

Влияние свойств подложек на морфологию нанометровых пленок $Ba_xSr_{1-x}TiO_3$

© В.В. Афросимов, Р.Н. Ильин, С.Ф. Карманенко*, В.И. Сахаров, И.Т. Серенков

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

* Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет (ЛЭТИ),
197376 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: r.ilin@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 25 ноября 2002 г.)

Начальные стадии роста пленок $Ba_xSr_{1-x}TiO_3$ на различных диэлектрических подложках исследованы посредством метода рассеяния ионов средних энергий, на основании полученных результатов проведен анализ микродефектов в пленке. Обнаружено, что в зависимости от формы, размеров и электростатического состояния кристаллографических ячеек поверхности подложки меняется характер роста пленки. На подложке $SrTiO_3$ происходит эпитаксиальный рост. Пленка на подложке $LaAlO_3$ состоит из слегка разориентированных кристаллитов. Характер роста пленки на подложке MgO островковый до толщины 20 nm, при этом происходит образование посторонних фаз; при увеличении толщины пленка приобретает эпитаксиальный характер роста. На поверхности $\alpha-Al_2O_3$ ($1\bar{1}02$) растет поликристаллическая пленка, содержащая текстурированные блоки.

Работа выполнена в рамках проекта № 1708 МНТЦ „Сегнетоэлектрические структуры для применения в радиоэлектронных приборах“.

При обработке технологии получения тонкопленочных структур для приборов нанoeлектроники важны контроль начальных стадий роста тонких пленок и определение влияния этих стадий на структуру и электрические характеристики конечных объектов. В частности, нужна информация об образовании на интерфейсе переходных слоев и соотношении толщины этих слоев с поперечным размером слоистых структур. Важно знать, насколько наличие переходных слоев влияет на дальнейший рост и свойства пленки, на упорядоченность ее структуры, поскольку количество и ориентация отдельных блоков и кристаллитов, составляющих пленку, определяют ее электрические свойства.

Обычно используемые при исследовании начальных стадий роста методы электронной и атомной силовой микроскопии дают информацию лишь об отдельных локальных участках. Рентгеновские и электронные дифракционные методы позволяют получить интегральную информацию без разрешения по глубине исследуемых объектов. Методы, основанные на зондировании образцов ионными пучками, позволяют получать информацию о составе и структуре тонких пленок, обобщенную по площади, но дифференцированную по глубине [1]. Так, метод рассеяния ионов средних энергий (РИСЭ), включающий анализ энергетических спектров ионов, рассеянных на большой угол, и учет каналирования, позволяет без разрушения исследуемого образца определять его состав, толщину отдельных слоев, степень совершенства кристаллической структуры как пленки в целом, так и составляющих пленку блоков [2,3]. Метод РИСЭ является вариантом метода резерфордского обратного рассеяния (РОР), в котором энергия зондирующих ионов понижена на порядок величины с 10^6 до 10^5 eV, что

позволяет для определения энергии ионов использовать электростатические анализаторы с высоким разрешением и как следствие улучшить разрешение по глубине вплоть до 1 nm в приповерхностной области. Кроме того, снижение энергии зондирующего пучка позволяет уменьшить радиационную нагрузку на образец. Как и в методе РОР, каналирование в методе РИСЭ можно использовать для оценки качества структуры пленки.

В методах РОР и РИСЭ энергетические спектры обратнорассеянных ионов измеряются в режиме каналирования, когда пучок ориентирован по одному из низкоиндексных направлений монокристалла — $Y_c(E)$, или же при произвольной ориентации пучка — $Y_r(E)$. Степень каналирования определяется нормированной зависимостью выхода рассеянных ионов от их энергии: $\chi(E) = Y_c(E)/Y_r(E)$. В качестве характеристики совершенства монокристаллов принята величина минимального относительного выхода χ_{\min} — значение функции $\chi(E)$ сразу после поверхностного пика на $Y_c(E)$.

При анализе начальных стадий роста пленок важно различать такие микродефекты, как включение посторонних примесей, наличие разориентированных кристаллитов в эпитаксиальной пленке и присутствие поликристаллической фазы. Существующие в рамках РОР и РИСЭ методы определения угла средней разориентации кристаллитов основаны на измерении угловых зависимостей выхода обратнорассеянных ионов при различных начальных энергиях и (или) при использовании различных зондирующих ионов [4]. В данной работе для анализа структурных особенностей пленок использовались два фактора: зависимость величины χ_{\min} от заряда ядра зондирующего иона и характер зависимости минимального относительного выхода в спектрах РИСЭ

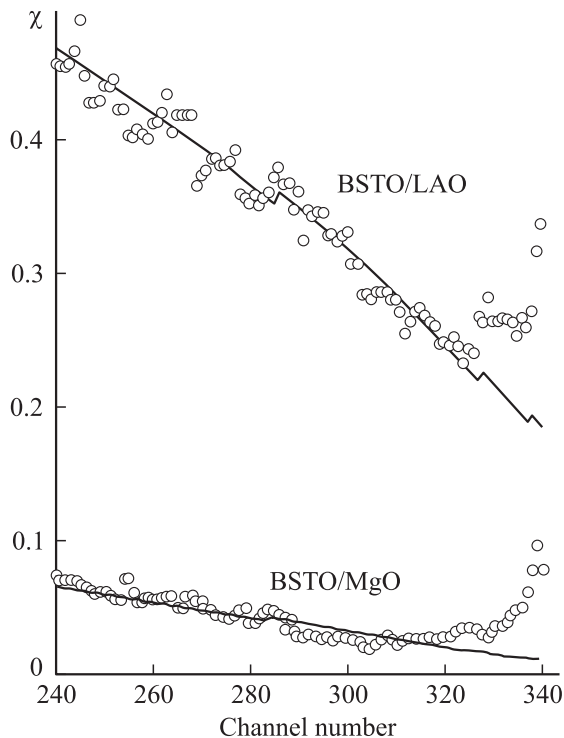


Рис. 1. Экспериментальные (точки) и расчетные (линии) зависимости $\chi(E)$ для пленок BSTO/LAO (№ 7) и BSTO/MgO (№ 13). Расчетные зависимости строились на основании формулы (2) с подбором величины λ . Номера каналов > 320 соответствуют области поверхностного пика. Измерения велись на пучке H^+ , канал регистрации — ППД.

от глубины. Если в качестве зондирующих использовать ионы с зарядом ядра Z_1 и начальной энергией E_0 , то, согласно зависимостям, полученным в [4], для пленки, имеющей как разориентацию кристаллитов, описываемую нормальным распределением с дисперсией σ , так и включения неканализирующей поликристаллической фракции, минимальный выход χ_{\min} будет выражаться следующим образом:

$$\chi_{\min} = \delta + (1 - \delta) \left[1 - (1 - \chi_0(Z_1, E_0)) \times (1 + 2\sigma^2 (\ln 2) \psi_c^{-2}(Z_1, E_0))^{-1} \right], \quad (1)$$

где δ — доля поликристаллической фракции, $\chi_0(Z_1, E_0)$ — минимальный выход для идеального кристалла, $\psi_c(Z_1, E_0)$ — характеристический угол канализирования. Поскольку в данной работе все измерения проводились при одном значении E_0 , зависимости величины χ_0 , ψ_c и соответственно χ_{\min} от этого параметра в дальнейшем рассматриваться не будут. Из соотношения (1) следует, что при отсутствии разориентации кристаллитов ($\sigma = 0$) зависимость $\chi_{\min}(Z_1)$ определяется функцией $\chi_0(Z_1)$ и имеет возрастающий характер [1]. Наличие разориентации уже при значении $\sigma \sim 1^\circ$ приводит к убывающему характеру зависимости $\chi_{\min}(Z_1)$, поскольку величина ψ_c^2 пропорциональна заряду ядра иона Z_1 .

При анализе пленок, толщина которых составляет более 100 nm, важно определять наличие протяженных дефектов. В рамках метода РИСЭ это может быть сделано на основе анализа зависимостей $\chi(t)$, полученных путем преобразования зависимостей $\chi(E)$ с использованием известных сечений торможения. В области энергий обратнорассеянных ионов $E < E_1$ (где E_1 — энергия, соответствующая минимуму на зависимостях $Y_c(E)$ и $\chi(E)$ сразу за поверхностным пиком) с уменьшением энергии (ростом глубины) величина χ , как правило, возрастает. Если предполагать, что возрастание χ с глубиной t определяется деканализированием на протяженных дефектах с постоянной концентрацией, то эта зависимость может быть описана эмпирической формулой

$$\chi(t) = \chi_{\min} + (1 - \chi_{\min}) [1 - \exp(-t/\lambda)], \quad (2)$$

где λ — длина деканализирования, обусловленная скоростью деканализирования на тепловых колебаниях идеальной решетки и суммой скоростей деканализирования на различных протяженных дефектах (дислокациях, границах зерен, дефектах упаковки и т.п.). При отсутствии дополнительной информации о виде дефектов и сечениях деканализирования величину λ можно использовать для сравнения совершенства полученных пленок (рис. 1).

Данная работа посвящена исследованию методом РИСЭ начальных стадий роста сверхтонких сегнетоэлектрических пленок $Ba_x Sr_{1-x} TiO_3$ (BSTO), осажденных на различные кристаллические диэлектрические подложки (включая анализ дефектов пленок и выяснение влияния начальных стадий роста пленок на их качество при дальнейшем росте).

1. Эксперимент

Начальные стадии роста пленок BSTO были исследованы на пленках, осажденных на монокристаллические подложки из четырех материалов. В качестве подложек использовались (100)-поверхности монокристаллов $SrTiO_3$ (STO), $LaAlO_3$ (LAO), MgO и r -срез $(1\bar{1}02)$ сапфира Al_2O_3 (AlO), различающиеся структурой и параметрами решетки. Из тринадцати исследованных пленок с толщиной до 40 nm три были осаждены на STO-подложку, две на LAO и по четыре на MgO и AlO. Пленки осаждались высокочастотным распылением при температуре подложки 700–800°C со скоростью порядка 100 nm/h в атмосфере O_2 при давлении 20 Pa и затем медленно охлаждались в O_2 в течение 2 h [5]. Кроме того, для определения характеристик пленок при установившемся режиме осаждения были исследованы четыре пленки BSTO толщиной порядка 100 nm и более, осажденные на MgO и LAO.

Экспериментальная установка РИСЭ описана в [2]. Энергии ионов, рассеянных на угол 120° , определялись электростатическим анализатором (ЭСА) с разрешением $\Delta E/E = 5 \cdot 10^{-3}$. Спектры пленок толщиной 100 nm

и более измерялись также каналом, состоящим из спектрометрического полупроводникового детектора (ППД) и амплитудного анализатора импульсов.

В качестве зондирующих ионов использовались H^+ , He^+ и N^+ с начальной энергией 230 keV. Для каждого образца были получены энергетические спектры рассеянных ионов в режиме каналирования $Y_c(E)$ и при произвольной ориентации $Y_r(E)$ и определена зависимость нормированного выхода от энергии рассеянных ионов $\chi(E)$. На основании зависимости $Y_r(E)$ определялись состав пленок, их полная толщина h , а также разброс в значении толщины σ_h и степень покрытия подложки пленкой C по методу, описанному в [6].

2. Результаты и их обсуждение

Полученные результаты для исследованных пленок приведены в таблице. В ней указаны тип подложки, средняя высота островков или (при полном покрытии) толщина пленки h , разброс этой величины σ_h , степень покрытия подложки C , средняя толщина осажденного слоя $\tau = hC$ и значения минимального выхода χ_{\min} для различных зондирующих ионов. Для пленок № 8 и 9, имеющих мозаичное покрытие, величины h , σ_h и C даны раздельно для BSTO и TiO-островков.

Параметр x соединения $\text{Ba}_x\text{Sr}_{1-x}\text{TiO}_3$ для всех пленок находился в интервале 0.35–0.5.

Использование зондирующих ионов с различными Z_1 позволило выявить особенности роста пленок в процессе их осаждения, наиболее наглядно выраженные для MgO- и LAO-подложек. Если в случае LAO-подложки величины χ_{\min} определяются видом иона и почти не зависят от τ , что свидетельствует о разориентации кристаллитов, начинающейся от интерфейса, то для MgO-подложки зависимость от вида иона слабо выражена, но с ростом толщины пленки χ_{\min} быстро уменьшается, что указывает на улучшение качества кристаллической структуры пленки. Причины этого рассмотрены далее в соответствующих подразделах.

Остановимся подробнее на особенностях роста пленок BSTO на различных подложках.

2.1. Подложка SrTiO_3 . Эта подложка имеет наиболее близкие к пленке BSTO постоянную решетку и структуру. Подложка и пленка обладают перовскитной кубической решеткой, в которой слои TiO_2 и SrO не имеют заряда. Рассогласование постоянных решеток $\xi = 2|a_s - a_f|/(a_s + a_f)$ (где a_s и a_f — постоянные решетки подложки и пленки соответственно) в этом случае минимально: $\xi = 0.007$. Начиная с толщины 5 nm образуется полное покрытие подложки пленкой и неоднородность толщины пленки σ_h не превышает постоянной решетки (0.4 nm), т.е. имеет место послыйный рост. С увеличением толщины пленки до 40 nm средняя неоднородность σ_h возрастает, но слоевой рост сохраняется. Минимальный выход зависит слабо от вида зондирующего иона, т.е. разориентация кристаллитов отсутствует. Измерения зависимости $\chi(E)$ для пленки

толщиной 40 nm показали, что выход рассеянных ионов для области пленки составил $\chi_f = 0.15$, а для области подложки $\chi_s = 0.2$. Небольшое повышение χ при переходе через интерфейс может быть связано с деканалированием на дислокациях несоответствия. В пленке заметной разориентации не обнаружено. Эпитаксиальный рост пленки начинается от интерфейса.

2.2. Подложка LaAlO_3 . Кристаллы алюмината лантана имеют перовскитную структуру с небольшим ромбоэдрическим искажением при комнатной температуре ($\alpha = 90.4^\circ$). При 544°C происходит переход в кубическую фазу. Рассогласование постоянных решеток пленки и подложки невелико ($\xi = 0.029$). Как следует из таблицы, для пленок BSTO значения минимального выхода χ_{\min} сильно зависят от вида зондирующего иона, но не зависят от толщины пленки. Это означает, что основным дефектом пленки является разориентация кристаллитов. Оценки, выполненные на основе формулы (1), показывают, что средняя разориентация кристаллитов, образующих пленку, составляет около 2° . Отметим, что столбчатая структура с многочисленными малоугловыми наклонными границами зерен была также обнаружена с помощью электронной микроскопии высокого разрешения в работе [7].

Разориентация кристаллитов пленки может быть обусловлена двойникованием, происходящим в момент фазового перехода в LAO-подложке при остывании образца. Другой причиной разориентации могут быть особенности электростатического взаимодействия на интерфейсе. Кристаллическая решетка подложки LAO может заканчиваться или LaO^+ , или $(\text{AlO}_2)^-$ -поверхностями, в то время как граничные слои пленки TiO_2 и BaO (SrO) нейтральны. Как указано в [8], в результате электростатического рассогласования пленки и подложки возможно образование шероховатой напряженной пленки или переходного дефектного слоя.

Для пленок толщиной более 100 nm длина деканалирования λ , определенная по соотношению (2) (рис. 1), составила около 300 nm, что на порядок ниже, чем для лучших пленок BSTO. Эта величина практически не зависит от условий осаждения, что может быть связано с тем, что деканалирование происходит в основном на границах зерен и определяется их поперечными размерами, которые в свою очередь задаются расстояниями между дислокациями несоответствия на интерфейсе BSTO/LAO [7].

Таким образом, для пленки BSTO на подложке LAO характерен эпитаксиальный рост в виде кристаллитов, для которых среднеквадратичное отклонение осей [100] от нормали к поверхности подложки составляет около 2° .

2.3. Подложка MgO . Кристалл MgO имеет кубическую решетку с постоянной $a = 0.4213$ nm, что значительно больше, чем у BSTO (рассогласование $\xi = 0.067$). Напряжения, вызванные этим рассогласованием, снимаются дислокациями несоответствия. На этих дислокациях происходит деканалирование зондирующих

Параметры исследованных пленок

Номер образца	Подложка	h , nm	σ_h , nm	C	$\tau = Ch$	$\chi_{\min}(H^+)$	$\chi_{\min}(He^+)$	$\chi_{\min}(N^+)$
1	SrTiO ₃	3.3	0.85	0.3	1.0	—	0.25	—
2	SrTiO ₃	5.5	0.5	1.0	5.5	—	—	0.06
3	SrTiO ₃	40.0	3.6	1.0	40.0	0.20	—	0.15
4	LaAlO ₃	11.0	2.4	1.0	11.0	0.7	0.38	0.25
5	LaAlO ₃	27.0	5.0	1.0	27.0	0.7	0.42	0.25
6	LaAlO ₃	94	—	1.0	94	—	0.32	—
7	LaAlO ₃	> 400.0	—	1.0	> 400.0	0.25	—	—
8	MgO*	8.1 (2.4)	9.9 (1)	0.11 (0.15)	0.9 (0.4)	0.95	0.80	—
9	MgO*	13.5 (12.9)	1.7 (8.6)	0.40 (0.25)	5.4 (3.2)	—	0.85 (0.7)	0.75
10	MgO	21.4	6.0	0.85	18.1	0.72	0.57	0.50
11	MgO	29.0	17.6	1.0	29.0	0.25	—	0.18
12	MgO	130	—	1.0	130	—	0.07	—
13	MgO	172	—	1.0	172	0.02	—	—
14	Al ₂ O ₃	8.0	6.0	0.9	7.2	—	1	0.9
15	Al ₂ O ₃	11.0	4.0	1.0	11.0	—	0.95	0.9
16	Al ₂ O ₃	24.0	10.0	1.0	24.0	1.0	—	0.8
17	Al ₂ O ₃	26.0	5.0	1.0	26.0	—	0.9	0.7

* В скобках указаны параметры островков посторонней фазы TiO.

ионов, что позволяет оценить плотность дислокаций по приращению нормированного выхода при энергиях, соответствующих глубине интерфейса [9]. Для пленок № 8–13 (см. таблицу) оценка плотности дислокаций составила $1.5 \cdot 10^6 \text{ cm}^{-1}$.

Важным отличием осаждения пленки BSTO на MgO от осаждения на другие подложки является характерный для слабой межфазной связи островковый тип роста, который приводит к неполному покрытию подложки. Этот тип роста сохраняется вплоть до толщины пленки 20 nm, в то время как для остальных пленок полное покрытие наступает при толщине не более 10 nm.

Особенности межфазного взаимодействия на интерфейсе между MgO-подложкой и пленкой BaTiO₃ обсуждаются в [10]. Как указывается в этой работе, электростатическое взаимодействие на интерфейсе затрудняет осаждение слоя BaO (SrO) на MgO-подложку и приводит к образованию трехмерных неориентированных зародышей. Началом эпитаксиального роста BaTiO₃ (SrTiO₃) может стать слой TiO₂, однако формирование этого слоя возможно, только если на часть кислородных атомов подложки не надстраиваются атомы титана. Учитывая эти замечания, можно полагать, что и в нашем случае на начальном этапе роста BSTO осаждение слоев BaO (SrO) приводит к появлению трехмерных неориентированных островков, осаждение же окислов титана с образованием слоя TiO₂ приводит к началу роста островков BSTO по описанному в [10] механизму.

Наши результаты показывают, что помимо двух описанных механизмов образования зародышей при осаждении BSTO на MgO возможен также эпитаксиальный рост островков посторонней фазы. При анализе состава тонких пленок № 8 и 9 был обнаружен избыток титана по сравнению с ожидаемым исходя из количества бария и стронция. РИСЭ-спектры этих пленок приведены на

рис. 2. Для пленки № 9 (рис. 2, b) в интервале номеров каналов 440–460 (сигнал избыточного титана при интерфейсе) наблюдалось уменьшение минимального выхода по сравнению с областью энергий, соответствующей сигналам Ba и Sr (номера каналов > 500), что свидетельствует о более высокой упорядоченности структуры фазы, содержащей избыточный титан. Из всех возможных в данном случае соединений титана структурой, наиболее близкой к структуре кристалла MgO, обладает закись титана TiO. Это соединение имеет кубическую решетку, при этом в отличие от остальных окислов титана постоянная решетки a (0.424 nm) очень близка к постоянной решетки MgO (0.4213 nm). Исходя из этого, мы полагаем, что наблюдаемый избыточный сигнал титана обусловлен ростом островков TiO. На рис. 2 наряду с экспериментально измеренными приведены модельные спектры, рассчитанные в предположении состава основной пленки Ba_{0.42}Sr_{0.58}TiO₃ и наличия посторонней фазы закиси титана TiO. Пик титана, входящего в закись, на модельном спектре начинается при той же энергии, что и пик титана для пленки, т.е. эта фаза образует самостоятельные островки с открытой поверхностью.

Различия между пленками № 8 и 9 в количестве осажденного вещества и степени покрытия подложки позволяют считать, что эти пленки находятся на различных этапах роста: пленка № 8 — на стадии формирования зародышей BSTO, а пленка № 9 — на стадии начала коалесценции. Изменение формы участков РИСЭ-спектров, описывающих островки BSTO, свидетельствует о том, что с ростом количества осажденного вещества происходит уменьшение разброса высот островков. Модельные расчеты, сделанные нами ранее [11], показывают, что такое изменение формы соответствует переходу от островкового роста к послыонному осаждению. Рост

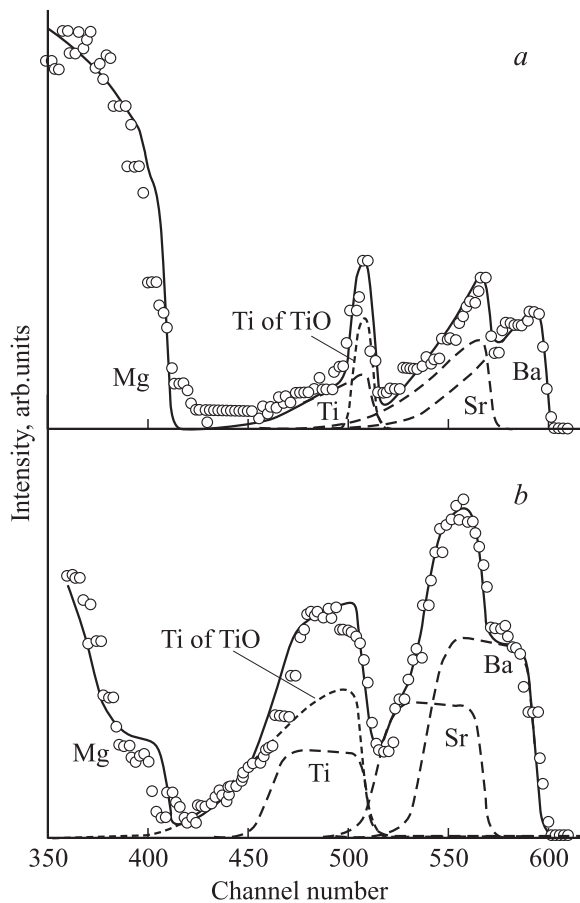


Рис. 2. Экспериментальные и модельные РИСЭ-спектры пленок № 8 (а) и 9 (б). Точки — экспериментальные данные, штриховые линии — модельные спектры компонентов BSTO-пленки, пунктир — то же для записи титана. Сплошные линии — суммарные огибающие модельных спектров. Измерения велись на пучке He^+ , канал регистрации — ЭСА.

высоты островков BSTO происходит медленнее, чем увеличение продольного размера, пропорционального квадратному корню из площади, покрытой пленкой. Разброс высот островков TiO, наоборот, возрастает, что можно объяснить частичным перекрытием этих островков латерально растущей основной пленкой. Каналирование в этих двух пленках слабо выражено, но зависит от заряда ионов, что свидетельствует о росте (наряду с поликристаллической фракцией) разориентированных кристаллитов BSTO.

При дальнейшем росте пленок минимальный выход χ_{\min} обратнорассеянных ионов быстро убывает. Это позволяет считать, что происходит переход от островкового характера роста к послойному. При толщине пленок порядка 100 нм удавалось получить пленки со значением $\chi_{\min} = 0.02$ и длиной деканалирования $\lambda \cong 2000$ нм (рис. 1), что близко к аналогичным величинам для монокристалла.

Таким образом, самый начальный этап роста пленки BSTO на MgO-подложке существенно отличается от

роста на остальных исследованных нами подложках. Вначале он имеет островковый характер и сопровождается образованием посторонних фаз. Скорость осаждения пленки на этапе образования островков меньше, чем на других подложках: 1.5 nm/min (для STO — 2 nm/min, LAO — 3–4 nm/min, AlO — 3 nm/min). При увеличении осажденного слоя происходит переход к послойному росту. Наличие дефектного слоя толщиной 10–20 нм, характеризующего высокими значениями χ_{\min} и содержащего посторонние фазы, не препятствует эпитаксиальному росту последующих слоев с низким значением χ_{\min} .

Интересно отметить, что ранее проведенное исследование особенностей роста перовскитоподобных сверхпроводниковых пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ на тех же самых подложках показало, что полное покрытие поверхности на начальной стадии осаждения позже других достигалось для подложки MgO. Указанный процесс формирования пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ имел явно выраженный островковый характер, на интерфейсе были обнаружены микрокристаллические островки фазы Cu_2O [6].

2.4. Подложка Al_2O_3 . Поверхность сапфира с *r*-срезом (1102) характеризуется ромбоэдрической решеткой, не согласующейся с решеткой BSTO ни по форме, ни по размерам. Однако эти подложки используются для получения пленок BSTO благодаря своим высоким диэлектрическим и механическим характеристикам и широкому применению в микроэлектронике. Полное покрытие AlO-подложки достигается при толщине пленок, большей, чем для поверхностей подложек STO и LAO, но все же меньшей, чем для MgO. Минимальный выход χ_{\min} для ионов H^+ и He^+ близок к единице, т.е. каналирование практически отсутствует. Уменьшение минимального выхода с ростом толщины пленки для зондирующих ионов N^+ позволяет считать, что в пленке присутствует текстурированная фракция, доля которой возрастает с толщиной пленки. Невозможность получения эпитаксиальной пленки BaTiO_3 на *r*-срезе сапфира без буферного слоя отмечалась в работе [12].

Таким образом, выполненные методом РИСЭ исследования начальных стадий роста пленок $\text{Ba}_x\text{Sr}_{1-x}\text{TiO}_3$ на различных подложках позволили выявить ряд особенностей этого процесса, определяемых как согласованием между пленкой и подложкой по размерам и форме кристаллических решеток, так и спецификой электростатического взаимодействия слоев на интерфейсе. Для подложки SrTiO_3 характерен послойный эпитаксиальный рост. Пленки на LaAlO_3 растут эпитаксиально, причем такой их рост начинается непосредственно от подложки. Они состоят из слегка разориентированных кристаллитов, растущих в направлении, близком к нормали к поверхности подложки. На MgO рост начинается с образования островков $\text{Ba}_x\text{Sr}_{1-x}\text{TiO}_3$, имеющих малую долю монокристаллической фракции, а также островков посторонней фазы, но с увеличением толщины пленки качество ее структуры улучшается и далее происходит эпитаксиальный рост, хотя дефектный слой толщиной

до 20 nm сохраняется. На $\alpha-Al_2O_3$ растет поликристаллическая пленка, в которой могут присутствовать текстурированные блоки.

Список литературы

- [1] L.C. Feldman, J.W. Mayer, S.R. Picraux. *Materials Analysis by Ion Channeling*. Academic Press, N.Y. (1992). 300 p.
- [2] В.В. Афросимов, Г.О. Дзюба, Р.Н. Ильин, М.Н. Панов, В.И. Сахаров, И.Т. Серенков, Е.А. Ганза. *ЖТФ* **66**, 12, 76 (1996).
- [3] D. Huttner, O. Meyer, J. Reiner, G. Linker. *Nucl. Instr. Meth. B* **118**, 578 (1996).
- [4] H. Ishiwara, S. Furukawa. *J. Appl. Phys.* **47**, 4, 1686 (1976).
- [5] С.Ф. Карманенко, А.И. Дедык, Н.Н. Исаков, В.И. Сахаров, И.Т. Серенков, Л.Т. Тер-Мартirosян. *Письма в ЖТФ* **25**, 19, 50 (1999).
- [6] В.В. Афросимов, Р.Н. Ильин, С.Ф. Карманенко, В.И. Сахаров, А.А. Семенов, И.Т. Серенков, Д.В. Яновский. *ФТТ* **41**, 4, 588 (1999).
- [7] L. Ryen, E. Olsson, L.D. Madsen, X. Wang, C.N.L. Edvardson, S.N. Jacobsen, U. Helmersson, S. Ruddner, L.-D. Wernlund. *J. Appl. Phys.* **83**, 9, 4884 (1998).
- [8] D.-W. Kim, D.-H. Kim, B.-S. Kang, T.W. Noh, D.R. Lee, K.B. Lee. *Appl. Phys. Lett.* **74**, 15, 2176 (1999).
- [9] В.В. Афросимов, Р.Н. Ильин, С.Ф. Карманенко, М.Н. Панов, В.И. Сахаров, И.Т. Серенков. *Поверхность* **8**, 71 (1997).
- [10] R.A. McKee, F.J. Walker, E.D. Specht, G.E. Jellison, L.A. Boatner. *Phys. Rev. Lett.* **72**, 17, 2741 (1994).
- [11] В.В. Афросимов, Е.К. Гольман, Р.Н. Ильин, Д.А. Плоткин, С.В. Разумов, В.И. Сахаров, И.Т. Серенков. *Перспективные материалы* **6**, 10 (1998).
- [12] C.H. Lei, C.L. Lia, J.G. Lisoni, M. Siegert, J. Schubert, Ch. Buchal, K. Urban. *J. Cryst. Growth* **219**, 4, 397 (2000).