

УДК 544.022.4

МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВАЯ ЭПИТАКСИЯ БУФЕРНЫХ СЛОЁВ $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2$ НА ПОДЛОЖКЕ $\text{Si}(100)$ ДЛЯ МОНОЛИТНЫХ ФОТОПРИЁМНЫХ УСТРОЙСТВ

Н. И. Филимонова, В. А. Илюшин, А. А. Величко

*Новосибирский государственный технический университет,
630073, г. Новосибирск, просп. К. Маркса, 20
E-mail: ninafilimonova@ngs.ru*

Исследование морфологии поверхности эпитаксиальных плёнок BaF_2 , выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии в различных режимах роста на поверхности $\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$, проведено методом атомно-силовой микроскопии. Слои CaF_2 получены на подложке $\text{Si}(100)$ в низкотемпературном режиме роста ($T_s = 500^\circ\text{C}$). Определены технологические режимы роста сплошных с гладкой поверхностью плёнок BaF_2 на $\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$, пригодных в качестве буферных слоёв для последующего роста слоёв PbSnTe или других полупроводников типа A_4B_6 и твёрдых растворов на их основе.

Ключевые слова: молекулярно-лучевая эпитаксия, фторид кальция, фторид бария, кремний, буферный слой, АСМ, морфология поверхности.

DOI: 10.15372/AUT20170315

Введение. Создание монокристаллических многоэлементных фотоприёмных устройств (ФПУ) ИК-диапазона является одним из перспективных направлений развития современной оптоэлектроники, так как это даст возможность снизить стоимость ФПУ в целом и улучшить характеристики приборов [1–3]. Вследствие того что схемы обработки сигналов формируются в кремнии, для обеспечения высоких электрофизических, структурных и морфологических параметров узкозонных полупроводниковых слоёв, в которых формируются фоточувствительные элементы, необходимо использовать буферные слои, позволяющие согласовать узкозонный полупроводник с кремниевой подложкой по параметрам кристаллической решётки и по коэффициенту температурного расширения. Перспективным материалом для создания ФПУ являются узкозонные полупроводники A_4B_6 и твёрдые растворы на их основе, поскольку весь ИК-диапазон можно перекрыть такими соединениями, как PbS , $\text{Pb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}$, PbTe , $\text{PbS}_{1-x}\text{S}_x$, $\text{Pb}_{1-x}\text{Eu}_x\text{Se}$, $\text{Pb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Te}$ [4–6]. Наиболее подходящий материал для эпитаксии соединений A_4B_6 (халькогенидов свинца) — фториды щёлочноземельных металлов, особенно BaF_2 , несмотря на различие в кристаллической структуре [5]. С одной стороны, рассогласование постоянных решёток BaF_2 и PbSe или PbTe не очень большое (–1, 2 и +4, 2 % соответственно); с другой — в отличие от стандартных полупроводниковых подложек типа Si и GaAs коэффициент теплового расширения BaF_2 при температурах выше 300 К идеально согласуется с коэффициентом теплового расширения халькогенидов свинца. Эпитаксиальные слои халькогенидов свинца на подложках BaF_2 обладают высоким структурным совершенством и имеют электрические характеристики, сравнимые с монокристаллическими объёмными образцами, подвергнутыми отжигу [5]. Также с высоким структурным качеством получены слои соединений A_4B_6 и твёрдых растворов на их основе (например, PbSnTe) на подложках $\text{Si}(111)$ при использовании слоёв $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2$ как буферных [7–9]. Но ввиду того что накопление, усиление и мультиплексирование сигналов фоточувствительных элементов осуществляются в интегральных схемах, которые формируются в кремниевых подложках ориентации (100), актуальной является задача получения фоточувствительных слоёв узкозонных материалов с высокими

ми электрофизическими и структурными параметрами на подложке Si(100). В работе [10] показано, что структурные и электрофизические параметры фоточувствительных слоёв PbSnTe сильно зависят от морфологии поверхности и структурного совершенства буферных слоёв фторидов щёлочно-земельных металлов на кремниевых подложках. В [11] получена практически атомарно-гладкая поверхность $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2$ на Si(100), её недостатком явилось наличие пустот в эпитаксиальных слоях $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2$, что, несомненно, снижает электрическую прочность диэлектрических слоёв и повышает токи утечки. В [12] сделана попытка получить буферные слои $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2$ с гладкой поверхностью и отсутствием пустот в диэлектрических слоях. На первом этапе исследовалась морфология поверхности эпитаксиальных плёнок BaF_2 , выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в различных режимах роста на поверхности слоя CaF_2 , полученного в высокотемпературном режиме роста ($T_s = 750^\circ\text{C}$) на подложках Si(100). Также показано, что эпитаксия BaF_2 при $T_s = 750^\circ\text{C}$ обеспечивает получение бездефектных плёнок с морфологией поверхности, приемлемой для последующего роста полупроводников типа A_4B_6 и твёрдых растворов на их основе, в то время как эпитаксия BaF_2 при температуре 600°C на начальной стадии роста приводит к образованию дефектов в виде проколов в эпитаксиальной плёнке, как в [11].

Цель данной работы — дальнейшая оптимизация режимов роста буферных эпитаксиальных слоёв BaF_2 на CaF_2 , осаждённых на подложку Si(100) при низкой температуре ($T_s = 500^\circ\text{C}$), обеспечивающих получение сплошных слоёв $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$ с более гладкой морфологией поверхности для последующего роста соединений слоёв A_4B_6 и твёрдых растворов на их основе (например, PbSnTe).

Методика эксперимента. Плёнки $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2$ были выращены методом МЛЭ на подложках Si(100) марки КЭФ-4.5. Стандартная предэпитаксиальная обработка подложек кремния включала стадии очистки в органических растворителях, травление окисла в HF и формирование пассивирующего окисла в $\text{H}_2\text{O}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{HNO}_3$. После загрузки подложки в модуль роста диэлектрических слоёв пассивирующий окисел удалялся отжигом при температуре $\sim 800^\circ\text{C}$ до появления отчётливой дифракционной картины Si(100)-(2 × 1). Затем последовательно выращивались слои CaF_2 и BaF_2 . Температура молекулярного источника подбиралась такой, чтобы скорость роста CaF_2 была в пределах 10–15 нм/ч. В данной работе в отличие от [12] представлены результаты исследования морфологии поверхности слоёв BaF_2 , полученных на слоях CaF_2 , которые выращены на Si(100) в низкотемпературном режиме роста ($T_s = 500^\circ\text{C}$). Температура молекулярного источника фторида бария варьировалась так, чтобы скорость роста BaF_2 находилась в пределах 40–50 нм/ч для всех образцов кроме B10 и B11. Эти образцы были получены при повышенной скорости роста от 150 до 170 нм/ч. Режимы роста слоёв BaF_2 на низкотемпературном $\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$ изменялись в целях создания оптимальных режимов, обеспечивающих получение сплошных слоёв с гладкой морфологией поверхности. Технологические режимы роста слоёв BaF_2 (образцов) представлены в таблице. Во всех случаях отжиг проводился при прерванном росте при температуре 850°C в течение 10 минут.

Микроморфология поверхности образцов исследовалась с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) "Solver P47H" фирмы NT-MDT (Москва). Для исключения артефактов, обусловленных неоднородностями молекулярного потока и температуры по площади подложки, измерения АСМ всегда проводились в точках, имеющих одинаковое конфигурационное расположение относительно устройств ростовой камеры. Сканирование осуществлялось в полуконтактном режиме с использованием кремниевых кантилеверов типа NSG-10, имеющих резонансную частоту 190–325 кГц, характерное латеральное разрешение АСМ 10–20 нм, и по направлению к нормали поверхности 1–2 Å. При измерениях сканирование проводилось параллельно и перпендикулярно направлению базового среза подложки Si(100), т. е. вдоль направлений [110] и $[\bar{1}\bar{1}0]$.

Номер образца	Температура подложки ВаF ₂ , °C	Эффективная толщина плёнки ВаF ₂ , нм	Z _{ср} , нм
В8	$T_{s_1} = 500$	~50	~8
	$T_{отж} = 850$	—	
	$T_{s_2} = 750$	~50	
	Общая толщина ВаF ₂	100	
В10	$T_{s_1} = 750$	~25	~3
	$T_{s_2} = 500$	~50	
	$T_{отж} = 850$	—	
	$T_{s_3} = 750$	~150	
	Общая толщина ВаF ₂	225	
В11	$T_{s_1} = 500$	~75	~140
	$T_{отж} = 850$	—	
	$T_{s_2} = 650$	~150	
	Общая толщина ВаF ₂	225	

Результаты эксперимента и их обсуждение. В таблице представлены параметры ростовых процессов слоёв ВаF₂, выращенных на низкотемпературных слоях СаF₂. Для всех образцов этой группы рост низкотемпературных слоёв СаF₂ проводился при температуре подложки $T_s = 500$ °C со скоростью 15 нм/ч. Толщина слоя СаF₂ составила порядка 15 нм. Так как первый буферный слой СаF₂ для всех образцов был одинаковым, то все отличия морфологии поверхности определялись режимами роста фторида бария. Процесс роста ВаF₂ состоял из трёх или четырёх этапов. На низкотемпературном слое СаF₂ сначала выращивался первый слой ВаF₂ при температуре T_{s_1} , затем рост останавливался и проводился отжиг, далее выращивался второй слой ВаF₂ при температуре T_{s_2} .

В серии образцов В8 рост фторида бария трёхстадийный. Первый слой ВаF₂ выращен последовательно за фторидом кальция без перерыва роста в течение 60 мин в низкотемпературном режиме (при температуре подложки ~500 °C). Затем был произведён отжиг в течение 10 мин при температуре 850 °C при прерванном росте. Второй слой ВаF₂ был выращен в течение 60 мин в высокотемпературном режиме (при температуре подложки 750 °C).

На рис. 1 представлены трёхмерное АСМ-изображение поверхности и статистическое распределение высот поверхностных образований структур В8. Область сканирования составляла 5 × 5 мкм. Наблюдаемая морфология поверхности соответствует трёхмерному механизму роста. На поверхности достаточно однородной плёнки ВаF₂ образца В8 формируются отдельно стоящие островки, имеющие форму усечённой пирамиды с прямоугольным основанием и плоской прямоугольной вершиной (рис. 1, а). Стороны прямоугольников ориентированы вдоль направлений [110] и $[1\bar{1}0]$ и имеют размеры порядка 149–156 нм (по $X \parallel [1\bar{1}0]$) и порядка 114–154 нм (по $Y \parallel [110]$). Максимальная высота пирамид не превышает 25 нм. Средняя высота микронеровностей ($Z_{ср}$) по области сканирования составляет ~8–9 нм. При этом средняя шероховатость (ΔZ) не превышает 1,63 нм.

Важно отметить, что средняя высота микронеровностей поверхности плёнки ВаF₂ не превышает 10 нм при общей толщине плёнки 100 нм. Из этого следует, что в плёнке отсутствуют пустоты, которые приводят к значительным токам утечки через буферные диэлектрические слои между фоточувствительным слоем и подложкой. Плёнка фторида бария является сплошной, а средняя высота микронеровностей поверхности равная ~8 нм

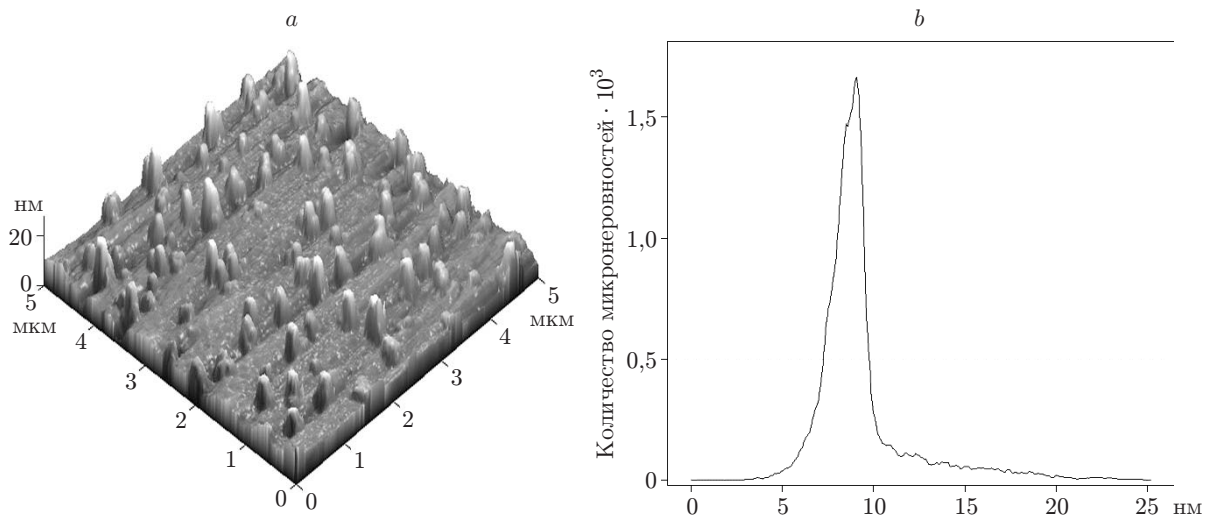


Рис. 1. Образец слоя $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$ В8: *a* — трёхмерное АСМ-изображение морфологии поверхности; *b* — статистическое распределение высот микронеровностей на поверхности

по данным, приведённым в работе [13], не должна препятствовать последующему росту фоточувствительных слоёв. В [13] получены пригодные для изготовления фотоприёмников структуры $\text{PbSnTe}:\text{In}$ на буферном слое $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2$ с микронеровностями поверхности BaF_2 порядка 10 нм. Учитывая результаты [14], можно сделать вывод, что эпитаксия BaF_2 в высокотемпературном режиме (при $T_s = 750^\circ\text{C}$) на завершающей стадии роста обеспечивает формирование сплошных плёнок с $Z_{\text{ср}} \sim 7\text{--}8$ нм независимо от режима роста CaF_2 . Данные технологические режимы роста могут быть использованы для выращивания буферных слоёв, пригодных для последующего роста слоёв PbSnTe или других полупроводниковых слоёв. Исследования, проведённые в [15, 16], показали, что диэлектрические слои $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2$ обладают достаточной электрической прочностью, механической и химической стойкостью и полностью вписываются, например, в стандартный маршрут изготовления КМОП/КНС интегральных схем, хотя следует отметить, что изготовление приборных структур на буферных слоях фторидов требует разработки технологических процессов с ограниченным применением воды. Но данные технологические проблемы давно были успешно решены как в отечественных [13, 15, 17–20], так и зарубежных [7, 21–23] работах.

Образцы В10 и В11 были выращены при повышенной скорости роста. Фторид бария в образце В10 получен по четырёхстадийной методике.

На первой стадии последовательно за фторидом кальция без перерыва роста в течение 10 мин в высокотемпературном режиме (при температуре подложки 750°C) был сформирован первый слой BaF_2 толщиной 25 нм со скоростью 150 нм/ч.

На второй стадии скорость роста была снижена до 50 нм/ч. Второй слой BaF_2 осаждался в течение 60 мин в низкотемпературном режиме (при температуре подложки 500°C).

На третьей производился отжиг в течение 10 мин при температуре 850°C при прерванном росте.

На четвёртой стадии скорость роста была такой же, как на первой, — приблизительно 150 нм/ч. Третий слой BaF_2 осаждался в течение 60 мин в высокотемпературном режиме (при температуре подложки 750°C).

На рис. 2 представлены трёхмерное АСМ-изображение поверхности и статистическое распределение высот поверхностных образований структур В10. Поверхность образ-

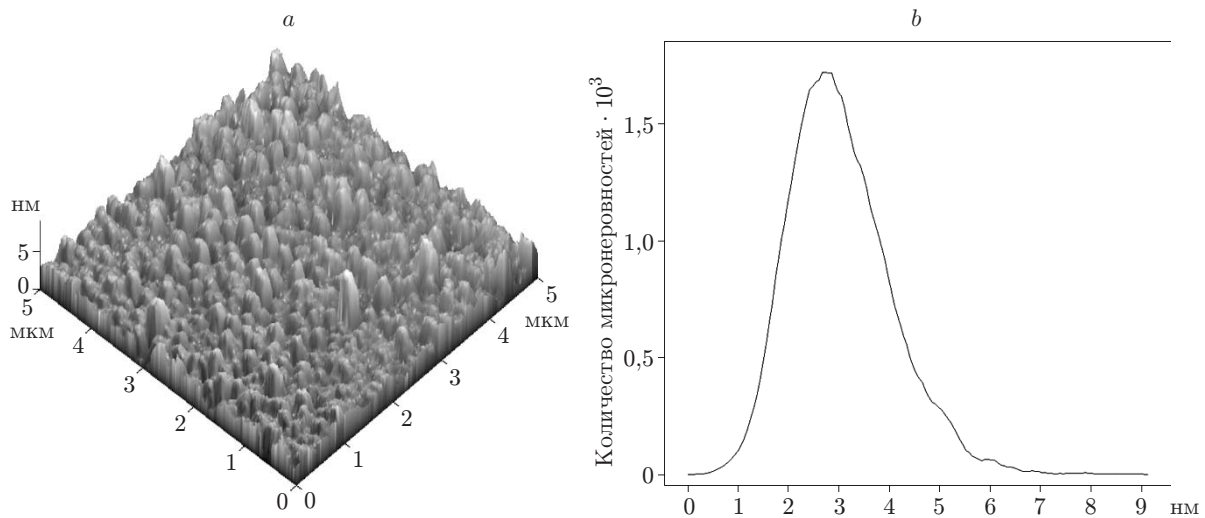


Рис. 2. Образец слоя $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$ B10

цов B10 равномерно и однородно без проколов покрыта островками прямоугольной, почти квадратной, формы с латеральными размерами порядка 153–213 нм (вдоль $X \parallel [1\bar{1}0]$) и 184–243 нм (вдоль $Y \parallel [110]$). Средняя высота микронеровностей не превышала 3 нм (от 2,67 до 3,04 нм), что более чем в 2 раза меньше аналогичной величины в плёнках фторида бария как предыдущего образца (B8), так и в плёнках, полученных на высокотемпературных слоях фторида кальция [12]. При этом средняя шероховатость поверхности не превышает 0,8 нм. Средняя высота микронеровностей ~ 3 нм при общей толщине плёнки BaF_2 225 нм свидетельствует о формировании сплошной плёнки без проколов и пустот, что гарантирует низкие токи утечки. Данные результаты интересны тем, что морфология поверхности плёнок фторида бария гораздо более гладкая, чем морфология поверхности нижележащих плёнок фторида кальция, полученных в низкотемпературном режиме ($T_s = 500$ °C) и имеющих более плохую морфологию [14]. Предложенный четырёхстадийный режим роста обеспечивает получение сплошных буферных слоёв $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2$ с гладкой морфологией поверхности, пригодной для дальнейшего роста фоточувствительных полупроводниковых слоёв соединений A_4B_6 и твёрдых растворов на их основе.

В серии образцов B11 рост BaF_2 был выполнен по двухстадийной методике.

На первой стадии последовательно за фторидом кальция без перерыва роста в низкотемпературном режиме (при температуре подложки 500 °C) получен первый слой BaF_2 толщиной 80 нм при скорости роста 160 нм/ч. Затем производился отжиг в течение 10 мин при 850 °C с прерыванием роста.

Второй слой BaF_2 осаждался в течение 60 мин при температуре подложки 650 °C с той же скоростью роста.

На рис. 3 представлены трёхмерное АСМ-изображение поверхности и статистическое распределение высот поверхностных образований структур B11. Область сканирования составила 5×5 мкм. Из рисунка хорошо видно, что на поверхности сформированы большие островки, имеющие форму усечённой пирамиды с прямоугольным основанием, и более малые островки с почти квадратным основанием. Латеральные размеры малых островков были порядка 200–300 нм. Они формируются на более крупных островках прямоугольной формы с латеральными размерами $700 \times (200\text{--}300)$ нм. Морфология поверхности грубая и неупорядоченная. Средняя высота микронеровностей составила 139,1 нм, при этом $\Delta Z = 26,86$ нм. Следовательно, режимы роста образца B11 не являются оптимальными. Известно, что повышенная скорость роста [24, 25] может привести к грубой морфологии

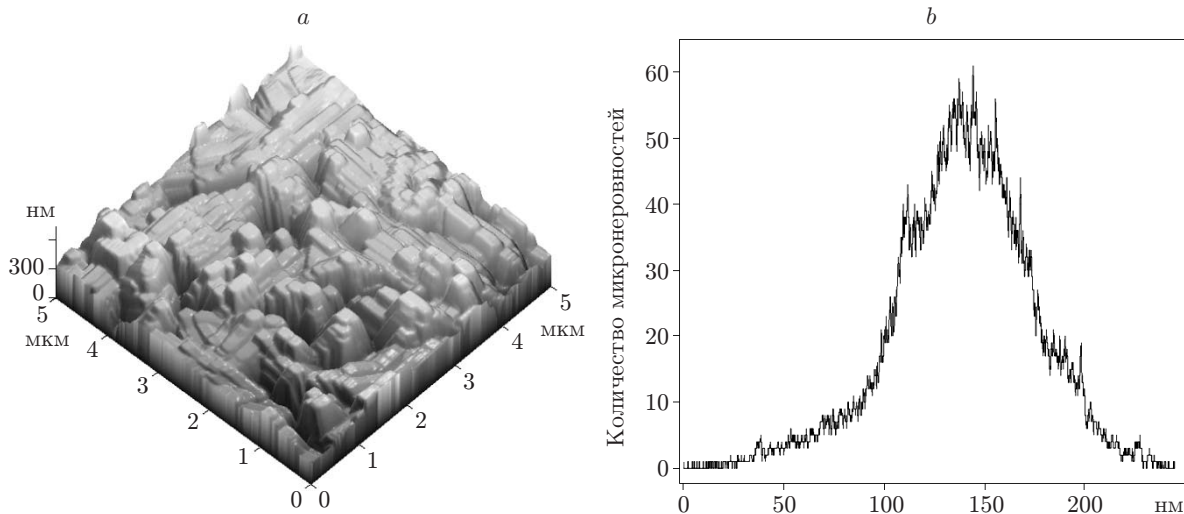


Рис. 3. Образец слоя $\text{BaF}_2/\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$ B11

поверхности. Новые островки на поверхности в этом случае возникают до того момента, когда предыдущий слой полностью сформируется и покроет подложку. Островки нового слоя, как известно, растут латерально за счёт присоединения диффундирующих по поверхности молекул и вертикально (нормально) путём зарождения новых слоёв на вершинах существующих островков. Относительные скорости этих процессов, зависящие как от величины молекулярного потока из источника, так и от различных диффузионных барьеров, соответствующих подложке, определяют в итоге морфологию поверхности растущей плёнки. Важно отметить, что скорости роста образцов B10 и B11 были одинаковы, в то время как средние высоты микронеровностей поверхности $Z_{\text{ср}}$ образцов различались приблизительно в 50 раз. Из таблицы видно, что большая часть плёнки образцов B10 получена в высокотемпературном режиме (при температуре подложки $750\text{ }^\circ\text{C}$), тогда как большая часть плёнки образцов B11 выращена в промежуточном режиме при температуре подложки порядка $650\text{ }^\circ\text{C}$. Вероятно, в диапазоне температур от 600 до $700\text{ }^\circ\text{C}$ резко меняются диффузионные барьеры, соответствующие хемосорбированному (или адсорбированному) интерфейсному и покровному слоям. Это даёт возможность заключить, что такие температуры не являются оптимальными для роста фторида бария.

Заключение. Приведённые экспериментальные данные позволяют сделать следующие выводы: эпитаксия BaF_2 при $T_s = 750\text{ }^\circ\text{C}$ на завершающей стадии роста (образцы B8) обеспечивает получение сплошных плёнок с $Z_{\text{ср}} \sim 7\text{--}8\text{ нм}$. Трёхстадийный процесс роста BaF_2 при $T_s = 750\text{ }^\circ\text{C}$ на начальной и завершающей стадиях роста с промежуточной стадией осаждения при $T_s = 500\text{ }^\circ\text{C}$ с отжигом (B10) позволяет сформировать сплошные слои с $Z_{\text{ср}} \sim 3\text{ нм}$. Слои, образованные в этих режимах (образцы B8 и B10), могут быть использованы в качестве буферных для последующего роста слоёв PbSnTe или других полупроводников типа A_4B_6 и твёрдых растворов на их основе.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Овсяк В. Н., Курышев Г. Л., Сидоров Ю. Г. и др. Матричные фотоприемные устройства инфракрасного диапазона. Новосибирск: Наука, 2001. 376 с.
2. Пат. 2278446 РФ. Интегральное многоэлементное фотоприемное устройство инфракрасного диапазона /А. А. Величко, В. А. Илюшин, Н. И. Филимонова и др. Оpubл. 20.06.2006, Бюл. № 17.

3. Пат. 158292 РФ. Фотоприемное устройство ИК-диапазона /А. А. Величко, В. А. Илюшин, Н. И. Филимонова и др. Опубл. 27.12.2015, Бюл. № 36.
4. McCann P. J., Li L., Furneaux J. E., Wright R. Optical properties of ternary and quaternary IV–VI semiconductor layers on (100) BaF₂ substrates // Appl. Phys. Lett. 1995. **66**, Is. 11. P. 1355–1357.
5. Springholz G., Shi Z., Zogg H. Molecular beam epitaxy of narrowgap IV–VI semiconductors // Thin Films: Heteroepitaxial Systems /Eds. W. K. Liu, M. B. Santos. Series on Directions in Condensed Matter Physics. Vol. 15. Singapore: World Scientific, 1999. P. 621–688.
6. Неизвестный И. Г., Климов А. Э., Кубарев В. В., Шумский В. Н. Приёмники излучения на основе плёнок PbSnTe:In, чувствительных в терагерцовой области спектра // Автометрия. 2016. **52**, № 5. С. 55–70.
7. Zogg H., Huppi M. Growth of high quality epitaxial PbSe onto Si using a (Ca, Ba)F₂ buffer layer // Appl. Phys. Lett. 1985. **47**, Is. 2. P. 133–135.
8. Wittmer M., Smith D. A., Segmuller A. et al. Characterization of epitaxial (Ca, Ba)F₂ films on Si(111) substrates // Appl. Phys. Lett. 1986. **49**, Is. 14. P. 898–900.
9. Zogg H., Majer P., Melchior H. Graded IIa-fluoride buffer layers for heteroepitaxy of lead chalcogenides and CdTe on Si // Journ. Cryst. Growth. 1987. **80**, Is. 2. P. 408–416.
10. Величко А. А., Илюшин В. А., Филимонова Н. И. и др. Влияние температурных режимов роста на морфологию поверхности многослойных структур PbSnTe/BaF₂/CaF₂/Si(100), полученных методом молекулярно-лучевой эпитаксии // Науч. вестн. НГТУ. 2006. № 4(25). С. 131–137.
11. Fang X. M., McCann P. J., Liu W. K. Growth studies of CaF₂ and BaF₂/CaF₂ on (100) silicon using RHEED and SEM // Thin Solid Films. 1996. **272**, Is. 1. P. 87–92.
12. Филимонова Н. И., Илюшин В. А., Величко А. А. Исследование особенностей гетероэпитаксии BaF₂ на слоях CaF₂/Si(100), полученных в высокотемпературном режиме роста // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2017. № 1. С. 79–84.
13. Акимов А. Н., Беленчук А. В., Климов А. Э. и др. Тонкопленочные структуры PbSnTe:In/BaF₂/CaF₂/Si для монокристаллических матричных фотоприёмных устройств дальнего ИК-диапазона // Письма в ЖТФ. 2009. **35**, № 11. С. 88–95.
14. Илюшин В. А., Величко А. А., Филимонова Н. И. Влияние температурных режимов роста на морфологию поверхности пленок CaF₂/Si(100), полученных МЛЭ // Науч. вестн. НГТУ. 2007. № 3(28). С. 197–202.
15. Величко А. А. Разработка технологии оптоэлектронных ИС на гетероструктурах полупроводник—(Ca, Sr, Ba)F₂—полупроводник: Дисс. ... д-ра техн. наук. Новосибирск, 1999. 372 с.
16. Величко А. А., Илюшин В. А., Антонова И. В., Филимонова Н. И. Влияние режимов молекулярно-лучевой эпитаксии на морфологию поверхности и электрофизические параметры структур CaF₂/BaF₂/Si(100) // Сб. науч. тр. НГТУ. 2005. № 4(42). С. 77–82.
17. Алтухов А. А., Митягин А. Ю. Перспективные структуры «кремний на диэлектрике» КМОП ИС на основе эпитаксиальных слоев Si/CaF₂/Si // Микроэлектроника. 2001. **30**, № 2. С. 113–118.
18. Величко А. А., Кольцов Б. Б. Электрофизические параметры КМОП-транзисторов на основе эпитаксиальной структуры Si/CaF₂/Si // Микроэлектроника. 1997. **26**, № 1. С. 54–58.
19. Величко А. А., Кольцов Б. Б., Окомельченко И. А. Новый КМОП-транзистор на основе гетероструктуры Si/CaF₂/Si // Электронная промышленность. 1992. № 5. С. 50–51.
20. Кольцов Б. Б. Разработка технологии КМОП ИС на структурах КНД: Автореф. дисс. ... канд. техн. наук. Новосибирск, 2001. 26 с.

21. **Zogg H., Alchalabi K., Zimin D. et al.** Two-dimensional monolithic lead chalcogenide infrared sensor array on silicon read-out chip // Nuclear Instrum. Meth. Phys. Res. A. 2003. **512**, Is. 1–2. P. 440–444.
22. **Masek J., Ishida A., Zogg H. et al.** Monolithic photovoltaic PbS-on-Si infrared-sensor array // IEEE Electron Device Lett. 1990. **11**, Is. 1. P. 12–14.
23. **Zogg H., Maissen C., Masek J. et al.** Heteroepitaxial $\text{Pb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}$ on Si infrared sensor array with 12 μm cutoff wavelength // Appl. Phys. Lett. 1989. **55**, Is. 10. P. 969–971.
24. **Чернов А. А., Гиваргизов Е. И., Багдасаров Х. С. и др.** Современная кристаллография. Т. 3. Образование кристаллов /Под. ред. Д. Е. Темкина. М.: Наука, 1980. 407 с.
25. **Olmstead M. A.** Heteroepitaxy of disparate materials: from chemisorption to epitaxy in $\text{CaF}_2/\text{Si}(111)$ // Thin Films: Heteroepitaxial Systems /Eds. W. K. Liu, M. B. Santos. Series on Directions in Condensed Matter Physics. Vol. 15. Singapore: World Scientific, 1999. Ch. V. P. 211–266.

Поступила в редакцию 8 декабря 2016 г.
