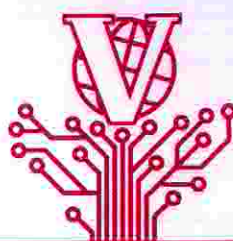


НАНО

ИНДУСТРИЯ



НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ФОРУМ
МИКРОЭЛЕКТРОНИКА-2019

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ФОРУМ
«Микроэлектроника-2019»

Часть I

5-я Международная научная конференция
«Электронная компонентная база
и микроэлектронные модули»
Сборник докладов

Республика Крым,
г. Алушта, 30 сентября – 05 октября 2019 г.



ТЕХНОСФЕРА

Концерн создан в 2002 году, когда по указу президента Российской Федерации и постановлению правительства Российской Федерации в АО «Концерн ПВО «Алмаз – Антей» были объединены 46 предприятий: заводов, научно-производственных объединений, конструкторских бюро и научно-исследовательских институтов, которые занимались разработкой и производством зенитных ракетных комплексов малой, средней и большой дальности действия, основных типов средств радиолокационной разведки и автоматизированных систем управления. Затем в 2007 году произошло укрупнение концерна, и на сегодня в его составе более шестидесяти предприятий из семнадцати регионов страны.

Концерн стал первым крупным холдингом, созданным в рамках Федеральной целевой программы «Реформирование и развитие оборонно-промышленного комплекса (2002–2006 годы)». На его долю выпала функция первопроходца в решении проблем формирования акционерного капитала и корпоративной системы управления.



При осуществлении самостоятельной внешнеторговой деятельности концерн обладает правом на производство следующих видов работ и оказание услуг при эксплуатации ранее поставленной продукции военного назначения:

- поставка запасных частей, агрегатов, узлов, приборов, комплектующих изделий, специального, учебного и вспомогательного имущества, технической документации к ранее поставленной продукции военного назначения;
- проведение работ по освидетельствованию, эталонированию, продлению срока эксплуатации, техническому обслуживанию, ремонту (в том числе с модернизацией, предполагающей проведение НИОКР), утилизации и других работ, обеспечивающих комплексное сервисное обслуживание ранее поставленной продукции военного назначения;
- обучение иностранных специалистов проведению указанными работами;
- участие в создании совместных с иностранными заказчиками предприятий (организаций), занимающихся техническим обслуживанием, ремонтом и уничтожением (утилизацией) продукции военного назначения, создание и дооборудование на территории иностранных государств объектов, обеспечивающих комплексное сервисное обслуживание поставленной продукции военного назначения.

www.almaz-antey.ru

Акционерное общество «Концерн воздушно-космической обороны «Алмаз – Антей»

Российская Федерация, 121471, г. Москва, ул. Верейская, д. 41
тел. +7 (495) 276 29 80, факс +7 (495) 276 29 81
e-mail: antey@almaz-antey.ru

IN THE ISSUE СОДЕРЖАНИЕ

Plenary reports	9	Пленарные доклады
Prospects of development and requirements for radar systems components <i>A. I. Sinani</i>	9	Перспективы развития и требования к компонентной базе радиолокационных систем <i>А. И. Синани</i>
Navigationally connected VLSIs and modules	12	Навигационно-связные СБИС и модули
Tasks of practical implementation of local navigation systems <i>I. L. Korneev V. V. Egorov</i>	12	Задачи практического применения локальных систем навигации <i>И. Л. Корнеев В. В. Егоров</i>
Design principles of geodetic grade GNSS receiver based on MC149.01 module <i>M. Yu. Klimenko S. V. Landyshev</i>	18	Принципы построения геодезического навигационного приемника на базе модуля MC149.01 <i>М. Ю. Клименко С. В. Ландышев</i>
VLSI of digital processor for generating and processing noise-like signals used in communication systems based on NeuroMatrix@NMC3 processor core <i>D. E. Kosorukov V. Yu. Zaletov V. V. Sevrukov V. V. Gordeev A. A. Komlev</i>	21	СБИС цифрового процессора для формирования и обработки шумоподобных сигналов в системах связи на базе ядра NMC3 <i>Д. Е. Косоруков В. Ю. Залетов В. В. Севрюков В. В. Гордеев А. А. Комлев</i>
Methodology of building radio channels with noise-like signals to control an unmanned aerial vehicle <i>A. R. Popov</i>	28	Методология построения каналов радиосвязи с шумоподобными сигналами для управления беспилотным летательным аппаратом <i>А. Р. Попов</i>
High-performance computation systems	31	Высокопроизводительные вычислительные системы
Practice of using sockets for test benches and sorting processors <i>A. A. Vinogradov A. S. Vorobiev A. S. Gladkikh</i>	31	Практика применения сокетов для стендов тестирования и разбраковки процессоров <i>А. А. Виноградов А. С. Воробьев А. С. Гладких</i>
Analysis of technologies for manufacturing a multi-core processor package <i>A. S. Vorobiev</i>	40	Анализ технологий для изготовления корпуса многоядерного процессора <i>А. С. Воробьев</i>
Increasing the reliability of a die power distribution network <i>V. S. Generalov E. A. Krasnyukov</i>	45	Повышение устойчивости распределенной системы питания кристалла <i>В. С. Генералов Е. А. Краснюков</i>
Description and hardware error handling in CAN 2.0 <i>V. R. Dzhafarov</i>	50	Описание и аппаратная обработка ошибок в интерфейсе CAN версии 2.0 <i>В. Р. Джафаров</i>

Выпускается при содействии Министерства промышленности и торговли Российской Федерации. Журнал включен в Российский индекс научного цитирования, в базу RSCI на платформе Web of Science и в Перечень ВАК (с 18.03.2016)

Редационный совет:
И. БЕЛЯЕВ, Ю. БОРИСОВ, С. БУЛЯРСКИЙ, В. БЫКОВ, П. ВЕРНИК, В. КАНЕВСКИЙ, А. ЛАТЫШЕВ, В. ЛУКИЧЕВ, В. ЛУЧИНИН, П. МАЛЫЦЕВ, Ю. ПАРХОМЕНКО, А. РЕЗНЕВ, А. САУРОВ (гл. ред.), А. СИГОВ, В. ТЕЛЕЦ, П. ТОДУА, Ю. ЧАПЛЫГИН, И. ЯМИНСКИЙ

Главный редактор: А. САУРОВ
Зам. главного редактора: А. АЛЕШИН
Стр. секретарь: Э. ГАЗИНА journal@electronics.ru
Компьютерная верстка: ИП Р. АВТУШЕНКО
Дизайн: Н. СЕМЯЧКИНА

Отдел рекламы:
А. ЦАПЛИН ats71@mail.ru
О. ЛАВРЕНТЬЕВА lano@technosphere.ru
Сбыт: А. МЕТЛОВ sales@electronics.ru
Подписка: Е. ЗАЙКОВА magazine@technosphere.ru

Учредитель: АО «РИЦ «ТЕХНОСФЕРА»
Генеральный директор: О. КАЗАНЦЕВА
НАНОИНДУСТРИЯ ©
Перерегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи и массовых коммуникаций 7.09.2017 ПИ № ФС77-70992

Журнал издается 8 раз в год с 2012 года
Тираж спецвыпуска 150 экз. Цена договорная
Подписано в печать 15.06.2020, заказ № Т-96

© При перепечатке ссылка на журнал «НАНОИНДУСТРИЯ» обязательна.

Мнение редакции не всегда совпадает с точкой зрения авторов статей.
Рукописи рецензируются, но не возвращаются.
За содержание рекламных материалов редакция ответственности не несет.

Отпечатано в полном соответствии с качеством предоставленного электронного оригинал-макета в типографии АО «Т 8 Издательские Технологии» 109316, г. Москва, Волгоградский проспект, д. 42

АО «РИЦ «ТЕХНОСФЕРА»
Адрес редакции:
ул. Краснопролетарская, д. 16, стр. 2
Для писем: 125319, Москва, а/я 91
Тел.: +7 (495) 234-0110 доб. 183
Факс: +7 (495) 956-3346
E-mail: journal@electronics.ru
Internet http://www.nanoindustry.su
http://elibrary.ru
http://e.lanbook.ru



УДК 53.087.04: 621.793.1: 546.1/681

DOI: 10.22184/1993-8578.2020.13.3s.148.153

ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНОГО СЛОЯ AlN НА ТЕМПЛЕЙТАХ 3C-SiC/Si(111) МЕТОДОМ АММИАЧНОЙ МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИИ

FORMING AlN NUCLEATION TRANSITION LAYER ON 3C-SiC/Si(111) VIRTUAL SUBSTRATES BY MOLECULAR BEAM EPITAXY IN AMMONIA ATMOSPHERE

ФЕДОТОВ С. Д.^{1,2}

fedotov.s.d@yandex.ru

БАБАЕВ А. В.^{1,2}СТАЦЕНКО В. Н.²

vstatsenko@epiel.ru

ЦАРИК К. А.³

tsarik_kostya@mail.ru

НЕВОЛИН В. К.³¹ ООО ОНСИ

г. Москва, г. Зеленоград

² АО «Эпиэл»

г. Москва, г. Зеленоград

³ Национальный исследовательский университет «МИЭТ»
124498, г. Москва, г. Зеленоград, площадь Шокина, 1FEDOTOV S. D.^{1,2}

fedotov.s.d@yandex.ru

BABAEV A. V.^{1,2}STATSENKO V. N.²

vstatsenko@epiel.ru

TSARIK K. A.³

tsarik_kostya@mail.ru

NEVOLIN V. K.³¹ ONSI Ltd.

Moscow, Russia

² Epitel JSC

Moscow, Russia

³ National Research University of Electronic Technology
1 Shokin Square, Zelenograd, Moscow, 124498, Russia

Представлены результаты изучения морфологии поверхности и структуры слоев AlN, сформированных аммиачной МЛЭ на темплейтах 3C-SiC/Si(111) on-axis- и 4° off-axis-разориентации. Опробован технологический режим низкотемпературной эпитаксии зародышевого слоя AlN на поверхности 3C-SiC(111). Среднеквадратичная шероховатость поверхности (5×5 мкм) слоев AlN толщиной 150±50 нм составила 2,5–3,5 нм на темплейтах 3C-SiC/Si(111) on-axis и 3,3–3,5 нм на 4° off-axis. Показано уменьшение шероховатости смачивающего слоя AlN при изменении скорости роста. Получены монокристаллические слои AlN(0002) со значениями FWHM (ω-геометрия) 1,4–1,6°.

Ключевые слова: молекулярно-лучевая эпитаксия; МЛЭ; нитрид алюминия; AlN; карбид кремния; SiC.

The paper presents the surface morphology and crystal structure of AlN layers formed by ammonia MBE on 3C-SiC/Si(111) on-axis and 4° off-axis disorientation. It offers the technological approach of low-temperature epitaxy of the AlN nucleation layer on the 3C-SiC(111) surface. Root mean square roughness (5×5 μm) of AlN layers with thickness of 150±50 nm was 2.5–3.5 nm onto on-axis templates and 3.3–3.5 nm onto 4° off-axis. It appears that the RMS roughness of the AlN surface is changing with the growth rate variation. Single-crystal AlN(0002) layers with FWHM values (ω-geometry) of 1.4–1.6° have been obtained.

Keywords: molecular-beam epitaxy; MBE; aluminum nitride; AlN; silicon carbide; SiC.

Выдающиеся эксплуатационные характеристики силовых и СВЧ-приборов на основе нитрида галлия (GaN) обеспечили стремительную эволюцию технологий получения соединений нитридов металлов III группы (Ga(Al)N, In-N). СВЧ-транзисторы на GaN с высокой подвижностью электронов (HEMT) способны работать на частоте более 200 ГГц при достаточно высокой удельной мощности, достигающей 40 Вт·мм⁻¹ [1]. Высокопроизводительные силовые GaN-транзисторы с рабочими характеристиками 1200 В — 50 А и 650 В — 200 А в настоящее время активно разрабатываются

для использования в автомобильной индустрии [2]. Классическим материалом для роста гетероэпитаксиальных III-N-слоев считается гексагональный политип карбида кремния (4H-SiC), в настоящее время повсеместно используемый в виде стандартных подложек диаметром 100 мм. Однако стоимость подложек 4H-SiC существенно ограничивает их распространение на рынке СВЧ-электроники и, наряду с ограничениями по диаметру, делает использование гетероструктур Ga(Al)N/4H-SiC коммерчески невыгодным в области производства силовой GaN-электроники. В последнее время технологии роста

GaN на кремнии (GaN-on-Si) привлекают внимание все большего числа ведущих компаний полупроводниковой отрасли. Потенциальная возможность снижения себестоимости микроэлектронных изделий за счет уменьшения стоимости подложечного материала и использования подложек большого диаметра (≥200 мм) делает технологию GaN-on-Si исключительно привлекательной для производителей СВЧ- и силовой GaN-электроники. К тому же использование подложек Si большого диаметра и интеграция структур Ga(Al)N/Si в кремниевую технологию КМОП ИС прогнозируются многими экспертами как единственно возможный путь покорения значительной доли рынка электроники будущего, в котором высокие мощность и производительность будут востребованы, как никогда ранее [3, 4].

Несмотря на высокую перспективность экономического развития технологии GaN-on-Si, эксплуатационные характеристики и надежность HEMT на гетероструктурах Ga(Al)N/Si страдают от недостаточно высокого удельного сопротивления подложек Si. В процессе эпитаксиального наращивания III-N-соединений происходит автолегирование даже высокоомных (более 1 кОм) подложек Si. В результате этого происходит образование паразитного проводящего канала и электрических емкостей в высокоомной подложке кремния, что сказывается на динамических СВЧ-характеристиках и пробивном напряжении HEMT-транзисторов. Теплопроводность Si в три раза меньше, чем 4H-SiC, вследствие чего рассеяние тепла при высокой частоте работы HEMT крайне затруднено. Поэтому все больше институтов и инновационных предприятий по всему миру исследуют возможность использования виртуальных подложек (темплейтов) для роста III-N-соединений. Под понятием виртуальной подложки или темплейта подразумевают отдельно изготовленную гетероструктуру на основе стандартной подложки Si со слоем материала или соединения, обеспечивающего решение большинства технических и технологических проблем технологии GaN-on-Si [5, 6].

На сегодняшний день наиболее распространенной и перспективной технологией создания темплейтов для роста III-N является формирование гетероструктур кубического карбида кремния на кремнии (3C-SiC/Si). При комнатной температуре Si(111) обладает термическим коэффициентом линейного расширения (ТКЛР) около 2,6·10⁻⁶ К⁻¹ и постоянной решетки 0,384 нм, в то время как N-полярный GaN(0002) имеет более высокий ТКЛР 5,6·10⁻⁶ К⁻¹ и постоянную решетки 0,319 нм параллельно плоскости роста. Приведенные различия являются основными причинами формирования высоких механических напряжений и дефектности слоев GaN/Si. В то же время 3C-SiC обладает ТКЛР около 4,5·10⁻⁶ К⁻¹ и более близкой к GaN постоянной решетки 0,329 нм [7]. Использование переходного слоя 3C-SiC обеспечивает уменьшение различий ТКЛР и кристаллической структуры GaN/Si. Теплопроводность 3C-SiC сравнима с 4H-SiC, что обеспечивает лучшее рассеяние тепла при работе GaN-электроники. Кроме того, слой 3C-SiC выполняет роль химического барьера в процессе газофазного или молекулярно-лучевого наращивания Ga(Al)N на кремнии. Кубический карбид защищает поверхность подложки Si от повреждения триметилгаллием и аммиаком, а также блокирует диффузию элементов Al и Ga в кремний.

Тем не менее среди исследователей до сих пор нет общего мнения касательно методов формирования и требуемых характеристик темплейтов 3C-SiC/Si. Стандартным способом роста слоя карбида на Si является процесс газофазной

эпитаксии толстых слоев 3C-SiC (около 2–2,5 мкм), в котором SiC осаждают из смеси пропана и моносилана при температуре ~1300 °C [8]. Как пример, результаты японских исследователей [9–11] указывают на возможность формирования толстых ~2,5 мкм монокристаллических слоев 3C-SiC на подложках Si(111). Выращенный на данных темплейтах слой нитрида галлия обладает шириной кривой качания на полувысоте максимума (FWHM) GaN(0002) около 390–500 arcsec. Однако исследователи отмечают, что только при толщине 3C-SiC ≤100 нм возможно получить гетероструктуру 3C-SiC/Si без растрескиваний и с минимальным прогибом. Последние технологические разработки в области гетероэпитаксии 3C-SiC/Si позволили снизить температуру газофазного осаждения карбида до 700 °C за счет проведения процесса при пониженном давлении (менее 100 Торр) с включением триметилсилана и дисилана в паразитную смесь [12, 13]. В свою очередь, группа немецких ученых произвела исследования, направленные на формирование HEMT GaN-транзисторов на кремнии с переходным ультратонким слоем 3C-SiC (<100 нм) [14–16]. Карбид кремния выполнял функцию защитного слоя при эпитаксии Ga(Al)N-соединений, что позволило исследователям достичь подвижности 2DEG HEMT около 1760 см²В⁻¹с⁻¹ при использовании 20 нм барьерного слоя Al_{0,2}GaN. В этом году команда исследователей из Института прикладной физики Фраунгофера представила результаты исследования роста AlGaIn/GaN-гетерокомпозиций для HEMT на темплейтах 3C-SiC/Si(111) [17]. На виртуальных подложках методом MOCVD были выращены структуры AlGaIn/GaN толщиной 5 мкм без трещин и с прогибом ±50 мкм. Величина FWHM для GaN(0002) составила 350 arcsec, холловские измерения продемонстрировали сопротивление слоя GaN около 400 Ом/кв и подвижность в диапазоне 1400–1500 см²В⁻¹с⁻¹. Эти результаты подтверждают потенциальную возможность формирования GaN-электроники на темплейтах 3C-SiC/Si, при этом характеристики получаемых слоев Ga(Al)N практически не уступают аналогам на подложках 4H-SiC.

Цель настоящей работы заключается в изучении процесса молекулярно-лучевой эпитаксии смачивающего слоя AlN в аммиачной среде на темплейтах 3C-SiC(111) с отклонением ориентации подложки Si от плоскости (111) на 4° (off-axis) и без отклонения (on-axis).

Описываемые в данной работе гетероэпитаксиальные слои AlN были сформированы на поверхности темплейтов 3C-SiC/Si(111) диаметром 100 мм. Темплейты отличались отсутствием визуальных дефектов поверхности, значением прогиба не более ±30 мкм, а также однородным распределением слоя 3C-SiC толщиной 300 нм по поверхности подложки Si с отклонением не более ±10 нм. Основными проблемами структур при данной толщине слоя 3C-SiC являются кристаллическая и шероховатость поверхности. Рентгеноструктурный анализ в ω-геометрии показал разориентацию кристаллитов 3C-SiC относительно оси (111) на угол 2–3° в зависимости от разориентации подложки, при этом дифрактограммы в 0-2θ показали отсутствие других кристаллических фаз кроме 3C-SiC(111). Рабочая поверхность характеризовалась однородным микрорельефом со среднеквадратичной шероховатостью (RMS) поверхности порядка 3±0,2 нм. Формирование смачивающего переходного слоя AlN производилось в целях уменьшения шероховатости рабочей поверхности и создания оптимальных условий для последующего роста композиций Ga(Al)N. Наращивание гетероэпитаксиального слоя AlN на темплейтах 3C-SiC/Si является

ключевой стадией роста III-N композиции на кремнии. Оптимально сформированный слой AlN способен обеспечить аннигиляцию прорастающих дислокаций, компенсацию растягивающих напряжений и уменьшение шероховатости рабочей поверхности [18].

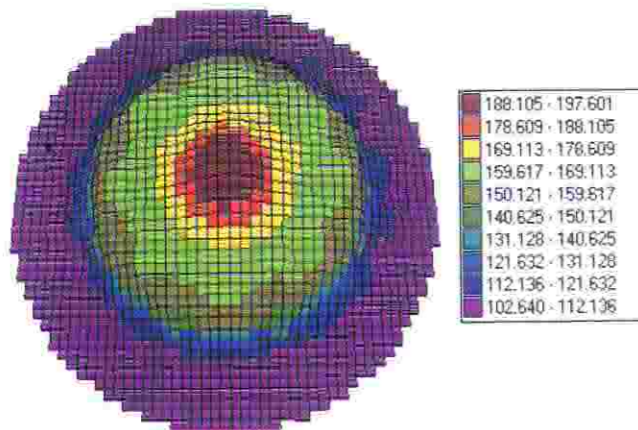


Рис. 1. Распределение толщины AlN на темплейте 3C-SiC/Si в зависимости от тепловода, заданного специальной конфигурацией подложкодержателя

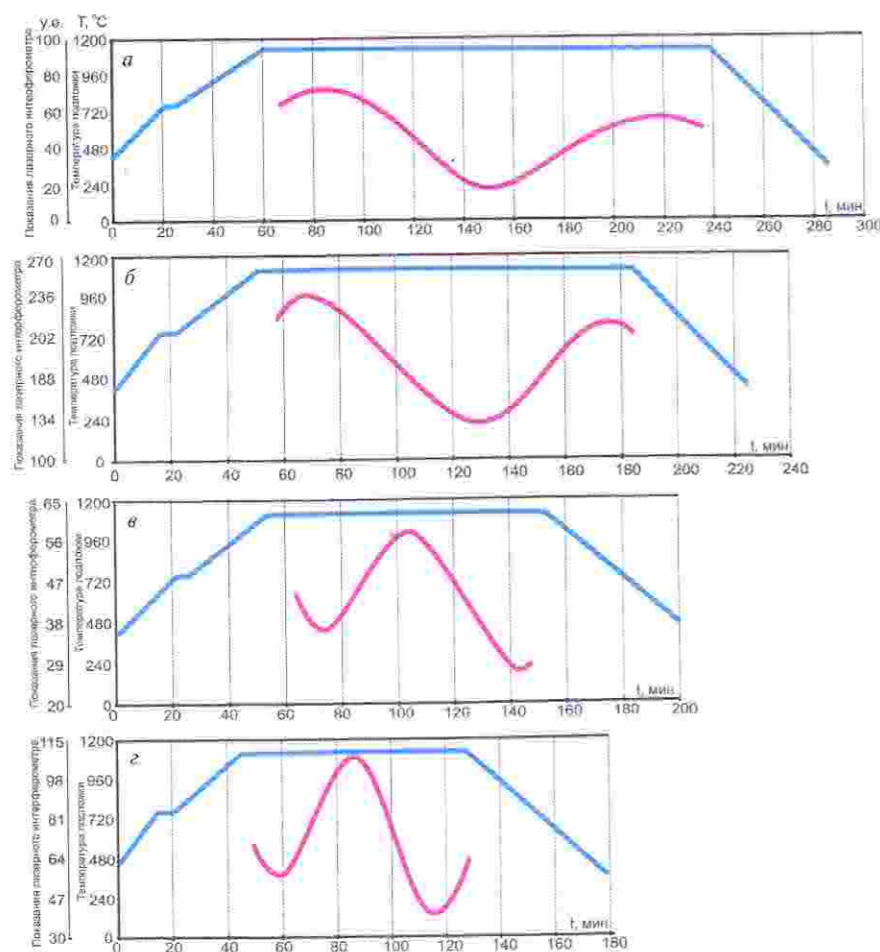


Рис. 2. Циклограммы изменения температуры и коэффициента отражения от поверхности AlN на протяжении эпитаксиального процесса: а — off-axis при скорости роста 80 нм/ч (образец №1); б — off-axis при скорости роста 90 нм/ч (образец №2); в — on-axis при скорости роста 100 нм/ч (образец №3); г — on-axis при скорости роста 150 нм/ч (образец №4)

ЭКСПЕРИМЕНТ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Гетероэпитаксия слоев AlN была проведена в нанотехнологическом комплексе «Нанофаб-100» (ООО НТ-МДТ, РФ), имеющем в своем составе модуль аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии STE3N3 (ЗАО «Научное и технологическое оборудование», SemiTEq GmbH). Равномерность распределения температуры по площади рабочей поверхности темплейтов 3C-SiC/Si обеспечивалась за счет бесконтактного ИК-нагрева. В целях обеспечения условий сверхвысокой чистоты МЛЭ роста исходные подложки предварительно загружались в шлюзовую камеру, откачиваемую до 10^{-7} Па, после чего производился отжиг не менее 1 ч при 650 °С при давлении $\sim 1 \cdot 10^{-7}$ Па для удаления воды и естественного окисла с поверхности темплейтов. В качестве источников III-N использовались стандартные эффузионные ячейки. В качестве материалов использовался алюминий (6N5) — 99,99995%. В качестве источника азота использовался инжектор с возможностью подогрева, через который в камеру роста подавался аммиак (NH₃) марки blue grade (6N5), то есть 99,99995%. Использование аммиачного источника позволило многократно повысить количество реакционноспособных атомов азота, в результате чего высокая температура роста (относительно МЛЭ с использованием N₂) должна была потенциально обеспечить низкую дефектность и шероховатость получаемых слоев AlN.

Эпитаксиальный рост AlN начинался с низкотемпературной стадии. Низкотемпературный рост слоя AlN на подложке 3C-SiC производился в течение одной минуты при температуре подложки 750 °С. При этом атомарный поток алюминия от эффузионной ячейки поддерживал необходимую скорость роста (V_p) слоя. Далее наращивание AlN происходило в высокотемпературном режиме при температуре 1180–1200 °С. Скорость роста слоя контролировалась атомарным потоком алюминия, что позволило произвести процессы при различной V_p в диапазоне 50–150 нм/ч. Для всех процессов роста AlN значение расхода потока аммиака составило 100 ссст.

Контроль толщины в процессе молекулярно-лучевого роста проводился методом лазерной интерферометрии с помощью He/Ne-лазера (632,8 нм). Запись интерференционной картины в режиме реального времени позволила непосредственно во время процесса измерять толщину и скорость роста пленки. Луч лазерного интерферометра был направлен в центр пластины. В целях эксперимента была использована конфигурация подложкодержателей, обеспечивающая зональный теплоотвод от поверхности подложки. На каждой пластине толщина слоя варьировалась от 100 до 200 нм, как показано на рис. 1. Было совмещено варьирование V_p с помощью изменения атомарного потока Al и температуры нагрева в одном

Таблица 1. Статистические данные АСМ для образцов AlN/3C-SiC/Si

№	Тип 3C-SiC/Si	Точка	Разброс высоты, нм	Среднее значение высоты, нм	Шероховатость, R _q , нм	Среднеквадратичная шероховатость, R _q , нм	Средняя R _q по пластине (5 точек), нм
1	Si(111) 4° off-axis	центр	30,85	14,22	2,76	3,5	3,49
		R/2	30,68	12,32	2,63	3,36	
2	Si(111) 4° off-axis	центр	53,18	15,05	2,67	3,56	3,31
		R/2	54,75	25,14	2,63	3,48	
3	Si(111) 0° on-axis	центр	58,56	9,92	1,88	3,50	3,52
		R/2	39,29	10,4	2,69	3,92	
4	Si(111) 0° on-axis	центр	37,88	7,27	1,31	2,25	2,53
		R/2	64,85	5,96	1,28	2,59	

процессе. Структурное качество поверхности слоя AlN оценивалось в центральной зоне и на расстоянии около R/2 от центра при толщине слоя AlN 200 ± 10 и 150 ± 10 нм соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 продемонстрированы циклограммы процесса эпитаксиального наращивания слоев AlN методом аммиачной МЛЭ. Показаны изменения температуры и коэффициента отражения от поверхности наращиваемых слоев на протяжении эпитаксиального процесса. Представлены циклограммы процессов для двух типов темплейтов (off-axis и on-axis), в которых получены слои AlN оптимального качества. Характер полученных осциллограмм сигнала интерферометра указывал на протекание различного механизма роста слоя AlN на поверхности 3C-SiC/Si двух типов. Как видно из циклограмм, в случае роста на поверхности темплейта off-axis-сигнал начинался с максимума (рис. 2а и б), для on-axis (рис. 2в и г) сигнал интерферометра начинался с минимума и возрастал. Как известно, при разориентации монокристаллической подложки Si относительно главной оси на рабочей поверхности появляются атомарные террасы или ростовые ступени, геометрические размеры которых определяются углом разориентации. Вероятно, условия зарождения кристаллитов AlN и их наращивание происходят неодинаково.

Обнаружено, что интенсивность максимумов коэффициента отражения возрастает при увеличении скорости роста AlN. При этом для слоев AlN на темплейтах off-axis коэффициент отражения был в несколько раз выше, чем для on-axis, что указывает на лучшую кристалличность эпитаксиальных слоев на темплейтах off-axis. При увеличении скорости роста AlN происходило смещение максимумов (для off-axis) или минимумов (для on-axis). По разбросу экстремумов и по величине коэффициента отражения на циклограммах видно, что поверхности образца off-axis №2 (рис. 2б) и образца on-axis №4 (рис. 2г) обладают предположительно более качественной структурой.

Оценка структурного качества и морфологии поверхности слоев AlN проводилась методом атомно-силовой микроскопии. Использованы кантилеверы NSG30 (NT-MDT) с золотым покрытием обратной стороны, радиусом закругления иглы 10 нм и асектичным соотношением 5:1. Резонансная частота кантилеверов находилась между 220 кГц и 440 кГц. Режим полуконтактного сканирования проводился с частотой 0,7 Гц на строку одного скана. В табл. 1 продемонстрированы статистические

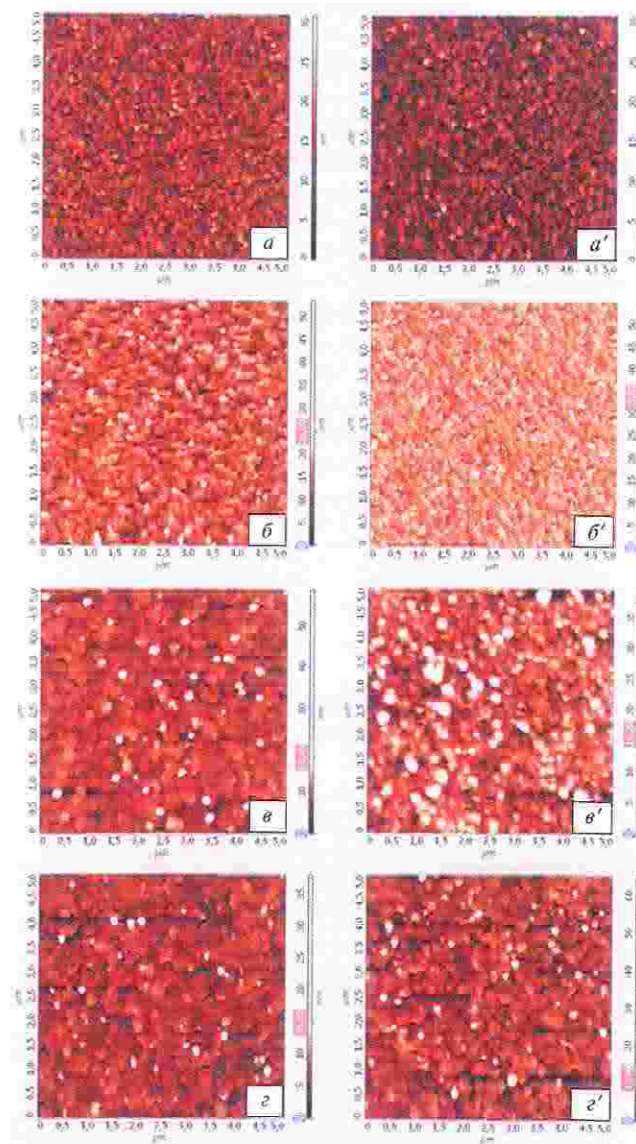


Рис. 3. АСМ-изображения поверхности слоев AlN, выращенных при разной V_p на темплейтах 3C-SiC/Si, где А, А' — №1 off-axis с $V_p = 80$ нм/ч; Б, Б' — №2 off-axis с $V_p = 90$ нм/ч; В, В' — №3 on-axis с $V_p = 100$ нм/ч; Г, Г' — №4 on-axis с $V_p = 150$ нм/ч. Слева снимки в центре, справа — на расстоянии R/2

Таблица 2. Результаты рентгеноструктурного анализа образцов AlN/3C-SiC/Si

№	Тип 3C-SiC/Si	Скорость роста AlN, нм/ч	FWHM AlN(0002), deg (ω-геометрия)		
			R = 0	R = 25	R = 37,5
1	Si(111) 4° off-axis	80	1,4	1,4	1,5
2		90	1,5	1,5	1,5
3	Si(111) 0° on-axis	100	1,6	1,7	1,8
4		150	1,4	1,4	1,4

данные АСМ для гетероструктур AlN/3C-SiC/Si off-axis и on-axis. Образцы № 2 и 4 обладали меньшим значением шероховатости по сравнению с № 1 и 3. При этом высота образцов on-axis почти в два раза меньше, чем у образцов off-axis.

На рис. 3 показаны снимки поверхности (5×5 мкм) слоев AlN на темплайтах off-axis и on-axis, полученные методом АСМ. Слева расположены снимки в центральной точке пластины (рис. 3а-г), справа — на расстоянии R/2 от центра пластины (рис. 3а'-г').

Как видно на представленных снимках АСМ, поверхность темплайтов 3C-SiC/Si(111) on-axis (образцы № 4 и № 3) зарастала плоскими кристаллитами AlN, в то время как на поверхности 3C-SiC/Si(111) 4° off-axis наблюдалась мелкозернистая структура (образец № 1) с выступающими углами разориентированных кристаллитов. Поверхность образца off-axis № 1 по морфологии и величине R_q практически идентична поверхности 3C-SiC/Si(111) 4° off-axis. При увеличении скорости роста AlN на off-axis с 80 до 90 нм/ч морфология поверхности изменяется, кубический карбид зарастивается пластинами с заостренными краями кристаллитов, что способствует незначительному уменьшению R_q . Возрастание шероховатости поверхности при малой V_p можно связать с термическим разложением слоя

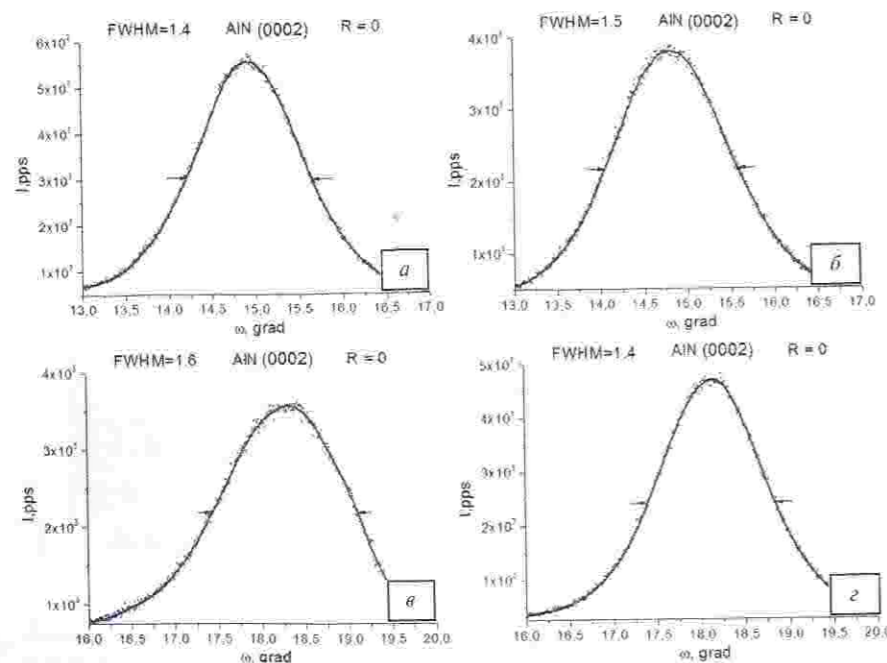


Рис. 4. Кривые качания (ω-геометрия) слоев AlN (центральная точка), выращенных на темплайтах 3C-SiC/Si: а — № 1 off-axis с $V_p = 80$ нм/ч; б — № 2 off-axis с $V_p = 90$ нм/ч; а' — № 3 on-axis с $V_p = 100$ нм/ч; б' — № 4 on-axis с $V_p = 150$ нм/ч

AlN и термической десорбцией адсорбированных атомов алюминия. Необходимо снижать температуру нагрева подложки одновременно со снижением скорости роста, регулируемой расходом атомарного потока алюминия. На примере разброса статистических величин для образцов off-axis (см. табл. 1) продемонстрировано уменьшение высоты микрорельефа и шероховатости поверхности при уменьшении нагрева пластины (точка R/2). При перемещении области сканирования от центра к области R/2 (полурадиус), то есть при уменьшении толщины слоя на ~50 нм, для поверхности AlN/3C-SiC/Si(111) on-axis наблюдалось увеличение R_q , в то время как для off-axis величина R_q незначительно снижалась. Морфология поверхности при этом практически не изменялась и имела «островковый» вид, что говорит о трехмерном механизме роста зародышевого слоя AlN. Предположительно в первоначальный момент роста на поверхности темплайтов on-axis происходило трехмерное зародышеобразование и рост кристаллитов AlN до момента коалесценции, вследствие чего сигнал интерферометра уменьшался. В случае зародышеобразования на поверхности off-axis темплайтов происходило первоначальное зарождение кристаллитов у подножия ростовых ступеней (атомарных террас), латеральное разрастание, после чего механизм роста слоя переходил на трехмерный. Этим объясняется первоначальный максимум коэффициента отражения на интерферограмме процесса роста (см. рис. 2а и б). Технологический режим образца on-axis № 4 позволил уменьшить шероховатость исходной рабочей поверхности 3C-SiC на ~20% до средней $R_q = 2,53$ нм.

На рис. 4 показаны кривые качания дифракционного отражения AlN(0002), измеренные в ω-геометрии для гетероструктур AlN/3C-SiC/Si(111) двух типов. Измерения производились в центральной точке (R = 0) каждой гетероструктуры.

Полученные кривые качания демонстрируют, что монокристаллическая структура гексагонального AlN(0002) нарушена, предположительно вследствие высокой плотности двумерных дефектов и блочности слоя при данной толщине. Тем не менее симметричность кривых качания для образцов off-axis № 1 и on-axis № 4 указывает на монокристаллическую структуру слоя AlN. Определено, что увеличение V_p для образцов off-axis приводит к ухудшению кристалличности, для образцов on-axis величина FWHM уменьшается на 0,2° при увеличении V_p на 50 нм/ч. В табл. 2 приведены результаты измерения FWHM для исследуемых образцов в трех точках на пластине: в центре (R = 0), на расстоянии 25 мм от центра (R = 25) и на расстоянии 37,5 мм центра (R = 37,5). Как видно из представленных данных, в случае оптимально подобранной V_p кристалличность слоя остается неизменной при уменьшении толщины от 200 до 100 нм.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе проведенных работ были исследованы особенности роста эпитаксиальных слоев AlN на темплайтах 3C-SiC/Si(111) с отклонением ориентации подложки Si от плоскости (111) на 4° (off-axis) и без отклонения (on-axis). Рост AlN

произведен методом аммиачной МЛЭ с использованием технологического подхода формирования низкотемпературного зародышевого слоя. Продемонстрирована потенциальная возможность снижения шероховатости рабочей поверхности гетероструктуры 3C-SiC/Si с помощью наращивания сплошного эмачивающего слоя AlN предназначенного для последующего роста соединений Ga(Al)N. Характер осциллограмм сигнала интерферометра, получаемых во время роста AlN, свидетельствует о протекании различного механизма роста на поверхности 3C-SiC/Si двух типов. Результаты АСМ подтвердили предположение о различном механизме роста AlN, вследствие различия морфологии поверхности слоев. Наращивание слоя AlN толщиной около 200 нм на темплайте 3C-SiC/Si(111) on-axis позволило уменьшить среднеквадратичную шероховатость рабочей поверхности на ~20% до среднего значения 2,53 нм. Рентгеноструктурный анализ показал, что увеличение V_p для образцов off-axis приводит к ухудшению кристалличности, а для образцов on-axis при увеличении V_p на 50 нм/ч величина FWHM уменьшается на 0,2° до среднего значения 1,4°. В целях дальнейшего снижения шероховатости поверхности и улучшения кристалличности AlN требуется оптимизация процесса роста, включающая поиск оптимальных параметров скорости роста, температуры нагрева подложки и толщины слоя.

Работа выполнена при финансовой поддержке Фонда содействия инновациям, соглашение № ИГТЦИ/48804.

ЛИТЕРАТУРА

- Chen Jr-T. GaN-SiC hybrid material for high-frequency and power electronics // Appl. Phys. Lett., 2018. Vol. 113. P. 041605.
- Amano H., Baines Y., Beam E., Borga M. et al. The 2018 GaN power electronics roadmap // J. of Phys. D: Appl. Phys., 2018. Vol. 51. № 16. P. 1–48.
- RF GaN market: applications, players, technology, and substrates 2018–2023 // Yole Developpement, Market and Technology report, January 2018.
- Power electronics for EV/HEV 2018 // Yole Developpement, Market and Technology report, April 2018.
- Chen K. et al. GaN-on-Si Power Technology: Devices and Applications // IEEE Trans. Electron Devices, 2017. Vol. 64. № 3. P. 779–795.

- Zhu D., Wallis D.J., Humphreys C.J. Prospects of III-nitride optoelectronics grown on Si // Rep. Prog. Phys., 2013. Vol. 76, 106501 (31pp).
- Cordier Y. et al. Influence of 3C-SiC/Si(111) template properties on the strain relaxation in thick GaN films // J. of Cryst. Growth., 2014. Vol. 398. P. 23–32.
- Nishino Sh., Sahara H., Ono H., Matsunami H. Epitaxial growth and electric characteristics of cubic SiC on silicon // J. Appl. Phys., 1987. Vol. 61. P. 4889–4893.
- Fang H. et al. Strain control of GaN grown on 3C-SiC/Si substrate using AlGaIn buffer layer // Phys. Status Solidi., 2012. № 3–4. P. 550–553.
- Fang H. et al. Realization of maskless epitaxial lateral overgrowth of GaN on 3C-SiC/Si substrates // J. Appl. Phys., 2013. Vol. 52. № 8S. P. 08JB07.
- Fang H. et al. Crack-free GaN grown by using maskless epitaxial lateral overgrowth on Si substrate with thin SiC intermediate layer // Phys. Status Solidi A. 2014. Vol. 211. № 4. P. 744–747.
- Nishiguchi T. et al. Heteroepitaxial growth of (111) 3C-SiC on well-lattice-matched (110) Si substrates by chemical vapor deposition // Appl. Phys. Lett., 2004. Vol. 84. P. 3082–3084.
- Myronov M., Rhead S.D., Colston G. et al. RP-CVD growth of high carbon content SiC epilayers using disilane and trimethylsilane precursors // Proceedings of 2014 International Si-Ge technology and device meeting (ISTDM). P. 69–70.
- Jatal W. et al. AlGaIn/GaN Based HEMTs on SiC/Si substrates: influences on high frequency performance // Materials Science Forum, 2013. Vol. 740–742. P. 1115–1118.
- Jatal W. et al. Enhancement- and depletion-mode AlGaIn/GaN HEMTs on 3C-SiC(111)/Si(111) pseudosubstrates // Phys. Status Solidi A., 2017. Vol. 214. 1600415 p.
- Jatal W. et al. High frequency performance of GaN high electron mobility transistors on 3C-SiC/Si substrates with Au-free ohmic contacts // IEEE Electron Device Lett., 2015. Vol. 36. № 2. P. 123–125.
- Leone S. et al. Epitaxial growth optimization of AlGaIn/GaN high electron mobility transistor structures on 3C-SiC/Si // J. Appl. Phys., 2019. Vol. 125. 235701 p.
- Liau H. M., Venugopal R., Wan J., Melloch M. R. Epitaxial GaN films grown on Si(111) with varied buffer layers // Solid State Electron. Lett., 2001. Vol. 45. P. 1173–1177.



ТЕХНОСФЕРА

РЕКЛАМНО-ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР

www.technosfera.ru

ЭЛЕКТРОНИКА НАНОИНДУСТРИЯ ФОТОНИКА ПЕРВАЯ МИЛЯ Аналитика СТАНКОИНСТРУМЕНТ

Цифровая Экономика