

05,06

## Особенности структуры, микроструктуры, радиоизлучающих и радиопоглощающих свойств механоактивированной и немеханоактивированной керамики $\text{BiFeO}_3$

© И.О. Краснякова<sup>1</sup>, Е.Н. Сидоренко<sup>2</sup>, А.О. Галатова<sup>3</sup>, Д.И. Рудский<sup>3</sup>, Е.В. Глазунова<sup>3</sup>, Ю.А. Куприна<sup>3</sup>, А.В. Назаренко<sup>4</sup>, Н.Б. Кофанова<sup>2</sup>, А.Г. Рудская<sup>2,¶</sup>

<sup>1</sup>Международный исследовательский институт интеллектуальных материалов Южного федерального университета, Ростов-на-Дону, Россия

<sup>2</sup>Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону, Россия

<sup>3</sup>Научно-исследовательский институт физики Южного федерального университета, Ростов-на-Дону, Россия

<sup>4</sup>Федеральный исследовательский центр Южный научный центр РАН, Ростов-на-Дону, Россия

¶ E-mail: agrudskaya@sfedu.ru

Поступила в Редакцию 28 декабря 2022 г.

В окончательной редакции 7 марта 2023 г.

Принята к публикации 7 марта 2023 г.

Методом двухступенчатого твердофазного синтеза из стехиометрической смеси оксидов висмута и железа приготовлены механоактивированные и не подвергнутые механической обработке образцы керамики феррита висмута. Фазовый состав керамических образцов представлен преимущественно  $\text{BiFeO}_3$ , в минорных количествах зафиксированы  $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$  и  $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$ , доля последних вследствие механоактивации снижается. Механическая обработка образцов расширяет диапазон линейных размеров микрочастиц. Установлено, что механоактивированная керамика феррита висмута поглощает электромагнитную СВЧ энергию до  $-16$  dB, тогда как образцы исходного материала — до  $-25$  dB. Оба керамических образца способны излучать слабое электромагнитное поле, которое уменьшается с увеличением высоты над образцом.

**Ключевые слова:** феррит висмута  $\text{BiFeO}_3$ , твердофазный синтез, механоактивация, структура, микроструктура, радиопоглощение и радиоизлучение.

DOI: 10.21883/FTT.2023.04.55290.560

### 1. Введение

В стремительно меняющемся современном мире актуальной является проблема развития техники и технологии. Одной из ключевых задач в этом направлении является создание новых материалов для многих отраслей — таких как инженерия, строительство, медицина и других. Интерес представляют, прежде всего, материалы, обладающие уникальными свойствами — электрическими, магнитными, температурно-зависящими, химическими и т. п. Для формирования таких материалов необходимо четкое понимание связи между структурными особенностями вещества (нанокристаллической структурой, дефектностью, наличием аморфных, квазикристаллических или метастабильных фаз и т. д.) и наличием у него некоторого уникального свойства. В этом случае можно путем различного рода воздействий модифицировать вещество в нужном направлении, т. е. создавать материал с требуемыми структурными, а, следовательно, и физическими характеристиками. Такое осознание связи между строением и физическими свойствами твердофазных веществ дает возможность целенаправленного дизайна материалов с заранее заданными свойствами. Перспек-

тивными здесь представляются многофункциональные материалы, например, феррит висмута.  $\text{BiFeO}_3$  (BFO) является мультиферроиком, то есть сочетает в себе два из трех возможных (механического, электрического, магнитного) порядков, а именно, обладает при комнатной температуре одновременно сегнетоэлектрическим и антиферромагнитным упорядочением. Дополнительно к свойствам мультиферроика, у феррита висмута выявлено наличие диодного [1], фотоэлектрического [1–3], пирокаталитического [4] и фотокаталитического [5,6] эффектов. Кроме того, феррит висмута химически устойчив, нетоксичен и характеризуется относительно небольшой шириной запрещенной зоны  $\sim 2.2$  eV [7–11]. Все вышперечисленное делает  $\text{BiFeO}_3$  привлекательным для практических применений в таких современных активно развивающихся областях, как магнитоэлектричество, спинтроника и фотоэлектричество.  $\text{BiFeO}_3$  может быть использован для создания сенсоров магнитного поля, устройств записи/считывания информации и магнитной записи, высокоточной аппаратуры для работы с излучением в СВЧ-диапазоне и беспроводной передачи энергии миниатюрным электронным устройствам.

Как известно феррит висмута находится на границе устойчивости структуры перовскита [12], в связи с этим, а также в связи с узким концентрационным интервалом стабильности фазы  $\text{BiFeO}_3$  на фазовой диаграмме  $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{--Fe}_2\text{O}_3$  [13], он чувствителен к термодинамическим условиям приготовления [14]. В различных современных публикациях регулярно обсуждаются проблемы синтеза  $\text{BiFeO}_3$ . Например, в работе [15] приведен обзор результатов разных методов синтеза  $\text{BiFeO}_3$  и ряда его твердых растворов. Наряду с наиболее распространенным методом твердофазного синтеза все более широко применяются и влажные методы синтеза, такие как синтез из золь-гелей, включающие синтез реакциями в гликольных гелях, синтез из растворов полимерных комплексов, синтез из металлических комплексов, синтез гидротермическими реакциями. В качестве активаторов реакций применяют стартовую механохимическую активацию, микроволновые воздействия, акустические колебания, реакции окисления при горении, соосаждение, сорбцию и др. [16–22]. Установлено, что чистые перовскитовые фазы  $\text{BiFeO}_3$  и его твердых растворов образуются в узком температурном интервале ( $780 < T < 850^\circ\text{C}$ ). Обычно при других температурах синтеза образуются и другие фазы:  $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$ ,  $\text{Bi}_{46}\text{Fe}_2\text{O}_{72}$ ,  $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$ ,  $\text{Bi}_{24}\text{Fe}_2\text{O}_{39}$ .

В работе проанализированы радиоизлучающие и радиопоглощающие свойства керамических образцов  $\text{BiFeO}_3$ , синтезированных по стандартной керамической технологии из механоактивированных (МА) и немеханоактивированных (НМА) стехиометрических смесей оксидов висмута и железа.

## 2. Эксперимент

### 2.1. Твердофазный синтез

Исследуемые керамические образцы феррита висмута  $\text{BiFeO}_3$  синтезировали из оксидов  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  и  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  квалификации „ч.д.а.“ в молярном соотношении 1:1 по стандартной керамической технологии двухстадийным синтезом. На первой стадии смесь исходных оксидов загружали в барабаны шаровой мельницы АГО-2 с шарами из  $\text{ZrO}_2$  диаметром 8 mm и общей массой 200 g. К смеси добавляли этанол в качестве дисперсионной среды и измельчали 4 h. Частота вращения барабанов 1820 rpm. По окончании диспергирования содержимое барабанов сушили в сушильном шкафу для испарения спирта. В ходе синтеза установлены оптимальные режимы первой стадии синтеза  $t_1 = 850^\circ\text{C}$ , 10 h [22]. Поскольку на первой стадии синтеза образуется продукт типа „кора–ядро“ [23], перед второй стадией материал предварительно перешихтовывали (измельчали синтезированные столбики) для лучшей твердофазной реакции оставшихся прекурсоров. Далее состав спекали повторно при температуре  $t_2 = 850^\circ\text{C}$  в течение 10 h [22].

Для получения механоактивированных керамических таблеток синтезированный порошок еще раз дисперги-

ровали в среде этанола 15 min в АГО-2. Керамические таблетки получали путем прессования порошка и дальнейшего обжига.

### 2.2. Рентгеноструктурный анализ

Структурные исследования осуществлялись при комнатной температуре на рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV  $\text{CuK}_\alpha$ -излучение в диапазоне углов  $10 \leq 2\theta \leq 70^\circ$  с шагом сканирования  $2\theta = 0.02^\circ$  и скоростью 0.5 deg/min. Выбор данного интервала углов  $2\theta$  обусловлен тем, что в нем присутствуют наиболее интенсивные дифракционные максимумы. Расширение интервала в сторону углов  $2\theta \geq 60^\circ$  и  $2\theta \leq 20^\circ$  приводит к возможности учета при уточнении слабых максимумов более высоких порядков отражений не только фазы  $\text{BiFeO}_3$ , но и возможных примесных фаз. Вместе с тем, при этом наблюдается сильное перекрытие этих максимумов, что конечно, не улучшает результаты уточнения структурных параметров. Обработка рентгеновских дифракционных профилей проводилась методом полнопрофильного анализа с использованием компьютерной программы Powder Cell [24] и международных кристаллографических баз данных PDWin 3.0 и Inorganic Crystal Structure Database (ICSD).

### 2.3. Микроструктура

Микроструктуру образцов исследовали на свежих сколах керамики в ЦКП ЮНЦ РАН (<https://ckprf.ru/catalog/ckp/501994/>) с помощью оптического 3D-сканирующего лазерного (408 nm) микроскопа Keyence VK-9700 и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Carl Zeiss EVO 40. Для снятия эффектов зарядки и улучшения качества съемки СЭМ перед анализом был нанесен проводящий металлический слой в магнетронной напылительной установке Quorum SC7620. При этом механической обработке сколы не подвергались. Фотографии получены в режиме высокого ускоряющего напряжения и низкого тока пучка ( $EHT = 20\text{ kV}$ ,  $I_{\text{probe}} = 20\text{ pA}$ ). Рабочее расстояние составляло 8–9 mm.

### 2.4. Исследование радиопоглощающих и радиоизлучающих свойств

Для изучения радиопоглощающих свойств использовалась установка, включающая три взаимозаменяемых генератора колебательной частоты (перекрывают диапазон частот 3.2–12 GHz), индикатор коэффициента стоячей волны (КСВН) и ослабления, широкополосную несимметричную микрополосковую линию (МПЛ) как измерительную ячейку. Образец размещался на поверхности ячейки в области центрального проводника. С целью определения потерь энергии в образце МПЛ работала в режиме бегущей волны. При этом согласованная нагрузка 50 Ohm подключалась к выходу МПЛ

Структурные и атомные параметры для соединений  $\text{BiFeO}_3$ ,  $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$  и  $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$ . Wyck — позиции и кратность атомов в ячейке;  $x$ ,  $y$  и  $z$  — координаты атомов; SOF — заселенности позиций атомами;  $B$  — тепловые параметры атомов [25–27]

Фаза	Пространственная группа симметрии, параметры ячейки	Атом	Wyck	$x$	$y$	$z$	SOF	$B$ , Å <sup>2</sup>
$\text{BiFeO}_3$ [25]	R3c (№ 161) $a_H = 5.588(0)$ Å $c_H = 13.867(1)$ Å $V = 374.9$ Å <sup>3</sup> $Z = 6$	Bi	6a	0	0	0	1	0.5
		Fe	6a	0	0	0.2212(15)	1	0.8
		O	18b	0.443(2)	0.012(4)	0.9543(20)	1	0
$\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$ [26]	I23 (№ 197) $a = 10.184(0)$ Å $V = 1056.1$ Å <sup>3</sup> $Z = 1$	Bi1	24f	0.1763	0.3179	0.0139	1	0
		Fe1	2a	0	0	0	0.5	0
		Bi2	2a	0	0	0	0.5	0
		O1	24f	0.6487(7)	0.7465(8)	0.985(1)	1	0
		O2	8c	0.6841(7)	0.6841(7)	0.6841(7)	1	0
		O3	8c	0.8819(12)	0.8819(12)	0.8819(12)	1	0
$\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$ [27]	Pbam (№ 55) $a = 7.940(0)$ Å $b = 8.440(0)$ Å $c = 6.010(0)$ Å $V = 402.8$ Å <sup>3</sup> $Z = 2$	Bi1	4g	0.176	0.175	0	1	0.8
		Fe1	4h	0.349	0.333	0.500	1	0.8
		Fe2	4f	0	0.500	0.244	1	0.8
		O1	4g	0.140	0.435	0	1	0.8
		O2	8i	0.385	0.207	0.242	1	0.8
		O3	4h	0.133	0.427	0.500	1	0.8
		O4	2b	0	0	0.500	1	0.8

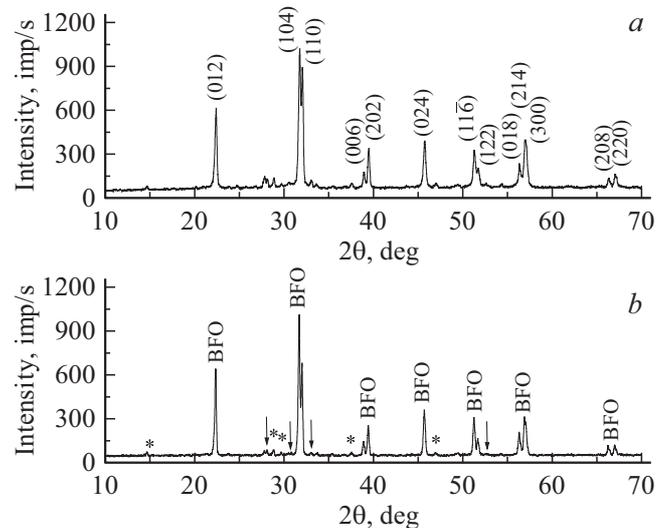
для уменьшения отражения волны от конца волноводного тракта. Исследования проводились при комнатной температуре без термостатирования.

Для получения спектров излучения использовались приемные антенны штыревого или кольцевого типа, СВЧ — диода и индикатора. В качестве индикатора использовался цифровой вольтметр.

### 3. Результаты и обсуждения

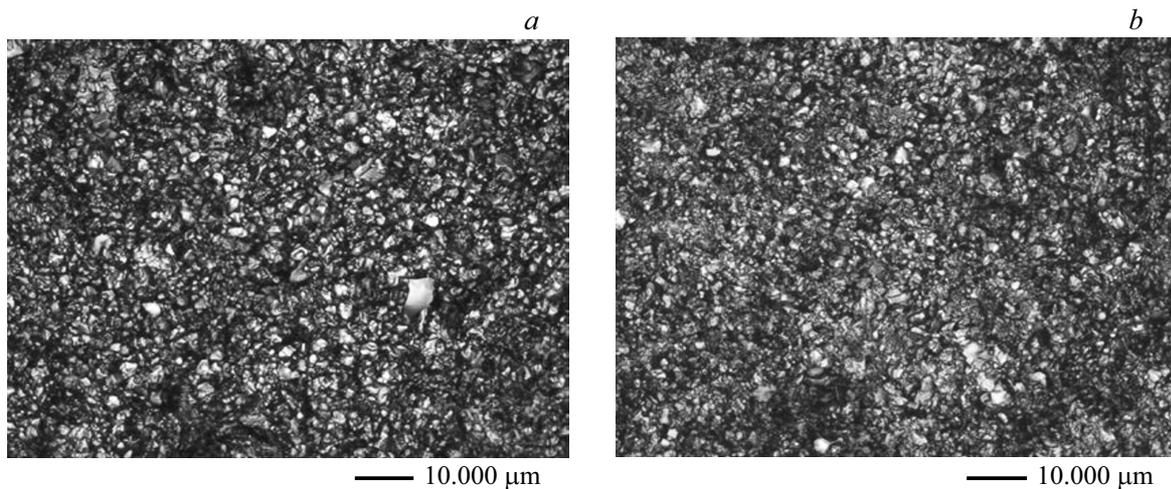
Для определения структурных характеристик фаз, образовавшихся в процессе синтеза, образцов мы использовали модели, приведенные в таблице.

Фрагменты рентгendifракционных профилей керамических образцов механоактивированного и немеханоактивированного  $\text{BiFeO}_3$  при комнатной температуре представлены на рис. 1. На дифрактограммах исходного керамического образца присутствуют все рентгеновские максимумы, присущие  $\text{BiFeO}_3$  со структурой перовскита. Видно, что, помимо пиков, соответствующих основной фазе BFO, на всех рентгенограммах присутствуют пики, соответствующие примесным фазам, а именно, кубической фазе  $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$  типа силленита и орторомбической фазе  $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$  со структурой типа муллита. То есть твердофазный синтез проходил с образованием примесных фаз, которые часто возникают при изготовлении феррита висмута. Оценка по соотношению интегральных интенсивностей рефлексов максимальной интенсивности для каждой из фаз показала, что доля силленита составляет 4.7, а муллита 10.0% для НМА BFO и 2.5 и 6.5% для МА BFO, соответственно. Стоит отметить,

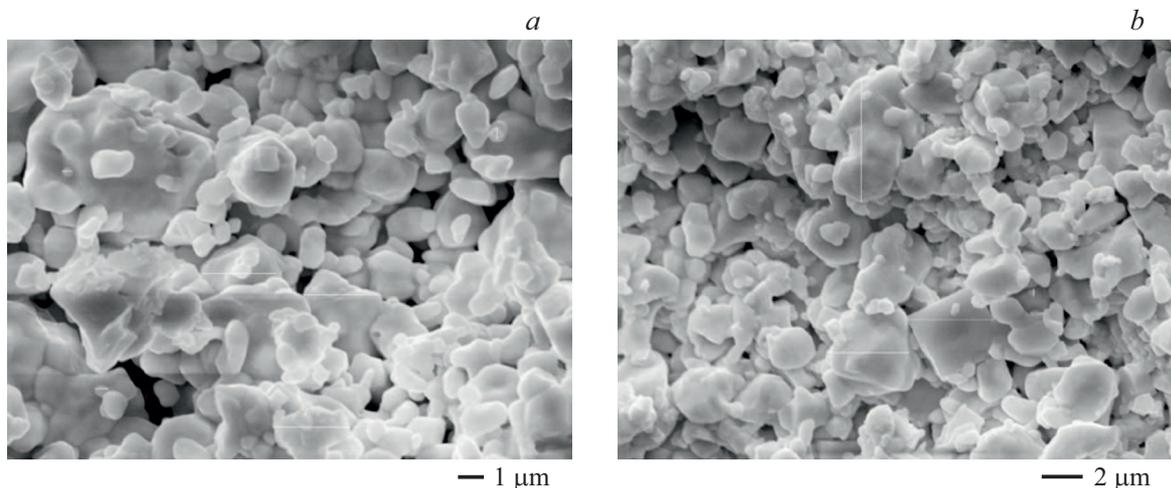


**Рис. 1.** Фрагменты рентгendifракционных профилей керамических образцов  $\text{BiFeO}_3$  ( $a$  — немеханоактивированный;  $b$  — механоактивированный) при комнатной температуре. Для фазы типа  $\text{BiFeO}_3$  индексы Миллера приведены для ромбоэдрической фазы R3c в гексагональной установке. Символами (↓) и (\*) обозначены рентгendifракционные отражения фазы силленита  $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$  и фазы муллита  $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$  соответственно

что механоактивация приводит к уменьшению количества примесных фаз, при этом структура BFO остается ромбоэдрической с пространственной группой R3c и параметрами ячейки  $a_H = 5.575(1)$  и  $c_H = 13.856(3)$  Å, взятыми в гексагональной установке. При этом наблю-



**Рис. 2.** Микрофотографии поперечных сколов образцов керамики  $\text{BiFeO}_3$  с механоактивацией (*b*) и без нее (*a*) (по данным оптической микроскопии).



**Рис. 3.** Микрофотография поверхности керамики  $\text{BiFeO}_3$ : *a* — без МА, *b* — МА образец (по данным СЭМ).

дается сужение рефлексов (012) почти в 1.5, а (124) — в 1.3 раза, и, как следствие, увеличение областей когерентного рассеяния.

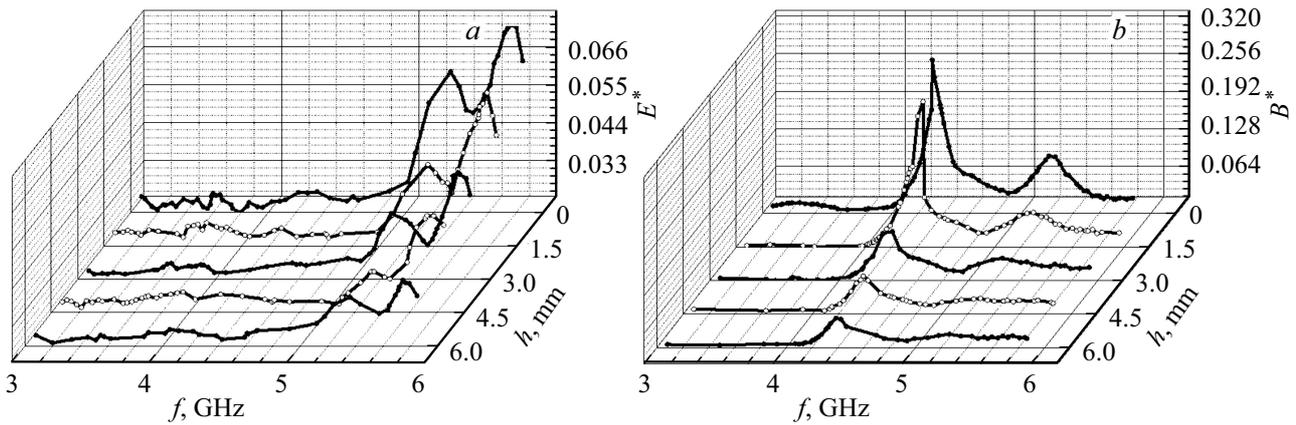
Анализ микроструктуры кристаллитов керамики феррита висмута показал, что в обоих образцах присутствует как мелкодисперсная фаза, так и крупные зерна (рис. 2). Для образца без МА размеры мелких зерен  $\sim 0.5 \mu\text{m}$ , крупных  $\sim 4 \mu\text{m}$  и размеры более-менее равномерны в своих группах. В образце с МА субмикронные зерна достигают значений в  $0.2\text{--}0.3 \mu\text{m}$ , а крупные — до  $6\text{--}7 \mu\text{m}$ . Таким образом, отличия в размерах кристаллитов имеются на фоне экстремальных значений.

Форма крупных кристаллитов правильная, напоминает четырехугольную призму. Мелкие зерна имеют округлый, но объемный габитус. Это может быть связано с тем, что синтез проходил при наличии жидкой фазы. Ее присутствие косвенно можно подтвердить и визу-

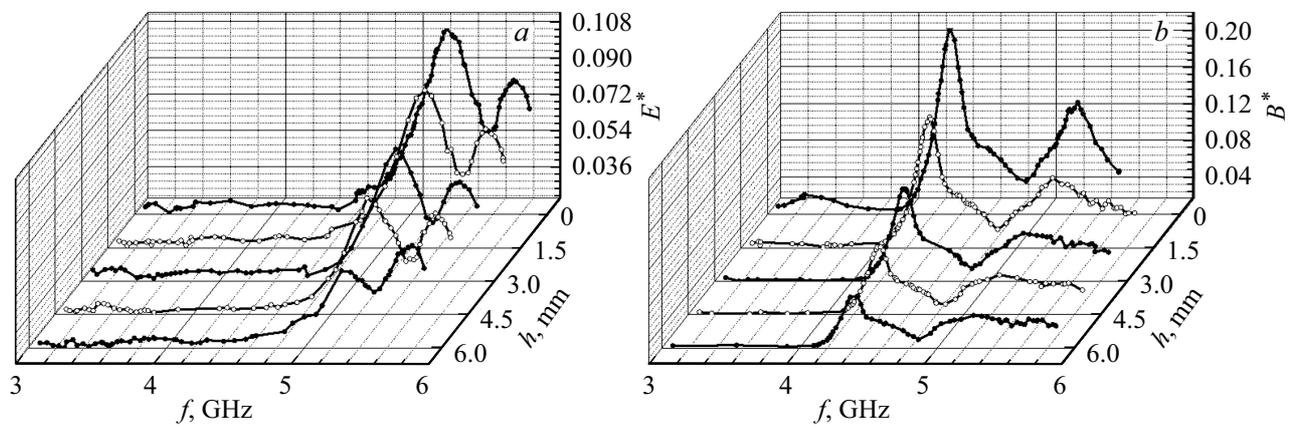
ально — округлые края зерен и наличие конгломератов со „смазанными“ границами. Этот эффект больше относится к образцам с МА. В образцах без МА в основном можно наблюдать зеренные границы.

Данные СЭМ (рис. 3) подтверждают результаты оптических измерений керамики феррита висмута: форма больших микрочастиц ближе к правильной геометрической, мелкие частицы более округлы. Размеры частиц для НМА образца лежат в диапазоне от  $0.44$  до  $3.33 \mu\text{m}$ , а для МА — в пределах  $0.26\text{--}6.13 \mu\text{m}$ . Это также качественно согласуется с оптическим распределением по размерам — в результате механоактивации диапазон линейных размеров микрочастиц увеличивается.

Измерения электрической составляющей электромагнитного поля в окрестности НМА образца керамики  $\text{BiFeO}_3$ , расположенного на МПЛ, показали, что над ним присутствует слабое поле излучения, уменьшающееся с ростом расстояния от поверхности образца



**Рис. 4.** Спектры излучения электрической  $E^*$  (a) и магнитной  $B^*$  (b) составляющих электромагнитного поля в зависимости от расстояния  $h$  до поверхности НМА образца керамики  $\text{BiFeO}_3$ .



**Рис. 5.** Спектры излучения электрической  $E^*$  (a) и магнитной  $B^*$  (b) составляющей электромагнитного поля в зависимости от расстояния  $h$  до поверхности МА образца керамики  $\text{BiFeO}_3$ .

до антенны (рис. 4, a). В спектрах излучения электрического поля зафиксированы две области излучения в диапазоне частот 4.8–5.8 GHz с максимумами при  $\sim 5.3$  и  $\sim 5.7$  GHz, причем интенсивность поля в более высокочастотной области выше.

Спектры излучения магнитной составляющей электромагнитного поля (рис. 4, b) также демонстрируют наличие поля над поверхностью образца и являются двухмодовыми в областях 4.2–4.8 и 4.8–5.4 GHz с максимумами излучения при  $\sim 4.3$  и  $\sim 5.3$  GHz. На более высоких частотах электромагнитное излучение отсутствует. Интенсивность излучения уменьшается с увеличением высоты, причем для более высокочастотной области это падение более выражено вплоть до полного исчезновения поля начиная с  $h = 4.5$  mm.

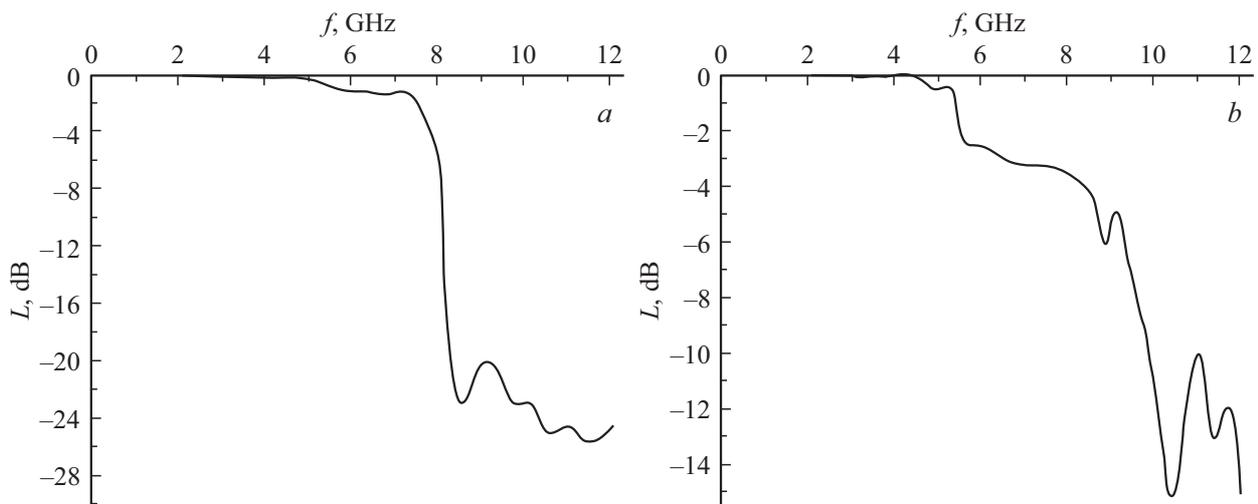
Спектры излучения для механоактивированного образца керамики  $\text{BiFeO}_3$ , так же, как и в случае образца без МА, остаются двухмодовыми и для напряженности электрического поля (рис. 5, a), и для магнитной индукции (рис. 5, b). Максимумы зависимостей  $E^*(f)$  и  $B^*(f)$  тоже приходятся примерно на 5.3, 5.7 GHz и 4.3, 5.3 GHz,

соответственно, то есть механоактивация керамики не приводит к смещению максимумов полос поглощения. Характер спектров несколько меняется: максимальная интенсивность излучения на графике  $E^*(f)$  приходится на низкочастотную область, а высокочастотная составляющая магнитного поля не исчезает даже при высотах до 6 mm.

Таким образом, рассмотренные спектры свидетельствуют о трансформации части энергии, поглощенной образцами керамики  $\text{BiFeO}_3$ , в энергию электромагнитного излучения.

На рис. 6 представлены спектры поглощения немеханоактивированного и механоактивированного образцов керамики феррита висмута.

Анализ спектров показывает, что в области до  $\sim 7.5$  GHz поглощение СВЧ энергии образцами практически отсутствует (0–2 dB). При более высоких частотах в диапазоне до 12 GHz наблюдается заметное поглощение энергии. В спектрах наблюдаются максимумы поглощения, причем исходная, не подвергнутая механоактивации, керамика поглощает энергию в боль-



**Рис. 6.** Спектры поглощения электромагнитного поля керамическими образцами  $\text{BiFeO}_3$ : *a* — без механоактивации, *b* — механически активированного.

шей степени (до  $-25$  dB), чем механоактивированная (до  $-16$  dB). Характер поглощения также несколько отличается: для исходной керамики уровень поглощения слабо меняется, тогда как в случае механоактивированной зафиксированы более резкие колебания. Для исходной керамики вид спектра поглощения обусловлен, скорее всего, релаксационными процессами. Более острые пики в спектре механоактивированного образца, возможно, свидетельствует о поглощении энергии по резонансному механизму.

#### 4. Заключение

Методом двухступенчатого твердофазного синтеза приготовлены керамические образцы  $\text{BiFeO}_3$  с оптимальными технологическими параметрами  $t_1 = t_2 = 850^\circ\text{C}$ ,  $\tau_1 = \tau_2 = 10$  h. Методом рентгенофазового анализа показано, что керамика феррита висмута неоднородна — основной фазой является  $\text{BiFeO}_3$ , побочные фазы представлены  $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$  и  $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$ .

Механоактивация приводит к уменьшению количества примесных фаз. Изучение морфологии сколов керамики  $\text{BiFeO}_3$  методом оптической и электронной микроскопии свидетельствует о наличии как мелкодисперсной фазы, так и крупных зерен. Форма крупных кристаллитов правильная четырехугольная, мелких зерен — более округлая, с объемным габитусом. В механоактивированном керамическом образце диапазон распределения микрочастиц по размерам более широкий, чем в полученном без механической обработки. Механоактивированная керамика феррита висмута поглощает электромагнитную СВЧ энергию до  $-16$  dB, тогда как образцы немеханоактивированного ВFO — до  $-25$  dB. Оба керамических образца способны излучать слабое электромагнитное поле, которое уменьшается с ростом высоты над образцом.

#### Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Научного проекта № ГЗ0110/22-01-ЭП „Разработка фундаментальных основ технологий синтеза функциональных наноматериалов для энергоэффективной элементной базы микро- и наноэлектроники, устройств сенсорики, преобразования энергии и нейроморфных систем“ в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] T. Choi, S. Lee, Y.J. Choi, V. Kiryukhin, S.-W. Cheong. *Science* **324**, 5923, 63 (2009).
- [2] S.Y. Yang, J. Seidel, S.J. Byrnes, P. Shafer, C.-H. Yang, M.D. Rossell, P. Yu, Y.-H. Chu, J.F. Scott, J.W. Ager, L.W. Martin, R. Ramesh. *Nature Nanotechnology* **5**, 2, 143 (2010).
- [3] A. Bhatnagar, A.R. Chaudhuri, Y.H. Kim, D. Hesse, M. Alexe. *Nature Commun.* **4**, 2835 (2013).
- [4] J. Wu, W. Mao, Z. Wu, X. Xu, H. You, A.X. Xue, Y. Jia. *Nanoscale* **8**, 13, 7343 (2016).
- [5] U.A. Joshi, J.S. Jang, P.H. Borse, J.S. Lee. *Appl. Phys. Lett.* **92**, 24, 242106 (2008).
- [6] Y. Hou, M. Miao, Y. Zhang, J. Zhu, H. Li. *Chem. Commun.* **47**, 7, 2089 (2011).
- [7] X. Wang, W. Mao, Q. Zhang, Q. Wang, Y. Zhu, J. Zhang, T. Yang, J. Yang, X. Li, W. Huang. *J. Alloys Comp.* **677**, 288 (2016).
- [8] L. Lu, M. Lv, G. Liu, X. Xu. *Appl. Surface Sci.* **391**, 535 (2017).
- [9] T. Soltani, B.-K. Lee. *Chem. Eng. J.* **306**, 204 (2016).

- [10] L. Wang, C.-G. Niu, Yi. Wang, Y. Wang, G.-M. Zeng. *Ceram. Int.* **42**, 16, 18605 (2016).
- [11] T. Tong, H. Zhang, J. Chen, D. Jin, J. Cheng. *Catalysis Commun.* **87**, 23 (2016).
- [12] Е.Г. Фесенко. Семейство перовскита и сегнетоэлектричество. Атомиздат, М. (1972) 248 с.
- [13] O. Diéguez, O.E. González-Vázquez, J.C. Wojdel, J. Íñiguez. *Phys. Rev. B* **83**, 094105 (2011).
- [14] Х.А. Садыков, И.А. Вербенко, Л.А. Резниченко, А.Г. Абубакаров, Л.А. Шилкина, О.И. Разумовская, С.И. Дудкина. *Конструкции из композиционных материалов* **2**, 130, 50 (2013).
- [15] J. Silva, A. Reayes, H. Esparza, H. Camacho, L. Fuentes. *Integrated Ferroelectrics* **126**, 47 (2011).
- [16] J. Lu, L.J. Qiao, P.Z. Fu, Y.C. Wu. *J. Cryst. Growth* **318**, 936 (2011).
- [17] A.V. Egorysheva, V.D. Volodin, O.G. Ellert, N.N. Efimov, V.M. Skorikov, A.E. Baranchikov, V.M. Novotortsev. *Inorganic Mater.* **49**, 303 (2013).
- [18] A. Perejón, P.E. Sánchez-Jiménez, J.M. Criado, L.A. Pérez-Maqueda. *J. Phys. Chem. C.* **118**, 26387 (2014).
- [19] А.Г. Абубакаров, Л.А. Шилкина, И.А. Вербенко, Л.А. Резниченко, С.И. Дудкина. *Изв. РАН. Сер. физ.* **78**, 8, 940 (2014).
- [20] Т.В. Краснякова, С.А. Юрчило, В.В. Моренко. И.К. Носолев, Е.В. Глазунова, С.В. Хасбулатов, И.А. Вербенко, С.А. Митченко. *Кинетика и катализ* **61**, 3, 359 (2020).
- [21] I. Dmitrenko, K. Abdulvakhidov, A. Soldatov, A. Kravtsova, Zh. Li, M. Sirota, P. Plyaka, B. Abdulvakhidov. *Appl. Phys. A.* **128**, 1128 (2022).
- [22] Е.В. Глазунова, С.В. Хасбулатов, Л.А. Шилкина, И.А. Вербенко, Л.А. Резниченко. В сб.: *Геоэнергетика / Под ред. М.Ш. Минцаева. НИП „Геосфера“, Грозный (2019).* С. 236.
- [23] M.S. Bernardo, T. Jardiel, M. Peiteado, A.C. Caballero, M. Villegas. *J. Eur. Ceram. Soc.* **31**, 3047 (2011).
- [24] W. Kraus, G. Nolze. *J. Appl. Cryst.* **29**, 301 (1996).
- [25] J.M. Moreau, C. Michel, R. Gerson, W.J. James. *J. Phys. Chem. Solids (JPCSA)* **32**, 1315 (1971).
- [26] С.Е. Infante, В. Carrasco. *Mater. Lett.* **4**, 4, 194 (1986).
- [27] А.Г. Тутов, В.Н. Маркин. *Изв. АН СССР. Неорган. материалы* **6**, 2014 (1970).

*Редактор Т.Н. Василевская*