

05,10

Синтез текстурированных пленок гексаферрита бария на кремниевых подложках с аморфным покрытием $\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4$

© В.Г. Костишин¹, А.Ю. Миронович^{1,¶}, А.В. Тимофеев¹, Г.А. Скорлупин¹, А.И. Риль²

¹ Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет „МИСИС“»
Москва, Россия

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки „Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН“,
Москва, Россия

¶E-mail: mironovich.ai@misis.ru

Поступила в Редакцию 30 октября 2024 г.

В окончательной редакции 2 ноября 2024 г.

Принята к публикации 3 ноября 2024 г.

Тонкие пленки $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ были синтезированы методом ионно-лучевого распыления на аморфных структурах $\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4$. Непосредственно после напыления пленки $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ аморфны, но посредством отжига могут быть переведены в кристаллическое состояние. При этом, в определенных условиях, в таких пленках спонтанно образуется текстура (00 l), что позволяет использовать их для проектирования и создания планарных СВЧ-приборов, устройств спинтроники и магнитной памяти. Однако вследствие термической обработки в структуре $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}|\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4$ возникают механические напряжения, приводящие к образованию макроскопических дефектов. Исследуется возможность снижения напряжений посредством дополнительного отжига слоев Al_2O_3 и Si_3N_4 при 900°C и варьирования толщины Al_2O_3 с целью получения бездефектных пленок $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ (00 l).

Ключевые слова: гексагональный феррит, тонкие пленки, морфология поверхности, ионно-лучевое осаждение, кристаллографическая текстура.

DOI: 10.61011/FTT.2024.11.59329.290

1. Введение

Гексаферрит бария М-типа (BaM) представляет собой сложный оксид со стехиометрической формулой $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ или $\text{BaO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ и структурой, изоморфной магнетоплюмбиту пространственной группы $R\bar{6}_3/mmc$ [1]. Этот материал широко используется в различных областях техники с 1952 г., когда нидерландская фирма Philips внедрила его в производство под названием ферроксдюр [2]. Широкое практическое применение BaM обусловлено уникальным набором свойств и характеристик этого соединения: поле анизотропии $H_a \approx 16$ кОе [3,4], коэрцитивная сила $H_c = 920\text{--}4600$ Ое, намагниченность насыщения $M_s = 4.4$ кГ [5,6], частота и ширина линии ферромагнитного резонанса $f_{\text{FMR}} \approx 40\text{--}60$ GHz и $\Delta H \approx 130\text{--}210$ Ое, соответственно [7], температура Кюри $\sim 497^\circ\text{C}$ [8]. Несмотря на длительную историю использования гексаферрита бария, исследования этого материала остаются актуальными и в настоящее время. Так, тенденция к миниатюризации приборов, наблюдаемая в электронике, не обошла стороной и BaM. Анизотропные пленки BaM могут быть основой для создания планарных СВЧ-приборов [9]: циркуляторов [10], изоляторов [11] и фазовращателей [12]. Одно из основных требований к таким пленкам — наличие сильной магнитной ани-

тропии, которая выражена тем более, чем выше степень кристаллографической текстуры гексаферрита.

Для получения пленок гексаферритов обычно используют следующие методы: жидкофазную эпитаксию [13], вакуумное напыление [5,14,15], трафаретную печать [16,17] и золь-гель метод [18,19]. Главным преимуществом жидкофазной эпитаксии является возможность получения монокристаллических пленок BaM [13], однако использование платиновой оснастки (тигля, мешалки, держателя подложки) и высококачественных монокристаллических подложек существенно увеличивает конечную стоимость материала. Эти препятствия замедляют как выход приборов на рынок, так и сами исследования. С другой стороны, пленки, полученные более доступными методами синтеза, такими как золь-гель метод [18,19] или химическое осаждение из раствора [20], отличаются низкой степенью текстуры и, как следствие, слабой магнитной анизотропией по сравнению с пленками, полученными другими способами. Пленки, полученные вакуумными методами, имеют приемлемое соотношение цена–качество и могут использоваться в качестве затравочного слоя в жидкофазной эпитаксии [21]. С другой стороны, изготовление текстурированных пленок BaM является сложной задачей из-за существенной чувствительности материала к параметрам процесса [22].

Независимо от используемой технологии получения, выбор подложки играет важную роль в синтезе анизотропных пленок. Наиболее широкое распространение получили монокристаллические пластины сапфира, обеспечивающие рост *c*-ориентированных пленок феррита вследствие подобия кислородных плоскостей Al_2O_3 (001) и BaM (001) [23]. Конфигурация $\text{Pt}(111)|\text{SiO}_2|\text{Si}$ также часто используется для синтеза гексаферритовых пленок в силу совместимости плотных упаковок $\text{Pt}(111)$ и BaM (001). Эта структура более доступна и проста в изготовлении, по сравнению с сапфиром, благодаря спонтанному текстурированному росту платины на аморфных подложках [24], что обусловлено наименьшей энергией зародышей с ориентацией (111) в ГЦК-металлах [25]. Спонтанное текстурирование также характерно и для материалов с ГПУ, так что пленки гексаферрита бария с текстурой (001) могут быть выращены на аморфных подложках [26,27]. Однако широко используемый аморфный диоксид кремния, по-видимому, не подходит для синтеза качественных анизотропных пленок BaM [28]. Высокотемпературный отжиг гексаферрита сопровождается диффузией кремния из подложки [29], что влияет на ориентацию образующихся зерен [30]. Тем не менее, успешный рост текстурированного гексаферрита был продемонстрирован на аморфных пленках $\text{AlO}(10\text{ nm})|\text{Si}_3\text{N}_4$ [27] и $\text{AlO}(10\text{ nm})|\text{SiO}_2$ [31]. Было также показано, что, несмотря на контакт BaM с AlO , материал подслоя повлиял на характеристики BaM . Структура $\text{AlO}|\text{Si}_3\text{N}_4$ была охарактеризована как более выгодная для дальнейшего осаждения и роста анизотропной пленки BaM , что связано с несравненно высокой термической стабильностью Si_3N_4 по сравнению с SiO_2 . Тем не менее, одной химической инертности подложки недостаточно для получения пленок, пригодных для практического применения. В другом исследовании в качестве подложек использовались кремниевые пластины с аморфными Al_2O_3 , Si_3N_4 и их комбинациями [32]. Пленка гексаферрита, выращенная на подложке $\text{Si}_3\text{N}_4|\text{Si}$, была неудовлетворительного качества вследствие наличия макроскопических дефектов. Механические напряжения, возникающие при формировании нитридного слоя и последующей высокотемпературной обработке, привели к образованию блистеров, что довольно часто наблюдается при наличии значительных сжимающих напряжений в пленках [33]. Чем толще был слой Si_3N_4 , тем выше были механические напряжения, что выражалось в увеличении среднего радиуса дефектов. Дополнительный слой Al_2O_3 позволил снизить напряжение и получить пленку BaM без блистеров. В структуре $\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4|\text{Si}$ нитрид кремния, обладающий высокой термической стабильностью, выполняет роль диффузионного барьера, а оксид алюминия компенсирует возникающие в нитриде напряжения. В целом был подтвержден факт спонтанного образования BaM с осью *c*, перпендикулярной плоскости пластины, что демонстрирует перспективность состава $\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4|\text{Si}$. В связи с этим целесообразно провести дальнейшие

исследования этого материала. В частности, наиболее актуальным является вопрос о возможности модуляции напряжений с целью получения бездефектной пленки. В настоящей работе рассматривается возможность синтезировать пленки $\text{BaM}(001)|\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4|\text{Si}$ без макроскопических дефектов посредством снижения напряжений за счет термической обработки и корректировки толщины оксида алюминия.

2. Экспериментальная часть

Экспериментальные образцы пленок $\text{BaM}|\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4|\text{Si}$ были получены методами ионно-лучевого распыления и плазмохимического осаждения из газовой фазы с последующим отжигом в печи на воздухе. Сначала пластины монокристаллов кремния с ориентацией (111) промывались в изопропиловом спирте (80°C, 180 s), деионизованной воде (30 s) и высушивались в атмосфере N_2 в течение 250 s при 70°C. Нитрид кремния толщиной 100 nm наносился на подложку Si методом плазмохимического осаждения на установке Corial D250. В процессе осаждения температура подложки, рабочее давление и мощность ВЧ-генератора составляли 250°C, 2000 mTorr и 90 W соответственно. В качестве рабочей атмосферы использовалась смесь SiH_4 , NH_3 , N_2 и Ar с расходом 50, 180, 1500 и 100 cm^3/min соответственно. Пленки BaM и Al_2O_3 осаждались методом ионно-лучевого распыления на установке УВН-71. Перед осаждением подложки $\text{Si}|\text{Si}_3\text{N}_4$ дополнительно очищались в ультразвуковой ванне с изопропиловым спиртом. Держатель подложки располагался напротив мишени на расстоянии 36 mm. В процессе нанесения ток разряда, напряжение разряда и рабочее давление (Ar) поддерживались на уровне 40 mA, 2 kW и $3 \cdot 10^{-4}$ Torr соответственно. Температура подложек во время осаждения составляла 300–330°C. Образцы изготавливались по 4-м маршрутам, которые представлены на рис. 1. Каждый маршрут содержит три образца с различной толщиной Al_2O_3 (50, 100 и 200 nm). Во всех случаях толщина BaM составляет около 90 nm. Маршрут IV также включал этап осаждения BaM , но эксперимент был прерван, что будет объяснено в следующем разделе.

Полученные пленки исследовались несколькими методами, включая рентгенофазовый анализ (РФА), атомно-силовую микроскопию (АСМ) и контактную профилометрию. Рентгеновские дифрактограммы получали в центре коллективного пользования ИОНХ РАН на дифрактометре Bruker D8 Advance (излучение $\text{CuK}\alpha$, $\lambda = 0.154\text{ nm}$, $U = 40\text{ kV}$, $I = 40\text{ mA}$). Для обработки дифракционных картин использовалась программная среда Match!3. Микрофотографии атомно-силовой микроскопии и оптические снимки поверхности получали на сканирующем зондовом микроскопе NT-MDT NTEGRA Prima. Толщину пленок контролировали кон-

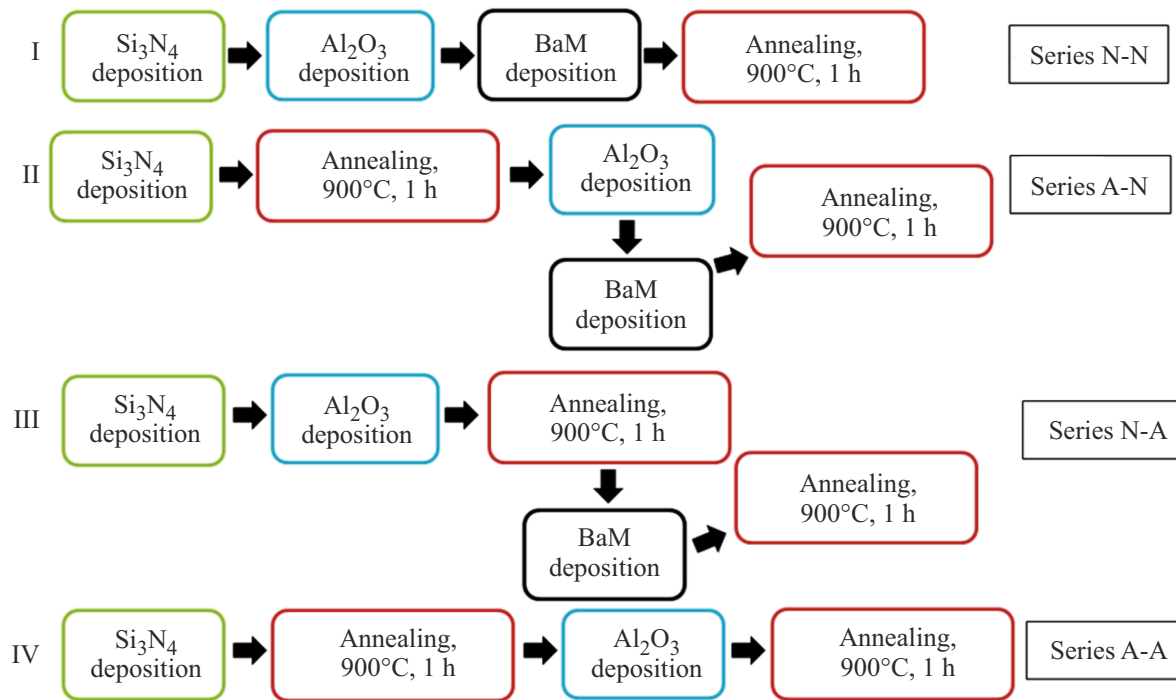


Рис. 1. Схемы изготовления экспериментальных образцов.

тактным профилометром DekTak 150 с погрешностью не более 5.6%.

3. Результаты и обсуждение

Для удобства описания целесообразно начать с систематизации образцов. Каждому образцу был присвоен свой шифр. Например, один из образцов назван „А–N–50“, где первая буква обозначает термическую обработку слоя Si_3N_4 , „А“ — „отожженный“; вторая буква обозначает термическую обработку пленки Al_2O_3 , „N“ — „не отожженный“; а число отображает толщину оксида алюминия, выраженную в нанометрах.

Сначала с помощью оптической микроскопии для всех образцов была проанализирована поверхность оксида алюминия. Типичные макродефекты, вызываемые напряжениями в пленках, были обнаружены только в образцах с типом А–А (рис. 2). В этих пленках можно увидеть эволюцию дефектов с увеличением толщины Al_2O_3 , начинающуюся с относительно небольших точек (рис. 2, *a*) переходящих в сетку трещин (рис. 2, *c*). Трещины обычно наблюдаются в пленках с растягивающим напряжением, в отличие от круглых блистеров, вызванных сильным сжимающим напряжением [34]. В этом контексте наблюдение трещин (рис. 2, *c* и *d*) подтверждает, что пленка Al_2O_3 находится под растягивающим напряжением (по крайней мере, после достижения толщины оксида алюминия 200 нм). Более того, это напряжение значительно усиливается или даже индуцируется отжигом, поскольку образцы типа А–N

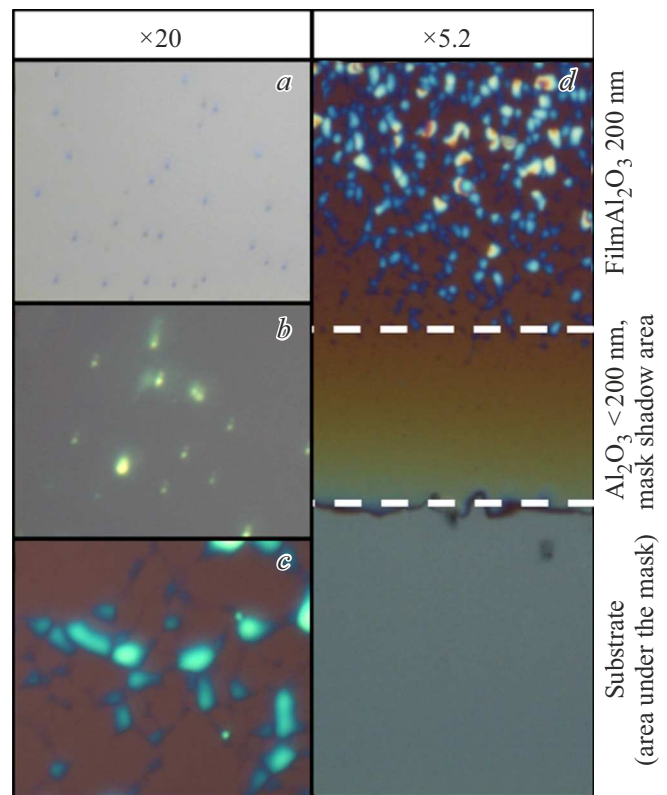


Рис. 2. Фотографии поверхности отожженных пленок Al_2O_3 толщиной *a*) 50 нм, *b*) 100 нм и *c*) 200 нм, нанесенных на отожженный Si_3N_4 (серия образцов А–А); *d*) изображение области вблизи края пленки, дополнительно иллюстрирующее зависимость напряжений от толщины Al_2O_3 .

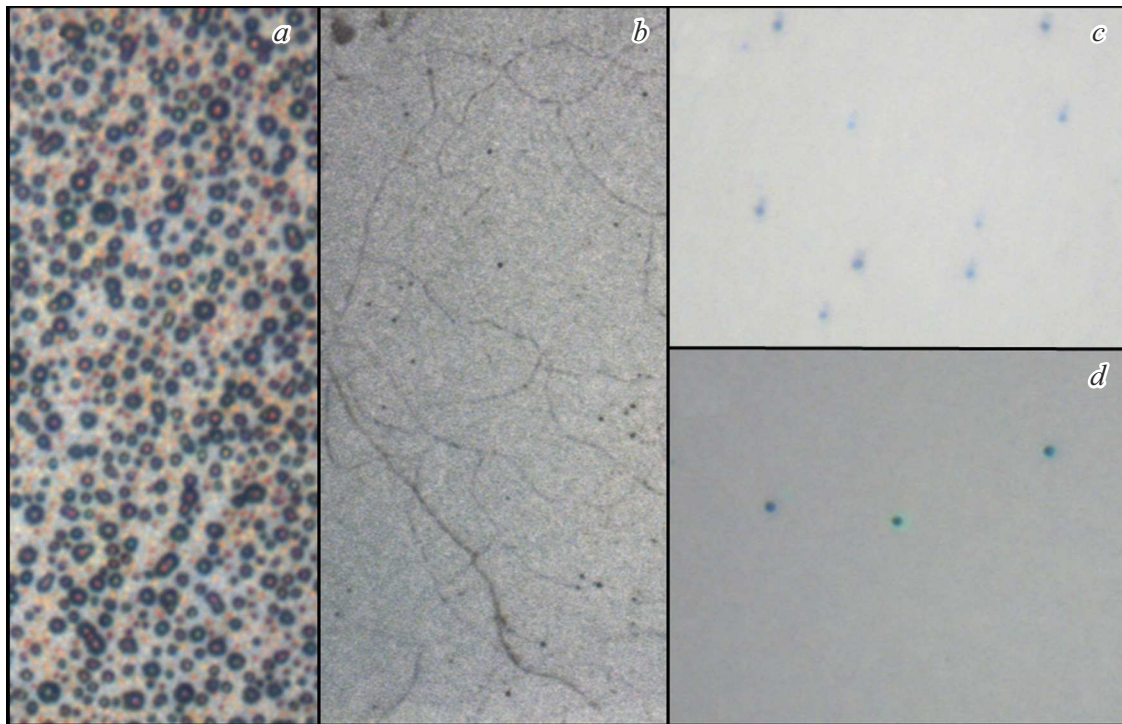


Рис. 3. Фотографии отожженных пленок ВаМ на *a*) отожженном Si_3N_4 , *b*) $\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4$: N–A–200, *c*) N–N–100, *d*) N–100. Увеличение $\times 20$.

и N–N видимых дефектов в слое Al_2O_3 не имели. Также крупных дефектов не было обнаружено и в пленках N–A. Это можно интерпретировать так, что отжиг Si_3N_4 снижает сжимающие напряжения в этом слое. Таким образом, отсутствие дефектов в сериях A–N, N–A и N–N обусловлено компенсацией растягивающих напряжений в оксиде алюминия и сжимающих напряжений в нитриде кремния. Если баланс существенно нарушен, то в структуре возникают дефекты, как в образцах A–A, где сжимающие напряжения в Si_3N_4 снижены, а растягивающие напряжения в Al_2O_3 , напротив, повышены вследствие отжига.

Принимая во внимание снижения напряжений в Si_3N_4 вследствие температурной обработки, также был проведен эксперимент по осаждению ВаМ на отожженный нитрид кремния без промежуточного слоя Al_2O_3 . После отжига такой пленки на ее поверхности было обнаружено множество блистеров (рис. 3, *a*).

Так как покрытие Al_2O_3 в образцах типа A–A дефектно, то дальнейшее напыление ВаМ нецелесообразно, и последующие эксперименты для этой серии не проводились. Среди остальных пленок большая часть образцов покрылась дефектами после отжига ВаМ, кроме случаев A–N–200 и N–N–200. Учитывая этот результат, а также анализ пленки ВаМ| Si_3N_4 (отожженный), можно предположить, что в структуре ВаМ| Al_2O_3 | Si_3N_4 вклад в образование блистеров привносят также собственные сжимающие напряжения в ВаМ, возникающие вследствие уменьшения объема пленки при ее кристаллиза-

ции из аморфного состояния. Таким образом, чем толще пленка оксида алюминия и чем больше обеспеченные ею растягивающие напряжения, тем меньше блистеров будет наблюдаться, пока не будет достигнуто равновесие напряжений и дефекты не исчезнут вовсе. Все же отжиг Si_3N_4 приводит к некоторому снижению концентрации блистеров, как видно по образцам с одинаковой толщиной Al_2O_3 (рис. 3, *c* и *d*). Дальнейшее увеличение растягивающих напряжений либо за счет утолщения, либо за счет отжига Al_2O_3 должно инициировать смену типа дефектов с блистеров на трещины. Этот эффект наблюдался у пленки N–A–200, в которой пленка ВаМ покрыта трещинами, а не блистерами, как у остальных образцов (рис. 3, *b*). При синтезе N–A–200 в структуре ВаМ| Al_2O_3 | Si_3N_4 возникают максимально возможные, в условиях данного эксперимента, растягивающие напряжения, что обусловлено отжигом и наибольшей толщиной Al_2O_3 .

По микроструктуре синтезированные пленки гексаферрита также заметно различаются. Тем не менее, полученные пленки в основном состоят из зерен округлой формы, характерных для текстуры (00 l) ВаМ. В образцах N–N–50, N–N–100 и A–N–200 кристаллиты имеют слегка овальную форму, низкую неоднородность рельефа и плотно упакованы (рис. 4, *a*). Образец N–N–200 характеризуется наличием отдельных скоплений зерен на поверхности, что приводит к повышению шероховатости (рис. 4, *b*). Похожая микроструктура с более разреженным расположением зерен на поверхности наблюда-

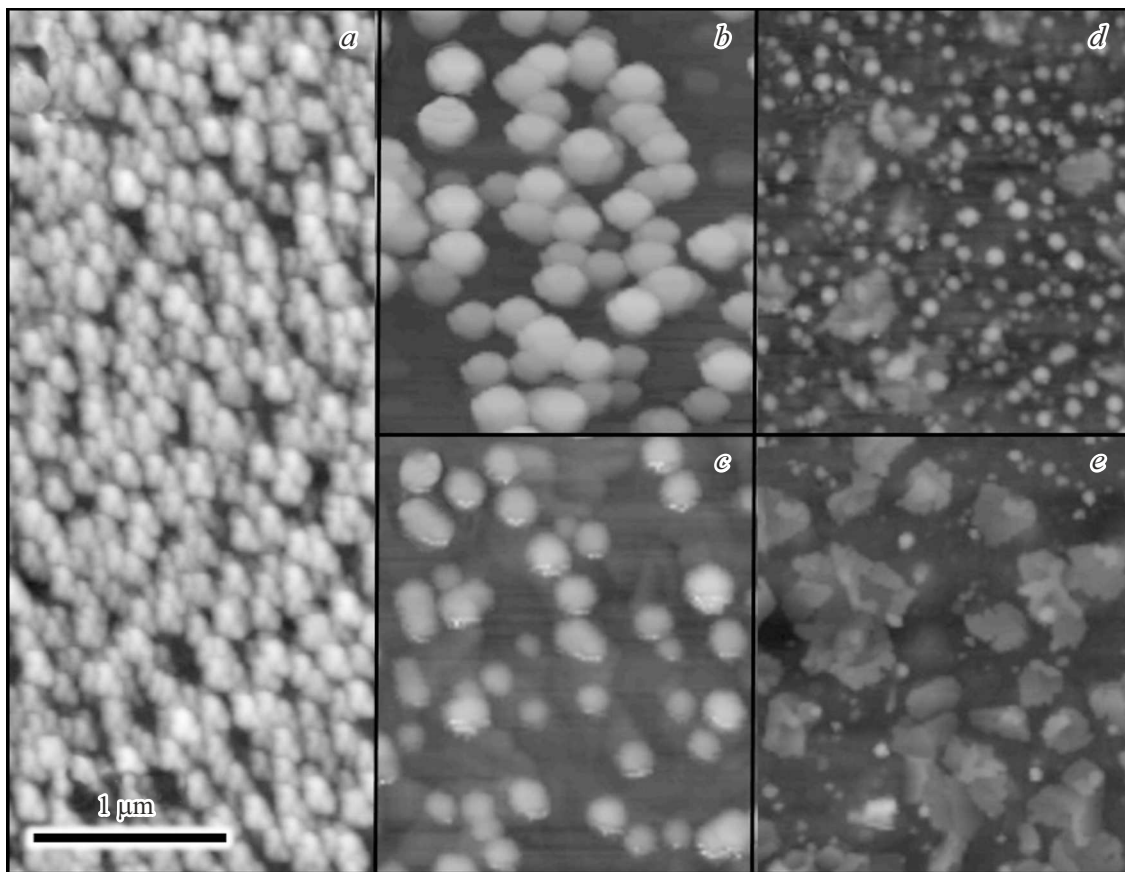


Рис. 4. Микрофотографии АСМ образцов а) $\text{BaM}|\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4$: N–N–100, б) N–N–200, в) N–A–50, д) N–A–200, е) A–N–50.

ется в образцах N–A–50 и N–A–100 (рис. 4, в). В пленке A–N–100 наблюдались включения игольчатых зерен, что негативно сказывается на степени текстуры и, соответственно, магнитной анизотропии. Помимо округлых зерен, на поверхности образцов N–A–200 и A–N–50 наблюдаются крупные выступающие структуры неправильной формы. Подобные структуры известны под термином „hillocks“ и образуются в тонких пленках как продукт релаксации напряжений. Похожую микроструктуру ранее наблюдали в пленках $\text{BaM}(001)|\text{Al}_2\text{O}_3(102)$, где данные элементы обеспечивали релаксацию напряжений несоответствия структур пленки и подложки [35].

Несмотря на различия в микроструктуре пленок, их рентгеновские дифрактограммы концептуально одинаковы и отражают наличие гексаферрита с текстурой (00 l) (например, образцы N–N–100 и A–N–50 (рис. 5)).

Наиболее качественная пленка A–N–200 с бездефектной поверхностью и однородной микроструктурой была использована в дальнейших экспериментах по выяснению возможности синтеза более толстых пленок BaM на структуре $\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4$. Для этого применялась процедура последовательного нанесения дополнительных слоев гексаферрита бария с последующим отжигом [36]. Толщина каждого нового слоя составляла порядка 100 nm, а температура отжига — 900°C. Такой

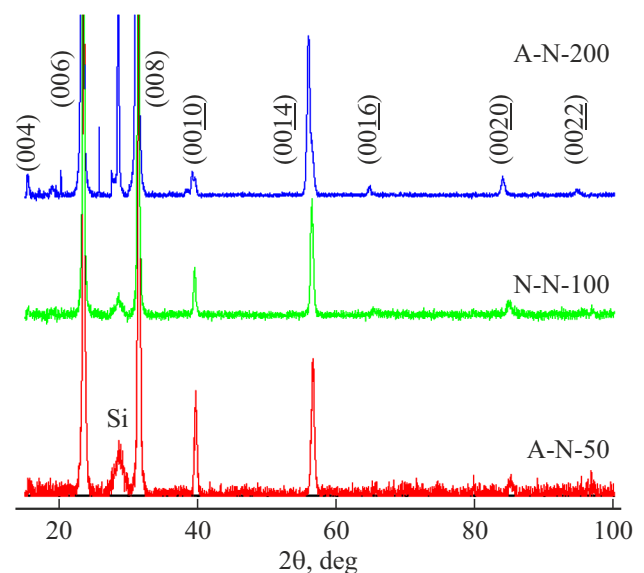


Рис. 5. Рентгеновские дифракционные картины пленок A–N–50, N–N–100 и A–N–200. Для образца A–N–200 дифрактограмма снималась после утолщения BaM путем осаждения дополнительных слоев. Пики гексаферрита были идентифицированы с использованием карточки COD № 1008328.

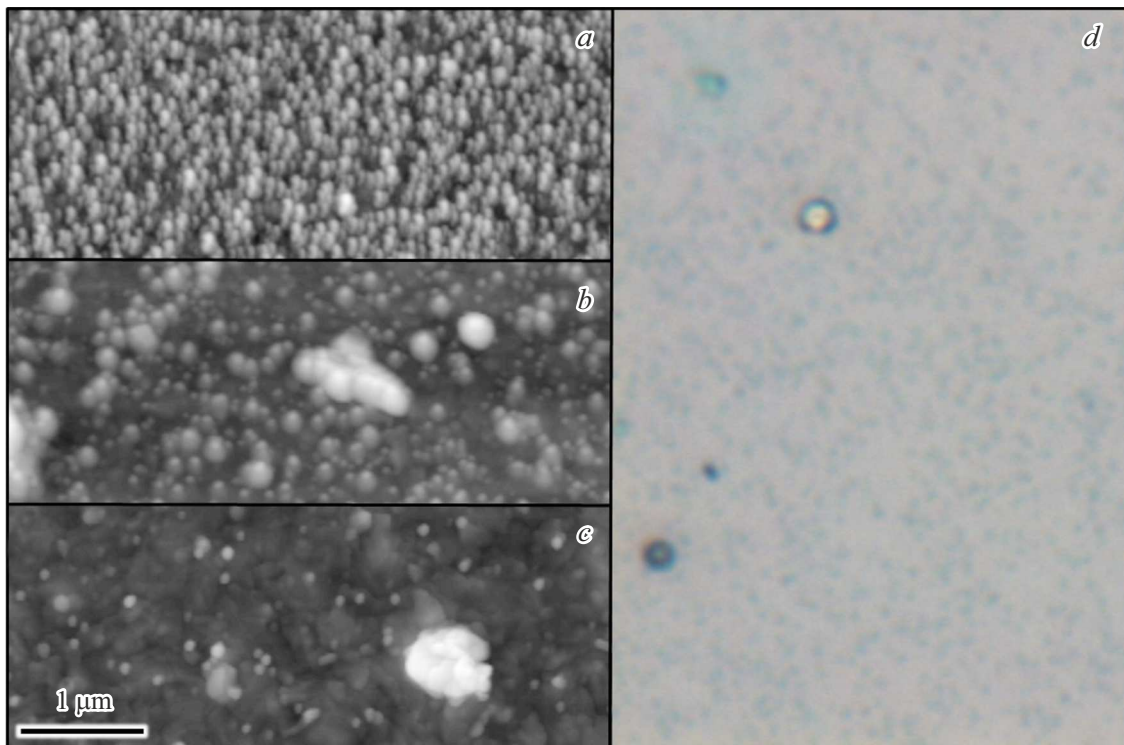


Рис. 6. АСМ-микрофотографии пленки А–N–200 после нанесения и отжига дополнительных слоев ВаМ: *a*) первый (исходный) слой, *b*) второй слой, *c*) третий слой. *d*) Оптическая фотография поверхности третьего слоя, увеличение $\times 20$.

подход обусловлен тем, что аналогичные известные методы увеличения толщины менее надежны по отношению к сохранению высокой степени текстуры (00 l). Так, простое увеличение времени напыления приведет к утолщению исходной аморфной пленки ВаМ, но после кристаллизационного отжига в ней образуются неориентированные кристаллиты [37].

Эволюция микроструктуры пленки ВаМ в образце А–N–200 с ростом числа итераций осаждения-отжига представлена на рис. 6. Видно, что круглая форма зерен и, как следствие, их ориентация не менялись по мере роста пленки. Однако исходная однородность размеров зерен была утрачена (рис. 6). Также образуются возвышения рельефа, аналогичные структурам в образцах N–A–200, А–N–50 и в пленках [35], что можно считать признаком роста напряжений в структуре. На поверхности пленки также появляются дефекты, характерные для образцов с нескомпенсированными сжимающими напряжениями.

При этом, согласно рентгеновским дифрактограммам, после увеличения толщины пленки преимущественная ориентация гексаферрита (00 l) сохраняется (рис. 5). Однако появляются некоторые дополнительные пики на 19, 20.5 и 25.5°, которые могут быть интерпретированы следующим образом. Во-первых, зерна, из которых состоят наблюдаемые на поверхности блистеры, определенно должны иметь ориентацию, отличную от „неповрежденной“ части пленки. К этой фракции

зерен можно отнести пик на 19°, поскольку он соответствует положению рефлекса гексаферрита бария (012), а также соотносится по форме с другими пиками ВаМ. Во-вторых, локальные разрушения пленки гексаферрита (например, при разрыве блистера) могут приводить к обнажению поверхности подложки Si. В этом случае во время температурной обработки образца кремний окислится при контакте с атмосферой. Таким образом, узкие рефлексы на 20.5 и 25.5° можно отнести к оксиду кремния, образующемуся в условиях синтеза как побочная фаза. В пользу такой интерпретации свидетельствуют дифрактограммы, полученные ранее на окисленных при 900°С подложках кремния, на которых данные рефлексы тоже были зафиксированы [38].

4. Заключение

Тонкие пленки текстурированного гексаферрита бария были изготовлены методом ионно-лучевого напыления на аморфной структуре $\text{Al}_2\text{O}_3|\text{Si}_3\text{N}_4|\text{Si}(111)$. Рассмотрено влияние предварительного отжига слоев Al_2O_3 и Si_3N_4 и толщины Al_2O_3 на дефектность и микроструктуру пленок гексаферрита бария. Согласно исследованию поверхности пленок, можно заключить, что термическая обработка приводит к увеличению растягивающих напряжений в Al_2O_3 и уменьшению сжимающих напряжений в Si_3N_4 . При этом в результате кристаллизационного отжига сжимающие напряжения

возникают непосредственно в пленке ВаМ. Показано, что изменением таких условий синтеза, как наличие температурной обработки Al_2O_3 и Si_3N_4 и толщина слоя Al_2O_3 , можно добиться компенсации напряжений и получить пленку гексаферрита бария без макроскопических дефектов. Кроме того, продемонстрировано влияние данных факторов на микроструктуру ВаМ. В частности, были получены пленки гексаферрита бария с морфологически однородными зёрнами нанометрового масштаба. При этом, согласно результатам рентгенофазового анализа, полученные пленки ВаМ имеют текстуру типа (00 l), что делает возможным их практическое применение в таких областях, как магнитная память и спинтроника.

Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-13-00268).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов

Список литературы

- [1] R.C. Pullar. *Prog. Mater. Sci.* **57**, 7, 1191 (2012).
- [2] J.J. Went, G.W. Rathenau, E.W. Gorter, G.W. van Oosterhout. *Philips Techn. Rev.* **13**, 7, 194 (1952).
- [3] D. Chen, G. Wang, Z. Chen, Y. Chen, Y. Li, Y. Liu. *Mater. Lett.* **189**, 229 (2017).
- [4] H. Zheng, J. Luo, Q. Wu, P. Zheng, L. Zheng, M. Han, Y. Zhang. *J. Magn. Magn. Mater.* **479**, 99 (2019).
- [5] C. Yu, A.S. Sokolov, P. Kulik, V.G. Harris. *J. Alloys. Compd.* **814**, 152301 (2020).
- [6] S.D. Johnson, D.-S. Park, S.B. Qadri, E.P. Gorzkowski. *J. Magn. Magn. Mater.* **479**, 156 (2019).
- [7] X. Dong, H. Li, J. Chen, D. Chen, J. Shen, Y. Chen. *Mater. Res. Express* **6**, 9, 096104 (2019).
- [8] S. Mahadevan, C. Pahwa, S.B. Narang, P. Sharma. *J. Magn. Magn. Mater.* **441**, 465 (2017).
- [9] V.G. Harris, A. Geiler, Y. Chen, S.D. Yoon, M. Wu, A. Yang, Z. Chen, P. He, P.V. Parimi, X. Zuo, C.E. Patton, M. Abe, O. Acher, C. Vittoria. *J. Magn. Magn. Mater.* **321**, 14, 2035 (2009).
- [10] R. Bowrothu, H.-I. Kim, C.S. Smith, D.P. Arnold, Y.-K. Yoon. *IEEE Trans. Microw. Theory Tech.* **68**, 12, 5065 (2020).
- [11] W.M. Gitzel, O. Arikan, M. Heidenreich, J. Töpfer, A.F. Jacob. 2020 50th Eur. Microw. Conf. 739 (2021).
- [12] Z. Wang, Y.-Y. Song, Y. Sun, J. Bevivino, M. Wu, V. Veerakumar, T.J. Fal, R.E. Camley. *Appl. Phys. Lett.* **97**, 7, 72509 (2010).
- [13] S.G. Wang, S.D. Yoon, C. Vittoria. *J. Appl. Phys.* **92**, 11, 6728 (2002).
- [14] K. Sun, Q. Li, H. Guo, Y. Yang, Z. Yu, Z. Xu, X. Jiang, Z. Lan, L. Li. *J. Alloys Compd.* **663**, 645 (2016).
- [15] A.R. Abuzir, S.A. Salman, J. Mazher. *J. Supercond. Nov. Magn.* **33**, 12, 3819 (2020).
- [16] N. Velhal, G. Kulkarni, D. Mahadik, P. Chowdhury, H. Barshilia, V. Puri. *J. Alloys Compd.* **682**, 730 (2016).
- [17] Y. Chen, T. Sakai, T. Chen, S.D. Yoon, A.L. Geiler, C. Vittoria, V.G. Harris. *Appl. Phys. Lett.* **88**, 6, 062516 (2006).
- [18] F.K.H. Gellersen, F.M. Klichowski, A.G.C. Rusche, A.F. Jacob. 2016 Ger. Microw. Conf. 221 (2016).
- [19] F.K.H. Gellersen, J. Peschel, A. Ochsenfarth, A.F. Jacob. 2017 Top. Work. Internet Sp., 1 (2017). <https://doi.org/10.1109/TWIOS.2017.7869766>
- [20] S. Budiawanti, B. Soegijono, I. Mudzakir. *AIP Conf. Proceed.* **2023**, 1, 20048 (2018).
- [21] S.D. Yoon, C. Vittoria, S.A. Oliver. *J. Appl. Phys.* **93**, 7, 4023 (2003).
- [22] В.Г. Костишин, А.Ю. Миронович, Р.И. Шакирзянов, И.М. Исаев, А.А. Сергиенко. *Усп. прикл. физ.* **8**, 5, 370 (2020).
- [23] B. Peng, J.Y. Jiang, W.L. Zhang, H.Z. Xu, W.X. Zhang. *Mater. Res. Innov.* **19**, sup8, S8-654 (2015).
- [24] Q.F. Li, X.D. Su, H. Li, L. Zhang, Z.H. Liu, H.J. Zhong. *J. Appl. Phys.* **106**, 12, 123914 (2009).
- [25] C.V. Thompson, R. Carel. *Mater. Sci. Eng. B* **32**, 3, 211 (1995).
- [26] N.N. Shams, M. Matsumoto, A. Morisako. *IEEE Trans. Magn.* **40**, 4 Part 2, 2955 (2004).
- [27] A. Morisako, N.N. Shams, Y. Miura, M. Matsumoto, S.H. Gee, M.H. Park, Y.K. Hong. *J. Magn. Magn. Mater.* **272–276**, Part 3, 2191 (2004).
- [28] A.R. Abuzir, S.A. Salman. *Res. Phys.* **8**, 587 (2018).
- [29] Z. Xu, Z. Lan, K. Sun, Z. Yu, R. Guo, F. Bai. *IEEE Trans. Magn.* **49**, 7, 4226 (2013).
- [30] Y. Chen, J.A. Bain, M.H. Kryder. *J. Magn. Soc. Japan.* **21**, S_2_PMRC_97_2, S2_65 (1997).
- [31] T.L. Hylton, M.A. Parker, M. Ullah, K.R. Coffey, R. Umphress, J.K. Howard. *J. Appl. Phys.* **75**, 10, 5960 (1994).
- [32] В.Г. Костишин, А.Ю. Миронович, А.В. Тимофеев, Р.И. Шакирзянов, И.М. Исаев, А.С. Курочка, А.И. Риль, А.А. Сергиенко. *ЖНХ* **66**, 4, 567 (2021). [V.G. Kostishin, A.Yu. Mironovich, A.V. Timofeev, R.I. Shakirzyanov, I.M. Isaev, A.S. Kurochka, A.I. Ril', A.A. Sergienko. *Russ. J. Inorg. Chem.* **66**, 4, 603 (2021).]
- [33] T. Guo, J. He, X. Pang, A.A. Volinsky, Y. Su, L. Qiao. *Acta Materialia* **138**, 1 (2017).
- [34] G. Abadias, E. Chason, J. Keckes, M. Sebastiani, G.B. Thompson, E. Barthel, G.L. Doll, C.E. Murray, C.H. Stoessel, L. Martinu. *J. Vac. Sci. Technol. A* **36**, 2, 020801 (2018).
- [35] V.G. Kostishin, A.Y. Mironovich, A.V. Timofeev, R.I. Shakirzyanov, I.M. Isaev, G.A. Skorlupin, A.I. Ril. *Mater. Today Commun.* **31**, 103804 (2022).
- [36] X. Zhang, S. Meng, D. Song, Y. Zhang, Z. Yue, V.G. Harris. *Sci. Rep.* **7**, 1, 44193 (2017).
- [37] T.S. Cho, S.J. Doh, J.H. Je, D.Y. Noh. *J. Appl. Phys.* **86**, 4, 1958 (1999).

Редактор Е.В. Толстякова