК-решеткой растут с текстурой (111) на аморфных поверхностях, это обусловлено наименьшей поверхностной энергией зародышей с такой ориентацией и отсутствием вклада напряжений от несоответствия параметров решеток пленки и подложки [24]. В свою очередь, минимизация поверхностной энергии достигается за счет наиболее плотной упаковки атомов [25]. Аналогичный механизм присущ гексаферритам и проявляется в спонтанном образовании текстуры (001) [26, 27]. Использование этого явления, очевидно, способствует снижению стоимости производства и исследований анизотропных пленок ГФ.

Число работ по выращиванию ориентированных пленок ВаМ на аморфных поверхностях ограничено [26, 27]. Возможно, это связано с неприменимостью диоксида кремния – наиболее распространенного аморфного материала – в тонкопленочной технологии. Известно, что кремний из подложки диффундирует в пленку [28], что может приводить к образованию силикатных фаз [28, 29] и разориентации зерен ГФ. Таким образом, для реализации такого метода роста необходимы материалы с высокой химической инертностью в широком диапазоне температур.

Учитывая это положение, в нашей предыдущей работе была предпринята попытка изготовить анизотропные пленки ВаFe₁₂O₁₉ на аморфном Si₃N₄ [30]. Несмотря на образование высокотекстурированной фазы ГФ, материал был признан непригодным к практическому использованию вследствие формирования макроскопических вспучиваний и нарушения целостности после кристаллизационного отжига. Попытки найти в литературе упоминания о подобных дефектах в пленках гексаферрита не имели успеха. Тем не менее аналогичные вспучивания неоднократно наблюдались в пленках других материалов

и объяснялись наличием сильных механических напряжений [31]. Процессы контроля напряжений в пленках достаточно сложны, связаны с использованием дорогостоящей аппаратуры и плохо применимы к аморфным и текстурированным материалам [31]. В связи с этим однозначно и достоверно установить и устранить источники напряжений в полученных образцах затруднительно. Однако хорошо известно, что пленкам нитрида кремния присущи сильные внутренние или остаточные напряжения [32], существенно зависящие от условий синтеза [33]. Судя по характеру дефектов, в полученных пленках присутствовали сжимающие напряжения. В связи с этим в структуру был добавлен слой аморфного Al₂O₃, напряжения в котором вызывали растяжение, компенсирующее сжатие в ВаFe₁₂O₁₉/Si₃N₄. В результате такого приема удалось получить бездефектную пленку анизотропного ГФ.

Несмотря на положительный результат [30] следует продолжать исследования в этом направлении, чтобы найти замену Si₃N₄. Как упоминалось выше, этот материал слишком чувствителен к условиям синтеза, что негативно сказывается на воспроизводимости его свойств (толщины пленки и величины напряжений). Кроме того, процесс его получения (химическое осаждение из газовой фазы) требует особого оборудования и опасных реагентов. В связи с этим поиск более “простой” альтернативы можно считать актуальной задачей.

В настоящей работе исследована возможность использования титана и его естественного оксида в качестве одного из барьерных слоев для выращивания текстурированных пленок ВаМ. Металлический титан в низкотемпературной модификации обладает гексагональной решеткой с направлением плотной упаковки [001], соответственно, в пленках титана часто наблюдается преимущественная ориентация зерен (001) [34], которую потенциально может наследовать ГФ. Пленки титана легко можно получить с помощью оборудования для синтеза пленок ВаFe₁₂O₁₉ (методами физического осаждения из газовой фазы).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве подложек использовали пластины монокристалла кремния (001). На первом этапе исследования изготавливали образцы типа ВаМ/Ti/Si и ВаМ/Al₂O₃/Ti/Si, на втором – ВаМ/Al₂O₃/TiO₂/SiO₂/Si и ВаМ/Al₂O₃/TiO₂/Si. Окисление кремния до SiO₂ (1100°C, 1 ч) и титана до TiO₂ (900°C, 3 ч) проводили на воздухе в муфельной печи. Пленки Al₂O₃ (~200 нм), ВаFe₁₂O₁₉ (~100 нм) и Ti (~100 нм) получали методом ионно-лучевого распыления. В качестве мишеней использовали поликоровую пластину Al₂O₃, диск

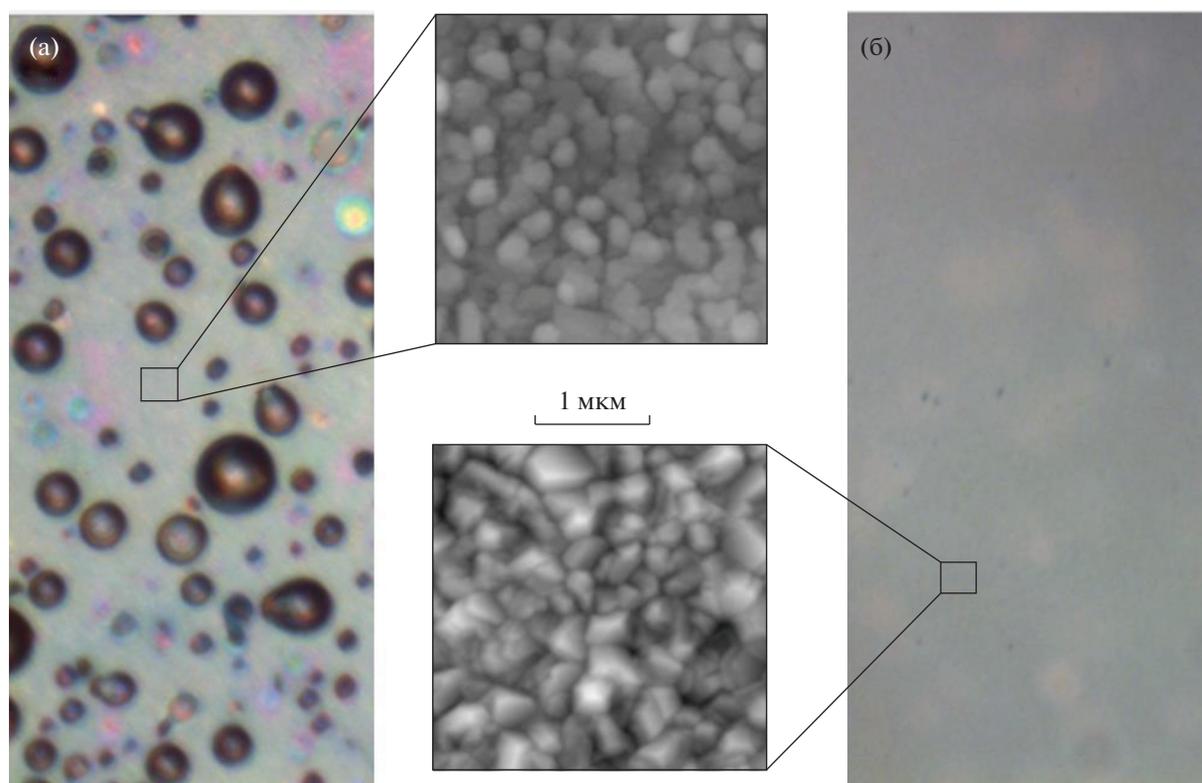


Рис. 1. Оптические снимки (увеличение $\times 20$) и АСМ-изображения образцов $\text{BaM}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Si}$ (а) и $\text{BaM}/\text{Ti}/\text{Si}$ (б).

Ti и таблетку стехиометрического $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, изготовленную по стандартной керамической технологии. Перед нанесением пленок подложки обрабатывали изопропиловым спиртом в ультразвуке и промывали дистиллированной водой. Затем подложки размещали на расстоянии ~ 35 мм от мишени в вакуумной камере установки УВН-71. В процессе нанесения ток разряда ионного источника составлял 40 мА, напряжение разряда – 2 кВ, давление рабочего газа (Ar) поддерживали на уровне 3×10^{-4} Торр. Для улучшения адгезии и удаления адсорбированных газов подложки нагревали до $310 \pm 10^\circ\text{C}$. После нанесения гексаферрита проводили кристаллизационный отжиг на воздухе в течение 1 ч при 900°C (скорость нагрева составляла 300 град/ч). Толщину пленок измеряли на контактном профилометре DekTak 150, в случае прозрачных покрытий – на эллипсометре ЛЭФ-3М-1. Рентгеновские дифрактограммы (РД) получали на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, $\lambda = 0.154$ нм, $U = 40$ кВ, $I = 40$ мА). Съемку проводили с шагом 0.02° в диапазоне углов 2θ 15° – 100° . Морфологию поверхности пленок изучали при помощи атомно-силовой микроскопии (АСМ) на сканирующем зондовом микроскопе NT-MDT NTEGRA Prima.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

АСМ-микрофотографии и оптические снимки поверхности образцов $\text{BaM}/\text{Ti}/\text{Si}$ и $\text{BaM}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Si}$ представлены на рис. 1. Пленка BaM на $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Si}$ состоит из округлых зерен; в редких случаях у кристаллитов можно различить черты шестиугольной огранки. Такая морфология характерна для текстуры гексаферрита (001) и неоднократно наблюдалась ранее [23, 30]. Хорошо различимы промежутки между кристаллитами. В пленке BaM на Ti/Si зерна расположены более плотно, их грани отчетливее, но морфология и ориентация свидетельствуют об отсутствии текстуры.

Поверхность $\text{BaM}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Si}$ покрыта вспучиваниями, что отрицательно сказывается на практическом использовании пленок. На поверхности $\text{BaM}/\text{Ti}/\text{Si}$ такие дефекты отсутствуют, но из общего вида выделяются контрастные области. В силу их круглой формы и соразмерности дефектам на рис. 1а можно предположить, что эти области представляют собой своего рода “зародыши” вспучиваний.

Рентгеновские дифрактограммы $\text{BaM}/\text{Ti}/\text{Si}$ и $\text{BaM}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Si}$ представлены на рис. 2, а индекс

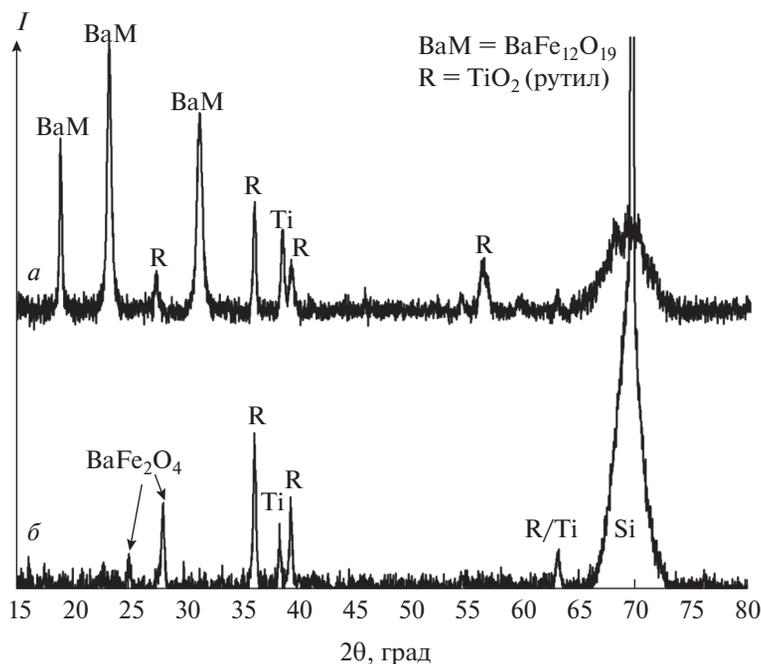


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы образцов BaM/Al₂O₃/Ti/Si (а) и BaM/Ti/Si (б).

сы плоскостей, соответствующие идентифицированным рефлексам, – в табл. 1.

На РД образца BaM/Al₂O₃/Ti/Si наблюдаются интенсивные пики гексаферрита бария семейства

(001), что хорошо согласуется с результатами АСМ. В то же время обнаружен достаточно сильный рефлекс от плоскости (012), по-видимому, не связанный с включениями неориентированных зерен, поскольку в этом случае на РД, вероятнее всего, присутствовали бы плоскости наиболее сильного отражения (107), (114) и другие [35]. Возможно, рефлекс (012) отражает часть фазы, локализованной в областях вспучивания, где, очевидно, невозможно сохранить такую же ориентацию, как и в бездефектных участках пленки. Помимо ГФ на РД обнаружены пики титана и его диоксида (рутила).

На РД пленки BaM/Ti/Si рефлексов гексаферрита не обнаружено. Как и в случае BaM/Al₂O₃/Ti/Si, наблюдается пик титана (002) и меньшее число рефлексов TiO₂. Также в диапазоне 2θ между 20° и 30° появляются два дополнительных пика, которые были отнесены к моноферриту бария BaFe₂O₄. Очевидно, что полноценного образования гексагонального феррита бария не произошло, что можно объяснить только химическим взаимодействием пленки BaM и лежащих ниже слоев. Образование сторонних фаз в образце BaM/Ti/Si объясняет необычную морфологию его поверхности.

Таким образом, можно считать, что структуры Al₂O₃/Ti/Si и Ti/Si неприменимы для выращивания пленок анизотропного гексаферрита.

Таблица 1. Интерпретация рефлексов РД образцов BaM/Ti/Si и BaM/Al₂O₃/Ti/Si

Фаза	Положение пика, град	(hkl)
BaFe ₁₂ O ₁₉	19.07	(012)
	23.33	(006)
	31.35	(008)
BaFe ₂ O ₄	24.98	(022)
	28.12	(420)
	28.12	(412)
Ti	38.41	(002)
	62.94	(110)
TiO ₂ (рутил)	27.48	(110)
	36.20	(101)
	39.41	(200)
	56.24	(220)
	62.94	(002)
Si	69.53	(004)

Тем не менее понимание процессов формирования напряжений в полученных образцах может способствовать их снижению посредством внедрения определенных технологических операций. Наибольший вклад в эти процессы вносит температурная обработка, вызывающая изменение объема пленок. Однако это изменение нельзя сводить к простому тепловому расширению и несоответствию температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР). Во-первых, имеет место кристаллизация ГФ из аморфной фазы, в результате которой происходит упорядочение атомов и, соответственно, изменение плотности (и объема) материала. Во-вторых, при нагреве до 900°C в слое Ti происходят различные фазовые превращения, как обратимые (переход $\alpha \leftrightarrow \beta$), так и необратимые (диффузия кислорода и окисление, кристаллизация TiO_2 в анатаз и рутил [36]). Эти процессы индуцируют в пленках напряжения и вносят вклад в образование вспучиваний. С помощью предварительного отжига пленок титана, который проводился во второй части исследования, фазовые превращения в ВаМ и TiO_2 можно разделить во времени, что ослабит их воздействие на всю структуру. Предполагается, что при температурной обработке на воздухе (900°C , 3 ч) титан полностью/частично окислится, что нивелирует/снизит вклад трансформации $\alpha\text{-Ti} \leftrightarrow \beta\text{-Ti}$. В то же время необратимый переход анатаз–рутил завершится и не произведет эффекта во время отжига ГФ. Кроме того, у рутила и титана значения ТКЛР заметно отличаются [37, 38]. Из этого следует, что в системе TiO_2/Ti при охлаждении возникнут связанные с несоответствием ТКЛР напряжения. Оценка влияния этих напряжений на состояние всей композиции требует наличия данных о толщине окисленного слоя титана. Очевидно, что с этой точки зрения гораздо проще работать с однофазным слоем TiO_2 . Учитывая вышеизложенное, проведение окисления титана представляется вполне обоснованным. С целью обеспечения дополнительного источника кислорода для образования TiO_2 один образец был изготовлен на окисленном кремнии. Из-за поликристаллического состояния TiO_2 предпосылки для роста анизотропного ГФ отсутствуют. Поэтому в контексте данной работы изготовление образцов типа ВаМ/($\text{TiO}_2 + \text{Ti}$)/Si(или SiO_2/Si) не имеет смысла; во всех случаях использовали аморфный слой Al_2O_3 .

На втором этапе исследования дополнительное внимание было уделено изучению рельефа барьерных слоев (рис. 3). Нельзя не отметить структуру Al_2O_3 с округлыми зернами, близкими по морфологии к кристаллитам ВаМ (001) (рис. 1 и результаты [30]). Эти данные ставят под сомне-

ние “аморфность” покрытия Al_2O_3 , однако есть причины полагать, что эта фаза все же не характеризуется значительным кристаллическим упорядочением. Во-первых, это подтверждается данными рентгеновской дифракции – пики Al_2O_3 не наблюдаются, в то время как ГФ со сходной микроструктурой однозначно фиксируется на РД (как в данном исследовании, так и в [30]). Во-вторых, аналогичная глобулярная структура аморфных пленок ранее наблюдалась и в других веществах – оксиде кремния [39] и гематите [40].

Оптическая микроскопия пленок ГФ второй части исследования показала отсутствие вспучиваний или признаков их зарождения (рис. 4), что свидетельствует об адекватности примененного подхода. Результаты АСМ в основном соответствуют ожиданиям – зерна ГФ имеют округлую форму, характерную для текстуры (001). Существенного эффекта на микроструктуру ВаМ наличие слоя SiO_2 не оказывает. Обнаружены необычные крупные структуры, не наблюдавшиеся ранее. По всей видимости, эти неоднородности связаны с крупными выступающими кристаллитами TiO_2 (рис. 3а). Видно, что слой Al_2O_3 лишь частично сглаживает поверхность, “притупляя” грани зерен TiO_2 (рис. 3в). Вероятно, пленка ГФ аналогичным образом наследует особенности рельефа нижних слоев.

РД полученных образцов представлены на рис. 5 с расшифровкой пиков в табл. 2. Из соединений системы Ва–Fe–O наблюдаются только рефлексы ГФ бария семейства (001), что в контексте данной работы является наиболее существенным фактом. Пик титана (002) отсутствует, как и любые другие его рефлексы, это свидетельствует о том, что пленка Ti окислилась полностью. Существенная часть оставшихся рефлексов не поддается однозначной идентификации. Тем не менее с высокой долей вероятности эти пики отражают наличие оксидов Ti, Al, Si, что делает вопрос их подробной идентификации вторичным. Определенный интерес представляет факт идентичности РД образцов ВаМ/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{Si}$ и ВаМ/ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{SiO}_2/\text{Si}$ (за исключением разницы в фоне). Ранее на РД окисленного при 1050°C кремния (111) были обнаружены множественные рефлексы, связанные с кристаллическими включениями SiO_2 [41]. Поскольку в данной работе кремний окислялся при большей температуре, ожидалось также обнаружить рефлексы SiO_2 . Однако пиков в положениях, непосредственно идентичных [41], не наблюдается. Тем не менее часть рефлексов все же можно отнести к SiO_2 , а несоответствие их положений результатам [41] связать с использованием подложки кремния другой ориентации и, как следствие, альтернативному набору рефлексов его оксида. Учитывая

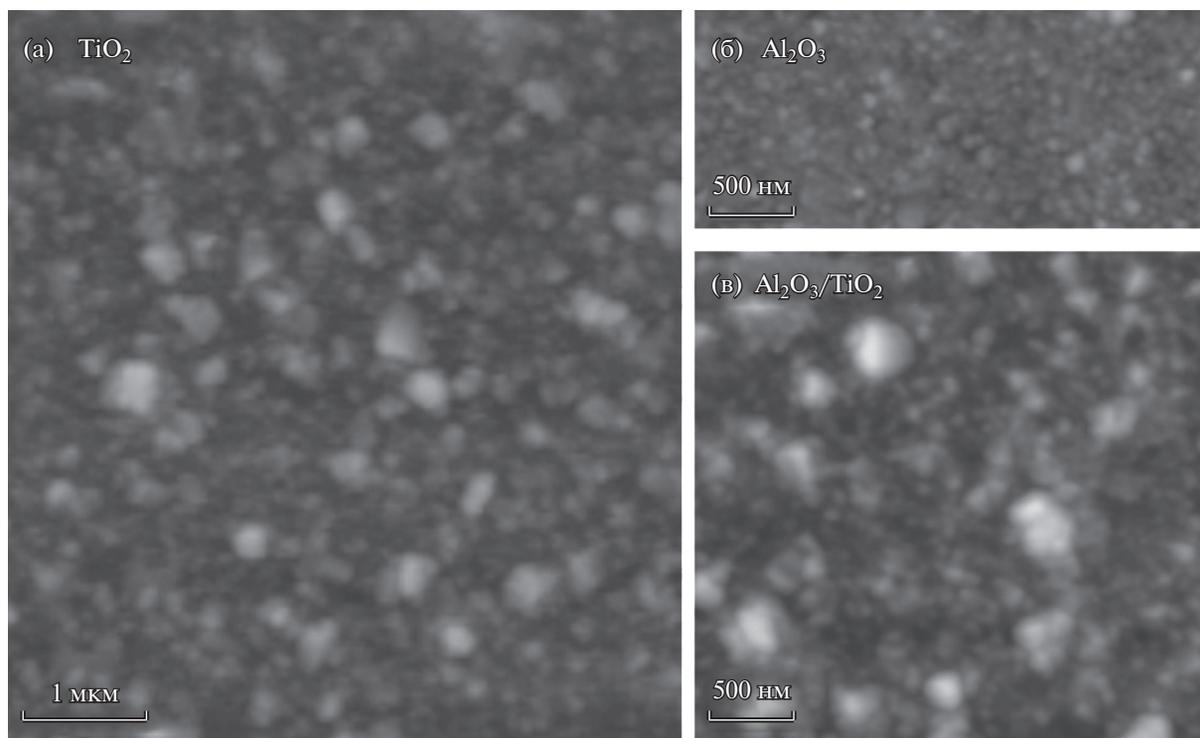


Рис. 3. АСМ-изображения пленок TiO_2 (а), Al_2O_3 (б) и Al_2O_3 на TiO_2 (в).

это и идентичность РД образцов, можно сказать, что в $\text{BaM}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{Si}$ также присутствует кристаллический SiO_2 . По-видимому, кремний окисляется за счет диффузии кислорода из TiO_2 . Для реализации этого процесса оксид титана должен находиться в контакте с кремнием, что хорошо согласуется с данными РД: на первом этапе исследования сохраняется покрытие из чистого Ti , который блокирует доступ кислорода к подложке, в связи с чем пиков SiO_2 не наблюдается; на втором этапе исследования Ti полностью превращается в TiO_2 , и окисление кремния описанным путем возможно. Еще одной особенностью РД полученных образцов является форма, в которой находится большая часть TiO_2 – брукит. Как правило, эта модификация считается менее стабильной, чем рутил [42]. Подобно трансформации анатаз–рутил, превращение брукита в рутил необратимо. Тем не менее указанный фазовый переход протекает постепенно и занимает часы даже при температурах 900°C [43, 44], из этого понятно, почему трансформация в данных образцах не завершилась. Тем не менее неясна причина образования этой модификации в пленках второго этапа исследования и ее отсутствие на первом этапе. В первом приближении это можно связать с условиями окисления титана. Так, в [45] было показано, что в пленках TiO_2 образование той или

иной модификации зависит от доступности кислорода, которая, очевидно, отличается при отжиге Ti/Si и $\text{BaM}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}/\text{Si}$. Похоже, что в пленках также присутствует титанат алюминия TiAl_2O_5 , образование которого принципиально возможно при 900°C [46]. По-видимому, на первом этапе исследования титаната не наблюдалось, поскольку формирование этой фазы требует большего количества TiO_2 или зависит от вида его полиморфной модификации. В любом случае вопрос образования тех или иных фаз системы $\text{Al}-\text{Ti}-\text{O}$ выходит за рамки данного исследования, так как оно сфокусировано на пленках гексаферрита. Тем не менее истощение слоя Al_2O_3 за счет его взаимодействия с TiO_2 вызывает некоторые сомнения в пригодности такого рода покрытий для выращивания гексаферрита, поскольку характер взаимодействия $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ с TiAl_2O_5 не изучен. С другой стороны, титанат алюминия известен как материал с низким коэффициентом температурного расширения и высокой термостойкостью [47], что могло привести к дополнительному снижению напряжений в образцах.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Текстурированные пленки гексаферрита бария были получены на подложках типа

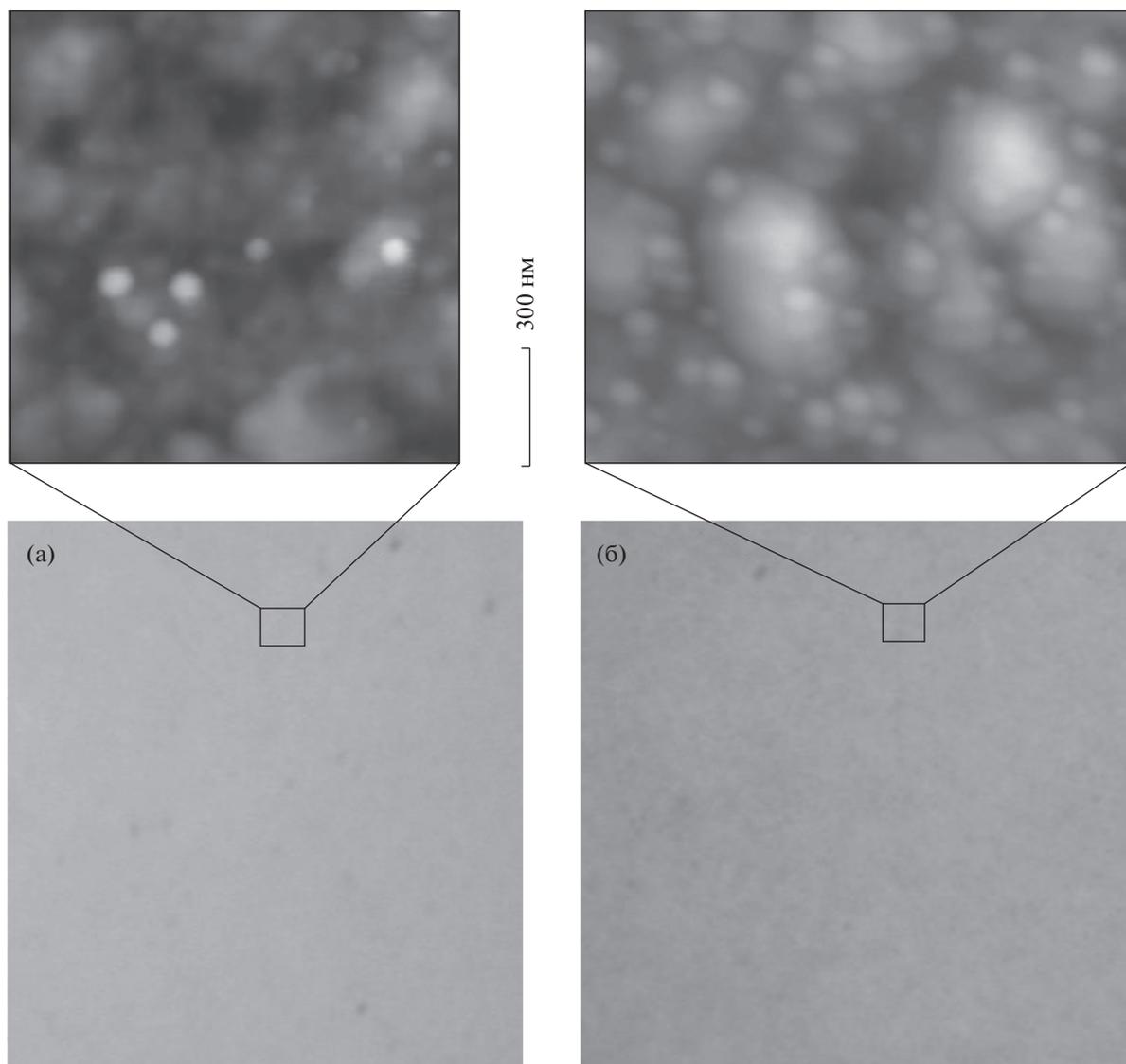


Рис. 4. Оптические снимки (увеличение $\times 20$) и АСМ-изображения образцов $\text{BaM}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{SiO}_2/\text{Si}$ (а) и $\text{BaM}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{Si}$ (б).

$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2(\text{Ti})/\text{Si}$. В данной структуре слой TiO_2 (Ti) выступает в качестве диффузионного барьера для кремния, а Al_2O_3 как аморфная поверхность способствует спонтанному формированию текстуры гексаферрита. При непосредственном контакте $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ и TiO_2/Ti образование гексаферрита не подтверждается данными рентгенофазового анализа. При использовании $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{Ti}$ в результате фазовых превращений титана и его диоксида во время отжига происходят изменения объема пленки и, как следствие, индуцируются сильные напряжения, приводящие к образованию макроскопических дефектов. Эта проблема устранена предварительным окислением пленок Ti , но в образцах $\text{BaM}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ зафиксировано

образование фазы TiAl_2O_5 , что требует отдельного изучения взаимодействия этой фазы с гексаферритом. Тем не менее пленки $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, полученные на $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{Si}$, по данным РД и АСМ, имеют высокую степень текстуры, а значит обладают потенциалом к дальнейшему использованию при увеличении толщины слоя гексаферрита – применению в планарных устройствах СВЧ-электроники мм-диапазона длин волн и ТГц-спектрокопии.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

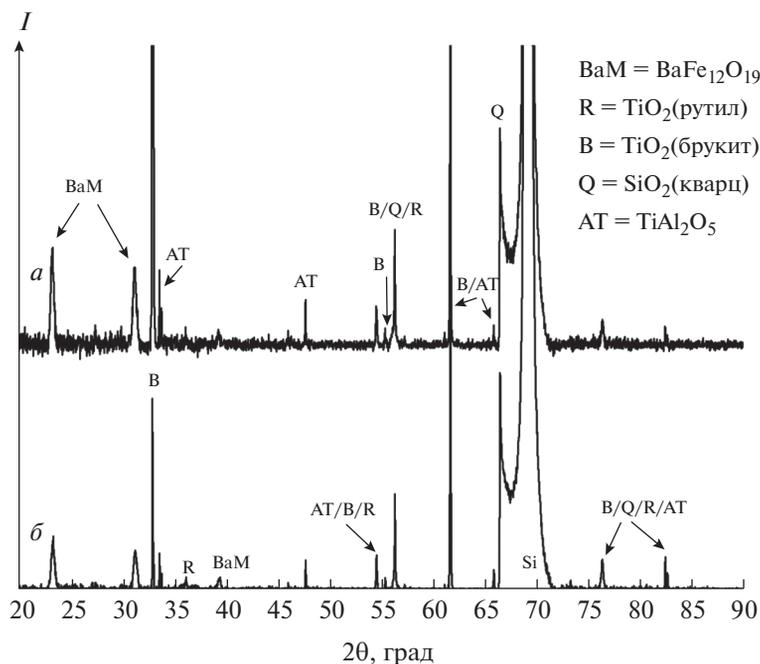


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы образцов BaM/Al₂O₃/TiO₂/SiO₂/Si (а) и BaM/Al₂O₃/TiO₂/Si (б).

Таблица 2. Интерпретация РД образцов BaM/Al₂O₃/TiO₂/SiO₂/Si и BaM/Al₂O₃/TiO₂/Si

Фаза	Положение пика, град	(hkl)
BaFe ₁₂ O ₁₉	23.37	(006)
	31.33	(008)
	39.53	(0010)
TiO ₂ (рутил)	36.3	(101)
	54.65	(211)
	56.43	(220)
	76.42	(202)
	82.52	(321)
TiO ₂ (брукит)	33.12	(020)
	54.65	(131)
	55.53	(421)
	56.43	(412)
	61.78	(502)
SiO ₂ (кварц)	65.97	(611)
	76.42	(432)
	82.52	(630)
	56.43	(210)
TiAl ₂ O ₅	66.58	(212)
	76.42	(220)
	82.52	(311)
	33.76	(023)
	47.84	(043)
Si	54.65	(220)
	61.78	(135)
	65.97	(241)
	76.42	(711)
	82.52	(810)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pullar R.C. // Prog. Mater. Sci. 2012. V. 57. № 7. P. 1191. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2012.04.001>
2. De Julian Fernandez C., Sangregorio C., de la Figuera J. et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2021. V. 54. № 15. P. 153001. <https://doi.org/10.1088/1361-6463/abd272>
3. Jotania R. // AIP. Conf. Proc. 2014. V. 1621. P. 596. <https://doi.org/10.1063/1.4898528>
4. Костишин В.Г., Андреев В.Г., Читанов Д.Н. и др. // Журн. неорган. химии. 2016. Т. 61. № 3. С. 294. [Kostishin V.G., Chitanov D.N., Nalagin A.G. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2016. V. 61. № 3. P. 279. <https://doi.org/10.1134/S0036023616030116>]
5. Коровушкин В.В., Труханов А.В., Шипко М.Н. и др. // Журн. неорган. химии. 2019. Т. 65. № 5. С. 463. [Korovushkin V.V., Trukhanov A.V., Shipko M.N. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2019. V. 64. № 5. P. 574. <https://doi.org/10.1134/S0036023619050115>]
6. Коровушкин В.В., Труханов А.В., Костишин В.Г. и др. // ФТТ. 2020. Т. 62. № 5. С. 789. [Korovushkin V.V., Trukhanov A.V., Kostishin V.G. et al. // Phys. Solid State. 2020. V. 62. № 5. P. 891. <https://doi.org/10.1134/S1063783420050145>]
7. Li H., Zheng L., Deng D. et al. // J. Alloys Compd. 2021. V. 862. P. 158638. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.158638>
8. Satyapal H.K., Singh R.K., Kumar S.S. et al. // Materials Today: Proceedings. 2021. V. 44(1). P. 1833. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.011>
9. Martirosyan K.S., Galstyan E., Hossain S.M. et al. // Mater. Sci. Eng. B. 2011. V. 176. № 1. P. 8. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2010.08.005>

10. *Chakradhary V.K., Akhtar M.J.* // Compos. Part B. 2020. V. 183. P. 107667. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107667>
11. *Zhang X., Zhang Y., Cao S. et al.* // Mater. Lett. 2019. V. 248. P. 24. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.03.139>
12. *O'Neil B.K., Young J.L.* // IEEE Antennas and Propagation Society International Symposium. San Diego, 2008. <https://doi.org/10.1109/APS.2008.4619493>
13. *Wang S.G., Yoon S.D., Vittoria C.* // J. Appl. Phys. 2002. V. 92. № 11. P. 6728. <https://doi.org/10.1063/1.1517749>
14. *Solovyova E.D., Calzada M.L., Belous A.G.* // J. Sol-Gel Sci. Technol. 2015. V. 75. P. 215. <https://doi.org/10.1007/s10971-015-3692-6>
15. *Tang H., Zhang W., Peng B., Zhang W.* // Thin Solid Films. 2010. V. 518. № 12. P. 3342. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2010.01.038>
16. *Yong An S., Won Lee S., Shim I.-B., Sung Kim C.* // Phys. Status Solidi A. 2002. V. 189. № 3. P. 893. [https://doi.org/10.1002/1521-396X\(200202\)189:3<893::AID-PSSA893>3.0.CO;2-O](https://doi.org/10.1002/1521-396X(200202)189:3<893::AID-PSSA893>3.0.CO;2-O)
17. *Verma S., Mahadevan S., Pahwa C. et al.* // J. Supercond. Nov. Magn. 2020. V. 33. P. 2507. <https://doi.org/10.1007/s10948-020-05494-2>
18. *Velez C., Ewing J., Hwangbo S. et al.* // IEEE MTT-S International Microwave Workshop Series on Advanced Materials and Processes for RF and THz Applications (IMWS-AMP), Ann Arbor. <https://doi.org/10.1109/IMWS-AMP.2018.8457152>
19. *Masoudpanah S.M., Seyyed Ebrahimi S.A., Ong C.K.* // J. Magn. Magn. Mater. 2012. V. 324. № 18. P. 2894. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2012.04.034>
20. *Xu Z., Lan Z., Sun K. et al.* // J. Alloys Compd. 2013. V. 575. P. 257. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.04.084>
21. *Костишин В.Г., Миронович А.Ю., Шакирзянов Р.И. и др.* // УПФ. 2020. Т. 8. № 5. С. 370.
22. *Masoudpanah S.M., Seyyed Ebrahimi S.A., Ong C.K.* // J. Magn. Magn. Mater. 2012. V. 324. № 17. P. 2654. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2012.03.040>
23. *Xu Z., Lan Z., Sun K. et al.* // Appl. Surf. Sci. 2013. V. 271. P. 362. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.01.203>
24. *Mwema F.M., Oladijo O.P., Akinlabi S.A., Akinlabi E.T.* // J. Alloys Compd. 2018. V. 747. P. 306. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.03.006>
25. *Глезер А.М., Шурыгина Н.А.* Аморфно-нанокристаллические сплавы. М.: Физматлит, 2013. 509 с.
26. *Shams N.N., Matsumoto M., Morisako A.* // IEEE Trans. Magn. 2004. V. 40. № 4. P. 2955. <https://doi.org/10.1109/TMAG.2004.829276>
27. *Morisako A., Shams N.N., Miura Y. et al.* // J. Magn. Magn. Mater. 2004. V. 272–276. P. 2191. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2003.12.632>
28. *Kulik P., Yu C., Sokolov A.* // Scripta Mater. 2020. V. 188. P. 190. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.07.041>
29. *Паньков В.В., Стогний А.И., Кошевар В.Д., Кецо В.А.* // Неорган. материалы. 2008. Т. 44. № 9. С. 1144. [*Pan'kov V.V., Stognii A.I., Koshevar V.D., Ketsko V.A.* // Inorg. Mater. 2008. V. 44. P. 1022. <https://doi.org/10.1134/S0020168508090203>]
30. *Костишин В.Г., Миронович А.Ю., Тимофеев А.В. и др.* // Журн. неорган. химии. 2021. Т. 66. № 4. С. 567. [*Kostishin V.G., Mironovich A.Y., Timofeev A.V. et al.* // Russ. J. Inorg. Chem. 2021. V. 66. № 4. P. 603. <https://doi.org/10.1134/S003602362104015X>]
31. *Abadias G., Chason E., Keckes J. et al.* // J. Vac. Sci. Technol. A. 2018. V. 36. P. 020801. <https://doi.org/10.1116/1.5011790>
32. *Jiang W., Xu D., Yao S. et al.* // Mater. Sci. Semicond. Process. 2016. V. 43. P. 222. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2015.12.020>
33. *Dergez D., Schalko J., Bittner A., Schmid U.* // Appl. Surf. Sci. 2013. V. 284. P. 348. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.07.104>
34. *Chawla V., Jayaganthan R., Chawla A.K., Chandra R.* // Mater. Chem. Phys. 2008. V. 111. № 2–3. P. 414. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2008.04.048>
35. *Townes W.D., Fang J.H., Perrotta A.J.* // Z. Kristallogr. 1967. V. 125. P. 437. <https://doi.org/10.1524/ZKRI.1967.125.125.437>
36. *Gemelli E., Camargo N.H.A.* // Revista Materia. 2007. V. 12. № 3. P. 525. <https://doi.org/10.1590/S1517-70762007000300014>
37. *Павленко Д.В., Ткач Д.В., Данилова-Третьяк С.М., Евсеева Л.Е.* // ИФЖ. 2017. Т. 90. № 3. С. 721. [*Pavlenko D.V., Tkach D.V., Danilova-Tretyak S.M., Evseva L.E.* // J. Eng. Phys. Thermophys. 2017. V. 90. № 3. P. 685. <https://doi.org/10.1007/s10891-017-1616-8>]
38. *Kirby R.K.* // J. Res. Natl. Bur. Stand. A: Phys. Chem. 1967. V. 71. № 5. P. 363. <https://dx.doi.org/10.6028%2Fjres.071A.041>
39. *Федоров В.А., Березнер А.Д., Бескровный А.И. и др.* // ФТТ. 2018. Т. 60. № 4. С. 701. [*Fedorov V.A., Berezner A.D., Beskrovnyi A.I. et al.* // Phys. Solid State. 2018. V. 60. P. 705. <https://doi.org/10.1134/S1063783418040091>]
40. *Колосов В.Ю., Швамм К.Л., Гайнутдинов Р.В., Толстикова А.Л.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2007. Т. 71. № 10. С. 1481. [*Koloso V.Yu., Shvamm K.L., Gainutdinov R.V., Tolstikhina A.L.* // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2007. V. 71. № 10. P. 1442. <https://doi.org/10.3103/S1062873807100280>]
41. *Костишин В.Г., Миронович А.Ю., Тимофеев А.В. и др.* // ФТП. 2021. Т. 55. № 3. С. 230. <https://doi.org/10.21883/FTP.2021.03.50600.9542>
42. *Локушин Э.П., Седнева Т.А.* // ЖОХ. 2011. Т. 81. № 9. С. 1409.
43. *Huberty J., Xu H.* // J. Solid State Chem. 2008. V. 181. № 3. P. 508. <https://doi.org/10.1016/j.jssc.2007.12.015>
44. *Gonullu M.P., Ates H.* // Superlattices Microstruct. 2020. V. 147. P. 106699. <https://doi.org/10.1016/j.spmi.2020.106699>
45. *Mangum J.S., Agirseven O., Haggerty J.E.S. et al.* // J. Non-Cryst. Solids. 2019. V. 505. P. 109. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2018.10.049>
46. *Azarniya A., Azarniya A., Hosseini H.R.M., Simchi A.* // Mater. Charact. 2015. V. 103. P. 125. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.03.030>
47. *Ohya Y., Yamamoto S., Ban T. et al.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2017. V. 37. № 4. P. 1673. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2016.11.037>