

УДК 538.956:53.096

КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК МУЛЬТИФЕРРОИКА BiFeO_3 , ВЫРАЩЕННЫХ НА ПОДЛОЖКЕ $\text{Pt}(001)/\text{MgO}(001)$

© 2023 г. А. В. Назаренко^{1, *}, Я. Ю. Матяш¹, П. В. Попов², А. В. Павленко¹, Д. В. Стрюков¹

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
“Федеральный исследовательский центр Южный научный центр Российской академии наук”,
Ростов-на-Дону, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение
“Всероссийский научно-исследовательский институт метрологической службы”, Москва, Россия

*E-mail: avnazarenko1@gmail.com

Поступила в редакцию 14.04.2023 г.

После доработки 15.05.2023 г.

Принята к публикации 29.05.2023 г.

Изучены кристаллическое строение, диэлектрические и поляризационные свойства пленок BiFeO_3 , выращенных на подложке $\text{Pt}(001)/\text{MgO}(001)$. Установлено, что полученные пленки являются однофазными, беспримесными, монокристаллическими и обладают высоким структурным совершенством.

DOI: 10.31857/S0367676523702277, EDN: XFFVLB

ВВЕДЕНИЕ

Экспериментальное исследование многокомпонентных оксидных систем, сочетающих сегнетоэлектрические, магнитные, магнитоэлектрические и сегнетоэластические свойства, важно при изучении возможностей их дальнейшего применения. Среди таких оксидных систем выделяются материалы-мультиферроики, в которых при определенных условиях одновременно проявляются различные типы упорядочений (сегнетоэлектрическое, зарядовое, (ферро-, ферри-) магнитное и др.) и, как следствие, свойств. При этом мультиферроики, в которых сразу проявляются сегнетоэлектрические и магнитные свойства в определенном интервале температур (в особенности вблизи комнатной температуры), представляют собой наиболее интересный и перспективный класс материалов с точки зрения разработки различных устройств в области микро- и нанотехнологии благодаря их фундаментальным физическим свойствам [1, 2]. В последние годы эти материалы считаются перспективными объектами для применения в датчиках, микроэлектронике, преобразователях и устройствах спинтроники [3–5]. Огромный потенциал применений и фундаментальный интерес к сегнетоактивным материалам обусловлен существованием в них высокой диэлектрической проницаемости, пьезо- и пироактивности, диэлектрической нелинейности и электрооптического эффекта.

В качестве основы для разработки современных multifunctional материалов, удовлетворяющих потребностям нано- и микроэлектроники, хорошо подходят гетероструктуры, построенные с использованием multifunctional материалов, обладающих структурой типа перовскита с общей химической формой ABO_3 , в частности – феррит висмута BiFeO_3 (BFO).

Феррит висмута является мультиферроиком, в котором сочетаются сегнетоэлектрические и антиферромагнитные свойства при комнатной температуре. Он обладает структурой перовскита ($R3c$), с высокими температурами Нееля ($T_N = 640$ K) и Кюри ($T_C = 1100$ K) [6–12]. Его часто используют как основу различных материалов (монокристаллы, керамики, гетероструктуры, и др.), в том числе довольно сложных как по составу, так и по процессу их получения (для объемных материалов обычная керамическая технология, а также золь-гель и гликолевая реакции, метод Печини, гидротермальный синтез и др., для пленок – магнетронное распыление, импульсное лазерное осаждение, химическое осаждение из паров металлоорганических соединений и др.) [10, 13–27]. Кроме того, интересны соединения (твердые растворы (ТР), тонкие пленки, многослойные структуры и др.) феррита висмута с другими мультиферроиками, отличающимися от него не только по структуре, но и характеру проявления свойств. Например, при изучении систем $\text{BiFeO}_3 - \text{ABO}_3$ (где A – La,

Y, Tb, Zn, Ti, Co, Eu, Ho, Ca, Yb, Cr и др., В – Fe, Mn, Ti), как в ТР, так и пленок [28–45], выявлено множество эффектов, приводящих к снижению электрической проводимости и установлению высокой остаточной поляризации (до 66 мКл/см²) [27], увеличению намагниченности [29], возникновению ориентированной поляризации в отсутствии внешнего электрического поля [30]. При этом пленки “чистого” ВФО в большинстве случаев получают на подложках кремния [37, 40, 44], сапфира [37], оксида титана или различных стекол [41–43] (а также подложках на их основе) [45]. Однако, в них наблюдаются включения в виде примесных фаз [40]. В этой связи настоящая работа посвящена исследованиям структуры и микроструктуры поверхности, а также физических свойств тонких пленок мультиферроика ВФО, изготовленных одностадийным методом ВЧ-катодного распыления в атмосфере кислорода, в отличие от [26], на подложке Pt(001)/MgO(001).

ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И МЕТОДЫ

Получение объектов исследования проводилось методом газоразрядного ВЧ-напыления в атмосфере кислорода. Материалом основы для напыления пленок BiFeO₃ служила керамическая мишень BiFeO₃ диаметром 50 мм и толщиной 3 мм, изготовленная в Научно-исследовательском институте физики Южного федерального университета [46].

Осаждение пленок проводилось на подложку монокристаллического оксида магния (MgO) среза (001) толщиной 0.5 мм (производитель – фирма “MTI Corporation”, США), на которой предварительно был выращен монокристаллический слой платины, с использованием установки “Плазма 50СЭ” (Производитель – ООО “ЭЛИТЕХ”, Россия) по технологии [26, 47]. В отличие от большинства других методов синтеза пленок, используемый нами метод является одностадийным, а синтез и последующее осаждение материала происходит в атмосфере кислорода. Начальная температура подложки ~400°C, давление кислорода в камере – 0.6 Торр. Толщина пленки BiFeO₃ по предварительным оценкам составляла ~1 мкм.

Электроды серебро-паладиевого сплава для проведения диэлектрических измерений в направлении, перпендикулярном плоскости пленки, осаждались методом магнетронного распыления в вакууме на свободную поверхность пленки через маску с отверстиями диаметром ~90 мкм с использованием магнетронной напылительной установки Quorum SC7620 Mini Sputter. Толщина напыленной пленки составила ~150 нм. В качестве нижнего электрода выступал слой платины

(Pt), нанесенный как буферный слой между подложкой и пленкой.

Относительная диэлектрическая проницаемость (ϵ) определялась из соотношения $C = \epsilon \epsilon_0 S/h$, где C – емкость структуры, h – толщина слоя, S – площадь электрода, $\epsilon_0 = 8.854 \cdot 10^{-12}$ Ф · м⁻¹ – электрическая постоянная. Площадь электрода измерялась при помощи 3D-сканирующего лазерного микроскопа Keyence VK-9700 (ЦКП ЮНЦ РАН, No. 501994).

Петли диэлектрического гистерезиса исследуемых тонких пленок ВФО, на основании которых анализировались их сегнетоэлектрические параметры, были получены на установке TF Analyzer 2000 E (aixACCT Systems GmbH, Germany). Измерения проводились при подаче на образец переменного электрического напряжения с частотой 10³ Гц (сигнал треугольной формы). Перед проведением измерений проводилась автоматическая калибровка измерительной системы, режимы компенсации токов утечки в пленки не использовались.

Исследования методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализов проводились на рентгеновском измерительном комплексе “РИКОР” (режим θ – 2θ сканирования, CuK $_{\alpha}$ -излучение). Описание напряженного состояния эпитаксиальных слоев производилось путем сопоставления параметров элементарных ячеек пленок и объемных материалов того же состава, что позволило определять величину и знак деформаций несоответствия. Расчет структурных параметров производили по стандартным методикам. Точность определения параметров перовскитной ячейки: линейных $\delta a = \delta c = \delta b = \pm 0.05\%$; объема $\delta V = \pm 0.07\%$.

Изучение микроструктуры поверхности тонких пленок проводилось на растровом сканирующем электронном микроскопе (РЭМ) Carl Zeiss EVO 40 (Германия) с использованием SE-детектора вторичных электронов Эверхарта–Торнли при ускоряющем напряжении $EHT = 20$ кВ, токе пучка $I_{probe} = 20$ пА и рабочем расстоянии $WD = 4$ мм. Микроанализ химических элементов с поверхности пленок осуществлялся при помощи дополнительной приставки энергодисперсионного (ЭД) анализа Oxford INCA Energy. Калибровка приставки ЭД анализа проводилась при токе пучка $I_{probe} = 1$ нА с использованием эталонного образца чистого металла кобальта.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Учитывая, что в феррите висмута, как в виде тонких пленок, так и в виде керамики и монокристаллов достаточно часто отмечают наличие примесных фаз (фазы силленита Bi₂₅FeO₄₀ и фазы муллита Bi₂Fe₄O₉), нами были проведены комплексные взаимодополняющие исследования

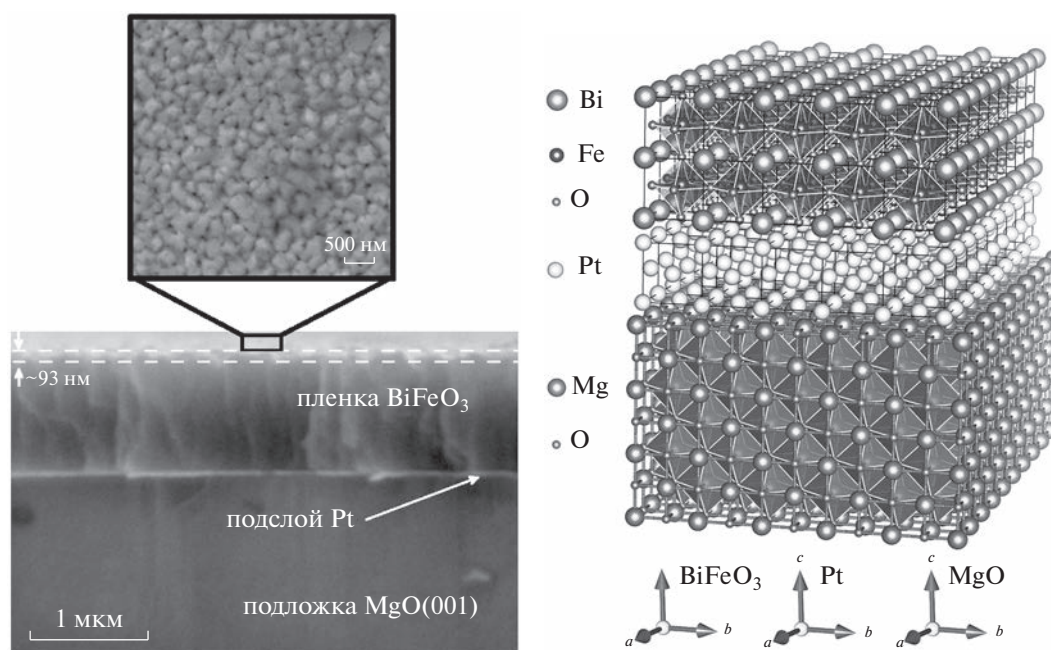


Рис. 1. РЭМ-изображение поперечного скола пленки ВFO с подслоем Pt на подложке MgO со структурным представлением ориентированного эпитаксиального роста.

фазового состава пленок. Поверхность и поперечный скол структуры ВFO/Pt/MgO изучались методом сканирующей электронной микроскопией (рис. 1). Анализ морфологии поверхности показал, что пленки достаточно однородные, включений примесных фаз, пор и иных дефектов также не наблюдалось (рис. 1, вставка). Отметим, что при сопоставлении шероховатости пленок различной толщины, изготовленных на стадии предварительных работ по синтезу исследуемой гетероструктуры, наблюдалось ее увеличение по мере роста времени напыления (т.е. толщины) пленки. Учитывая это, а также ярко выраженный блочный характер структуры поверхности, пленки, можно заключить, что ее рост реализуется по механизму Фольмера–Вебера, при котором на начальной стадии роста пленки формируются трехмерные зародыши, в дальнейшем разрастающихся в сплошную пленку на поверхности подложки, формируя ростовые домены [40]. Изучение поперечного скола подтвердило, что толщина пленки составила ~ 1 мкм, что в свою очередь позволило уточнить скорость роста пленок ~ 8.3 нм $\cdot$ мин $^{-1}$.

Как видно из рис. 1, шероховатость поверхности исследуемой пленки не превышает 50 нм.

Анализ химического состава пленок по металлическим компонентам проводился в области $\approx 40 \times 30$ мкм. Анализ ЭД спектра вторичных электронов показал, что в рамках погрешности эксперимента элементный состав пленок соответствует составу мишени BiFeO_3 (табл. 1). Кроме того, для подтверждения однородности роста пленок и отсутствия в них примесных включений дополнительно для каждой пленки были получены ЭД спектры вторичных электронов из сетки точек, расположенных на расстоянии 5 мкм друг от друга. Все спектры были аналогичны.

По данным рентгенодифракционного анализа исследуемой гетероструктуры установлено, что, как рост металлического слоя платины, так и непосредственно феррита висмута является гетероэпитаксиальным – совпадает с ориентацией подложки MgO (001) (рис. 1). Результаты θ – 2θ сканирования (при стандартной геометрии рассеяния [48]) показали полное отсутствие следов примесных фаз в исследуемом объекте (рис. 2а и 2б). По

Таблица 1. Процентное содержание химических элементов в пленках BiFeO_3

Элемент (расчетная линия)	Весовой %	Откл. весового %	Атомный %
O (K-линия)	20.07	1.81	66.70
Fe (K-линия)	18.59	1.24	17.70
Bi (M-линия)	61.34	1.96	15.60

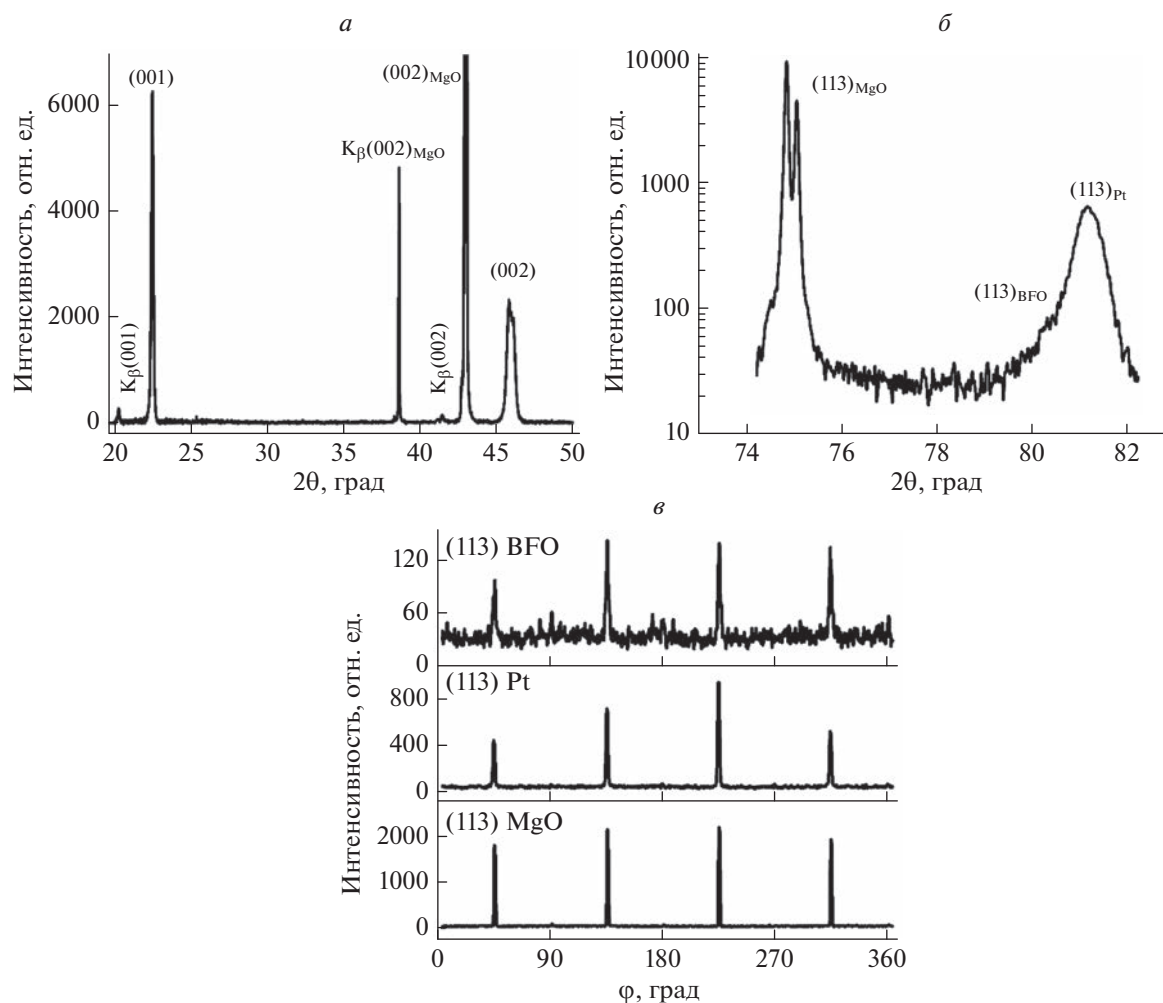


Рис. 2. Рентгенограммы гетероструктуры BFO/Pt(001)/MgO(001): обзорная θ – 2θ (а); θ – 2θ рефлексов (113) в асимметричной геометрии (б); ϕ -сканирования рефлексов (113) слоев пленки и подложки (в).

данным ϕ сканирования [42], при котором образец вращался вокруг нормали к поверхности подложки на углах, соответствующих отражению (113) (рис. 2в) подтвержден эпитаксиальный рост как слоев BFO, так и Pt электрода, так как для всех слоев наблюдались четкие максимумы с периодичностью 90° . В результате установлено, что пленка феррита висмута обладает высоким структурным совершенством, величина вертикальной разориентировки составляет 1.5° , а азимутальная – 1.9° .

При прецизионной съемке рефлексов [00l] видно, что рентгенограммы для структур BFO/Pt/MgO представляют из себя суперпозицию отражений от Pt и BFO (рис. 2в). Положения линий, соответствующих слою BFO на Pt/MgO подложках, соответствуют параметру $c = 3.960 \text{ \AA}$. В плоскости сопряжения параметры слоя BFO также равны $a = b = 3.96 \text{ \AA}$ с точностью до $\pm 0.01 \text{ \AA}$. Срав-

нение с параметрами объемного материала ($c_{\text{bulk}} = 3.965 \text{ \AA}$) показало, что деформация элементарной ячейки незначительна. Элементарная ячейка Pt оказалась довольно сильно деформирована в плоскости сопряжения и в тетрагональном приближении, параметры равны: $a = b = 3.90 \text{ \AA}$, $c = 3.937 \text{ \AA}$.

На рис. 3 приведена зависимость $P(E)$ исследуемой пленки BFO при температуре 25°C . В феррите висмута при приложении электрического поля величиной $500 \text{ кВ} \cdot \text{см}^{-1}$ (при данных значениях поля E , с одной стороны – не происходил пробой образца, а с другой – наблюдалась практически насыщенная петля $P(E)$) значения максимальной поляризации составляет $98.37 \text{ мКл} \cdot \text{см}^{-2}$, что согласуется с литературными данными, а в некоторых случаях и значительно превосходит их [44, 45]. Величины $P_{\text{r+}}$ и $P_{\text{r-}}$ составили $82.63 \text{ мКл} \cdot \text{см}^{-2}$ и $-80.22 \text{ мКл} \cdot \text{см}^{-2}$, а

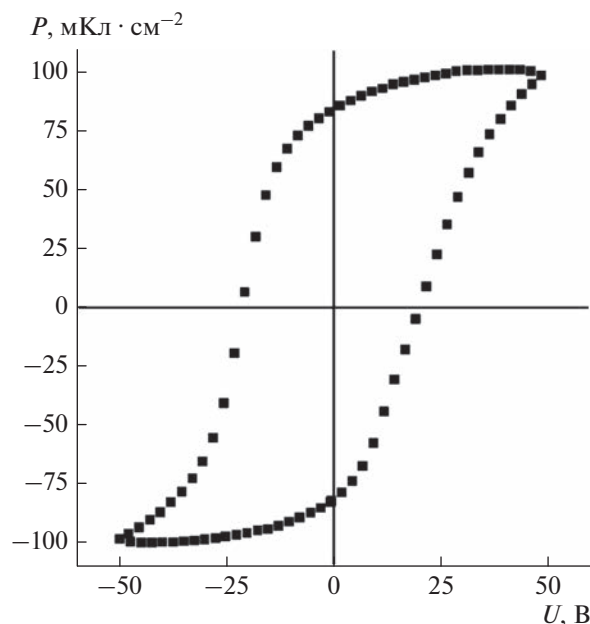


Рис. 3. Петля диэлектрического гистерезиса для гетероструктуры BFO/Pt(001)/MgO(001) при $T = 25^\circ\text{C}$. Частота измерений — 10^3 Гц, форма сигнала — треугольная.

E_{c+} и E_{c-} — $190.07 \text{ кВ} \cdot \text{см}^{-1}$ и $-205.10 \text{ кВ} \cdot \text{см}^{-1}$. Незначительная разница в величинах $|P_{r+}| \leftrightarrow |P_{r-}|$ и $|E_{c+}| \leftrightarrow |E_{c-}|$ связана с естественной униполярностью доменного строения тонких пленок BFO, обусловленной, вероятнее всего, неоднородными механическими напряжениями в пленке. Отметим, что такие величины P_r в пленках BFO на подложках кремния достигаются при температурах 80 K [45].

Результаты измерения диэлектрических характеристик конденсаторных структур $\text{BiFeO}_3/\text{Pt}/\text{MgO}(001)$ приведены на рис. 4. В исследуемом диапазоне температур пленки BiFeO_3 характеризуются средними значениями ϵ , а максимальная величина при 250°C и $f = 10^4$ Гц достигает ~ 400 . Дисперсия ϵ пленки BiFeO_3 практически отсутствует в интервале температур от -190°C до 100°C , а при $T > 100^\circ\text{C}$ постепенно усиливается. Это может быть обусловлено как увеличением вкладов от эффектов межслоевой поляризации, например, на границе раздела пленка/электрод, так и постепенным приближением BiFeO_3 при нагреве к температурам Нееля и Кюри.

Эти результаты, а также характер изменения зависимости $\epsilon(T, f)$ в диапазоне температур от -190°C до 250°C свидетельствуют о том, что признаков фазовых переходов в пленке BiFeO_3 , обусловленных сегнетоэлектрической подсистемой, или же изме-

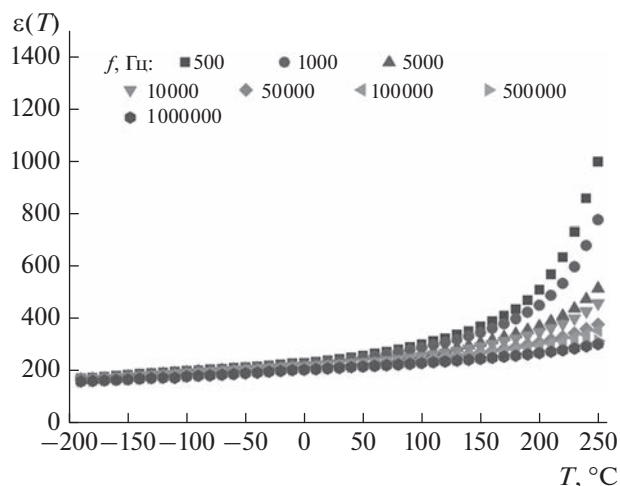


Рис. 4. Зависимости $\epsilon(T)$ при $f = 10^4$ – 10^6 Гц гетероструктуры BFO/Pt(001)/MgO(001) в диапазоне температур от -190 до 250°C .

нениями реальной (дефектной) структуры, нами не наблюдается: отсутствуют максимумы или иные аномалии связанные, например, с эффектами межслоевой поляризации, движением кислородных вакансий и высвобождением заряда на границе раздела слоев.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Из представленных данных видно, что тонкие пленки BiFeO_3 , выращенные на монокристаллической подложке $\text{MgO}(001)$ в рамках одностадийной технологии получения в атмосфере кислорода, являются монокристаллическими (механизм роста Фольмера–Вебера) и при комнатной температуре обладают высоким структурным совершенством. Комплексный рентгеноструктурный анализ в совокупности с ЭД анализом поверхности показал, что пленки не содержат включений примесных фаз. Они имеют средние значения $\epsilon \sim 400$ высокую сегнетоэлектрическую поляризацию $P_{\text{max}} \sim 98.37 \text{ мКл} \cdot \text{см}^{-2}$ и коэрцитивное поле $E_c = (|E_{c+}| + |E_{c-}|)/2 = 197.59 \text{ кВ} \cdot \text{см}^{-1}$.

Достаточно перспективный набор диэлектрических и сегнетоэлектрических параметров пленки BiFeO_3 , относительная дешевизна и простота используемого нами метода их получения в монокристаллическом состоянии, позволяют заключить, что гетероструктуры на основе пленок феррита висмута могут быть использованы в современной функциональной микроэлектронике. В частности, при разработке элементов энергонезависимой памяти, высоковольтных конденсаторах, а также в качестве функционального слоя в многослойных структурах. Полученные результа-

ты говорят о том, что развиваемый нами метод газоразрядного ВЧ-напыления в атмосфере кислорода позволяет получить пленки феррита висмута высокого структурного совершенства на промышленно используемых подложках оксида магния с характеристиками, не уступающими, а в ряде случаев и превышающими, аналогам. Одностадийность используемого метода и его базирование на отечественной элементной базе позволяет судить о перспективности данного направления.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-72-00143) с использованием оборудования ЦКП ЮНЦ РАН (<https://ckp-rf.ru/catalog/ckp/501994/>) и ЦКП НИИ физики ЮФУ (<https://ckp-rf.ru/catalog/ckp/3176/>).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Shimakawa Y., Azuma M., Ichikawa N. // *Materials*. 2011. V. 4. No. 1. P. 153.
2. Ramesh R., Spaldin N.A. // *Nature Mater.* 2007. V. 6. P. 21.
3. Kumar M., Shankar S., Brijmohan S. et al. // *Phys. Lett. A*. 2016. V. 381. P. 379.
4. Kaur I., Verma N.K. // *Mater. Sci. Semicond. Process.* 2015. V. 33. P. 32.
5. Lakshmi B.D., Paratap K., Parvatheeswara Rao B. et al. // *Ceram. Int.* 2015. V. 42. P. 2186.
6. Royen, P., Swars, K. // *Angew. Chem.* 1957. V. 69. No. 24. P. 779.
7. Заславский А.И., Тумов А.Г. // *Докл. АН СССР*. 1960. Т. 135. № 4. С. 815.
8. Smolenskii G.A., Bokov V.A., Isupov V.A. et al. // *Helv. Phys. Acta*. 1968. V. 41. P. 1187.
9. Michel C., Moreau J.-M., Achenbach G.D. et al. // *Solid State Comm.* 1969. V. 7. No. 9. P. 701.
10. Catalan G., Scott J.F. // *Adv. Mater.* 2009. V. 21. P. 2463.
11. Sosnowska I., Neumaier T.P., Steichele E. // *J. Physics C*. 1982. V. 15. P. 4835.
12. Sando D., Bartheemy A., Bibes M. // *J. Phys. Cond. Matter*. 2014. V. 26. Art. No. 473201.
13. Xue J.M., Wan D.M., Wang J. // *Solid State Ionics*. 2002. V. 151. P. 403.
14. Cushing B.L., Kolesnichenko V.L., O'Connor C.J. // *Chem. Rev.* 2004. V. 104. P. 3893.
15. Matsumoto K., Yamaguchi K., Fuji T., Ueno A. // *J. Appl. Phys.* 1991. V. 69. P. 5918.
16. Babooram K., Ye Z.-G. // *Chem. Mater.* 2006. V. 18. P. 532.
17. Pechini M.P. Method of preparing lead and alkaline earth titanates and niobates and coating method using the same to form a capacitor. U.S. Patent № 3330697. 1967.
18. Gulgun M.A., Nguyen M.H., Kriven W.M. // *J. Amer. Ceram. Soc.* 1999. V. 82. P. 556.
19. Rajamathi M., Seshadri R. // *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 2002. V. 6. P. 337.
20. Suslik K.S., Price G.J. // *Annu. Rev. Mater. Sci.* 1999. V. 29. P. 295.
21. Patil K.C. // *Bull. Mater. Sci.* 1993. V. 16. P. 533.
22. Jian Y., Juan Hao Ch. // *Chin. Sci. Bull.* 2008. V. 53. P. 2097.
23. Singh A., Khan Z.R., Vilarinho P.M. et al. // *Mater. Res. Bull.* 2014. V. 49. P. 531.
24. Картавецова М.С., Горбенко О.Ю., Кауль А.Р. и др. // *Поверхн. Рентген., синхротрон. нейтрон. иссл.* 2008. Т. 2. № 1. С. 3; Kartavtseva M.S., Gorbenko O.Yu., Kaul' A.R. et al. // *J. Surf. Invest. X-ray. Synchrotron. Neutron Techn.* 2008. V. 2. No. 1. P. 1.
25. Ternon C., Thery J., Baron T. et al. // *Thin Solid Films*. 2006. V. 515. No. 2. P. 481.
26. Павленко А.В., Стрюков Д.В., Кубрин С.П. // *ФТТ*. 2022. № 2. С. 218; Pavlenko A.V., Stryukov D.V., Kubrin S.P. // *Phys. Solid State*. 2022. V. 64. No. 2. P. 212.
27. Sharma S., Saravanan P., Pandey O.P. // *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* 2016. V. 27. P. 5909.
28. Wang D., Wang G., Murakami S. et al. // *J. Adv. Dielectric*. 2018. V. 8. No. 6. Art. No. 1830004.
29. Nie P.-X., Wang Y.-P., Yang Y. et al. // *Energy Harvest. Syst.* 2015. V. 2. No. 3–4. P. 157.
30. Li W., Wang Y., Nie P. et al. // *Physica B*. 2015. V. 466–467. P. 11.
31. Raghavan C.M., Kim J.W., Kim H.J. et al. // *J. Sol-Gel Sci. Technol.* 2012. V. 64. P. 178.
32. Lee M.H., Park J.S., Cho H.J. et al. // *J. Korean Phys. Soc.* 2012. V. 60. No. 2. P. 272.
33. Ahn Y., Son J.Y. // *J. Korean Ceram. Soc.* 2022. V. 59. No. 6. P. 787.
34. Pan T.-M., Chou Y.-C., Her J.-L. // *Mater. Chem. Phys.* 2022. V. 278. Art. No. 125699.
35. Zhang Y., Yu S., Cheng J. // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2010. V. 30. No. 2. P. 271.
36. Jun Y.K., Moon W.T., Chang C.M., et al. // *Solid State Commun.* 2005. V. 135. P. 133.
37. Singh S.K., Ishiwara H., Maruyama K. // *J. Appl. Phys.* 2006. V. 100. Art. No. 064102.
38. Singh S.K., Maruyama K., Ishiwara H. // *Appl. Phys. Lett.* 2007. V. 91. Art. No. 112913.
39. Jangid S., Barbar S.K., Roy M. *Biosensors nanotechnology: advanced materials series*. USA: Scrivener Publishing LLC, 2014. P. 433.
40. Pavlovic N., D'Haen J., Modarresi H. et al. // *J. Mater. Sci.* 2015. V. 50. P. 4463.
41. Venkateswarlu A.R., Varma G.D., Nath R. // *AIP Advances*. 2001. V. 1. Art. No. 042140.
42. Reddy V.A., Pathak N.P., Nath R. // *Thin Solid Films*. 2013. V. 527. P. 358.
43. Das S., Basu S., Mitra S., Chakravorty D. et al. // *Thin Solid Films*. 2010. V. 518. P. 4071.
44. Gumiel C., Jardiel T., Calatayud D.G. et al. // *J. Mater. Chem. C*. 2020. V. 8. P. 4234.
45. Gumiel C., Calatayud D.G. // *Ceramica y Vidrio*. 2022. V. 61. P. 708.

46. Шилкина Л.А., Глазунова Е.В., Вербенко И.А. и др. // Вест. Луганск. нац. ун-та. им. В. Даля. 2019. № 7(25). С. 25.
47. Мухортов В.М., Юзюк Ю.И. Гетероструктуры на основе наноразмерных сегнетоэлектрических пленок: получение, свойства и применение. Ростов-на-Дону: Изд-во ЮНЦ РАН, 2008. 224 с.
48. Lee M. X-ray diffraction for materials research: from fundamentals to applications. N.Y.: Apple Academic Press, 2016. 302 p.

Crystal structure and dielectric properties of BiFeO₃ multiferroics heteroepitaxial films grown on Pt(001)/MgO(001) substrates

A. V. Nazarenko^{a, *}, Ya. Yu. Matyash^a, P. V. Popov^b, A. V. Pavlenko^a, D. V. Stryukov^a

^aFederal Research Centre Southern Scientific Centre of the Russian Academy of Sciences, Rostov-on-Don, 344006 Russia

^bAll-Russian Research Institute of Metrological Service, Moscow, 119361 Russia

*e-mail: avnazarenko1@gmail.com

The crystal structure, dielectric and polarization properties of BiFeO₃ films grown on a Pt(001)/MgO(001) substrate have been studied. It is established that the obtained films are single-phase, pure, single-crystal and have a high structural perfection. The obtained experimental results are discussed.