

На правах рукописи



Вячеславова Екатерина Александровна

ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА ГЕТЕРОСТРУКТУРНЫХ  
ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ СОЛНЕЧНОГО  
ИЗЛУЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО  
КРЕМНИЯ

1.3.11 Физика полупроводников

Автореферат

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Санкт-Петербург

2026

**Работа выполнена** в федеральном государственном бюджетном учреждении высшего образования и науки «Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет имени Ж.И. Алферова Российской академии наук» и федеральном государственном бюджетном учреждении науки Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе Российской академии наук

**Научный руководитель:**

**Гудовских Александр Сергеевич**

Доктор технических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории возобновляемых источников энергии федерального государственного бюджетного учреждения высшего образования и науки «Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет имени Ж.И. Алферова Российской академии наук»

**Официальные оппоненты:**

**Середин Борис Михайлович**

Доктор технических наук, доцент, заведующий кафедрой «Физика и фотоника» федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования «Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова»

**Гец Дмитрий Станиславович**

Кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории гибридной нанофотоники и оптоэлектроники федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Национальный исследовательский университет ИТМО»

**Ведущая организация:**

Общество с ограниченной ответственностью «НТЦ Тонкопленочных технологий в энергетике»

Защита диссертации состоится «17» декабря 2026 г. в 16:00 ч. на заседании диссертационного совета АУ 02.01 СПбАУ РАН им. Ж.И. Алферова по адресу: 194021, г. Санкт-Петербург, ул. Хлопина, д. 8, корп. 3, литер А.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке СПбАУ РАН им. Ж.И. Алферова и на сайте университета [www.spbau.ru](http://www.spbau.ru) в разделе «Диссертационный совет» - «Информация о защитах».

Отзывы на автореферат в одном экземпляре, заверенные печатью учреждения, просьба направлять по адресу: 194021, г. Санкт-Петербург, ул. Хлопина, д. 8, корп. 3, литер А на имя ученого секретаря диссертационного совета АУ 02.01

Автореферат разослан «\_\_» \_\_\_\_\_ 2026 года.



Ученый секретарь  
диссертационного совета АУ 02.01  
к.ф.-м.н. Шубина К.Ю.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность темы

Будущее мировое производство электроэнергии в значительной степени будет обеспечено возобновляемыми источниками энергии. Солнечная энергетика занимает ключевые позиции в направлении развития энергоэффективных и экологически чистых источников энергии. По данным [1], к концу 2023 года на солнечную энергетику приходилось 73,1% прироста в сфере возобновляемых источников энергии, а ее установленная мощность достигла 1419 ГВт. Фотоэлектрическое преобразование солнечной энергии является наиболее перспективным способом генерации электроэнергии, а дальнейшее ее развитие зависит от инвестиций и технологических прорывов. На мировом рынке солнечных элементов (СЭ) выделяются кремниевые элементы, в первую очередь, благодаря балансу стоимости, долговечности и распространенности сырья.

Одним из ключевых требований к эффективному СЭ является низкий коэффициент отражения поверхности, позволяющий уменьшить оптические потери [2]. Традиционные способы снижения оптических потерь заключаются в применении антиотражающих покрытий и формировании текстурированной поверхности в виде пирамидальных микроструктур [3]. Однако эти подходы обеспечивают минимальное отражение в достаточно ограниченном спектральном диапазоне, расширение которого требует применения многослойных систем. Но главным недостатком таких подходов является сильная зависимость коэффициента отражения от угла падения солнечного излучения. Поскольку в подавляющем большинстве солнечные модули установлены неподвижно без систем слежения за Солнцем, увеличение коэффициента отражения при отклонении угла падения от нормали приводит к уменьшению суммарной выработки энергии как суточной, так и ежегодной.

Сравнительно недавно был предложен более эффективный способ снижения отражения за счет формирования наноструктурированной поверхности кремния, известной как черный кремний (black Si, *b*-Si). В отличие от антиотражающих покрытий, черный кремний эффективно уменьшает отражение как в широком диапазоне длин волн, так и при разных углах падения излучения [4]. СЭ на основе черного кремния со встречно-штыревым тыльным контактом (interdigitated back contact, IBC), который устраняет затенение лицевой поверхности, уже достиг эффективности 22,1% [5]. Однако такой подход технологически не привлекателен для массового промышленного выпуска из-за своей сложности, высокой стоимости производства и несовместимости с концепцией двустороннего солнечного элемента.

Одной из наиболее эффективных коммерческих технологий производства однопереходных солнечных элементов является гетероструктурная технология (heterojunction technology, HJT) на основе гетероперехода аморфного гидрогенизированного кремния и кристаллического кремния (*a*-Si:H/*c*-Si). Однако, в случае гетероперехода на основе черного кремния, рекомбинация на развитой границе

раздела существенно влияет на эффективность. При концентрации объемного легирования  $\sim 10^{15} \text{ см}^{-3}$  плотность поверхностных состояний на единицу проекционной площади возрастает пропорционально коэффициенту увеличения площади поверхности, что усиливает рекомбинацию на гетерогранице. Таким образом, качество пассивации наноструктурированной поверхности кремния является критически важным моментом при проектировании СЭ на основе наноструктурированного кремния.

Поверхность кремния пассивируют наноразмерными слоями с использованием метода плазмохимического осаждения из газовой фазы (plasma-enhanced chemical vapor deposition, PECVD) при низких температурах ( $< 400^\circ \text{C}$ ). Наиболее популярным является применение тонкого нелегированного (5 нм) слоя  $(i)a\text{-Si:H}$ , что позволяет получить низкую скорость поверхностной рекомбинации, равную 0,7 см/с [6]. Для эффективной работы  $a\text{-Si:H}/c\text{-Si}$  СЭ на основе  $b\text{-Si}$  необходимо обеспечить эквивалентную планарную толщину пассивирующего нелегированного слоя  $(i)a\text{-Si:H}$  не менее 5 нм. В данной работе исследование сосредоточено на изучении влияния морфологии наноструктур черного кремния, а также толщины собственного слоя  $(i)a\text{-Si:H}$  на качество пассивации границы раздела и, как следствие, на фотоэлектрические характеристики гетероструктурных СЭ  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$ . Следует отметить, что использование  $a\text{-Si:H}$  сопровождается потерями на поглощение в коротковолновой области спектра и сложностью конформного осаждения на развитую поверхность.

Помимо традиционных методов осаждения слоев  $a\text{-Si:H}$ , в последние годы внимание исследователей привлекает новый подход к формированию гетероструктурных СЭ на основе наноструктурированного кремния. Подход заключается в использовании низкотемпературного метода плазмохимического атомно-слоевого осаждения (plasma-enhanced atomic layer deposition, PE-ALD), который потенциально позволяет конформно наносить слои при низких температурах даже на наноструктурированную поверхность. В контексте формирования эмиттерных слоев для PE-ALD представляют интерес бинарные соединения  $\text{A}^3\text{B}^5$ , в частности, широкозонный фосфид галлия (GaP), который является непрямозонным полупроводником с шириной запрещенной зоны 2,26 эВ, что обеспечивает низкие потери на поглощение. Небольшая разница в значениях постоянной решетки ( $\sim 0,4\%$ ) для GaP (5,45 Å) и Si (5,43 Å) может способствовать снижению плотности межфазных дефектов. Следует отметить, что существует большое количество работ по росту и изучению гетеропереходов GaP/Si [7–9], но, по имеющимся сведениям, нет работ по созданию и исследованию солнечных элементов  $(n)\text{GaP}/(p)c\text{-Si}$  на наноструктурированной поверхности.

Таким образом, существует необходимость в целенаправленном изучении гетероструктурных фотоэлектрических преобразователей на основе наноструктурированного кремния для дальнейшего успешного развития солнечной энергетики.

**Целью работы** является формирование гетероструктурных фотоэлектрических преобразователей солнечной энергии на основе наноструктурированного кремния и исследование их фотоэлектрических свойств.

### **Задачи работы:**

1. Разработка и оптимизация технологии формирования наноструктурированной поверхности черного кремния методом криогенного травления.
2. Исследование морфологии и оптических свойств структур черного кремния.
3. Исследование процесса формирования эмиттера на развитой поверхности кремния с применением низкотемпературных технологий.
4. Исследование фотоэлектрических свойств гетероструктурных солнечных элементов на основе наноструктурированного кремния.

### **Научная новизна**

1. Впервые исследовано влияние добавки аргона в газовую смесь  $\text{SF}_6/\text{O}_2$  при криогенном травлении. Показано, что введение Ar позволяет получать конусообразную форму наноструктур кремния, необходимую для достижения более эффективной пассивации поверхности. При использовании аргон-содержащей плазмы время жизни неосновных носителей заряда в объеме кремния сохраняется на уровне 0,7 мс, как и для процесса без добавки Ar.
2. Получены новые данные о влиянии толщины собственного  $(i)a\text{-Si:H}$  слоя, осажденного на наноструктуры  $b\text{-Si}$ , на время жизни носителей заряда. Установлено, что пассивация  $(i)a\text{-Si:H}$  слоем позволяет достичь времени жизни неосновных носителей заряда в кремнии 0,75 мс и сохранить его на уровне 0,25 мс после последующего осаждения легированного слоя  $(p)a\text{-Si:H}$ .
3. Впервые сформирован гетероструктурный солнечный элемент  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$ , демонстрирующий значение напряжения холостого хода 0,66 В.
4. Впервые сформирован гетероструктурный солнечный элемент  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$ , обладающий повышенной фоточувствительностью в коротковолновой области спектра за счет снижения потерь на поглощение.

### **Теоретическая и практическая значимость**

1. Предложена технология создания черного кремния на кремниевых пластинах диаметром 100 мм с кристаллографической ориентацией (100) методом криогенного травления с добавлением потока Ar в газовую смесь  $\text{SF}_6/\text{O}_2$ , что обеспечивает конусообразную форму наноструктур и не оказывает негативного влияния на фотоэлектрические свойства. Разработан режим травления через слой резиста PMGI, обеспечивающий формирование черного кремния на кремниевых пластинах (100), прошедших процедуру жидкостной химической обработки для удаления нарушенного при резке слоя.
2. Определены условия формирования структур черного кремния, демонстрирующих слабую зависимость полной отражательной способности от угла падения светового пучка ( $\pm 65^\circ$ ) и длины волны в спектральном диапазоне 450–1000 нм.

3. Разработана автоматизированная методика определения площади поверхности кремния с конусообразными структурами на основе изображений РЭМ, показывающих увеличение площади в 5–10 раз по сравнению с планарной поверхностью.

4. На основе моделирования гетероперехода  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$  выявлены обусловленные развитой морфологией поверхности особенности распределения свободных носителей заряда и профиля электростатического потенциала, определяющего изгиб энергетических зон.

5. Создан гетероструктурный солнечный элемент  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$ , демонстрирующий значение напряжения холостого хода 0,66 В.

6. Предложен новый подход по формированию гетероперехода  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$  с применением низкотемпературной конформной технологии плазмохимического атомно-слоевого осаждения.

7. Создан гетероструктурный солнечный элемент  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$ , обладающий повышенной фоточувствительностью в диапазоне коротких длин волн за счет снижения потерь на поглощение.

### Методология и методы исследования

1. Формирование наноструктурированной поверхности черного кремния проводилось методом плазмохимического травления кремниевых пластин (100) при криогенной температуре.

2. Морфология и структурные свойства полученных наноструктур исследовались с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), дифракции электронов от выбранной области в составе ПЭМ. Элементный состав в локальных областях определялся методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДРС), интегрированной в ПЭМ.

3. Спектры полной отражательной способности структур черного кремния измерялись с помощью интегрирующей сферы и спектрометра.

4. С учетом геометрии наноструктур выполнено моделирование гетероперехода  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$  в среде COMSOL Multiphysics для выявления особенностей распределения свободных носителей заряда, профиля электростатического потенциала, а также связанного с ним изгиба энергетических зон. Проведено моделирование в среде AFORS-HET, построена зонная диаграмма гетероперехода  $(p)a\text{-Si:H}/(n)c\text{-Si}$  на основе черного кремния и рассчитаны спектры  $C\text{-}T\text{-}f$  для оценки влияния плотности поверхностных состояний на интерфейсе гетероперехода.

5. Измерение времени жизни носителей заряда осуществлялось методами затухания фотолуминесценции и квазистационарной фотопроводимости.

6. Формирование пассивирующих и эмиттерных слоев проведено низкотемпературными методами плазмохимического осаждения из газовой фазы  $(a\text{-Si:H})$  и плазмохимического атомно-слоевого осаждения (GaP).

7. Формирование металлических контактов проведено вакуумными методами.

8. Фотоэлектрические характеристики полученных гетероструктурных солнечных элементов исследовались методами измерения вольтамперных характеристик и спектров внешней квантовой эффективности.

9. Емкостными методами были исследованы свойства дефектов в полученных гетероструктурах в объеме и на границе гетероперехода.

### **Положения, выносимые на защиту**

1. Добавление аргона в газовую смесь  $\text{SF}_6/\text{O}_2$  в процессе плазмохимического травления кремния в индуктивно-связанной плазме при криогенной температуре ( $-150^\circ\text{C}$ ) позволяет получить конусообразную форму наноструктур кремния, необходимую для достижения более эффективной пассивации поверхности и обеспечивающую полную отражательную способность не более 1,5% в диапазоне длин волн 450–1000 нм и углов падающего излучения  $\pm 65^\circ$ . При использовании аргон-содержащей плазмы концентрация радиационных дефектов в приповерхностной области кремния (3–1000 нм) не превышает  $10^{12} \text{ см}^{-3}$ , что позволяет сохранить значения эффективного времени жизни неосновных носителей заряда в объеме кремния на уровне 0,7 мс.

2. Осаждение нелегированного слоя  $(i)a\text{-Si:H}$  с толщиной, обеспечивающей полное покрытие наноструктурированной поверхности кремния не менее 5 нм, позволяет уменьшить плотность поверхностных состояний и достичь эффективного времени жизни неосновных носителей заряда в кремнии 0,75 мс и сохранить его на уровне 0,25 мс после последующего осаждения легированного слоя  $(p)a\text{-Si:H}$ , необходимого для формирования гетероструктурного солнечного элемента, напряжение холостого хода которого достигает значения 0,66 В.

3. Использование метода плазмохимического атомно-слоевого осаждения для конформного нанесения широкозонного эмиттерного слоя GaP  $n$ -типа на поверхность наноструктурированного кремния  $p$ -типа проводимости позволяет сформировать гетероструктурные  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$  солнечные элементы, обладающие повышенной фоточувствительностью в коротковолновой области спектра ( $<400 \text{ нм}$ ) за счет снижения потерь на поглощение и низким коэффициентом полного отражения ( $<2\%$ ) при отсутствии дополнительных антиотражающих покрытий.

### **Апробация работы**

Основные результаты диссертационной работы были представлены на следующих международных и всероссийских конференциях:

1. Международная конференция European Materials Research Society (E-MRS) 2022 Spring Meeting, 30 мая – 3 июня 2022 г., онлайн.

2. 10th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures, 23–26 мая 2023 г., Санкт-Петербург.

3. XIII Международная конференция «Аморфные и микрокристаллические полупроводники», 03–05 июля 2023 г., г. Санкт-Петербург.

4. 11th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures, 14–17 мая 2024 г., Санкт-Петербург.

5. III Международная научная конференция «Современные тенденции развития физики полупроводников: достижения, проблемы и перспективы», 26–27 сентября 2024 г., Ташкент.

6. 12th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures, 20–23 мая 2025 г., Санкт-Петербург.

7. Восьмой семинар по проблемам химического осаждения из газовой фазы «Кузнецовские чтения 2026», 2–4 февраля 2026 г., Новосибирск.

8. 13th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures, 26–29 мая 2026 г., Санкт-Петербург.

### **Публикации**

По теме диссертации опубликовано 7 статей в журналах, индексируемых в Scopus и/или Web of Science, в том числе 4 статьи в изданиях из перечня ВАК РФ.

**Достоверность полученных результатов** обеспечивается применением современных экспериментальных методов и использованием апробированных программных пакетов численного моделирования. Основные результаты работы представлены на российских и международных научных конференциях, а также опубликованы в рецензируемых журналах, индексируемых в базах данных РИНЦ, Scopus и Web of Science.

### **Личный вклад соискателя**

Автор самостоятельно обосновал актуальность, научную новизну и практическую значимость работы, сформулировал цель и задачи, разработал методику исследования. Основной объем экспериментальных работ выполнен лично автором. Обработка и анализ полученных результатов, а также формулировка научных выводов и положений, выносимых на защиту, принадлежат автору.

### **Структура и объем диссертации**

Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, заключения, библиографического списка. Содержит 154 страницы машинописного текста, 73 рисунка, 16 таблиц, список использованных источников из 142 наименований.

### **Основное содержание работы**

**Во введении** обоснована актуальность темы исследований, определены цель и задачи диссертационной работы. Представлены научная новизна и практическая значимость, сформулированы основные научные положения, выносимые на защиту.

**В первой главе** представлен обзор современного состояния кремниевой фотоэлектрической энергетики и проанализированы основные промышленные технологии производства монокристаллических солнечных элементов: PERC, TOPCon и

гетероструктурная технология (НТ). По стоимости и гибкости производства гетероструктурные модули пока уступают технологии TOPCon. Несмотря на это, НТ-технология сохраняет лидерство по эффективности, температурной стабильности и коэффициенту двусторонности, что делает ее перспективной технологией для высокоэффективной фотовольтаики. Одним из ключевых требований к эффективным НТ-элементам является минимизация оптических потерь за счет снижения коэффициента отражения поверхности. Эффективность традиционных подходов, таких как пирамидальное текстурирование и антиотражающие покрытия, ограничена, поскольку они работают в сравнительно узком диапазоне длин волн и углов падения излучения. В качестве альтернативы предлагается использование наноструктурированной поверхности черного кремния, обеспечивающей эффективное снижение отражения в широком спектральном диапазоне и при разных углах падения излучения.

**Во второй главе** представлен обзор основных методов получения наноструктурированного черного кремния и проведен их сравнительный анализ. Плазмохимическое травление демонстрирует лучший баланс по точности и контролю формируемых структур, по воспроизводимости и совместимости с масштабированием. Одним из плазмохимических методов получения высокоаспектных структур является криогенное травление, позволяющее формировать *b*-Si без использования маски, что существенно сокращает количество технологических операций.

Увеличенная эффективная площадь поверхности черного кремния приводит к росту рекомбинации носителей заряда. Качество пассивации развитой поверхности является критически важным этапом при создании гетероперехода на основе черного кремния. В главе рассмотрены основные методы и материалы для пассивации поверхности черного кремния. В контексте формирования эмиттерных слоев рассмотрен новый подход, заключающийся в использовании метода плазмохимического атомно-слоевого осаждения для конформного осаждения слоя фосфида галлия.

**Третья глава** посвящена разработке технологии формирования наноструктурированной поверхности черного кремния методом криогенного травления в индуктивно-связанной плазме (ИСП)  $\text{SF}_6/\text{O}_2$ , в частности исследовалось влияние добавки потока аргона в рабочую газовую смесь на образование наноструктур. Для эксперимента использовались кремниевые пластины диаметром 100 мм *n*- и *p*-типа проводимости с кристаллографической ориентацией (100). РЭМ-изображения образцов, полученных в процессе травления длительностью 440 секунд без и с потоком аргона 5 ст. см<sup>3</sup>/мин, представлены на рисунке 1 (а, г). В процессе травления без потока Ar формируется массив структур *b*-Si высотой около 5 мкм и диаметром 500–600 нм (см. рисунок 1, а). Добавление потока Ar влияет на форму структур. Увеличение потока Ar до 5 ст. см<sup>3</sup>/мин приводит к уменьшению среднего диаметра структур до 150–300 нм, что сопровождается увеличением высоты (~5,7 мкм) (см. рисунок 1, г). Дальнейшее увеличение потока Ar приводит к уменьшению плотности структур с увеличением диаметра.

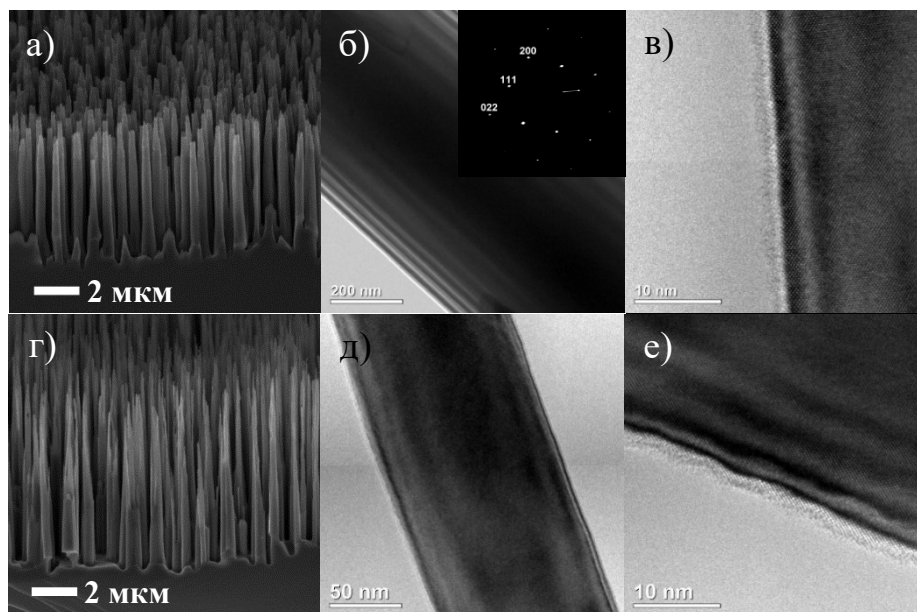


Рисунок 1 – РЭМ- и ПЭМ-изображения *b*-Si (время травления 440 с) без потока Ar (а-в) и при потоке Ar 5 ст. см<sup>3</sup>/мин (г-е)

Методом ПЭМ были изучены структурные свойства черного кремния, полученного без Ar и при потоке Ar (5 ст. см<sup>3</sup>/мин). ПЭМ-изображения наноструктур представлены на рисунке 1 (б, в, д, е). В обоих случаях наблюдается гладкая боковая поверхность стенок структуры. Согласно ПЭМ-изображениям высокого разрешения (см. рисунок 1, в, е) структуры *b*-Si имеют высокое кристаллическое качество и ориентированы вдоль направления [100] кристаллической решетки кремния. Не было обнаружено ни нанопористости, ни аморфизации кремния, ни других структурных дефектов. Таким образом, повреждений структуры кремния, вызванных Ar-содержащей плазмой, методом ПЭМ обнаружено не было.

Следует отметить, что для *b*-Si с высоким аспектным отношением затруднительно обеспечить эффективную пассивацию, что ограничивает его применение в СЭ, поэтому предпочтительны наноструктуры меньшей высоты. Высота *b*-Si может быть уменьшена за счет сокращения времени травления. На рисунке 2 представлены РЭМ-изображения наноструктур, полученных в процессах травления длительностью 200 секунд без и с потоком Ar (5 ст. см<sup>3</sup>/мин).

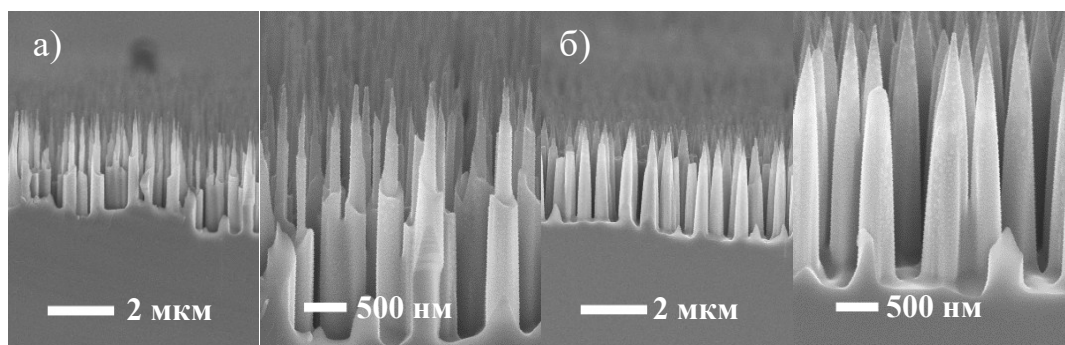


Рисунок 2 – РЭМ-изображения *b*-Si (время травления 200 с) без потока Ar (а) и при потоке Ar 5 ст. см<sup>3</sup>/мин (б)

Несмотря на одинаковую высоту около 3 мкм, структуры  $b$ -Si имеют разную форму. Наноструктуры, сформированные без потока Ar, имеют заостренную верхушку, а в случае добавления потока Ar – конусообразную форму. Конусообразная форма является более предпочтительной, поскольку в таком профиле вершины структур не затевают основание при осаждении, что может обеспечивать конформное нанесение пассивирующих слоев и тем самым способствовать повышению эффективности пассивации поверхности.

Известно, что плазменное травление влияет на эффективное время жизни неосновных носителей заряда в кремниевых пластинах из-за образования радиационных дефектов [10, 11]. Для контроля этого процесса, во-первых, были проведены измерения времени жизни неосновных носителей заряда после пассивации  $a$ -Si:H кремниевых пластин двусторонней полировки. Поверхность полированных пластин остается гладкой после криогенного травления как с потоком Ar, так и без него. Таким образом, измерение времени жизни характеризует объемное состояние кремния после травления полированных кремниевых пластин и исключает какое-либо влияние развитой морфологии  $b$ -Si на время жизни носителей заряда. Время жизни носителей заряда в диапазоне низкой концентрации неосновных носителей заряда ( $\sim 10^{13}$ – $10^{14}$  см $^{-3}$ ) было определено с помощью метода затухания фотолюминесценции (photoluminescence decay, PLD), описанного в работе [12]. Значение времени жизни в объеме кремния после криогенного травления с потоком Ar (5 ст. см $^3$ /мин), определяемое PLD-измерениями, остается на том же уровне 0,7 мс, что и для процесса травления без потока Ar. Для более высокой концентрации неосновных носителей заряда ( $\sim 1 \cdot 10^{15}$ – $5 \cdot 10^{16}$  см $^{-3}$ ) время жизни носителей заряда было определено с помощью метода квазистационарной фотопроводимости (quasi-steady-state photoconductance, QSSPC) с использованием прибора Sinton Instruments WCT-120. Результаты PLD-измерений хорошо коррелируют с измерениями методом QSSPC, представленными на рисунке 3 (а), которые подтверждают, что криогенный процесс с Ar-содержащей плазмой может обеспечить время жизни неосновных носителей заряда чуть ниже 1 мс. Таким образом, введение потока Ar не оказывает негативного влияния на фотоэлектрические свойства.

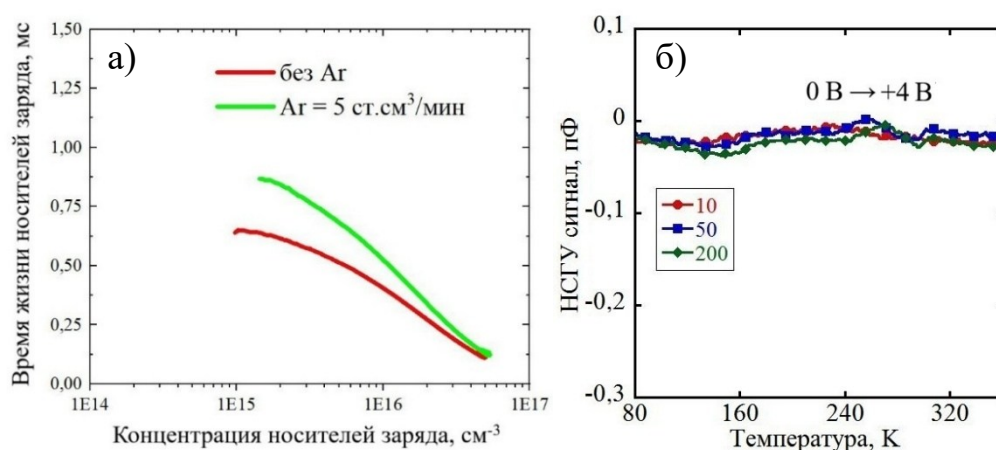


Рисунок 3 – Зависимость времени жизни носителей заряда от концентрации носителей (а) и спектры НСГУ для структур с барьером Шоттки (б)

Во-вторых, были проведены измерения методом нестационарной спектроскопии глубоких уровней (НСГУ) для структур с барьером Шоттки Au/(n)b-Si на основе конусообразного черного кремния. Измерения НСГУ проводились в инжекционном режиме при исходном нулевом смещении с положительным импульсом напряжения смещения (+4 В) для исследования приповерхностной области. Согласно спектру НСГУ, изображенному на рисунке 3 (б), радиационных дефектов, вызванных Ar-содержащей плазмой в криогенном ИСП-процессе травления, обнаружено не было.

Далее проведено измерение спектров полной отражательной способности структур черного кремния в широком диапазоне длин волн и под разными углами падения светового пучка на образец в эффективном диапазоне от 0° до 75°. Для сравнительного анализа был взят образец СЭ на основе a-Si:H/c-Si гетероперехода с пирамидально-текстурированной поверхностью кремния и нанесенным слоем оксида индия-олова (ITO). Спектральная зависимость полной отражательной способности структур b-Si, сформированных без и с добавкой Ar, а также угловая зависимость отражательной способности структур, полученных с добавкой Ar, представлены на рисунке 4.

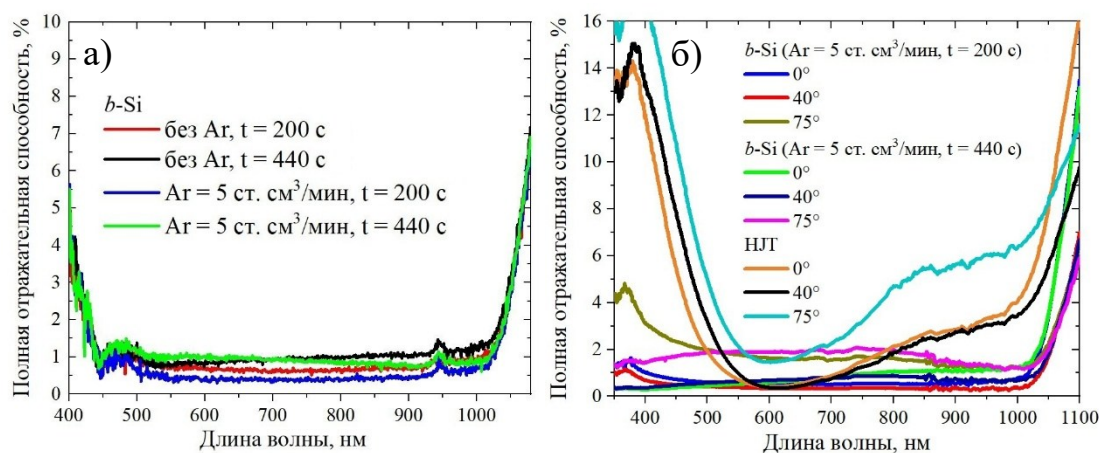


Рисунок 4 – Спектральная зависимость полной отражательной способности структур b-Si, сформированных без Ar и с добавкой Ar (а) и угловая зависимость отражательной способности структур b-Si, полученных с добавкой Ar, при углах 0°, 40° и 75° (б)

Структуры демонстрируют полную отражательную способность в пределах  $1,5 \pm 0,5\%$  в диапазоне длин волн от 450 до 1000 нм и слабую зависимость полной отражательной способности от угла падения светового пучка ( $\pm 65^\circ$ ) по сравнению с HJT-образцом.

Для более управляемого и воспроизводимого процесса травления поверхность подложек необходимо обрабатывать для удаления естественного оксида и органических загрязнений, а также слоя, нарушенного при резке. В работе рассмотрены различные варианты химической обработки подложек перед плазменным процессом. Показано, что после жидкостной химической обработки формирование b-Si по всей поверхности подложки диаметром 100 мм достигается только при использовании слоя резиста полидиметилглутаримида (PMGI). Слой PMGI толщиной ~25 нм наносили методом центрифугирования с последующим запеканием на лабораторной плите. При плазменном

травлении слой PMGI травится с контролируемой скоростью и высвобождает углеродсодержащие продукты, которые пересаждаются на поверхности кремния и формируют микромаски, локально блокирующие травление. В результате избирательного травления формируется  $b$ -Si.

Наноструктурирование поверхности кремния приводит к росту эффективной площади поверхности по сравнению с площадью проекции. Оценочный расчет площади поверхности подложки с конусообразными структурами черного кремния показал, что площадь увеличивается не более чем в 10 раз.

**Четвертая глава** посвящена формированию гетероструктурных солнечных элементов  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$  и исследованию их фотоэлектрических свойств. В качестве подложек были использованы кремниевые пластины (100)  $n$ -типа проводимости ( $2\text{--}3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ ) толщиной 180 мкм, предварительно обработанные для удаления поврежденного слоя от резки пластины. Поверхность наноструктур черного кремния пассивировали слоем  $(i)a\text{-Si:H}$  с последующим нанесением слоя  $a\text{-Si:H}$   $p$ -типа. Время осаждения  $(i)a\text{-Si:H}$  варьировали от 40 до 320 секунд, что соответствует толщине 5–40 нм на планарной поверхности. Время осаждения слоя  $(p)a\text{-Si:H}$  составляло 6 минут, что соответствует 50 нм на планарной поверхности. Для проведения сравнительного анализа был подготовлен контрольный образец, представляющий собой пирамидально-текстурированную поверхность. Для контрольного образца время осаждения слоя  $(i)a\text{-Si:H}$  составляло 40 секунд. Конструкция гетероструктурного солнечного элемента  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$  представлена на рисунке 5.

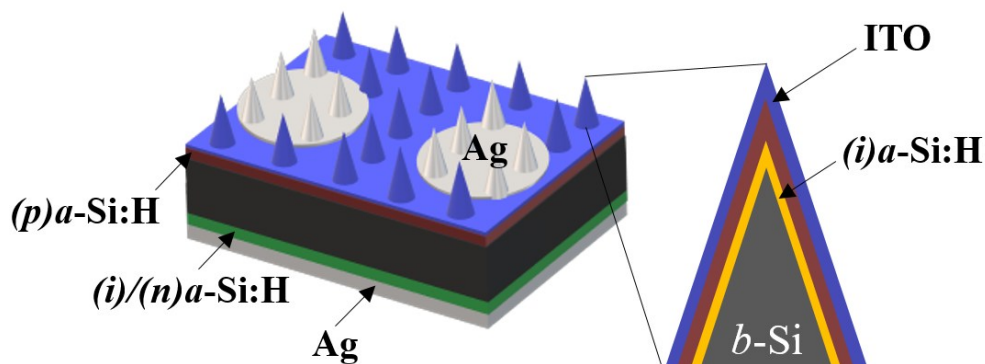


Рисунок 5 – Конструкция гетероструктурного СЭ  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$

С тыльной стороны образцов последовательно формировали пассивирующий слой  $(i)a\text{-Si:H}$  толщиной 5 нм и слой  $(n)a\text{-Si:H}$  толщиной 10 нм. Для формирования омического контакта осажден слой серебра. На лицевую поверхность нанесен проводящий слой на основе ИТО и сформированы точечные серебряные контакты.

После осаждения  $a\text{-Si:H}$  и до напыления ИТО было оценено время жизни носителей заряда с помощью PLD-измерений для всех образцов с различной толщиной слоя  $(i)a\text{-Si:H}$ . Зависимость значения времени жизни от времени осаждения  $(i)a\text{-Si:H}$  приведена на рисунке 6 (а): демонстрируется монотонный рост с увеличением толщины  $i$ -слоя, что указывает на улучшение пассивирующих свойств. Для образца с временем осаждения слоя  $(i)a\text{-Si:H}$  240 с было достигнуто эффективное время жизни неосновных носителей

заряда в кремнии 0,75 мс, а при нанесении  $(p)a\text{-Si:H}$  поверх  $(i)a\text{-Si:H}$  было получено значение 0,25 мс. Для контрольного образца с пирамидально-текстурированной поверхностью при времени осаждения  $(i)a\text{-Si:H}$ , равном 40 с, было достигнуто время жизни носителей заряда 1,7 мс, что указывает на максимальный уровень пассивации  $a\text{-Si:H}$  для использованных кремниевых пластин.

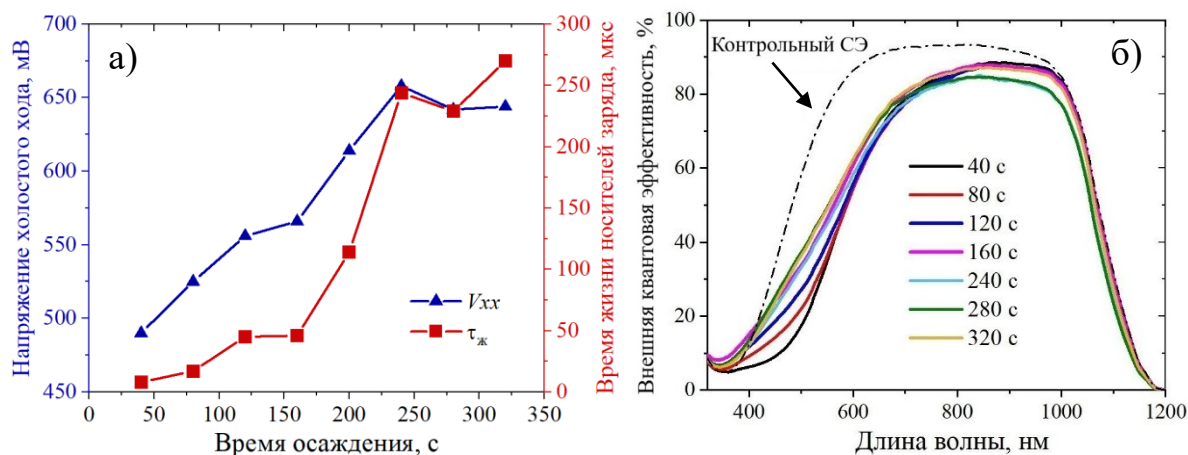


Рисунок 6 – Зависимости значения времени жизни носителей заряда и  $V_{xx}$  от времени осаждения  $(i)a\text{-Si:H}$  слоя (а), и спектры  $EQE$  гетероструктурного СЭ  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$  с разным временем осаждения  $(i)a\text{-Si:H}$  слоя (б)

Напряжение холостого хода ( $V_{xx}$ ), определенное из освещенных вольтамперных характеристик (AM1,5G, 100 мВт/см<sup>2</sup>, 25 °C), показано в зависимости от времени осаждения  $(i)a\text{-Si:H}$  на рисунке 6 (а).  $V_{xx}$  возрастает с увеличением толщины  $i$ -слоя, достигая 658 мВ, что хорошо коррелирует с зависимостью времени жизни. Коэффициент заполнения вольтамперной характеристики ( $FF$ ) с увеличением толщины  $(i)a\text{-Si:H}$  снижается, но умеренно. Однако также ожидалось резкое снижение плотности тока короткого замыкания ( $J_{кз}$ ) и  $FF$  с увеличением толщины  $(i)a\text{-Si:H}$  из-за повышенного поглощения и увеличения последовательного сопротивления  $(i)a\text{-Si:H}$ . Зависимость  $J_{кз}$  от толщины  $(i)a\text{-Si:H}$  имеет немонотонный характер, что может быть объяснено на основе анализа спектров внешней квантовой эффективности ( $EQE$ ), которые представлены на рисунке 6 (б). Для структуры с наименьшей толщиной  $(i)a\text{-Si:H}$  наблюдается падение  $EQE$  в коротковолновой области, которое связано с сильной поверхностной рекомбинацией на боковых стенках структур черного кремния, когда толщины  $i$ -слоя недостаточно для хорошей пассивации. Увеличение толщины  $i$ -слоя приводит к росту  $EQE$  в этом диапазоне и, следовательно, к более высокому  $J_{кз}$ . Такое поведение, предположительно, связано с меньшей рекомбинацией на границе раздела  $a\text{-Si:H}/c\text{-Si}$  для больших толщин  $(i)a\text{-Si:H}$ . Однако увеличение  $J_{кз}$  с ростом толщины  $(i)a\text{-Si:H}$  не вполне согласуется с ожидаемым поведением. Во-первых, ожидалось, что при увеличении толщины  $(i)a\text{-Si:H}$  будет наблюдаться повышенное поглощение в  $(i)a\text{-Si:H}$ , что приведет к снижению  $EQE$  в этом диапазоне. Очевидно, что на практике реальная толщина  $(i)a\text{-Si:H}$  оказалась недостаточной, чтобы повлиять на коротковолновый край по сравнению с влиянием рекомбинационных потерь. Во-вторых, как правило, в планарных гетеропереходах  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$

Si:H/(*n*)*c*-Si в условиях короткого замыкания встроенное электрическое поле в области пространственного заряда (ОПЗ) остается сильным ( $10^4$  В/см) и эффективно разделяет фотогенерированные носители.  $J_{кз}$  и  $EQE$  демонстрируют слабую зависимость от плотности поверхностных состояний на границе раздела.

Однако при переходе к наноструктурированному *b*-Si ситуация качественно меняется. Формирование развитой поверхности приводит к увеличению эффективной площади поверхности с наноструктурами не более чем в 10 раз по сравнению с планарной поверхностью. Несмотря на то, что увеличение площади сопровождается пропорциональным ростом плотности поверхностных состояний, определяющим фактором оказывается режим полного обеднения наноструктур.

С учетом геометрии наноструктур черного кремния было выполнено моделирование гетероперехода (*p*)*a*-Si:H/(*n*)*b*-Si с использованием программного обеспечения COMSOL Multiphysics для выявления особенностей распределения свободных носителей заряда и профиля электростатического потенциала, определяющего изгиб энергетических зон. Для расчета использовались конусообразные наноструктуры черного кремния высотой 3 мкм и диаметром у основания 0,6 мкм. Наноструктуры были покрыты 30 нм слоем (*p*)*a*-Si:H. Участок шириной 1,2 мкм и высотой 1,5 мкм ниже наноструктуры представлял собой кремниевую подложку *n*-типа проводимости с уровнем легирования  $10^{15}$  см<sup>-3</sup>. Внешние границы полупроводниковых областей были выбраны для установки металлических контактов с нулевым потенциалом. На рисунке 7 показаны полученные распределения концентрации электронов и профиль электростатического потенциала гетероструктуры (*p*)*a*-Si:H/(*n*)*b*-Si.

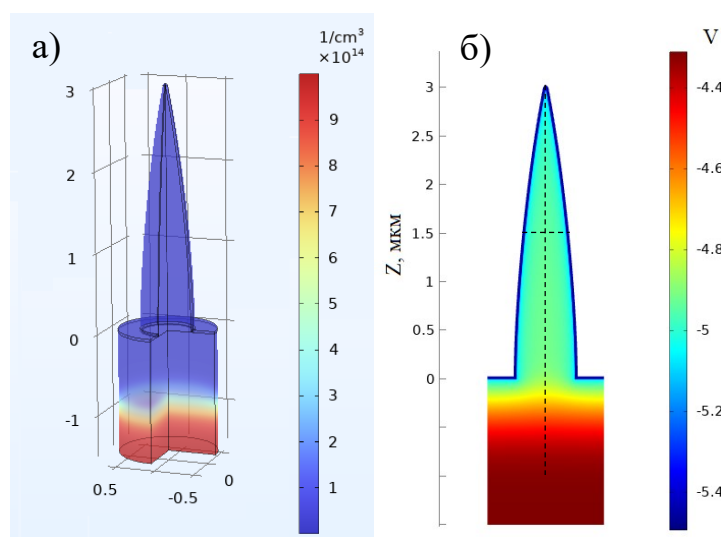


Рисунок 7 – Распределение концентрации электронов (а) и профиль потенциала (б), рассчитанные для гетероструктуры (*p*)*a*-Si:H/(*n*)*b*-Si

Поскольку радиус наноструктуры (0,3 мкм) не превышает ширину области пространственного заряда ( $\sim 1$  мкм для  $10^{15}$  см<sup>-3</sup>), встроенное электрическое поле гетероперехода (*p*)*a*-Si:H/(*n*)*b*-Si пронизывает весь объем наноструктуры, обуславливая ее полное обеднение свободными электронами. Структура *b*-Si инвертируется, то есть приобретает проводимость *p*-типа [13]. На рисунке 8 представлены рассчитанные зонные

диаграммы в поперечном сечении и вдоль наноструктуры черного кремния в режиме термодинамического равновесия.

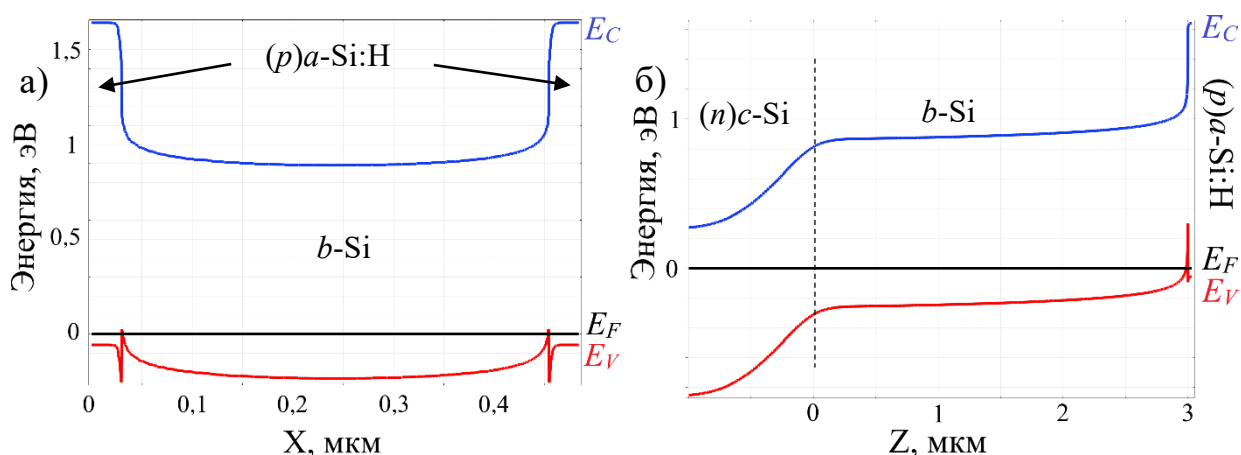


Рисунок 8 – Рассчитанные зонные диаграммы гетероструктуры  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$  в поперечном сечении (а) и вдоль (б)  $b\text{-Si}$

Согласно зонной диаграмме в поперечном сечении (см. рисунок 8, а), полное обеднение  $b\text{-Si}$  приводит к выравниванию зон и слабому полю в объеме  $b\text{-Si}$ , вследствие чего носители заряда, генерируемые в объеме наноструктуры, беспрепятственно диффундируют к поверхности  $b\text{-Si}$ . Таким образом, при высокой плотности поверхностных состояний рекомбинация на границе становится доминирующим механизмом потерь [14].

Для проверки влияния толщины  $(i)a\text{-Si:H}$  на плотность состояний на границе раздела  $a\text{-Si:H}/c\text{-Si}$  были проведены измерения методом спектроскопии полной проводимости (СПП), представляющем собой измерение емкости и проводимости в зависимости от температуры и частоты ( $C\text{-}T\text{-}f$ ,  $G\text{-}T\text{-}f$ ). Спектры  $C\text{-}T\text{-}f$  для структур с разным временем осаждения слоя  $(i)a\text{-Si:H}$  представлены на рисунке 9. Значение энергии активации (0,33 эВ) хорошо согласуется с положением уровня Ферми в  $(p)a\text{-Si:H}$  слое.

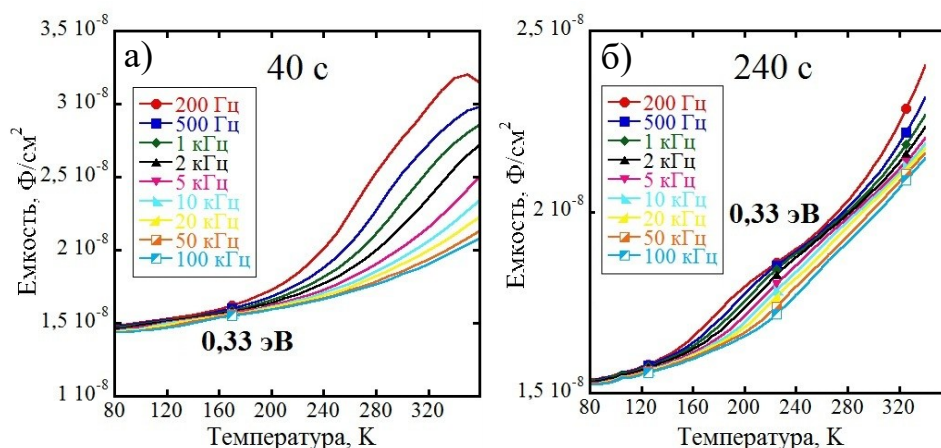


Рисунок 9 – Спектры  $C\text{-}T\text{-}f$  для структур с временем осаждения слоя  $(i)a\text{-Si:H}$  40 с (а) и 240 с (б)

Высокотемпературная ступень емкости, наблюдаемая в области 240–280 К, связана с прямым откликом состояний на границе раздела  $a\text{-Si:H}/c\text{-Si}$  [15]. Более высокая амплитуда ступени указывает на большую плотность дефектов. Наблюдается тенденция к уменьшению амплитуды высокотемпературной ступени с увеличением времени осаждения  $(i)a\text{-Si:H}$  (см. рисунок 9, б). Это фактически указывает на то, что плотность дефектов на границе раздела  $a\text{-Si:H}/c\text{-Si}$  снижается с увеличением толщины  $(i)a\text{-Si:H}$ .

Основная причина наблюдаемого поведения может быть обусловлена неконформным ростом  $(i)a\text{-Si:H}$ , как схематично показано на рисунке 10 (а). Согласно предыдущим исследованиям, для обеспечения эффективной пассивации минимальная локальная толщина  $i$ -слоя  $a\text{-Si:H}$  на поверхности наноструктуры должна быть не менее 5 нм. Оптимальное время осаждения  $(i)a\text{-Si:H}$  составляет 240 секунд, что соответствует планарному эквиваленту около 30 нм. Реальные локальные толщины на вершинах и у основания наноструктур различаются из-за неконформности осаждения, что наглядно демонстрируется с помощью ПЭМ-изображения структуры  $b\text{-Si}$ , покрытой  $(p)/(i)a\text{-Si:H}$ , представленного на рисунке 10 (б).

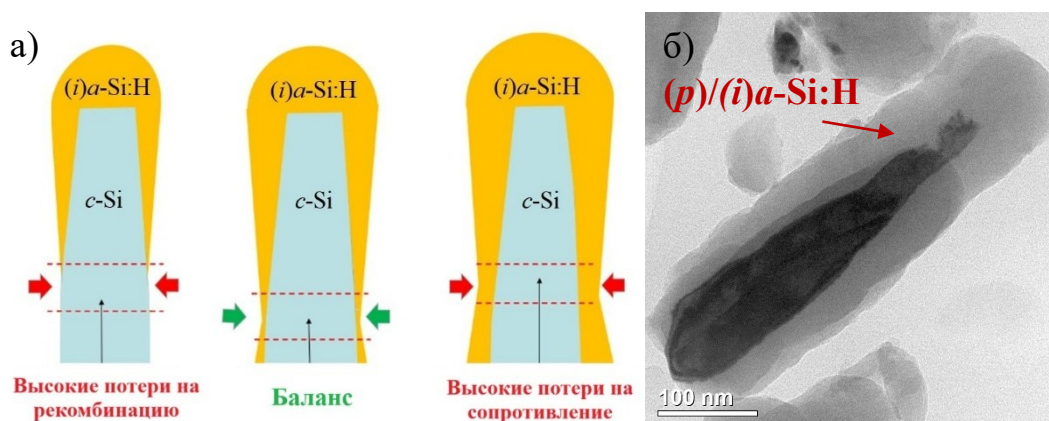


Рисунок 10 – Схематичное изображение неконформного осаждения слоя  $(i)a\text{-Si:H}$  на  $b\text{-Si}$  (а) и ПЭМ-изображение наноструктуры  $b\text{-Si}$ , покрытой слоями  $(p)/(i)a\text{-Si:H}$  (б)

При малом времени осаждения некоторая область боковой стенки структуры  $b\text{-Si}$  недостаточно покрывается  $(i)a\text{-Si:H}$ , что приводит к неэффективной пассивации. При более длительном осаждении одна область (например, вершина) покрывается достаточно толстым слоем  $(i)a\text{-Si:H}$  для эффективной пассивации, что снижает рекомбинацию, в то время как в другой области, где толщина слоя  $(i)a\text{-Si:H}$  минимальна, обеспечивается эффективный перенос носителей заряда. Поскольку слой  $(i)a\text{-Si:H}$  обладает высоким сопротивлением, перенос осуществляется преимущественно через его тонкие участки. Когда время осаждения слишком большое, структура  $b\text{-Si}$  покрывается излишне толстым слоем  $(i)a\text{-Si:H}$ , который обеспечивает хорошую пассивацию, но обладает низкими транспортными свойствами, что подтверждается уменьшением  $FF$ , наблюдаемым при большей толщине  $(i)a\text{-Si:H}$ . Кроме того, общая толщина слоя  $a\text{-Si:H}$  (включая легированный  $p$ -слой) слишком велика, что приводит к паразитному поглощению света и, следовательно, к низкому  $J_{кз}$ .

**Пятая глава** посвящена формированию гетероструктурных солнечных элементов  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$  и исследованию их фотоэлектрических свойств.

Традиционные методы пассивации (PECVD,  $a\text{-Si:H}$ ) по-прежнему сталкиваются с трудностями конформного осаждения пассивирующих покрытий на развитую поверхность. В последние годы внимание исследователей привлекает новый подход, заключающийся в использовании низкотемпературного конформного метода плазмохимического атомно-слоевого осаждения. Для PE-ALD представляют интерес полупроводниковые бинарные соединения  $A^3B^5$ , в частности GaP, ширина запрещенной зоны которого составляет 2,26 эВ (при 300 К), что обеспечивает низкие потери на поглощение в видимой области спектра в этом слое. Небольшая разница в значениях постоянной решетки ( $\sim 0,4\%$ ) для GaP и Si может способствовать снижению плотности межфазных дефектов. В нашей работе [16] было показано, что конформное нанесение слоя GaP методом PE-ALD возможно при аспектном отношении наноструктур не менее 8:1, что превышает значение соотношения сторон при нанесении слоя GaP другими низкотемпературными методами.

Осаждение слоя GaP проведено на  $b\text{-Si}$ , представляющий собой массив структур высотой около 1,9 мкм. В качестве подложек использовались кремниевые пластины диаметром 100 мм  $p$ -типа, легированные бором, с удельным сопротивлением 1–20 Ом·см. В качестве источников атомов Ga и P использовались металлорганическое соединение триметилгаллия (ТМГ) и газообразный фосфин ( $\text{PH}_3$ ). Для легирования слоя GaP атомами Si в процессе PE-ALD использовалась газовая смесь  $\text{SiH}_4/\text{H}_2$  с содержанием 1%  $\text{SiH}_4$ . Количество циклов равнялось 400 и скорость роста составляла 0,8 Å/цикл.

Методом ПЭМ были изучены структурные свойства слоя GaP на развитой поверхности черного кремния. Согласно ПЭМ-изображению, слой GaP имеет однородную структуру толщиной около 30 нм (см. рисунок 11).

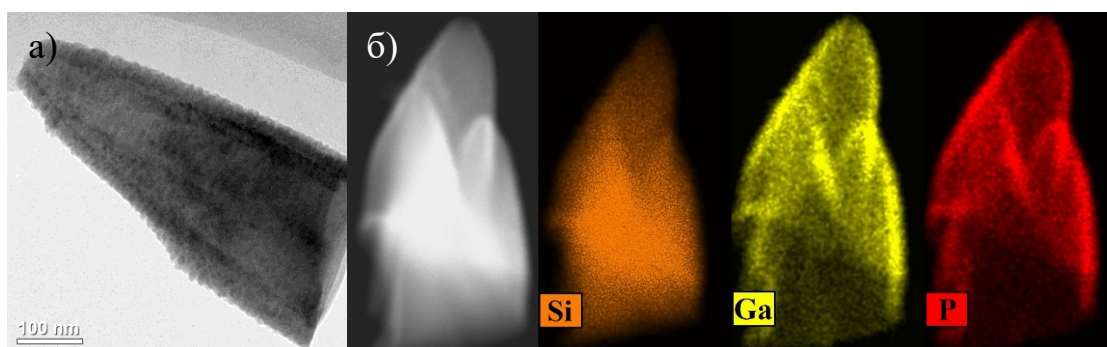


Рисунок 11 – ПЭМ-изображение  $b\text{-Si}$  с осажденным слоем GaP (а) и ЭДРС-карты элементного состава на поверхности структуры  $b\text{-Si}$  со слоем GaP (б)

Изображение с растровой ПЭМ в режиме высокоуглового кольцевого темнопольного изображения и ЭДРС-карты элементного состава на поверхности структуры  $b\text{-Si}$  представлены на рисунке 11 (б). Согласно ЭДРС-картам элементного состава, распределение атомов Ga и P в слое GaP равномерное.

Далее представлены этапы формирования гетероструктурного СЭ  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$ . Образцы  $\text{GaP}/b\text{-Si}$  были обработаны в десятипроцентном водном растворе  $\text{HF}$  в течение 1 минуты для удаления оксида с поверхности. Затем методом термического испарения был осажден алюминиевый тыльный контакт. После этого образцы  $\text{GaP}/b\text{-Si}$  были отожжены при различных температурах (600–700 °C) в течение 1 минуты в установке быстрого термического отжига для активации легирующей примеси кремния в  $\text{GaP}$  и формирования тыльного контакта. При отжиге алюминиевого контакта происходит диффузия алюминия в кремний с образованием сильнолегированного  $p^+$ -слоя, обеспечивающего омический контакт к  $p\text{-Si}$ . Перед термическим испарением лицевой серебряной контактной сетки размером  $1 \times 1$  см (шаг сетки 2 мм) и ее отжига лицевую сторону образца обрабатывали в растворе соляной кислоты. На рисунке 12 (а) представлены вольтамперные характеристики (AM1,5G, 100 мВт/см<sup>2</sup>, 25 °C) гетероструктурных СЭ  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$ .

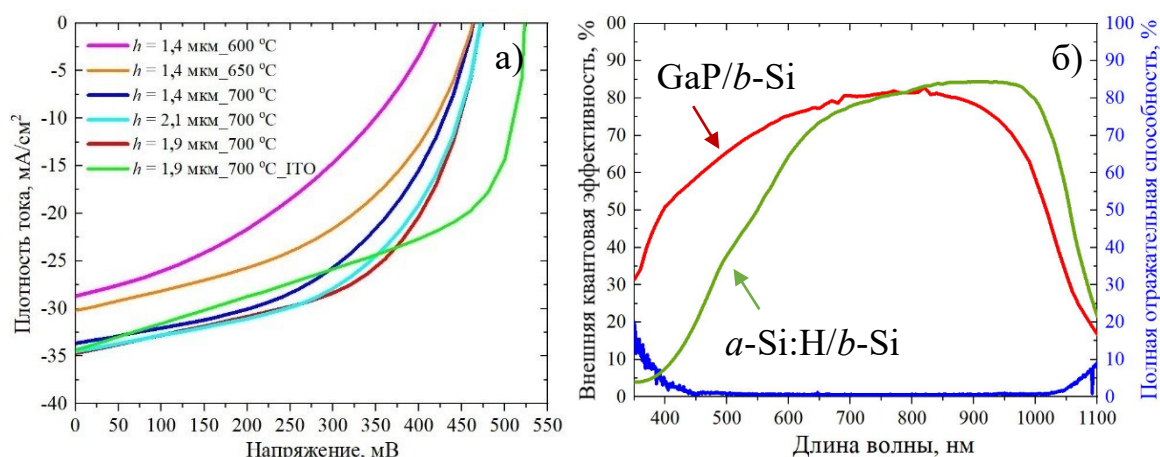


Рисунок 12 – Вольтамперные характеристики (а) и спектр внешней квантовой эффективности (б) гетероструктурных СЭ  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$

СЭ с гетеропереходом  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$  демонстрирует  $V_{xx} = 473$  мВ,  $J_{кз} = 34,7$  мА/см<sup>2</sup> и  $FF = 54,5\%$  без антиотражающего проводящего слоя и с шагом контактной сетки 2 мм. Согласно измеренному спектру  $EQE$ , представленному на рисунке 12 (б), гетероструктурный СЭ  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$  обладает повышенной фоточувствительностью в коротковолновой области спектра ( $<400$  нм) за счет снижения потерь на поглощение и низким коэффициентом полного отражения ( $<2\%$ ) при отсутствии дополнительных антиотражающих покрытий.

В заключении сформулированы основные результаты и выводы диссертационной работы:

Разработана и оптимизирована технология формирования структур черного кремния методом криогенного травления в индуктивно-связанной плазме  $\text{SF}_6/\text{O}_2$ . Показано, что добавление потока  $\text{Ar}$  в газовую смесь  $\text{SF}_6/\text{O}_2$  обеспечивает конусообразную форму наноструктур, при этом не оказывает негативного влияния на фотоэлектрические свойства. Структуры  $b\text{-Si}$  имеют высокое кристаллическое качество и ориентированы вдоль направления  $[100]$  кристаллической решетки кремния. Значение

времени жизни неосновных носителей заряда в объеме кремния после криогенного травления с потоком Ar ( $5 \text{ ст. см}^3/\text{мин}$ ) осталось на уровне 0,7 мс, как и для процесса травления без добавки Ar. Разработан режим травления через слой резиста PMGI, обеспечивающий формирование  $b\text{-Si}$  на пластинах (100), прошедших процедуру жидкостной химической обработки для удаления нарушенного при резке слоя.

Наноструктуры черного кремния демонстрируют слабую зависимость полной отражательной способности от угла падения светового пучка ( $\pm 65^\circ$ ) и длины волны в спектральном диапазоне 450–1000 нм. Оценочный расчет площади поверхности подложки с конусообразными структурами черного кремния показал, что площадь увеличивается не более чем в 10 раз.

Впервые сформированы гетероструктурные  $(p)a\text{-Si:H}/(n)c\text{-Si}$  солнечные элементы на основе наноструктурированного кремния и изучены свойства границы раздела  $a\text{-Si:H}/c\text{-Si}$ . Установлено, что плотность дефектов на границе раздела  $a\text{-Si:H}/c\text{-Si}$  уменьшается с увеличением толщины собственного  $(i)a\text{-Si:H}$  слоя. При пассивации  $(i)a\text{-Si:H}$  слоем было получено значение времени жизни, равное 0,75 мс, а при нанесении  $(p)a\text{-Si:H}$  поверх  $(i)a\text{-Si:H}$  было достигнуто 0,25 мс. Солнечный элемент на основе этого гетероперехода продемонстрировал  $V_{xx} = 658 \text{ мВ}$ .

На основе моделирования гетероперехода  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$  в COMSOL Multiphysics выявлены особенности распределения свободных носителей заряда, профиля электростатического потенциала, а также связанного с ним изгиба энергетических зон. Для оценки влияния плотности поверхностных состояний на интерфейсе гетероперехода  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$  в AFORS-HET выполнено одномерное моделирование, построена зонная диаграмма и рассчитаны частотно-температурные зависимости емкости и проводимости. Поскольку область пространственного заряда охватывает весь объем наноструктур  $b\text{-Si}$ , они оказываются полностью обеднены. В условиях полного обеднения  $b\text{-Si}$  наблюдается слабый изгиб зон на интерфейсе  $(p)a\text{-Si:H}/(n)b\text{-Si}$ , поэтому носители заряда, генерируемые в объеме наноструктуры, могут беспрепятственно диффундировать к поверхности  $b\text{-Si}$ . При высокой плотности поверхностных состояний это приводит к усилению рекомбинации на гетерогранице.

Впервые сформированы гетероструктурные  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$  солнечные элементы. Продемонстрировано конформное осаждение слоя фосфида галлия на наноструктурированную поверхность черного кремния методом плазмохимического атомно-слоевого осаждения. Солнечный элемент с гетеропереходом  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$  демонстрирует  $V_{xx} = 473 \text{ мВ}$ ,  $J_{кз} = 34,7 \text{ мА/см}^2$  и  $FF = 54,5\%$  без антиотражающего проводящего слоя и с шагом контактной сетки 2 мм. Установлено, что гетероструктурный  $(n)\text{GaP}/(p)b\text{-Si}$  СЭ обладает повышенной фоточувствительностью в диапазоне коротких длин волн за счет снижения потерь на поглощение и низким коэффициентом полного отражения ( $< 2\%$ ) при отсутствии дополнительных антиотражающих покрытий.

## СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Vyacheslavova E.A. Study of Cryogenic Unmasked Etching of «Black Silicon» with Ar Gas Additives / E.A. Vyacheslavova, I.A. Morozov, D.A. Kudryashov, et al. // ACS Omega. – 2022. – V. 7. – no. 7. – P. 6053–6057.
2. Vyacheslavova E.A. Black silicon formation using cryogenic etching and photoresist layer / E.A. Vyacheslavova, D.V. Mokhov, A.V. Uvarov, et al. // St. Petersburg State Polytechnical University Journal: Physics and Mathematics. – 2025. – V. 18. – no. 3.1. – P. 182–186.
3. Ярчук Э.Я. Исследование возможности повышения годовой выработки электроэнергии за счет использования кремниевых солнечных элементов с наноструктурированной поверхностью / Э.Я. Ярчук, Е.А. Вячеславова, А.С. Гудовских, М.З. Шварц // Физика и техника полупроводников. – 2023. – Т. 57. – № 7. – С. 522–525.
4. Gudovskikh A.S. Interface properties study of black silicon solar cells with front surface  $a$ -Si:H/ $c$ -Si heterojunction / A.S. Gudovskikh, A.I. Baranov, A.V. Uvarov, E.A. Vyacheslavova, et al. // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2025. – V. 58. – no. 4. – P. 045101.
5. Vyacheslavova E.A. Heterojunction solar cells based on nanostructured black silicon / E.A. Vyacheslavova, A.V. Uvarov, A.A. Maksimova, et al. // St. Petersburg State Polytechnical University Journal: Physics and Mathematics. – 2023. – V. 16. – no. 3.1. – P. 434–438.
6. Uvarov A.V. Conformal growth of GaP on high aspect ratio Si structured surface via plasma-enhanced atomic layer deposition / A.V. Uvarov, A.S. Gudovskikh, A.I. Baranov, A.A. Maksimova, E.A. Vyacheslavova, D. Kirilenko // Surface and Coatings Technology. – 2024. – V. 477. – P. 130357.
7. Vyacheslavova E.A. Gallium phosphide/black silicon heterojunction solar cells / E.A. Vyacheslavova, A.V. Uvarov, A.A. Maksimova, A.I. Baranov, A.S. Gudovskikh // St. Petersburg State Polytechnical University Journal: Physics and Mathematics. – 2024. – V. 17. – no. 3.1. – P. 199–203.

## Список использованных источников

1. Renewable capacity statistics 2024 [Электронный ресурс] / International Renewable Energy Agency. – Abu Dhabi: IRENA, 2024. – URL: <https://www.irena.org/Publications/2024/Mar/Renewable-Capacity-Statistics-2024> (дата обращения: 08.04.2025). – ISBN: 978-92-9260-587-2.
2. Arias M. Optical and electrical properties of silicon solar cells by wet chemical etching / M. Arias, M. Bricen, A. Marzo, A. Zarate // J. of the Chilean Chemical Society. – 2019. – V. 64. – no. 1. – P. 4268–4274.
3. Chuchvaga N.A. Problems arising from using KOH-IPA etchant to texture silicon wafers / N.A. Chuchvaga, N.M. Kislyakova, N.S. Tokmoldin, et al. // Technical Physics. – 2020. – V. 65. – no. 10. – P. 1685–1689.
4. Liu X. Black silicon: fabrication methods, properties and solar energy applications / X. Liu, P.R. Coxon, M. Peters, et al. // Energy & Environmental Science. – 2014. – V. 7. – no. 10. – P. 3223–3263.
5. Savin H. Black silicon solar cells with interdigitated back-contacts achieve 22.1% efficiency / H. Savin, P. Repo, G. von Gastrow, et al. // Nature Nanotechnology. – 2015. – V. 10. – no. 7. – P. 624–628.
6. Deligiannis D. Understanding the thickness-dependent effective lifetime of crystalline silicon passivated with a thin layer of intrinsic hydrogenated amorphous silicon using a nanometer-accurate wet-etching method / D. Deligiannis, V. Marioleas, R. Vasudevan, et al. // J. of Applied Physics. – 2016. – V. 119. – no. 23. – 235307.
7. Hussein E.H. Thermal annealing effect on the structural properties of epitaxial growth of GaP on Si substrate / E.H. Hussein, S. Dadgostar, F. Hatami, W.T. Masselink // J. of Crystal Growth. – 2015. – V. 419. – P. 42–46.
8. Sobolev M.S. MBE growth of GaP on a Si substrate / M.S. Sobolev, A.A. Lazarenko, E.V. Nikitina, et al. // Semiconductors. – 2015. – V. 49. – no. 4. – P. 559–562.
9. Gudovskikh A.S. Low temperature plasma enhanced deposition approach for fabrication of microcrystalline GaP/Si superlattice / A.S. Gudovskikh, A.V. Uvarov, I.A. Morozov, A.I. Baranov, et al. // Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films. – 2018. – V. 36. – no. 2. – 02D408.
10. Zin N.S. RIE-induced carrier lifetime degradation / N.S. Zin, A. Blakers, K. Weber // Progress in Photovoltaics: Research and Applications. – 2010. – V. 18. – no. 3. – P. 214–220.
11. Chen Q. Plasma etching-induced bulk lifetime degradation of crystalline silicon wafers: The role of surface contamination and radiation defects / Q. Chen, Y. Liu, Y. Wang, et al. // Solar Energy Materials and Solar Cells. – 2019. – V. 186. – P. 392–398.
12. Kudryashov D.A. Investigation of silicon wafers thermal degradation by photoluminescence decay measurements / D.A. Kudryashov, A.S. Gudovskikh, A.V. Uvarov, E.V. Nikitina // AIP Conference Proceedings. – 2018. – V. 2012. – no. 040005. – P. 1–7.
13. Kleider J.-P. Characterization of silicon heterojunction for solar cells / J.-P. Kleider, J. Alvarez, A.V. Ankudinov, et al. // Nanoscale Research Letters. – 2011. – V. 6. – no. 1. – P. 152.

14. Gudovskikh A.S. Impact of interface recombination on quantum efficiency of a-Si:H/c-Si solar cells based on Si wires / A.S. Gudovskikh, D.A. Kudryashov, A.I. Baranov // Phys. Status Solidi (A) Applications and Materials. – 2021. – V. 218. – no. 22. – P. 2100339.
15. Gudovskikh A.S. Interface properties of a-Si:H/c-Si heterojunction solar cells from admittance spectroscopy / A.S. Gudovskikh, J.P. Kleider, J. Damon-Lacoste, et al. // Thin Solid Films. – 2006. – V. 511–512. – P. 385–389.
16. Uvarov A.V. Conformal growth of GaP on high aspect ratio Si structured surface via plasma-enhanced atomic layer deposition / A.V. Uvarov, A.S. Gudovskikh, A.I. Baranov, et al. // Surface and Coatings Technology. – 2024. – V. 477. – P. 130357.